



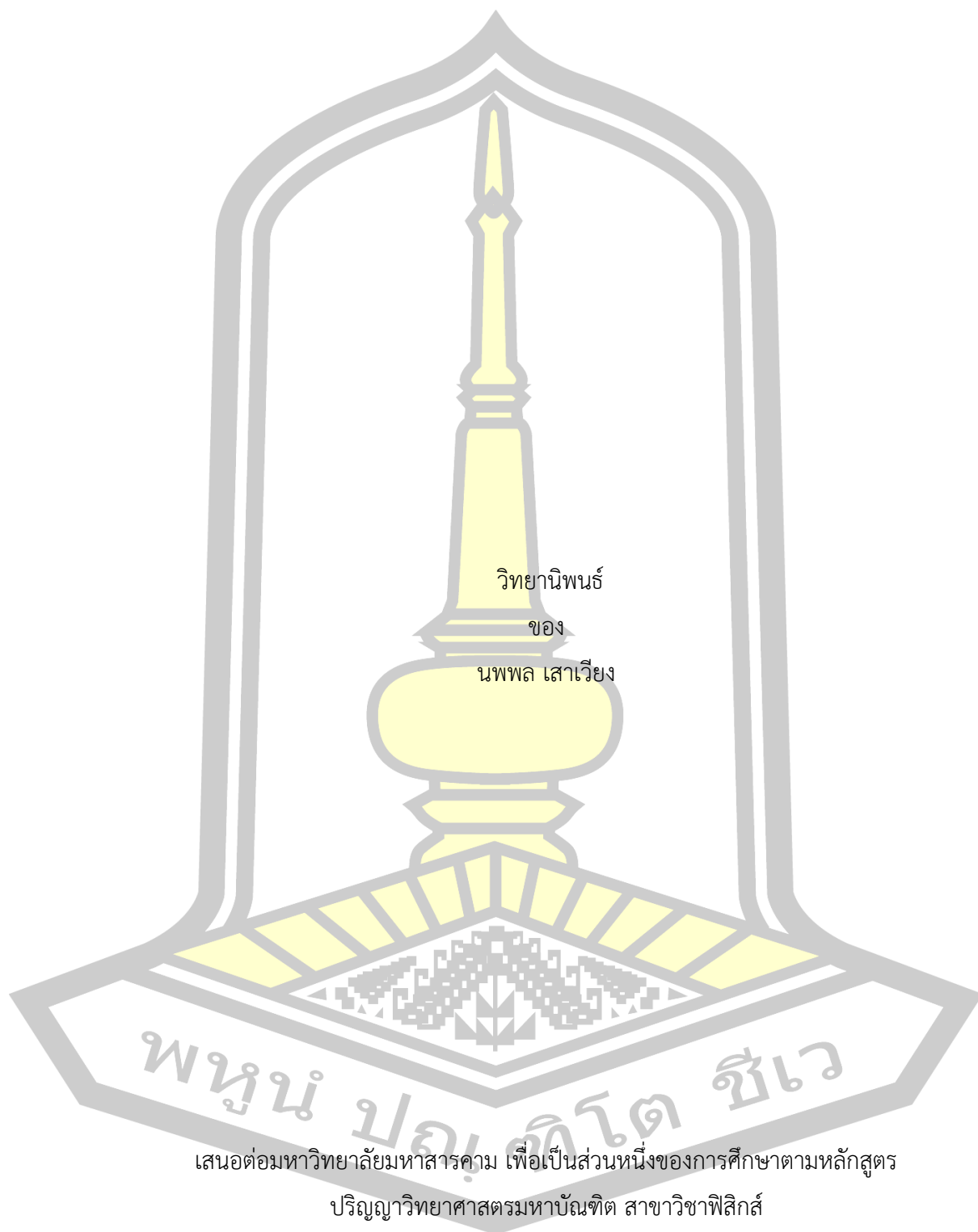
การสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรจีเนทเตดอะมอร์ฟัสคาร์บอนโดยแหล่งกำเนิดพลาสมาพลังงานสูง

วิทยานิพนธ์  
ของ  
นพพล เสาวเวียง

เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร  
ปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาฟิสิกส์  
พฤษภาคม 2562

สงวนลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

การสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรจินเนตอะมอร์ฟัสคาร์บอนโดยแหล่งกำเนิดพลาสมาพลังงานสูง



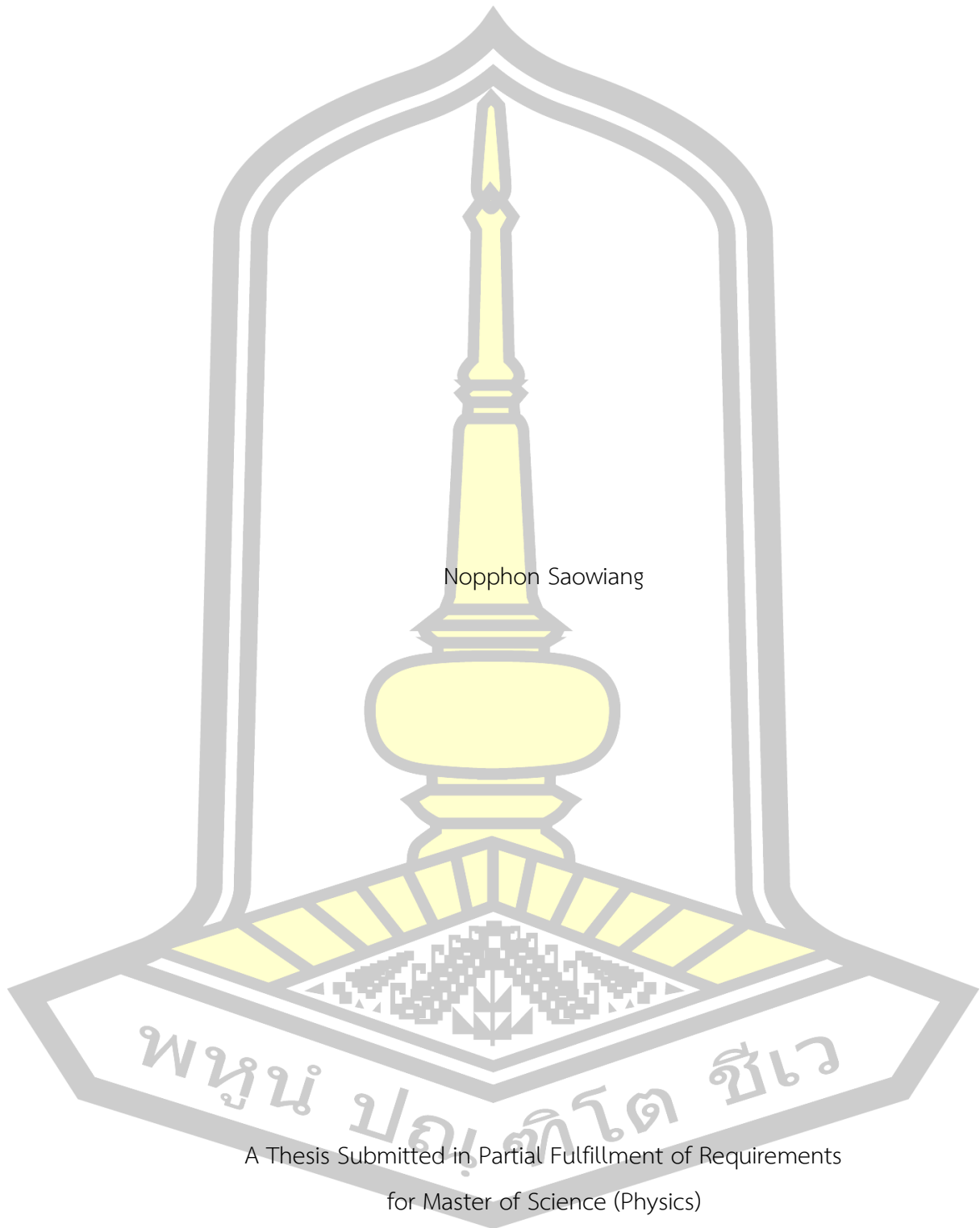
เสนอต่อมหาวิทยาลัยมหาสารคาม เพื่อเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร

ปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาฟิสิกส์

พฤษภาคม 2562

สงวนลิขสิทธิ์เป็นของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

Synthesis of Hydrogenated Amorphous Carbon Films by an Energetic Plasma Source



Nopphon Saowiang

A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of Requirements  
for Master of Science (Physics)

May 2019

Copyright of Mahasarakham University



คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ ได้พิจารณาวิทยานิพนธ์ของนายนพพล เสาวเวียง แล้ว เห็นสมควรรับเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญา วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชา ฟิสิกส์ ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

ประธานกรรมการ

(ผศ. ดร. วิยะดา หาญუნะ )

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

(ผศ. ดร. พิษณุ พูลเจริญศิลป์ )

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

(ผศ. ดร. อาทิตย์ ฉิ่งสูงเนิน )

กรรมการ

(อ. ดร. นิตศักดิ์ ปาสาจะ )

กรรมการ

(ผศ. ดร. ปวีณา เหลากุล )

มหาวิทยาลัยขอนแก่นให้รับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้ เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตร ปริญญา วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวิชาฟิสิกส์ ของมหาวิทยาลัยมหาสารคาม

(ศ. ดร. ไพโรจน์ ประมวล )

(ผศ.ดร. กริสน์ ชัยมูล )

คณบดีคณะวิทยาศาสตร์

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

พูน บัณฑิต ชีวะ



ชื่อเรื่อง	การสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรจิเนทเตดอะมอร์ฟัสคาร์บอนโดยแหล่งกำเนิดพลาสมาพลังงานสูง		
ผู้วิจัย	นพพล เสาวเวียง		
อาจารย์ที่ปรึกษา	ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. พิษณุ พูลเจริญศิลป์ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. อาทิตย์ ฉิ่งสูงเนิน		
ปริญญา	วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต	สาขาวิชา	ฟิสิกส์
มหาวิทยาลัย	มหาวิทยาลัยมหาสารคาม	ปีที่พิมพ์	2562

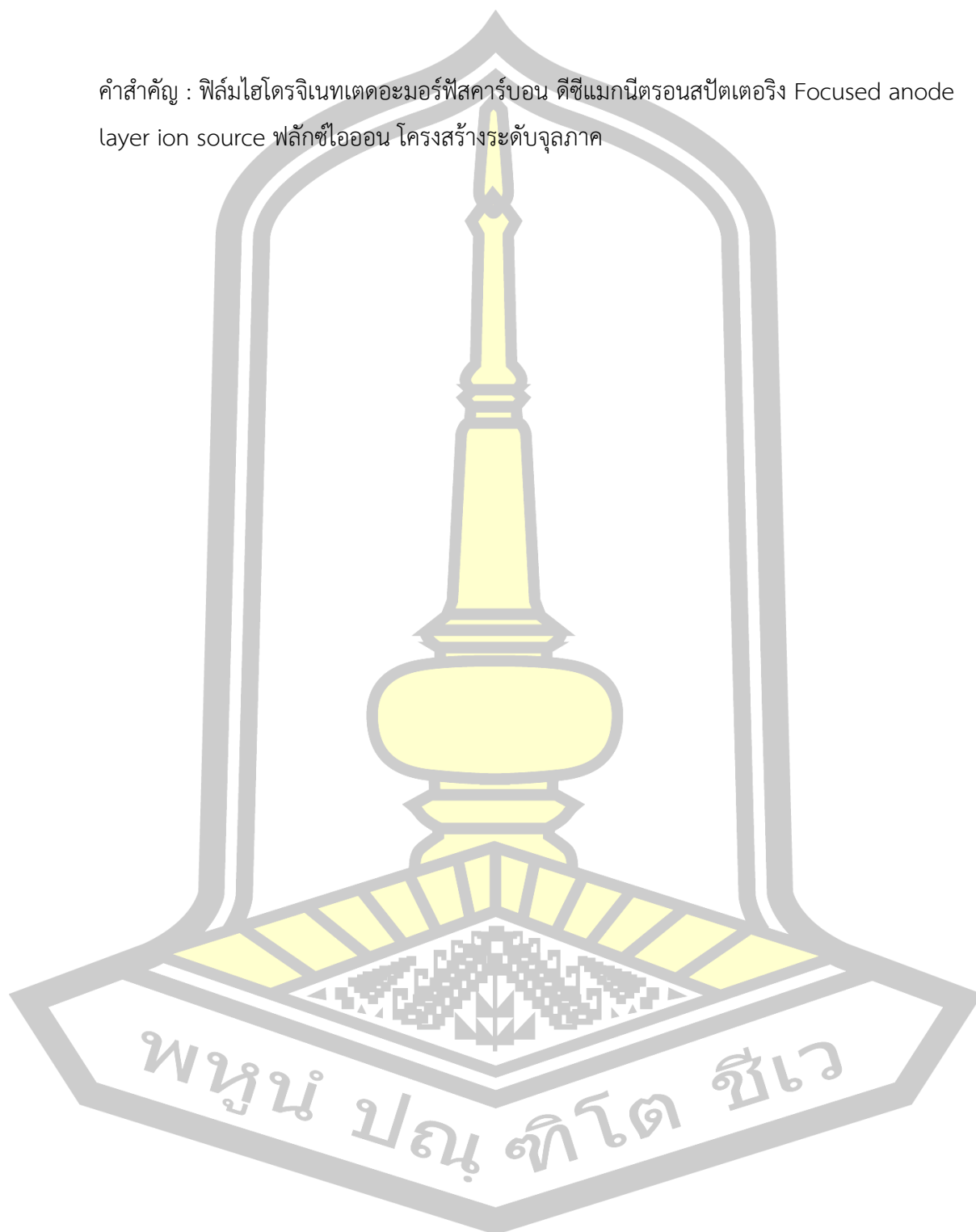
### บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้เกี่ยวข้องกับการสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรจิเนทเตดอะมอร์ฟัสคาร์บอนโดยพลาสมาพลังงานสูงซึ่งสามารถสร้างได้โดยการใช้ศักย์ไบอัสเหนี่ยวนำสำหรับเทคนิคการตกสะสมดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง และกำเนิดได้โดยตรงสำหรับ Focused anode layer ion source เพื่อศึกษาอิทธิพลของปริมาณพลาสมาไอออนและพลังงานที่มีต่อโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H บนแผ่นผลึกซิลิกอน จากการใช้หัววัดแลงเมียร์ทำให้ทราบว่าพลาสมาไอออนที่ตกกระทบแผ่นซิลิกอนระหว่างกระบวนการตกสะสม มีค่าอยู่ในย่าน  $10^{18}$  ถึง  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  สำหรับเทคนิคดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง นอกจากนี้ยังพบว่า ปริมาณพลาสมาไอออนมีความสัมพันธ์โดยตรงกับกระแสดิสชาร์จที่จ่ายให้หัวแมกนีตรอนสปัตเตอริง แต่เป็นอิสระจากศักย์ไบอัสแผ่นซิลิกอน การศึกษาโครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์ม a-C:H ด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี พบว่าการเพิ่มปริมาณพลาสมาไอออน มีผลทำให้สัดส่วน  $sp^2/sp^3$  ในฟิล์ม a-C:H เพิ่มขึ้นอย่างมีนัยสำคัญ ในทางตรงข้ามศักย์ไบอัสที่มากกว่า  $-200 \text{ V}$  ทำให้สัดส่วน  $sp^2/sp^3$  มีแนวโน้มลดลง และช่วยให้ฟิล์มมีคุณสมบัติคล้ายเพชรมากขึ้น

ในขณะที่การสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ด้วย Focused anode layer ion source การวินิจฉัยพลาสมาไอออนทำให้ทราบว่า ถ้าไอออนที่กำเนิดขึ้นจากแหล่งกำเนิดนี้มีลักษณะเป็นทรงกระบอกทรงและทรงกรวยกรวย หากแหวนแอโนดไม่ได้รับการปรับมุมและแหวนแอโนดได้รับการปรับมมน้อยกว่า  $70^\circ$  โดยเส้นผ่านศูนย์กลางลำไอออนมีค่า 30 mm และ 24 mm ตามลำดับ อย่างไรก็ตามพลาสมาไอออนมีค่าในย่าน  $10^{17}$  และ  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  ที่ขอบภาชนะสุญญากาศ และ ณ ตำแหน่งลำไอออน ตามลำดับ โปรไฟล์ของพลาสมาไอออนขึ้นอยู่กับความดันแก๊สและศักย์ดิสชาร์จ โครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ได้รับการเปิดเผยโดยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี XPS และ NEXAFS พบว่าฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จมากกว่า 1000 V มีความคล้ายแกรไฟต์ ในขณะที่ฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V มีคุณสมบัติคล้ายเพชร แสดงให้เห็นว่าพลาสมาไอออนและพลังงาน

ไอออนส่งผลโดยตรงต่อโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H

คำสำคัญ : ฟิล์มไฮโดรจิเนทเตอะมอร์ฟัสคาร์บอน ดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง Focused anode layer ion source ฟลักซ์ไอออน โครงสร้างระดับจุลภาค



**TITLE** Synthesis of Hydrogenated Amorphous Carbon Films by an Energetic Plasma Source

**AUTHOR** Nopphon Saowiang

**ADVISORS** Assistant Professor Phitsanu Poolcharuansin , Ph.D.  
Assistant Professor Artit Chingsungnoen , Ph.D.

**DEGREE** Master of Science **MAJOR** Physics

**UNIVERSITY** Mahasarakham **YEAR** 2019  
University

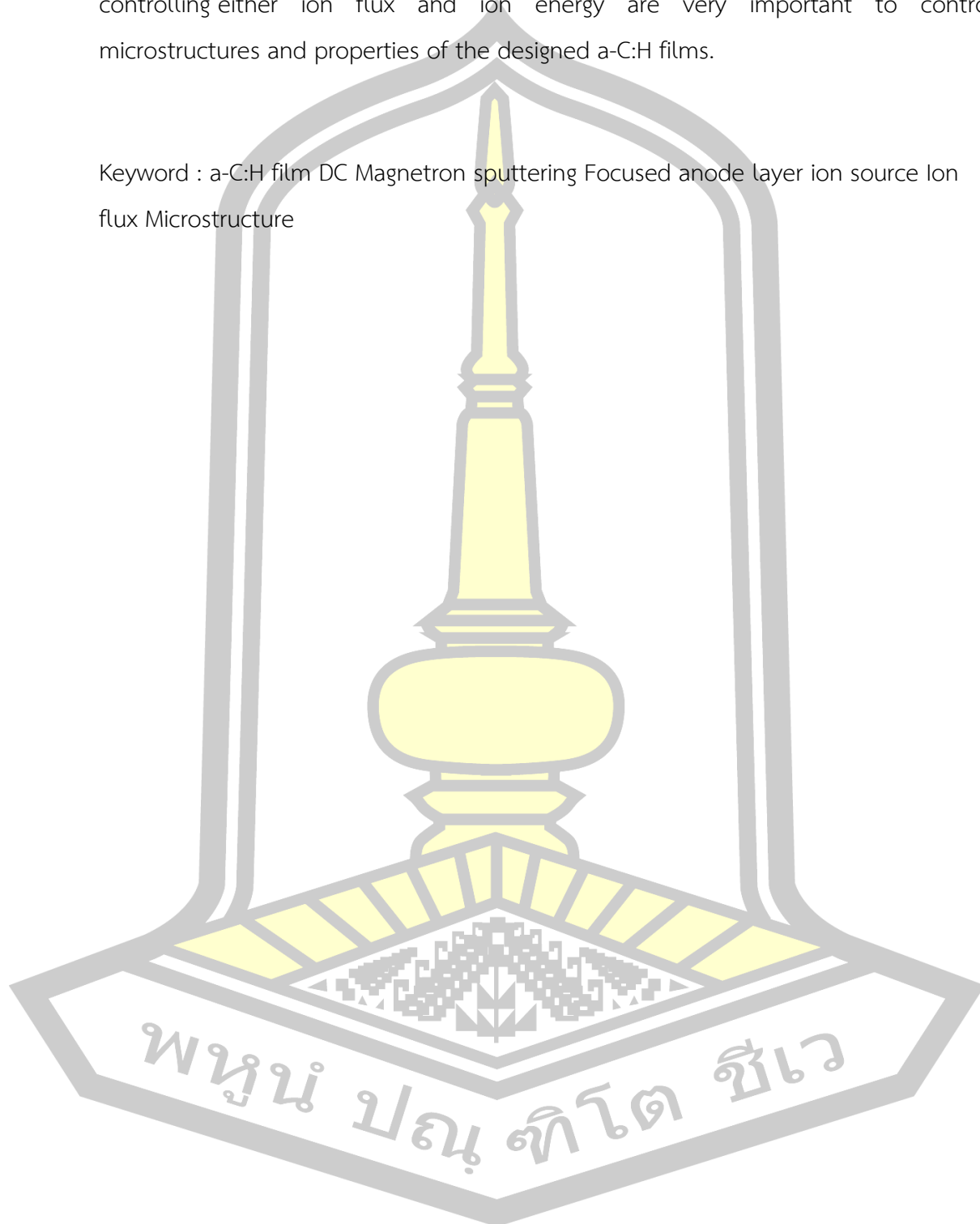
### ABSTRACT

This research is associated with the deposition process for hydrogenated amorphous carbon films (a-C:H) by energetic plasma sources including (1) magnetron sputtering with substrate biasing and (2) a focused anode layer ion source (FALIS). For the first approach, i.e., the magnetron sputtering, the influence of ion flux and substrate bias voltage on the microstructure of a-C:H films has been investigated. It was shown from the Langmuir probe that ion flux at the substrate position is in the range of  $10^{18} - 10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  for the given process conditions. Furthermore, the flux of ions is proportional to the discharge current, however, nearly independent from the substrate bias voltage. The microstructure of a-C:H film has been investigated using Raman spectroscopy. It was found that increasing the amount of ion flux gives rise to an increase in  $sp^2/sp^3$  ratio indicating a larger grain size of the graphite structure in the film a-C:H. However, the substrate bias over -200 V results in a dramatic decrease of  $sp^2/sp^3$  ratio presenting a higher diamond-like structure in the deposited films.

For the second approach, i.e., FALIS, ion flux is highly non-uniform. The ion flux at the beam center is in the range between  $10^{17}$  and  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$ . The ion flux profile at the substrate depends on the gas pressure and the discharge potential. The structure of the a-C:H films was revealed by Raman spectroscopy, XPS and NEXAFS techniques. It was found that the a-C:H film has graphite properties to increase with the increase of discharge voltage 620 V to 1340 V. This may due to excessive flux

and energy of the particles transferring the films. It suggests that monitoring and controlling either ion flux and ion energy are very important to control microstructures and properties of the designed a-C:H films.

Keyword : a-C:H film DC Magnetron sputtering Focused anode layer ion source Ion flux Microstructure



## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จสมบูรณ์ได้ด้วยดีเนื่องด้วยได้รับความช่วยเหลือจากบุคลากรหลายท่านด้วยกัน ผู้ทำวิทยานิพนธ์ ขอขอบพระคุณ ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. พิษณุ พูลเจริญศิลป์ ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. อาทิตย์ ฉิ่งสูงเนิน ผู้ที่เป็นที่ปรึกษาพร้อม ที่ได้ให้คำแนะนำ คำปรึกษา ความช่วยเหลือในการดำเนินงาน ตรวจสอบข้อบกพร่อง แนะนำวิธีการแก้ปัญหาในการทำวิทยานิพนธ์ ตลอดจนการสนับสนุนให้เข้าร่วมงานสัมมนาทั้งในระดับชาติ และระดับนานาชาติ

ขอขอบคุณบุคลากรภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคามทุกท่านที่อำนวยความสะดวกในการเบิกเครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลองและให้คำแนะนำเกี่ยวกับการใช้อุปกรณ์สำหรับวิทยานิพนธ์นี้ และขอขอบคุณ คุณเอกพล เพ็ชรนวก เจ้าหน้าที่ประจำโรงประลองวิชาภาควิชาฟิสิกส์ ที่คอยให้คำแนะนำการออกแบบและการใช้เครื่องกลึง เครื่องกัด รวมถึงอุปกรณ์อื่น ๆ สำหรับใช้ขึ้นรูปโลหะ โพลีเมอร์ และเซรามิก เพื่อนำมาประกอบเป็นเครื่องมือสำหรับวิทยานิพนธ์ เครื่องมือสำหรับการเรียนรู้เพิ่มเติม

ขอขอบคุณ ดร. ศรายุทธ ต้นมี ดร. ชนรรค์ เอื้อรักสกุล และนายอุกฤษฏ์ ฤทธิหงส์ สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) ที่ให้ความอนุเคราะห์และให้คำปรึกษาด้านการวัดและวิเคราะห์ฟิล์มด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี XPS และ NEXAFS

ขอขอบพระคุณบิดามารดาของผู้ทำโครงการงานที่ให้การอบรมเลี้ยงดู อุปการะในการศึกษา เป็นผู้ให้กำลังใจอยู่เบื้องหลังความสำเร็จในครั้งนี้อย่างดีและตลอดมา และขอขอบคุณพี่ๆ เพื่อนๆ และรุ่นน้องภาควิชาฟิสิกส์ที่มีส่วนเกี่ยวข้อง ให้การช่วยเหลือ และคอยให้กำลังใจในการทำโครงการครั้งนี้จนสำเร็จไปด้วยดี

สุดท้าย ขอขอบคุณศูนย์ความเป็นเลิศทางฟิสิกส์ ที่ได้สนับสนุนค่าใช้จ่ายในการดำเนินการวิจัย ภายใต้สัญญาเลขที่ “ThEP-61-EQP-MSU2”

พูน ปรณ ทิโต ชีเว

นพพล เสาวเวียง

## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย .....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ .....	ฉ
กิตติกรรมประกาศ.....	ช
สารบัญ.....	ณ
สารบัญตาราง .....	ฐ
สารบัญภาพ .....	ฑ
บทที่ 1 .....	1
บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาของการวิจัย .....	1
1.2 ความมุ่งหมายของการวิจัย .....	2
1.3 ขอบเขตงานวิจัย.....	2
1.4 ผลที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย .....	2
1.5 สถานที่ทำการวิจัย.....	3
1.6 ระยะเวลาทำการวิจัย .....	3
1.7 เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย .....	5
บทที่ 2 .....	6
เอกสารที่เกี่ยวข้อง .....	6
2.1 ทบทวนวรรณกรรมและเอกสารที่เกี่ยวข้อง.....	6
2.2 คาร์บอน.....	10
2.2.1 การเกิดไฮบริดเซชัน .....	11
2.2.1.1 ไฮบริดเซชันแบบ $sp^3$ .....	11

2.2.1.2 ไฮบริไดเซชันแบบ $sp^2$ .....	14
2.2.1.3 ไฮบริไดเซชันแบบ $sp$ .....	16
2.3 พิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร .....	18
2.3.1 โครงสร้างของ DLC .....	20
2.4 กระบวนการเคลือบผิวด้วยไอออนพลังงานสูง .....	24
2.5 การออกแบบและการสร้างพลาสมาพลังงานสูง .....	26
2.5.1 แหล่งกำเนิดแมกนีตรอน .....	27
2.5.2 Anode layer ion source .....	28
2.6 พัลส์ไอออนและหัววัดแสงเมียร์ .....	30
2.6.1 พัลส์ไอออน .....	30
2.6.2 หัววัดแสงเมียร์.....	32
2.7 การวิเคราะห์คุณสมบัติโครงสร้าง .....	33
2.7.1 Raman spectroscopy .....	33
2.7.2 X-ray Photoelectron Spectroscopy.....	36
2.7.3 X-ray Absorption Spectroscopy.....	39
2.7.3.1 X-ray absorption near-edge structure .....	40
2.7.3.2 Extended X-ray Absorption fine structure (EXAFS) .....	42
2.7.3.3 Near-Edge X-Ray Absorption Fine-Structure (NEXAFS) .....	44
2.7.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy).....	46
บทที่ 3 .....	47
อุปกรณ์และวิธีดำเนินงานวิจัย .....	47
3.1 ระบบเคลือบฟิล์มบาง .....	48
3.1.1 ระบบสุญญากาศ.....	48
3.1.2 ระบบแก๊ส.....	49

3.1.3	ขั้นตอนการเดินและหยุดระบบสุญญากาศ .....	49
3.2	การดำเนินงาน.....	51
3.2.1	การวัดฟลักซ์ไอออน.....	51
3.2.1.1	การวัดฟลักซ์ไอออนในระบบคิซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง.....	52
3.2.1.2	การวัดฟลักซ์ไอออนจาก Anode layer ion source.....	53
3.2.2	การสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจนทเตดอะมอร์ฟัสคาร์บอน .....	55
3.2.2.1	การทำความสะอาดแผ่นฐาน .....	55
3.2.2.2	การตกสะสมด้วยเทคนิคคิซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง .....	56
3.2.2.3	การตกสะสมด้วยแหล่งกำเนิด Focused anode layer ion source .....	57
3.3	การปรับเส้นโค้งสเปกตรัม X-ray Photoelectron Spectroscopy .....	58
3.4	การปรับเส้นโค้งสเปกตรัม Near-Edge X-ray Absorption Fine-Structure.....	62
บทที่ 4	.....	68
	ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง.....	68
4.1	ผลการวัดฟลักซ์ไอออน .....	68
4.1.1	การวัดฟลักซ์ไอออนในระบบคิซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง.....	68
4.1.2	การวัดฟลักซ์ไอออนจาก Anode layer ion source .....	74
4.2	ผลการตรวจวัดและวิเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจนทเตดอะมอร์ฟัสคาร์บอน .....	82
4.2.1	การตกสะสมด้วยเทคนิคคิซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง .....	82
4.2.2	การตกสะสมด้วยเทคนิค Focused anode layer ion source .....	88
4.2.2.1	การวิเคราะห์ Raman spectroscopy.....	89
4.2.2.2	การวิเคราะห์ X-ray Photoelectron Spectroscopy.....	95
4.2.2.3	การวิเคราะห์ Near Edge X-ray Absorption Fine Structure.....	103
4.2.2.4	การวิเคราะห์ลักษณะทางสัณฐานวิทยา .....	115
บทที่ 5	.....	120



สรุปและข้อเสนอแนะ .....120

    5.1 สรุปผลการทดลอง.....120

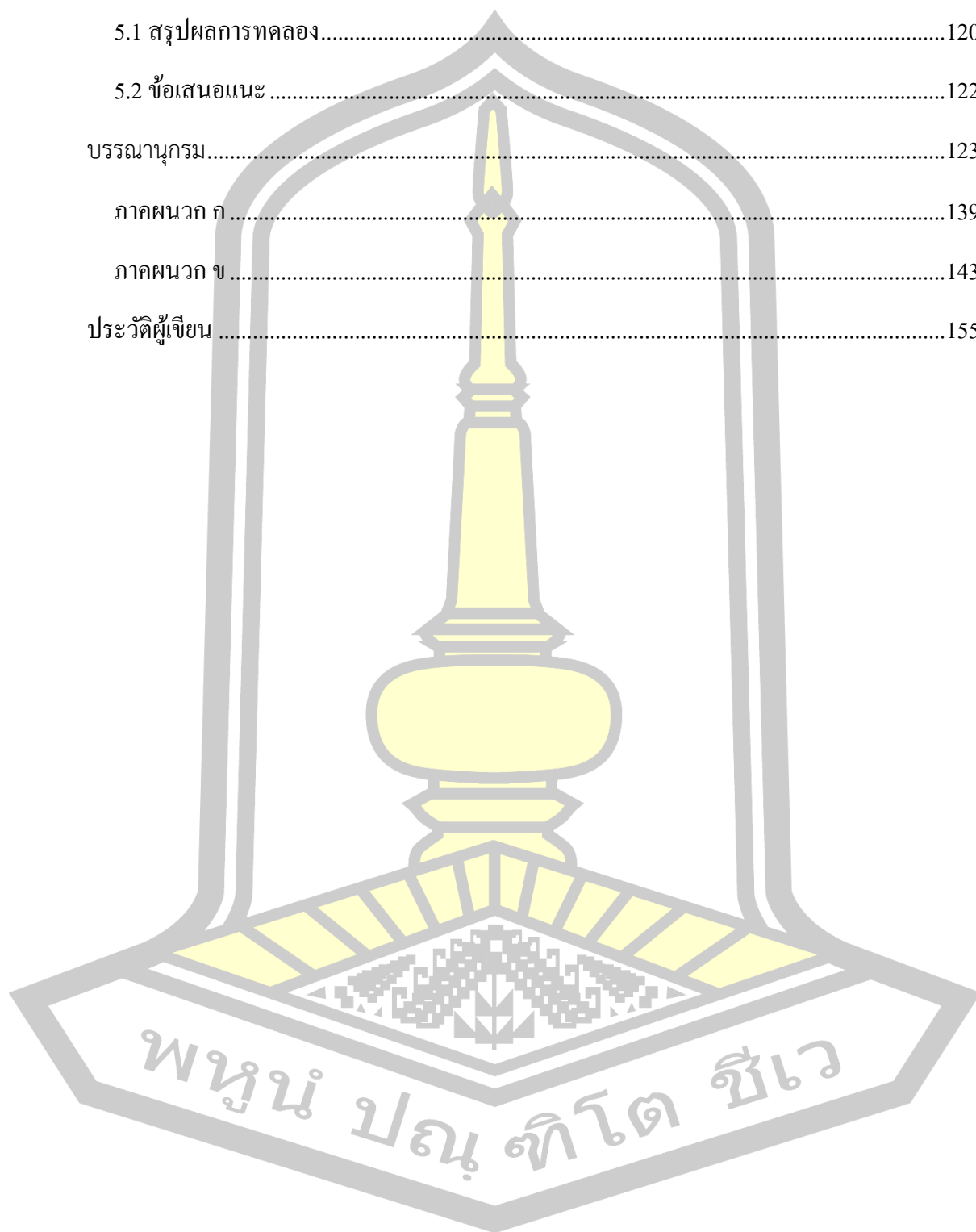
    5.2 ข้อเสนอแนะ .....122

บรรณานุกรม.....123

    ภาคผนวก ก .....139

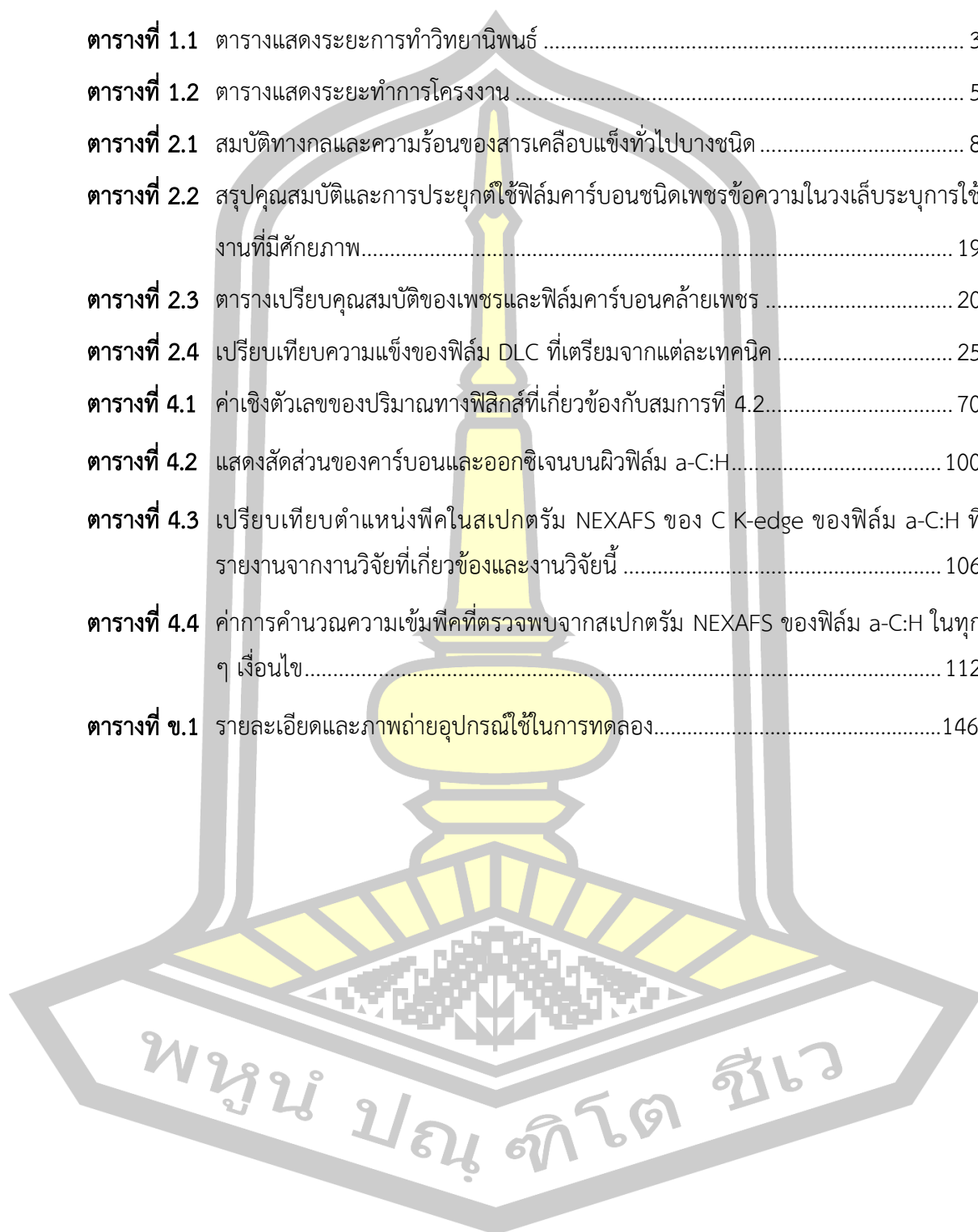
    ภาคผนวก ข .....143

ประวัติผู้เขียน .....155



## สารบัญตาราง

ตารางที่ 1.1	ตารางแสดงระยะการทำวิทยานิพนธ์ .....	3
ตารางที่ 1.2	ตารางแสดงระยะทำการโครงงาน .....	5
ตารางที่ 2.1	สมบัติทางกลและความร้อนของสารเคลือบแข็งทั่วไปบางชนิด .....	8
ตารางที่ 2.2	สรุปคุณสมบัติและการประยุกต์ใช้ฟิล์มคาร์บอนชนิดเพชรข้อความในวงเล็บระบุการใช้งานที่มีศักยภาพ.....	19
ตารางที่ 2.3	ตารางเปรียบเทียบสมบัติของเพชรและฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร .....	20
ตารางที่ 2.4	เปรียบเทียบความแข็งของฟิล์ม DLC ที่เตรียมจากแต่ละเทคนิค .....	25
ตารางที่ 4.1	ค่าเชิงตัวเลขของปริมาณทางฟิสิกส์ที่เกี่ยวข้องกับสมการที่ 4.2.....	70
ตารางที่ 4.2	แสดงสัดส่วนของคาร์บอนและออกซิเจนบนผิวฟิล์ม a-C:H.....	100
ตารางที่ 4.3	เปรียบเทียบตำแหน่งพิกในสเปกตรัม NEXAFS ของ C K-edge ของฟิล์ม a-C:H ที่รายงานจากงานวิจัยที่เกี่ยวข้องและงานวิจัยนี้ .....	106
ตารางที่ 4.4	ค่าการคำนวณความเข้มฟลักที่ตรวจพบจากสเปกตรัม NEXAFS ของฟิล์ม a-C:H ในทุกๆ เงื่อนไข.....	112
ตารางที่ ข.1	รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง.....	146



## สารบัญภาพ

ภาพประกอบ 2.1	จำนวนงานตีพิมพ์เกี่ยวกับการเคลือบคาร์บอนเหมือนเพชรในช่วงสี่ทศวรรษ (ข้อมูลจากฐานข้อมูล Scopus).....	9
ภาพประกอบ 2.2	ความเค้นภายใน สัดส่วน $sp^3$ ความหนาแน่น ค่ายังมอร์ดูลัส และความแข็งของฟิล์ม ta-C:H กับพลังงานต่ออะตอมคาร์บอน โดย Weiler และคณะ [7] .....	9
ภาพประกอบ 2.3	สัญลักษณ์และโครงสร้างชั้นพลังงานอิเล็กตรอนของคาร์บอน [21].....	10
ภาพประกอบ 2.4	ก) การจัดเรียงอิเล็กตรอนของอะตอมคาร์บอนที่สถานะพื้น ข) การจัดเรียงอิเล็กตรอนของอะตอมคาร์บอนที่สถานะถูกกระตุ้น [21].....	12
ภาพประกอบ 2.5	ไดอะแกรมการเกิดไฮบริดเซชันแบบ $sp^3$ ของอะตอมคาร์บอน [21] .....	12
ภาพประกอบ 2.6	การรวมตัวระหว่างออร์บิทัล 2s กับออร์บิทัล $2p_x$ $2p_y$ และ $2p_z$ นำมาสู่ไฮบริดออร์บิทัลที่มีรูปร่างเป็นทรงสี่หน้า (tetrahedron) โดยแสดงการเกิดพันธะในมีเทน อิเล็กตรอนที่เข้าคู่ในแต่ละออร์บิทัลโมเลกุล เกิดจากการซ้อนทับของออร์บิทัล $sp^3$ ของคาร์บอน และออร์บิทัล 1s ของไฮโดรเจน [21].....	13
ภาพประกอบ 2.7	การจัดเรียงตัวของออร์บิทัล 2s $2p_x$ $2p_y$ และไฮบริดเซชันแบบ $sp^2$ [21] .....	14
ภาพประกอบ 2.8	แสดงการเกิดพันธะซิกมาในเอทิลีน (รูปนี้ไม่ได้แสดงออร์บิทัล $2p_z$ ) [21].....	15
ภาพประกอบ 2.9	โครงสร้างโมเลกุลและแบบจำลองโมเลกุลแบบลูกกลมสำหรับเอทิลีน [21] ...	15
ภาพประกอบ 2.10	ไดอะแกรมการเกิดไฮบริดเซชันแบบ $sp^2$ ของอะตอมคาร์บอน [21] .....	16
ภาพประกอบ 2.11	การจัดเรียงตัวของออร์บิทัล 2s $2p_x$ และไฮบริดเซชันแบบ sp [21].....	17
ภาพประกอบ 2.12	แสดงพันธะซิกมาของอะเซทิลีน พร้อมทั้งโครงสร้างโมเลกุลและแบบจำลองโมเลกุลของอะเซทิลีน [21].....	17
ภาพประกอบ 2.13	ไดอะแกรมการเกิดไฮบริดเซชันแบบ sp ของอะตอมคาร์บอน [21] .....	18
ภาพประกอบ 2.14	พันธะไฮบริดเซชัน $sp^3$ $sp^2$ และ $sp$ ของคาร์บอน [26].....	21
ภาพประกอบ 2.15	Ternary phase diagram ของฟิล์ม DLC พิจารณาจาก $sp^2$ $sp^3$ และปริมาณไฮโดรเจน .....	22
ภาพประกอบ 2.16	การจำลองโมเลกุลแบบไดนามิกของโครงสร้างอะตอมของฟิล์ม DLC ที่เติมไฮโดรเจน [31].....	23

ภาพประกอบ 2.17	ผลของพลังงานไอออนคาร์บอนต่อความแข็งของฟิล์ม ta-C:H รายงานโดย Weiler และคณะ [7].....	26
ภาพประกอบ 2.18	ก. การวางแผนแม่เหล็กถาวร ข. เส้นแรงแม่เหล็กที่เกิดจากแม่เหล็กถาวร .....	27
ภาพประกอบ 2.19	ภาคตัดขวางโครงสร้างอย่างง่ายของแหล่งกำเนิดแมกนีตรอน .....	28
ภาพประกอบ 2.20	ไดอะแกรมภาคตัดตามขวางของแหล่งกำเนิด Anode layer ion source .....	29
ภาพประกอบ 2.21	ไดอะแกรมการเคลื่อนที่ของไอออนในท่อตรง .....	30
ภาพประกอบ 2.22	ไดอะแกรมโครงสร้างของหัววัดแลงเมียร์ .....	32
ภาพประกอบ 2.23	ภาพรวม ด้านบน และด้านล่างของหัววัดแลงเมียร์จากโปรแกรม solid work	33
ภาพประกอบ 2.24	การกระเจิงรามาน [43].....	34
ภาพประกอบ 2.25	การกระเจิงแสงแบบ stroke และ anti-stroke [21].....	35
ภาพประกอบ 2.26	สเปกตรัมการกระเจิงของรามานของฟิล์ม DLC ที่เคลือบด้วย PECVD ลงบนคาร์บอนไนไตรด์ [46] .....	36
ภาพประกอบ 2.27	แผนภาพแบบหยาบปรากฏการณ์ทางฟิสิกส์ของเทคนิค XPSหรือ “การเกิดโฟโตอิเล็กทริก” [21].....	37
ภาพประกอบ 2.28	สเปกตรัม XPS ของฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร [52].....	38
ภาพประกอบ 2.29	ก) ตัวอย่างการดูดกลืนรังสีเอกซ์ [47] ข) ไดอะแกรมระดับพลังงานสำหรับ L-edge ( $L_I$ , $L_{II}$ และ $L_{III}$ ) การเปลี่ยนแปลง ( $2s$ และ $2p$ ไป $3d$ ) และการเปลี่ยนแปลง ( $1s$ ไป $3d$ และ $4p$ ) สำหรับ Mn ระดับพลังงานไม่ได้ถูกวาดขึ้นตามขนาด ยกตัวอย่างเช่น K-edge อยู่ที่ 6,539 eV และขอบ L อยู่ที่ 769, 650 และ 639 eV ตามลำดับ.....	40
ภาพประกอบ 2.30	แบบจำลองสเปกตรัม XANES และ EXAFS [21].....	41
ภาพประกอบ 2.31	ก) สเปกตรัมคาร์บอน K-edge ที่ได้จากสเปกตรัม NEXAFS ของฟิล์ม ns-C [64] ข) สเปกตรัมคาร์บอน K-edge ที่ได้จากสเปกตรัม NEXAFS ของ Activated Carbon Fibers [65].....	45
ภาพประกอบ 2.32	โครงสร้างของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด.....	46
ภาพประกอบ 3.1	ไดอะแกรมขั้นตอนการดำเนินงาน.....	47

ภาพประกอบ 3.2	ไดอะแกรมการติดตั้งอุปกรณ์หลักของระบบสุญญากาศและระบบแก๊ส .....	48
ภาพประกอบ 3.3	ไดอะแกรมระบบเคลือบฟิล์มไฮโดรจิเนตอะมอร์ฟัสคาร์บอน .....	51
ภาพประกอบ 3.4	ไดอะแกรมโครงสร้างภาคตัดขวางของหัววัดแลงเมียร์ .....	52
ภาพประกอบ 3.5	ไดอะแกรมการวัดฟลักซ์ไอออนในระบบดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง .....	53
ภาพประกอบ 3.6	ไดอะแกรมการวัดฟลักซ์ไอออนของแหล่งกำเนิด Anode layer ion source .	54
ภาพประกอบ 4.1	กราฟความสัมพันธ์ระหว่างศักย์ไบอัสและฟลักซ์ไอออนของพลาสมาอาร์กอน ภายใต้กำลังไฟฟ้าที่ใช้ขั้วหัวแมกนีตรอนที่ต่างกัน.....	68
ภาพประกอบ 4.2	ฟลักซ์ไอออนขณะตกสะสมตกสะสมไทเทเนียมและฟลักซ์ไอออนขณะดำเนินการตกสะสมฟิล์ม a-C:H ตามเวลา.....	72
ภาพประกอบ 4.3	กราฟตัวอย่างสัญญาณศักย์ไบอัสรูปแบบไบโพลาร์พัลส์และไดอะแกรมแสดงพฤติกรรมของฟลักซ์ไอออนเคลื่อนที่เข้าหาผิวฟิล์ม DLC ในช่วงศักย์ไบอัสเป็นลบ และฟลักซ์อิเล็กตรอนเคลื่อนที่เข้าหาผิวฟิล์ม DLC ในช่วงที่ศักย์ไบอัสเป็นบวก .....	73
ภาพประกอบ 4.4	ฟลักซ์ไอออนที่ตรวจวัดได้จาก Anode layer ion source แหวนแอโนดไม่ได้รับการปรับแต่งมุม และระยะห่างจากหัววัดแลงเมียร์กับแหล่งกำเนิดเป็น 6 cm (เมื่ออยู่ที่ตำแหน่งจุดศูนย์กลาง) .....	74
ภาพประกอบ 4.5	ภาพถ่ายลักษณะของลำไอออนที่กำเนิดจาก Anode layer ion source ก) ที่ความดัน 0.33 Pa ข) ที่ความดัน 1.99 Pa .....	76
ภาพประกอบ 4.6	แบบจำลองแหวนขั้วแอโนดที่ได้รับการปรับมุม ก) ขั้วแอโนดไม่ได้รับการปรับแต่งมีมุม 90° กับเส้นปกติ ข) ขั้วแอโนดได้รับการปรับแต่งมุมเป็น 70° กับเส้นปกติ และ ค) มุม 50° กับเส้นปกติ.....	76
ภาพประกอบ 4.7	ก) โพรไฟล์ของสนามไฟฟ้าและพลาสมาที่เกิดจาก Anode layer ion source และการกระจายตัวของไอออนหน้าช่องเปิด [76], [77] ข) โพรไฟล์ของสนามไฟฟ้าและพลาสมาที่เกิดจาก Focused anode layer ion source และการกระจายตัวของไอออนหน้าช่องเปิด ดัดแปลงจาก [76], [77] .....	77
ภาพประกอบ 4.8	ลักษณะของพลาสมาที่เกิดขึ้นจากแหล่งกำเนิด Anode layer ion source และ Focused anode layer ion source.....	78

- ภาพประกอบ 4.9** ฟลักซ์ไอออนที่ตรวจวัดได้จาก ALIS และ FALIS ซึ่งมีการปรับศักย์ดิสชาร์จและวัดฟลักซ์ไอออนตามแนวรัศมี (ระยะห่างหัววัดแลงเมียร์กับแหล่งกำเนิดที่ตำแหน่งศูนย์กลางเป็น 6 cm) ก) ขั้วแอโนดไม่ได้รับการปรับแต่งมีมุม  $90^\circ$  กับเส้นปกติ ข) ขั้วแอโนดได้รับการปรับแต่งมุมเป็น  $70^\circ$  กับเส้นปกติ และ ค) มุม  $50^\circ$  กับเส้นปกติ ..... 80
- ภาพประกอบ 4.10** การเปลี่ยนแปลงเส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออนและฟลักซ์ไอออน ตามศักย์ดิสชาร์จ และมุมของแหวนแอโนด..... 81
- ภาพประกอบ 4.11** ลักษณะสเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H หลังการปรับเส้นโค้งแบบเกาส์เซียน 83
- ภาพประกอบ 4.12** สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ปริมาณฟลักซ์ไอออนและอิเล็กตรอนต่างกัน ..... 84
- ภาพประกอบ 4.13** อัตราส่วน  $I_D/I_G$  ตำแหน่งยอดพีค G และ ความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G (G peak FWHM) ของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ปริมาณฟลักซ์ไอออนที่แตกต่างกัน ..... 84
- ภาพประกอบ 4.14** สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ศักย์ไบอัสแผ่นฐานแตกต่างกัน..... 86
- ภาพประกอบ 4.15** อัตราส่วน  $I_D/I_G$  ตำแหน่งยอดพีค G และความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G (G peak FWHM) ของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ศักย์ไบอัสที่แตกต่างกัน. 87
- ภาพประกอบ 4.16** ภาพถ่ายลักษณะของพลาสมาอะเซทีลีนที่ดิสชาร์จโดย Focused anode layer ion source ด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1120 V ที่ความดัน 0.33 Pa และภาพถ่ายลักษณะทางกายภาพของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยเทคนิคนี้..... 88
- ภาพประกอบ 4.17** ลักษณะของฟิล์มตามตำแหน่งโดยเริ่มที่จุดศูนย์กลางของลำไอออนที่กำเนิดโดย Focused anode layer ion source..... 89
- ภาพประกอบ 4.18** สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ ซึ่งได้รับการปรับให้ค่าสูงสุดเป็นหนึ่ง นอกจากนี้ยังแสดงเส้นปรับโค้งของพีค D และพีค G โดยแสดงเป็นเส้นประยาวสี่เทา และเส้นประสั้นสีน้ำเงิน ตามลำดับ ..... 90

<b>ภาพประกอบ 4.19</b>	อัตราส่วน $I_D/I_C$ ตำแหน่งยอดพีค G และความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G (G peak FWHM) ของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ FALIS ต่างกัน .....	94
<b>ภาพประกอบ 4.20</b>	สเปกตรัม XPS ของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ชื่อเส้นสเปกตรัมขึ้นต้นด้วยศักย์ดิสชาร์จและตามด้วยตำแหน่งการตรวจวัด XPS.....	96
<b>ภาพประกอบ 4.21</b>	แสดงสเปกตรัม XPS ของ C1s ที่ตรวจวัดได้จากฟิล์ม a-C:H ซึ่งสังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ชื่อสเปกตรัมแต่ละเส้นแทนด้วย ศักย์ดิสชาร์จและตำแหน่งการตรวจวัดบนฟิล์ม.....	98
<b>ภาพประกอบ 4.22</b>	สเปกตรัมของ C1s ที่ตรวจวัดแบบละเอียด ซึ่งได้รับการปรับเส้นโค้งและฐานใช้เส้นฐานเป็นฟังก์ชัน Shirley .....	99
<b>ภาพประกอบ 4.23</b>	แสดงสัดส่วน $sp^2$ ภายในฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ซึ่งสัญลักษณ์สี่เหลี่ยมสีดำ จุดสีแดง สามเหลี่ยมสีน้ำเงิน และรูปดาวสีเขียวอ่อน แสดงสัดส่วน $sp^2$ ในฟิล์มตำแหน่งต่าง ๆ ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ .....	101
<b>ภาพประกอบ 4.24</b>	แสดงสัดส่วน $sp^3$ ภายในฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ซึ่งสัญลักษณ์สี่เหลี่ยมสีดำ จุดสีแดง สามเหลี่ยมสีน้ำเงิน และรูปดาวสีเขียวอ่อน แสดงสัดส่วน $sp^3$ ในฟิล์มตำแหน่งต่าง ๆ ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ .....	102
<b>ภาพประกอบ 4.25</b>	สเปกตรัม NEXAFS ของแกรไฟต์ซึ่งได้จากสถาบันวิจัยซินโครตรอน .....	105
<b>ภาพประกอบ 4.26</b>	สเปกตรัม NEXAFS ของ คาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วย เทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือ ตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด.....	107
<b>ภาพประกอบ 4.27</b>	สเปกตรัม NEXAFS ของคาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 1120 V โดยตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือ ตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด.....	108
<b>ภาพประกอบ 4.28</b>	สเปกตรัม NEXAFS ของ คาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 860 V โดยตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือ ตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด.....	109



**ภาพประกอบ 4.29** สเปกตรัม NEXAFS ของ คาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 620 V โดยตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด..... 110

**ภาพประกอบ 4.30** อัตราส่วนสถานะ  $\pi^*$  ต่อสถานะ  $\sigma^*$  และอัตราส่วน  $sp^2$  ต่อโครงสร้างทั้งหมดของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วย FALIS ซึ่งได้ตรวจตามตำแหน่งของฟิล์มที่ได้รับการปรับเปลี่ยนศักย์ดิสชาร์จในการสังเคราะห์..... 113

**ภาพประกอบ 4.31** ลักษณะทางสัณฐานวิทยา และสเปกตรัมธาตุองค์ประกอบของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS (ตำแหน่งการตรวจวัด 14 mm)..... 116

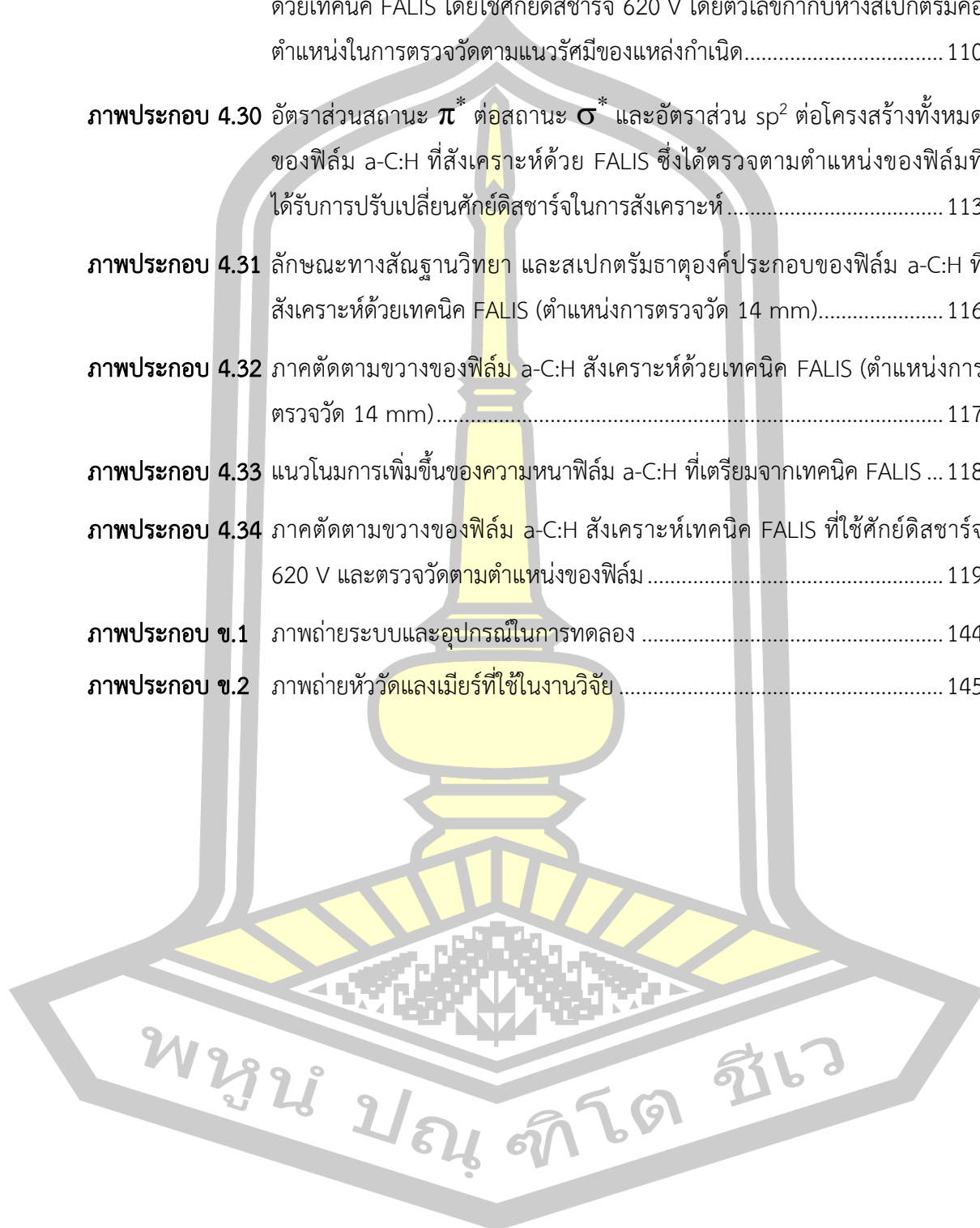
**ภาพประกอบ 4.32** ภาคตัดตามขวางของฟิล์ม a-C:H สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS (ตำแหน่งการตรวจวัด 14 mm)..... 117

**ภาพประกอบ 4.33** แนวโน้มการเพิ่มขึ้นของความหนาฟิล์ม a-C:H ที่เตรียมจากเทคนิค FALIS ... 118

**ภาพประกอบ 4.34** ภาคตัดตามขวางของฟิล์ม a-C:H สังเคราะห์เทคนิค FALIS ที่ใช้ศักย์ดิสชาร์จ 620 V และตรวจวัดตามตำแหน่งของฟิล์ม ..... 119

**ภาพประกอบ ข.1** ภาพถ่ายระบบและอุปกรณ์ในการทดลอง ..... 144

**ภาพประกอบ ข.2** ภาพถ่ายหัววัดแลงเมียร์ที่ใช้ในงานวิจัย ..... 145





## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ความเป็นมาของการวิจัย

ฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร (diamond-like carbon, DLC) มีโครงสร้างเป็นอะมอร์ฟัสคาร์บอน (amorphous carbon, a-C) อยู่ในสถานะกึ่งเสถียร (metastable) ประกอบด้วยคาร์บอนพันธะผสมระหว่าง  $sp^3$  และ  $sp^2$  ฟิล์ม DLC แบ่งออกได้หลายชนิดขึ้นอยู่กับสัดส่วนคาร์บอนพันธะ  $sp^2$  ต่อพันธะ  $sp^3$  และปริมาณไฮโดรเจน รวมถึงองค์ประกอบของธาตุที่ถูกเจือเข้าไป โดยพันธะ  $sp^2$  แสดงลักษณะของแกรไฟต์ ในขณะที่พันธะ  $sp^3$  เป็นลักษณะเฉพาะของเพชร ส่งผลให้ฟิล์ม DLC มีความแข็ง สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำ และเฉื่อยต่อปฏิกิริยาทางเคมี ด้วยคุณสมบัติที่โดดเด่น ฟิล์ม DLC จึงถูกนำไปประยุกต์อย่างกว้างขวาง [1] โดยเฉพาะอย่างยิ่งกับการประยุกต์เป็นชั้นเคลือบแข็งเพื่อป้องกันหัวอ่านเขียนในอุปกรณ์เก็บข้อมูลแบบแม่เหล็ก ประยุกต์เป็นชั้นฟิล์มที่ช่วยลดการสะท้อนอินฟราเรดสำหรับเซลล์แสงอาทิตย์ หรือประยุกต์เป็นชั้นฟิล์มไดอิเล็กตริกในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ เป็นต้น [2]

ฟิล์มไฮโดรจิเนตอะมอร์ฟัสคาร์บอน (hydrogenated amorphous carbon, a-C:H) จัดเป็นฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชรชนิดหนึ่งที่มีไฮโดรเจนเป็นส่วนประกอบเพิ่มเติมจากคาร์บอน ฟิล์ม a-C:H มีความแข็งอยู่ในช่วง 10 ถึง 45 GPa มีสัมประสิทธิ์ความเสียดทานอยู่ระหว่าง 0.02 ถึง 0.3 [3] ซึ่งถูกนำมาใช้ในงานประเภทที่ต้องการลดอัตราการสึกหรอ ป้องกันรอยขีดข่วน และลดแรงเสียดทาน รวมถึงสามารถใช้เป็นชั้นป้องกันการซึมผ่านของแก๊สออกซิเจน [4] เป็นต้น

ฟิล์ม a-C:H สามารถสังเคราะห์ได้จากกระบวนการตกสะสมด้วยไอเชิงกายภาพ (physical vapor deposition, PVD) เช่น แมกนีตรอนสปัตเตอริง (magnetron sputtering) การตกสะสมด้วยลำไอออน (ion beam deposition) การตกสะสมด้วยลำพลาสมา (plasma beam source) และการตกสะสมด้วยพลาสมาความถี่วิทยุ (rf plasma deposition) เป็นต้น [5] กระบวนการตกสะสมด้วยไอเชิงเคมี (chemical vapor deposition, CVD) เช่น การใช้พลาสมาเพิ่มการตกสะสมของไอเชิงเคมี (plasma-enhanced chemical vapor deposition, PECVD) [6] โดยใช้แก๊สไฮโดรคาร์บอนเช่น มีเทน อะเซทิลีน และเอทิลีน เป็นสารตั้งต้นสำหรับกำเนิดอะตอมคาร์บอนและไฮโดรเจน

การศึกษาก่อนหน้านี้แสดงให้เห็นว่าโครงสร้างลักษณะและคุณสมบัติของฟิล์ม a-C:H ส่วนใหญ่ขึ้นอยู่กับวิธีการเตรียมและพารามิเตอร์ตกสะสม ในปี 1996 ไวลเลอร์และคณะ [7] ได้ชี้ให้เห็นว่าอนุภาคคาร์บอนที่มีพลังงานประมาณ 100 eV/atom จะช่วยให้เกิดฟิล์ม DLC ที่มีปริมาณ  $sp^3$  สูงสุด ส่งผลให้ฟิล์มมีสมบัติของเพชรเพิ่มขึ้น งานวิจัยนี้จึงได้ศึกษาถึงอิทธิพลของพารามิเตอร์ที่อาจเกี่ยวข้องกับการกำหนดพลังงานของอนุภาคคาร์บอน ซึ่งประกอบด้วย ปริมาณฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนที่มีต่อโครงสร้างระดับจุลภาคฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมบนแผ่นผลึกซิลิกอน ด้วยการใช้เทคนิคดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอร์ริงภายใต้บรรยากาศของแก๊สอะเซทิลีน ( $C_2H_2$ ) และผสมแก๊สฮีเลียม (He) เพื่อเพิ่มเสถียรภาพของพลาสมา [8] ซึ่งเป็นการสร้างพลาสมาพลังงานสูงโดยการเหนี่ยวนำจากค้ำยไบอัสซึ่งมีความซับซ้อนเป็นอย่างมาก เพื่อลดความซับซ้อน ในงานวิจัยนี้ยังได้ออกแบบ สร้างแหล่งกำเนิด Focused anode layer ion source เพื่อสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H โดยใช้แก๊สอะเซทิลีนเพียงอย่างเดียว และได้ใช้หัววัดแสงเมียร์ตรวจวัดปริมาณฟลักซ์ไอออนในพลาสมา โครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์มได้รับการศึกษาโดยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS) และ Near Edge X-Ray Absorption Fine Structure (NEXAFS) และลักษณะทางสัณฐานวิทยาเปิดเผยโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

## 1.2 ความมุ่งหมายของการวิจัย

เพื่อศึกษาอิทธิพลของฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนที่มีต่อโครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอน

## 1.3 ขอบเขตงานวิจัย

1. ออกแบบและสร้างแหล่งกำเนิดไอออนพลังงานสูงสำหรับสังเคราะห์ฟิล์มฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอน
2. ใช้แก๊สอะเซทิลีนเป็นแก๊สตั้งต้นอะตอมคาร์บอน
3. มุ่งเน้นศึกษาโครงสร้างของระดับจุลภาคฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอน

## 1.4 ผลที่คาดว่าจะได้รับจากงานวิจัย

ได้องค์ความรู้ที่ทำให้ทราบถึงความสัมพันธ์ของฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนกับโครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอน



ตารางที่ 1.1 ตารางแสดงระยะการทำวิทยานิพนธ์ (ต่อ)

รายการดำเนินงาน	พ.ศ. 2560		พ.ศ. 2561					พ.ศ. 2562		
	Q <sub>4</sub>	Q <sub>5</sub>	Q <sub>1</sub>	Q <sub>2</sub>	Q <sub>3</sub>	Q <sub>4</sub>	Q <sub>5</sub>	Q <sub>1</sub>	Q <sub>2</sub>	Q <sub>3</sub>
เตรียมฟิล์ม a-C:H ที่เงื่อนไขต่าง ๆ และตรวจสอบโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H										
ตรวจสอบลักษณะทางสัณฐานวิทยา										
วิเคราะห์และสรุปผล										
เขียนเล่มวิทยานิพนธ์บทที่ 4 บทที่ 5 และเขียนบทความวิจัย										
นำเสนองานวิจัยในงานประชุมระดับชาติ										
ส่งบทความวิจัยเพื่อเผยแพร่										
สอบวิทยานิพนธ์										

หมายเหตุ : Q<sub>1</sub> หมายถึง ระยะเวลาช่วงเดือนมกราคม – มีนาคม

Q<sub>2</sub> หมายถึง ระยะเวลาช่วงเดือนเมษายน – พฤษภาคม

Q<sub>3</sub> หมายถึง ระยะเวลาช่วงเดือนมิถุนายน – กรกฎาคม

Q<sub>4</sub> หมายถึง ระยะเวลาช่วงเดือนสิงหาคม – ตุลาคม

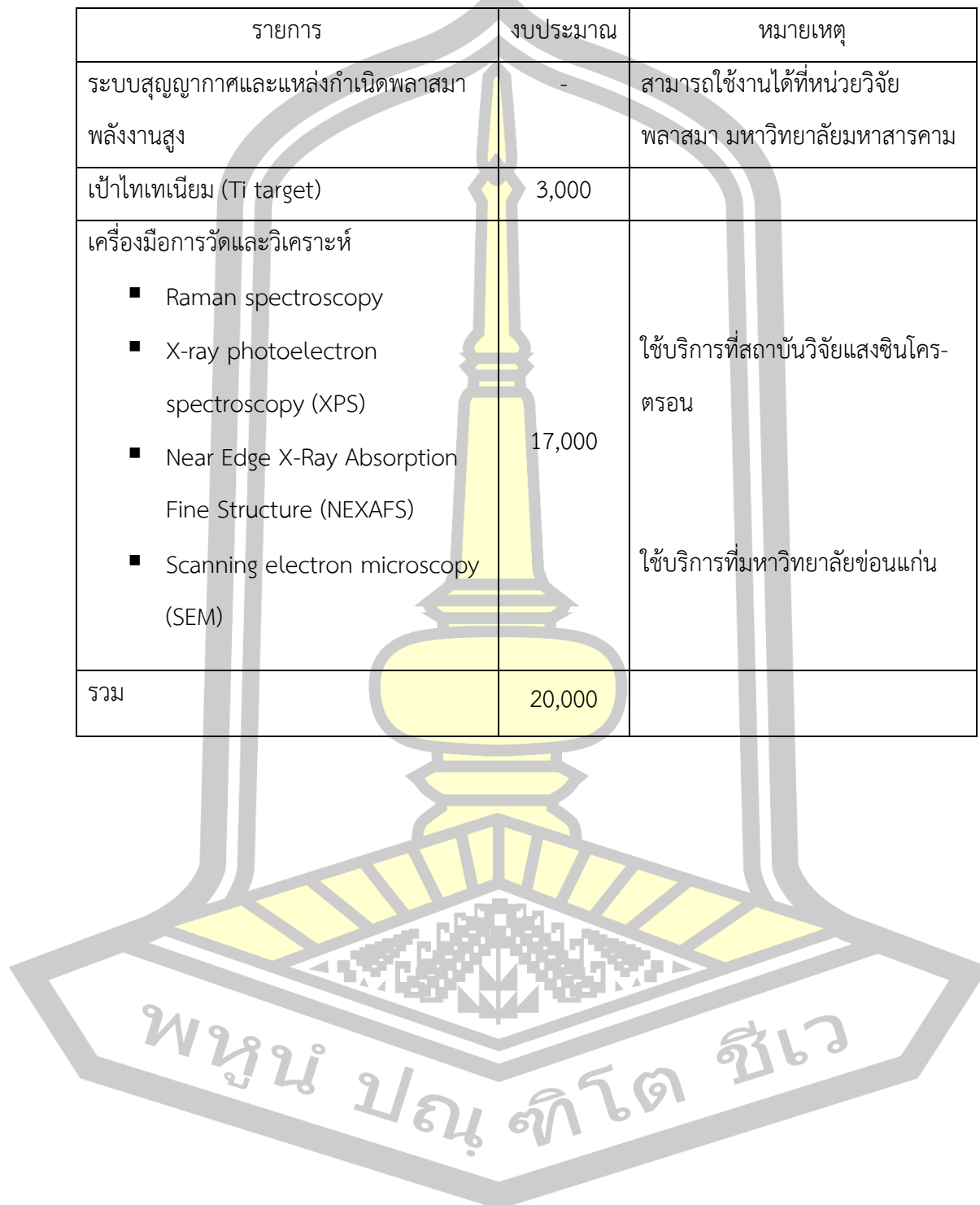
Q<sub>5</sub> หมายถึง ระยะเวลาช่วงเดือนพฤศจิกายน – ธันวาคม

พหุ อนุ ทิโต ชีเว

## 1.7 เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย

### ตารางที่ 1.2 ตารางแสดงระยะทำการโครงการ

รายการ	งบประมาณ	หมายเหตุ
ระบบสุญญากาศและแหล่งกำเนิดพลาสมา พลังงานสูง	-	สามารถใช้งานได้ที่หน่วยวิจัย พลาสมา มหาวิทยาลัยมหาสารคาม
เป้าไทเทเนียม (Ti target)	3,000	
เครื่องมือการวัดและวิเคราะห์ <ul style="list-style-type: none"> <li>▪ Raman spectroscopy</li> <li>▪ X-ray photoelectron spectroscopy (XPS)</li> <li>▪ Near Edge X-Ray Absorption Fine Structure (NEXAFS)</li> <li>▪ Scanning electron microscopy (SEM)</li> </ul>	17,000	ใช้บริการที่สถาบันวิจัยแสงซินโคร- ตรอน  ใช้บริการที่มหาวิทยาลัยขอนแก่น
รวม	20,000	



## บทที่ 2 เอกสารที่เกี่ยวข้อง

งานวิจัยนี้ได้สังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรจิเนทเตดอะเมอร์ฟัสคาร์บอนโดยพลาสมาพลังงานสูง ซึ่งสำหรับเนื้อหาในบทนี้จะกล่าวถึง ทบทวนวรรณกรรมและเอกสารที่เกี่ยวข้อง คาร์บอน ฟิล์มคาร์บอน คล้ายเพชรและโครงสร้างของฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร การเคลือบผิวแข็งด้วยไอออนสารตั้งต้น การสร้างและการประยุกต์ใช้พลาสมาพลังงานสูง การวัดคุณสมบัติพลาสมา และเทคนิคตรวจสอบโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ได้แก่ รามานสเปกโตรสโคปี X-ray Photoelectron spectroscopy (XPS) และ Near Edge X-Ray Absorption Fine Structure (NEXAFS) และเทคนิค Scanning electron microscopy สำหรับการตรวจวัดลักษณะทางสัณฐานวิทยาของฟิล์ม a-C:H

### 2.1 ทบทวนวรรณกรรมและเอกสารที่เกี่ยวข้อง

ในปัจจุบันการสร้างพลังงานหนึ่งในสามอาศัยแรงเสียดทานในรูปแบบใดรูปแบบหนึ่ง เงินทุนจำนวนมากถูกนำมาลงทุนเป็นประจำทุกปีเพื่อลดการสูญเสียเนื่องจากแรงเสียดทาน นักวิจัยทั่วโลกได้ดำเนินการปรับปรุงวัสดุเพื่อลดปัญหาดังกล่าว โดยเทคนิคต่าง ๆ เช่น การใช้เทคนิคการหล่อลิ้นและการปรับเปลี่ยนการออกแบบ เป็นที่ยอมรับว่าในหลาย ๆ การสึกหรอของพื้นผิวหรือการผุกร่อนได้รับการแก้ไขโดยการเคลือบผิวแข็ง ซึ่งดึงดูดความสนใจของนักวิทยาศาสตร์ด้านวัสดุเป็นอย่างมากและมีการศึกษาอย่างกว้างขวางเกี่ยวกับวัสดุที่มีความแข็งสูงที่มีสมบัติทางกลและคุณสมบัติทางไทรบอโลจิคอล (tribological) ที่ดี [9]

Sundgren และ Hentzell [10] ได้รวบรวมและสรุปข้อมูลของชั้นเคลือบแข็งแต่ละชนิดในตารางที่ 2.1 ซึ่งแสดงสมบัติเชิงกลและคุณสมบัติทางความร้อนของสารเคลือบแข็งบางชนิด จะเห็นได้ว่าวัสดุทั้งหมดมีความแข็งสูงและอุณหภูมิหลอมละลายสูง แต่วัสดุเหล่านี้มีความเค้นภายในสูงทำให้การยึดเกาะกับพื้นผิวชั้นงานต่ำ ซึ่งนี่เป็นข้อเสียของสารเคลือบหลายชนิดและทำให้เกิดการหลุดลอกของเคลือบนำไปสู่ความเสียหายของชิ้นงานที่มากกว่าปกติได้ ความเค้นเกิดขึ้นจากสารเคลือบเนื่องจากความไม่สมดุลของโครงสร้าง (ความเค้นภายใน) หรือความแตกต่างของสัมประสิทธิ์ความร้อนของผิวเคลือบและพื้นผิว (ความเค้นความร้อน) เป็นสาเหตุหลักทำให้สารเคลือบมียึดเกาะกับชิ้นงานไม่ดี ดังนั้นความเข้าใจพื้นฐานของปฏิกิริยาการเคลือบผิวและพื้นผิวจึงเป็นสิ่งสำคัญ ควรคำนึงถึงปัจจัยพื้นฐานทั้งหมดเหล่านี้ขณะเคลือบ ปัจจุบันมีการเคลือบแข็งและป้องกันจำนวนมาก

รวมถึงเคลือบโลหะไนไตรด์ (TiN, CrN ฯลฯ) เคลือบคาร์ไบด์ (SiC, WC, ฯลฯ), เคลือบออกไซด์ ( $Al_2O_3$ ) [11]–[14] รวมถึงวัสดุคาร์บอนที่มีคุณสมบัติคล้ายเพชร

เพชรเป็นวัสดุที่มีความแข็งที่สุด มีคุณสมบัติไตรบอโลยีที่น่าสนใจ นักวิจัยพยายามสังเคราะห์เพชรที่อุณหภูมิต่ำและความดันสูงเพื่อใช้เป็นเครื่องประดับ แต่ประโยชน์ของเพชรก็ยิ่งใหญ่ขึ้นเมื่อค้นพบว่าเพชรสามารถเจริญเติบโตเป็นฟิล์มบางที่ความดันต่ำได้ การตกสะสมด้วยไอเคมีถูกนำมาใช้เพื่อสังเคราะห์ฟิล์มเพชรจากการใช้แก๊สไฮโดรคาร์บอนที่ทำหน้าที่เป็นแหล่งกำเนิดอะตอมคาร์บอนผสมกับแก๊สไฮโดรเจนที่ทำหน้าที่ในการจับพันธะกับไฮโดรเจนด้วยกันเองกลายเป็นอะตอมแก๊สไฮโดรเจนอิสระซึ่งสามารถถูกดึงออกจากระบบสุญญากาศได้ [15], [16] นำมาสู่ฟิล์มที่มีคุณสมบัติคล้ายเพชร ได้แก่ ความแข็งสูง การนำความร้อนสูง ความต้านทานไฟฟ้าสูง ความเฉื่อยต่อสารเคมี แถบช่องว่างพลังงานแสงกว้าง และคุณสมบัติทางไตรบอโลยีที่ดี [17], [18] ด้วยคุณสมบัติเหล่านี้ฟิล์มเพชรถูกนำมาประยุกต์ใช้กับเครื่องมือ เช่น ตัวจับความร้อนของเซมิคอนดักเตอร์ การใช้งานทางแสง ฮาร์ดดิสก์คอมพิวเตอร์ และอื่น ๆ [19] แต่ฟิล์มเพชรมีข้อจำกัดบางอย่าง (1) ต้องสังเคราะห์ภายใต้อุณหภูมิสูง (~ 900 °C) จึงจำกัดการเลือกแผ่นฐาน (2) มีลักษณะเป็นผลึกหลายระนาบในธรรมชาติ และมักมีพื้นผิวขรุขระ (3) ความสม่ำเสมอบนพื้นผิวที่มีขนาดใหญ่ และ (4) ความยากที่จะขยายผลึกเพชรขนาดใหญ่ด้วยอัตราการเติบโตที่เหมาะสม ดังนั้นจึงมีความจำเป็นที่จะต้องใช้ฟิล์มประเภทอื่นซึ่งมีคุณสมบัติส่วนใหญ่ของเพชรและสามารถเอาชนะข้อจำกัดดังกล่าวได้ โดยฟิล์มเหล่านี้มีลักษณะเป็นอะมอร์ฟัสในธรรมชาติและเรียกว่าฟิล์ม “คาร์บอนคล้ายเพชร” หรือ Diamond-like carbon films หรือฟิล์ม DLC

เนื่องจากคุณสมบัติที่โดดเด่นของฟิล์ม DLC สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานต่ำ มีความแข็งสูง และต้านทานการสึกกร่อน ฟิล์มไฮโดรเจนอะมอร์ฟัสคาร์บอนกลายเป็นที่น่าสนใจอย่างมากสำหรับการแก้ปัญหาของอุปกรณ์ทางด้านวิศวกรรม ดังนั้นจำนวนของงานวิจัยที่เกี่ยวกับ DLC จึงมากขึ้นในทุก ๆ ปี ภาพประกอบ 2.1 เป็นการรวบรวมฐานข้อมูลของ Scopus แสดงให้เห็นว่าเริ่มแรกจำนวนการตีพิมพ์มีจำนวนน้อยในปี 1980 และเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องจนถึงจุดสูงสุดที่ปี 2000 ในช่วงระยะเวลาจาก 1990 ถึง 2000 การเคลือบฟิล์ม DLC เป็นที่น่าสนใจมากขึ้นสำหรับการใช้งานในด้านอุตสาหกรรม โดยเฉพาะอย่างยิ่งในอุตสาหกรรมยานยนต์ที่ได้รับการยอมรับเป็นอย่างดีมาจนถึงทุกวันนี้ ภายหลังจากปี 1970 และ 1980 หลายงานเขียนเกี่ยวกับข้อมูลคุณสมบัติเชิงกลและไตรบอโลยีของฟิล์ม DLC ได้ถูกตีพิมพ์ขึ้นในช่วงเวลานี้ [20]

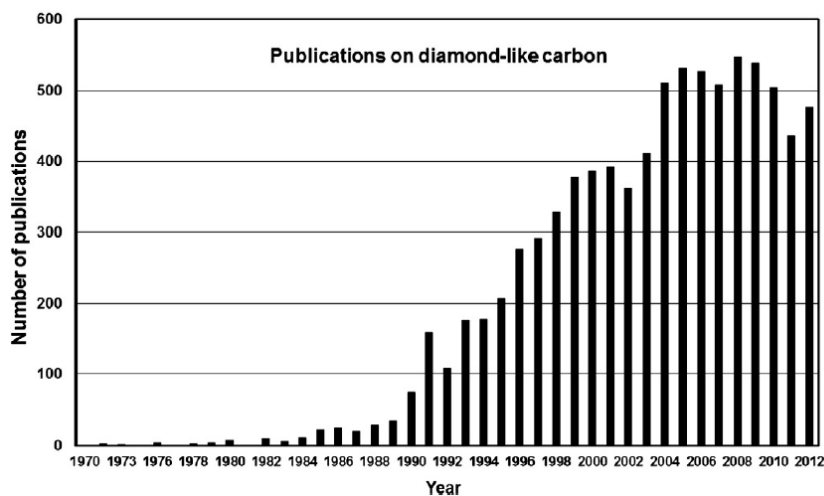


ตารางที่ 2.1 สมบัติทางกลและความร้อนของสารเคลือบแข็งทั่วไปบางชนิด [10]

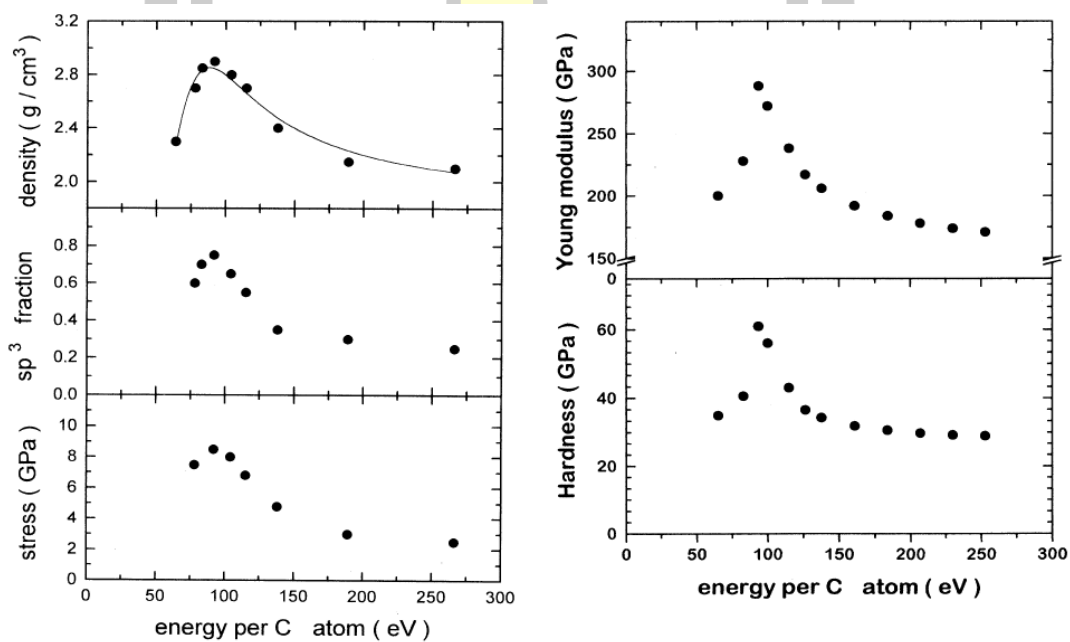
วัสดุ	Young's Modulus (GPa)	Poisson's ratio	Thermal Expansion Coefficient ( $10^{-6} \text{ K}^{-1}$ )	Hardness ( $\text{kg.mm}^{-2}$ )	Melting or decomposition temperature ( $^{\circ}\text{C}$ )
<b>Coatings</b>					
TiC	450	0.19	7.4	2900	3067
HfC	464	0.18	6.6	2700	3928
TaC	285	0.24	6.3	2500	3983
WC	695	0.19	4.3	2100	2776
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	370	....	10.3	1300	1810
TiN	....	....	9.35	2000	2949
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	400	0.23	9.0	2000	2300
TiB <sub>2</sub>	480	....	8.0	3370	2980
<b>Substrates</b>					
94WC-6Co	640	0.26	5.4	1500	....
High speed steels	250	0.30	12-15	800-1000	....
Al	70	0.35	23	30	658

Weiler และคณะ [7] เปรียบเทียบค่า Young's Modulus และความแข็งของ ta-C:H ที่วัดได้จาก Nano-indenter ที่เป็นฟังก์ชันของพลังงานไอออนต่ออะตอมคาร์บอน พบว่า ความแข็งมีค่ามากกว่าฟิล์ม a-C:H ซึ่งอัตราส่วนของความแข็งกับค่า Young's Modulus มีค่าประมาณ 0.1-1.16 ตามที่เขาคาดการณ์ ซึ่งค่า Young's Modulus และความแข็งแปรผันกับสัดส่วน  $sp^3$  อย่างเห็นได้ชัด และค่าความแข็งกับสัดส่วน  $sp^3$  ดังนั้นสัดส่วน  $sp^3$  ขึ้นอยู่กับพลังงานไอออน ซึ่งจากภาพประกอบ 2.2 พบว่าพลังงานไอออนย่าน 100 eV/atom ให้สัดส่วน  $sp^3$  สูงสุด





ภาพประกอบ 2.1 จำนวนงานตีพิมพ์เกี่ยวกับการเคลือบคาร์บอนเหมือนเพชรในช่วงสี่ทศวรรษ (ข้อมูลจากฐานข้อมูล Scopus)



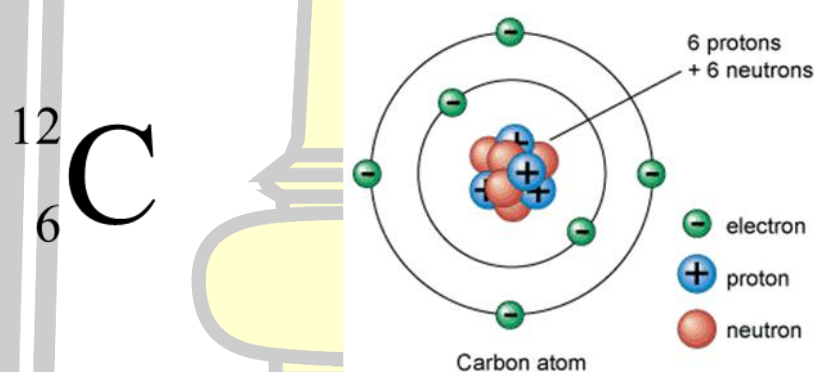
ภาพประกอบ 2.2 ความเค้นภายใน สัดส่วน  $sp^3$  ความหนาแน่น ค่ายังมอร์ดูลัส และความแข็งของฟิล์ม ta-C:H กับพลังงานต่ออะตอมคาร์บอน โดย Weiler และคณะ [7]

นอกจากพลังงานไอออน อีกหนึ่งตัวแปรหลักที่ส่งผลกระทบต่อโครงสร้างและคุณสมบัติของฟิล์ม DLC คืออุณหภูมิแผ่นฐาน [21]–[25] จากรายงานของ Sanjay และคณะ [26] ได้รายงานว่าการให้ความร้อน  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  ขณะตกสะสมฟิล์ม DLC ด้วยเทคนิค laser deposition จะให้

ฟิล์มที่มีคุณสมบัติคล้ายเพชรมากที่สุด โดยการให้ความร้อนกับชิ้นงานกับแผ่นฐานสามารถทำได้ โดยตรงด้วยการใช้ฮีตเตอร์ และโดยอ้อมด้วยการระดมชนด้วยไอออนพลังงานสูงหรือการเพิ่ม ลด ฟลักซ์ไอออนขณะตกสะสมฟิล์ม

## 2.2 คาร์บอน

คาร์บอน (Carbon) เป็นธาตุหมู่ 4 ของตารางธาตุมีสัญลักษณ์คือ C และมีเลขอะตอม 6 เป็นธาตุโลหะที่มีอยู่มากในธรรมชาติ มวลอะตอม 12.0108 คาร์บอนจัดเป็นธาตุองค์ประกอบหลักของสิ่งมีชีวิตและไม่มีชีวิต มีหลายอัญรูป ยกตัวอย่างเช่น เพชร แกรไฟต์ ฟูลเลอร์รีน ท่อนาโนคาร์บอน คาร์บอนโพลีเมอร์ คาร์บอนไฟเบอร์ คาร์บอนคล้ายเพชร เป็นต้น แม้ว่าอัญรูปดังกล่าวจะมีองค์ประกอบพื้นฐานเป็นคาร์บอน แต่มีการจัดเรียงตัวของอะตอมแตกต่างกันส่งผลให้โครงสร้างและคุณสมบัติของอัญรูปเหล่านี้แตกต่างกันออกไปอย่างมาก



ภาพประกอบ 2.3 สัญลักษณ์และโครงสร้างชั้นพลังงานอิเล็กตรอนของคาร์บอน [27]

อะตอมคาร์บอน 1 อะตอมประกอบด้วยอิเล็กตรอน (electron) 6 ตัว ซึ่งโคจรรอบนิวเคลียส (nucleus) โดยภายในนิวเคลียสประกอบด้วยโปรตอน (proton) 6 ตัว และนิวตรอน (neutron) 6 ตัว ดังภาพประกอบ 2.3 โดยอิเล็กตรอนที่วิ่งรอบนิวเคลียส ไม่สามารถกำหนดตำแหน่ง ความเร็ว ทิศทางหรือวิถีวงโคจรได้ แต่สามารถคำนวณหาโอกาสที่จะพบอิเล็กตรอนอนุภาคใดอนุภาคหนึ่ง ขณะที่ตำแหน่งใดตำแหน่งหนึ่งได้ และศึกษาคุณสมบัติของอิเล็กตรอน ณ.ตำแหน่งนี้ได้โดยอาศัยกฎของไฮเซนเบิร์ก (heisenberg) และสมการคลื่นของชอร์ดิงเจอร์ (schrodinger equation) ซึ่งบริเวณที่มีโอกาสพบอิเล็กตรอนเรียกว่า ออร์บิทัล (orbitals) โดยขนาดและรูปร่างของแต่ละออร์บิทัล ขึ้นอยู่พลังงานของอิเล็กตรอนที่บรรจุอยู่ในออร์บิทัล โดยการจัดเรียงอิเล็กตรอนของคาร์บอนจะประกอบด้วยอิเล็กตรอนวงใน 2 ตัว และอิเล็กตรอนวงนอกหรือวาเลนซ์อิเล็กตรอน (valence

electron) 4 ตัว โดยที่สถานะพื้นอะตอมคาร์บอนมีการจัดเรียงอิเล็กตรอนเป็น  $1s^2 2s^2 2p^2$  แต่เมื่ออะตอมคาร์บอนได้รับพลังงานหรืออยู่ในสถานะถูกกระตุ้นจะมีการจัดเรียงอิเล็กตรอนที่แตกต่างกัน ขึ้นอยู่กับพลังงานที่ให้กับอะตอมคาร์บอน และเมื่ออะตอมคาร์บอนเหล่านี้จับพันธะกับอะตอมค่างเคียงจะเปิดเป็นรูปร่างต่าง ๆ เรียกว่า “การเกิดไฮบริดเซชัน” [28]

### 2.2.1 การเกิดไฮบริดเซชัน

ไฮบริดเซชัน คือ การรวมตัวของออร์บิทัลต่างชนิดกันแต่มีพลังงานใกล้เคียงกันของอะตอมเดียวกัน เกิดเป็นออร์บิทัลลูกผสมใหม่ที่เหมือนกันและพลังงานเท่ากันทั้งหมด [29] เรียกว่า ไฮบริดออร์บิทัล (hybrid orbitals) ซึ่งไฮบริดออร์บิทัลนี้มีจำนวนเท่ากับออร์บิทัลที่มาผสม โดยการจัดตำแหน่งใหม่ของออร์บิทัลเหล่านี้จะเกิดรูปร่างเรขาคณิตที่มีความสมดุลงาม และมีความแข็งแรงมากกว่าเดิม ซึ่งการรวมกันของออร์บิทัลไม่ได้เกี่ยวข้องกับอิเล็กตรอนแต่จะเกี่ยวข้องเฉพาะออร์บิทัลเท่านั้น

การเกิดไฮบริดเซชันของคาร์บอนเกิดจากการที่อะตอมคาร์บอนที่อยู่ในสถานะพื้น (ground state) ซึ่งมีการจัดเรียงอิเล็กตรอนแบบปกติ แต่เมื่ออะตอมคาร์บอนได้รับพลังงานหรืออยู่ในสถานะถูกกระตุ้น (excited state) อิเล็กตรอนบางตัวที่อยู่ในออร์บิทัลของเชลล์ย่อย (subshell) ที่มีพลังงานต่ำจะย้ายไปอยู่ในเชลล์ย่อยที่มีพลังงานสูงกว่า โดยเชลล์ย่อยดังกล่าวจะอยู่ในระดับพลังงานเดียว ในกรณีของคาร์บอนเป็นระดับพลังงาน  $2s 2p$  และเมื่ออะตอมคาร์บอนเหล่านี้รวมตัวกันจะเกิดเป็นไฮบริดเซชัน ซึ่งมี 3 แบบ คือ  $sp^3$   $sp^2$  และ  $sp^1$

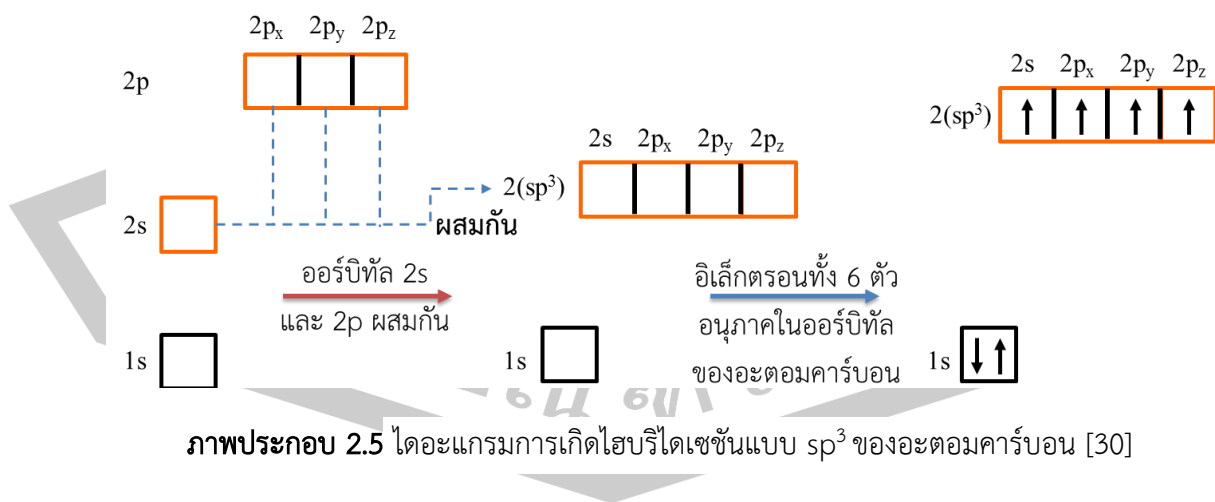
#### 2.2.1.1 ไฮบริดเซชันแบบ $sp^3$

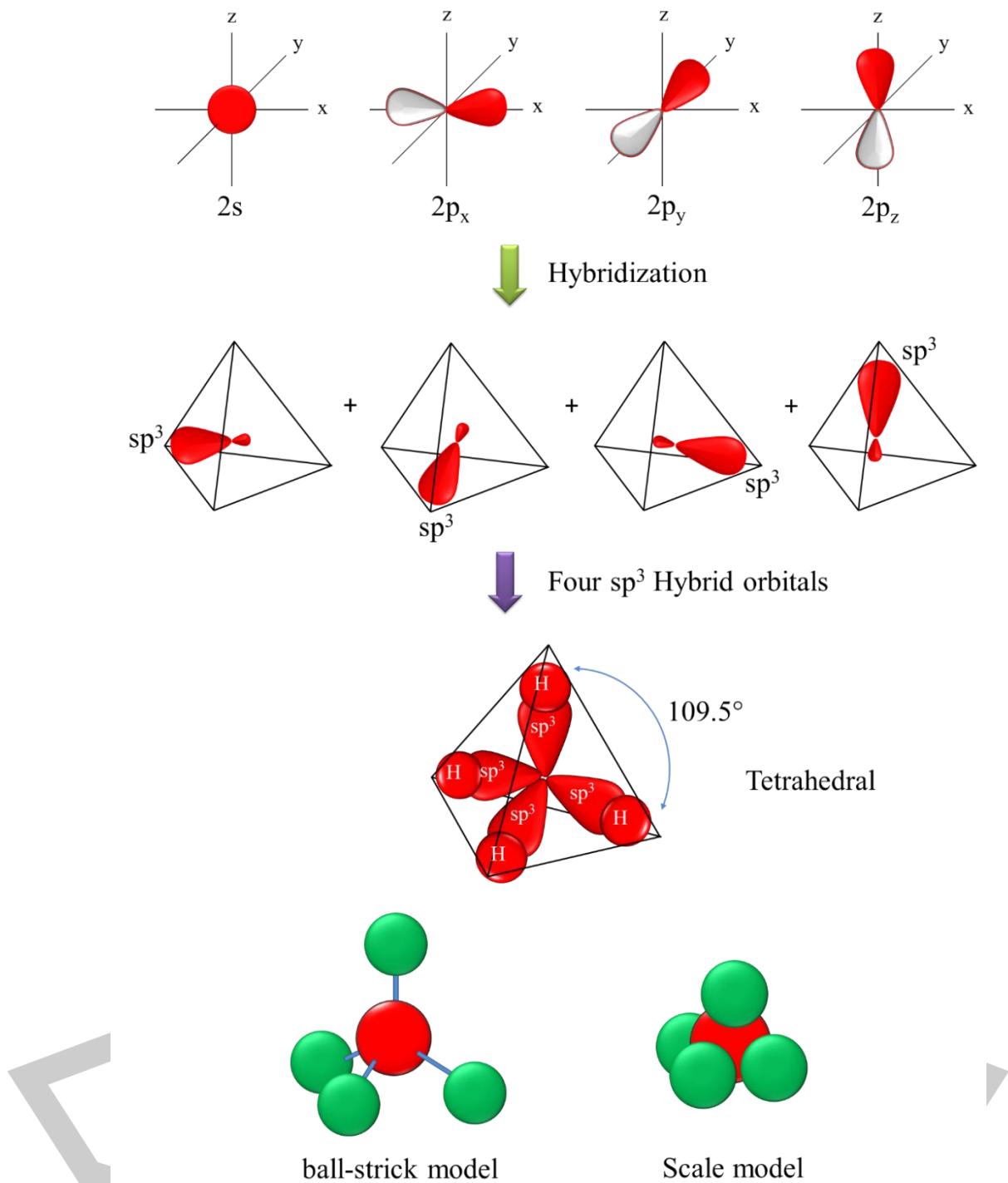
ไฮบริดเซชันแบบ  $sp^3$  หรือ  $sp^3$  hybrid orbitals เกิดขึ้นเมื่อคาร์บอนถูกล้อมรอบด้วยอะตอมอื่นสี่อะตอม เช่น โมเลกุลของมีเทน (methane,  $CH_4$ ) ในหนึ่งโมเลกุลของมีเทนมีอะตอมคาร์บอน 1 อะตอมเกิดพันธะกับไฮโดรเจน (hydrogen,  $H_2$ ) 4 อะตอม ซึ่งจากการจัดเรียงอิเล็กตรอนของคาร์บอนที่สถานะพื้นดังภาพประกอบ 2.4 พบว่า คาร์บอนมีอิเล็กตรอนเดี่ยว 2 อิเล็กตรอน ซึ่งจับพันธะโควาเลนต์กับอะตอมไฮโดรเจนเพียง 2 อิเล็กตรอนเท่านั้น แต่ในโมเลกุลของมีเทนมีอะตอมไฮโดรเจน 4 อะตอม ในกรณีนี้สามารถอธิบายได้ว่า ก่อนที่คาร์บอนจะรวมตัวกันกับไฮโดรเจนนั้น คาร์บอนจะเปลี่ยนแปลงการจัดเรียงอิเล็กตรอนภายในอะตอมใหม่โดย 1 อิเล็กตรอนจากออร์บิทัล  $2s$  เลื่อนไปอยู่ในออร์บิทัลที่ว่างคือ  $2p_z$  ดังภาพประกอบ 2.4 ดังนั้นคาร์บอนจึงสามารถจับกับไฮโดรเจน 4 อะตอมได้และเกิดเป็นโมเลกุลมีเทน

คาร์บอนไม่ได้ใช้อิเล็กตรอนในสภาวะ  $1s^2, 2s^2, 2p_x^1, 2p_y^1, 2p_z^1$  อิเล็กตรอนเรียงเดี่ยวทั้งสี่ 4 ออร์บิทัลจะผสมกัน โดยออร์บิทัล  $2s^2$  จะมารวมกับ  $2p_x^1, 2p_y^1, 2p_z^1$  และจัดเรียงตัวใหม่เป็นพันธะเดี่ยวทั้งหมดดังภาพประกอบ 2.6 เกิดเป็นออร์บิทัลใหม่ขึ้น 4 ออร์บิทัล เรียกว่า ออร์บิทัล  $sp^3$  ออร์บิทัล  $sp^3$  ทั้งสี่มีคุณสมบัติและลักษณะเหมือนกันทุกประการคือ มีลักษณะและคุณสมบัติเป็นออร์บิทัล s ร้อยละ 25 ออร์บิทัล p ร้อยละ 75 และทำมุมระหว่างกัน  $109.5$  องศา เนื่องจากการผสมกันระหว่างออร์บิทัล s จำนวน 1 ออร์บิทัลและออร์บิทัล p จำนวน 3 ออร์บิทัล จึงเรียกว่า ไฮบริดเซชันแบบ  $sp^3$  จากนั้นไฮโดรเจนทั้งสี่ 4 อะตอมจะใช้อิเล็กตรอนในออร์บิทัล  $1s$  เกยเชื่อมกับออร์บิทัล  $sp^3$  ของคาร์บอน เกิดพันธะโควาเลนต์ (covalent bond) 4 พันธะ โดยมีคาร์บอนอยู่ตรงกลาง มีไฮโดรเจนสี่อะตอมอยู่ที่มุมทั้งสี่ของรูปเหลี่ยมสี่หน้า (tetrahedron) และพันธะแต่ละพันธะจะทำมุมกัน  $109.5$  องศา ดังภาพประกอบ 2.6



ภาพประกอบ 2.4 ก) การจัดเรียงอิเล็กตรอนของอะตอมคาร์บอนที่สถานะพื้น ข) การจัดเรียงอิเล็กตรอนของอะตอมคาร์บอนที่สถานะถูกกระตุ้น [30]

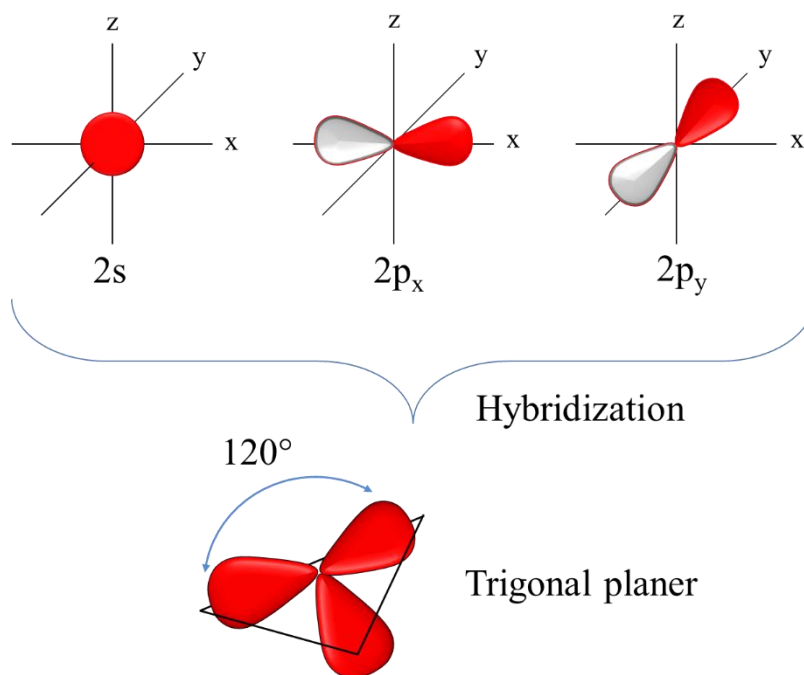




**ภาพประกอบ 2.6** การรวมตัวระหว่างออร์บิทัล  $2s$  กับออร์บิทัล  $2p_x$   $2p_y$  และ  $2p_z$  นำมาสู่ไฮบริดออร์บิทัลที่มีรูปร่างเป็นทรงสี่หน้า (tetrahedron) โดยแสดงการเกิดพันธะในมีเทน อิเล็กตรอนที่เข้าคู่ในแต่ละออร์บิทัลโมเลกุล เกิดจากการซ้อนทับของออร์บิทัล  $sp^3$  ของคาร์บอน และออร์บิทัล  $1s$  ของไฮโดรเจน [30]

### 2.2.1.2 ไฮบริไดเซชันแบบ $sp^2$

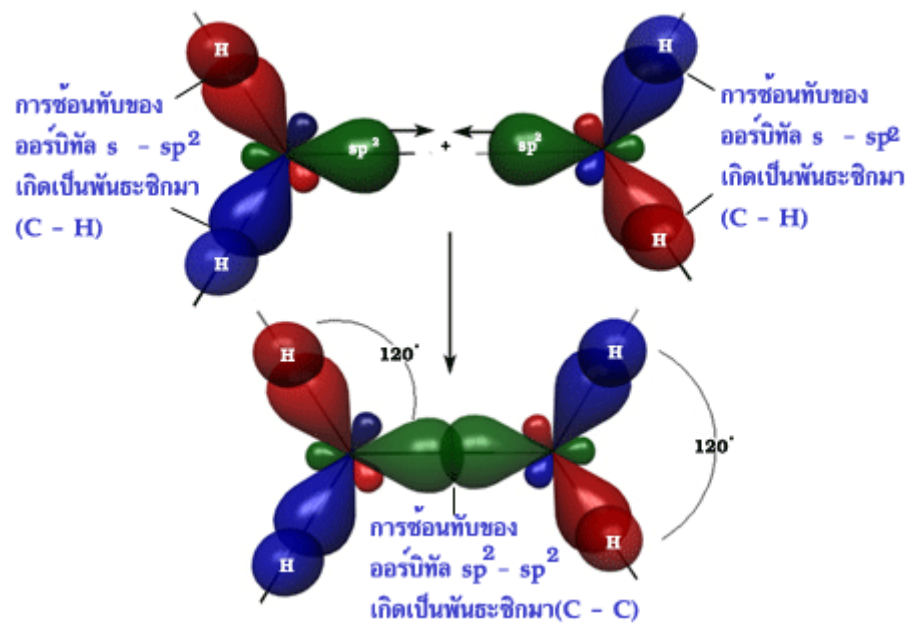
ไฮบริไดเซชันแบบ  $sp^2$  หรือ  $sp^2$  hybrid orbitals ในอะตอมของคาร์บอนเกิดจากการรวมตัวกันของออร์บิทัล s จำนวน 1 ออร์บิทัล และออร์บิทัล p จำนวน 2 ออร์บิทัล ได้ไฮบริไดออร์บิทัลเป็น 3 ไฮบริไดออร์บิทัล อิเล็กตรอนเรียงตัวในออร์บิทัล  $2s$   $2p_x$   $2p_y$  ของคาร์บอนจะผสมกันเกิดเป็นออร์บิทัลใหม่ 3 ออร์บิทัล เรียกว่าออร์บิทัล  $sp^2$  ซึ่งมีสมบัติและลักษณะเป็นออร์บิทัล s ร้อยละ 33.3 ออร์บิทัล p ร้อยละ 66.7 มีรูปร่างเป็นสามเหลี่ยมในแนวระนาบ (trigonal planer) ดังภาพประกอบ 2.7 มุมระหว่างแกนของแต่ละออร์บิทัลเป็น  $120^\circ$  และ p ออร์บิทัลที่ยังเหลืออยู่จะยังคงอยู่ในแกนเดิม ซึ่งตั้งฉากกับระนาบของออร์บิทัล  $sp^2$  ซึ่งออร์บิทัล p ที่เหลือนี้จะสร้างพันธะไพ (pi bond,  $\pi$ ) ซึ่งเป็นพันธะโคเวเลนต์ชนิดหนึ่งแต่มีความแข็งแรงน้อยกว่าพันธะซิกมา (sigma bond,  $\sigma$ )



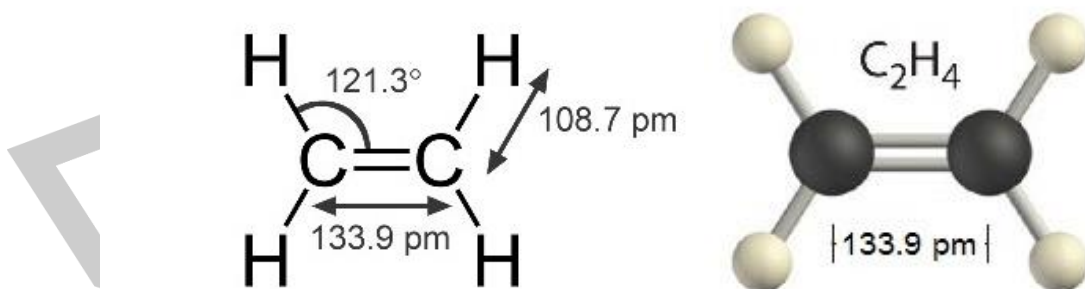
ภาพประกอบ 2.7 การจัดเรียงตัวของออร์บิทัล  $2s$   $2p_x$   $2p_y$  และไฮบริไดเซชันแบบ  $sp^2$  [30]

การเกิดไฮบริไดเซชันแบบ  $sp^2$  ในโมเลกุลเอทิลีน (ethylene,  $C_2H_4$ ) คาร์บอนแต่ละอะตอมจะใช้ออร์บิทัล  $sp^2$  จำนวน 2 ออร์บิทัลร่วมกับไฮโดรเจน 2 อะตอม ที่เหลืออีก 1 ออร์บิทัลรวมกันเองตามแนวแกนเดียวกัน ดังภาพประกอบ 2.8 เกิดพันธะซิกมา 1 พันธะ ส่วนออร์บิทัล  $2p_z$  ของคาร์บอนทั้งสองอะตอมซึ่งตั้งฉากกับพื้นราบของออร์บิทัล  $sp^2$  จะเชื่อมกันในด้านข้างตามแนวแกนขนาน เกิดพันธะไพขึ้นอีก 1 พันธะ ดังนั้นในโมเลกุลของเอทิลีน คาร์บอนทั้ง 2 อะตอมจะ

จับกันด้วยพันธะ 2 พันธะ คือ พันธะซิกมาและพันธะไพ ซึ่งรวมเรียกว่า พันธะคู่ (double bond) พันธะไพที่เกิดขึ้นจะมีผลในการดึงอิเล็กตรอนให้เข้าใกล้กันมาก จึงทำให้ระยะระหว่างคาร์บอนทั้งสองอะตอมสั้นลงเหลือ 134 pm หรือ 1.34 อังสตรอม และพันธะไอยังมีผลทำให้พันธะคู่ตั้งอยู่กับที่ไม่สามารถหมุนได้อย่างพันธะเดี่ยว นอกจากนี้พันธะซิกมาระหว่างออร์บิทัล  $sp^2$  มีความยาวพันธะ 10.9 อังสตรอม และมีมุมระหว่างอะตอมคาร์บอนกับไฮโดรเจนเท่ากับ 121.3 องศา ดังภาพประกอบ 2.9



ภาพประกอบ 2.8 แสดงการเกิดพันธะซิกมาในเอทิลีน (รูปนี้ไม่ได้แสดงออร์บิทัล  $2p_z$ ) [30]

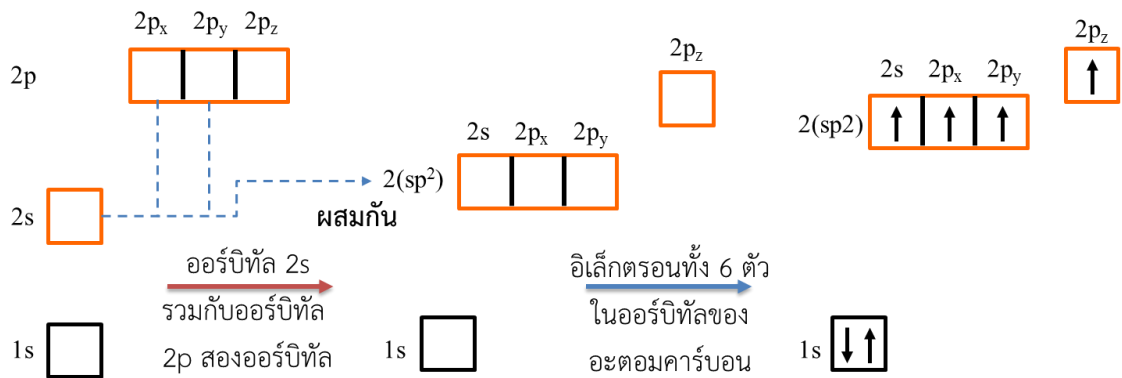


ภาพประกอบ 2.9 โครงสร้างโมเลกุลและแบบจำลองโมเลกุลแบบลูกกลมสำหรับเอทิลีน [31]

จากที่ได้กล่าวมาจะพบว่าการเกิดไฮบริดเซชันแบบ  $sp^2$  เกิดจากการรวมตัวกันของออร์บิทัล  $s$  จำนวน 1 ออร์บิทัล และออร์บิทัล  $p$  จำนวน 2 ออร์บิทัล โดยที่อิเล็กตรอนเรียงเดียวในออร์บิทัล  $2s$   $2p_x$   $2p_y$  ของคาร์บอนแต่ละอะตอมจะผสมกันเกิดเป็นออร์บิทัลใหม่ 3 ออร์บิทัล เรียกว่าออร์บิทัล  $sp^2$



ซึ่งมีค่าระดับพลังงานอยู่ระหว่างชั้น s กับ p และออร์บิทัล  $2p_z$  ยังคงอยู่ที่ระดับพลังงานในชั้น p ดังภาพประกอบ 2.10



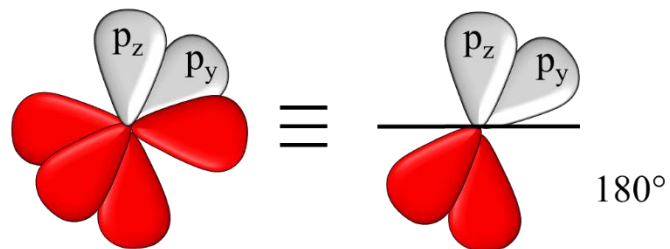
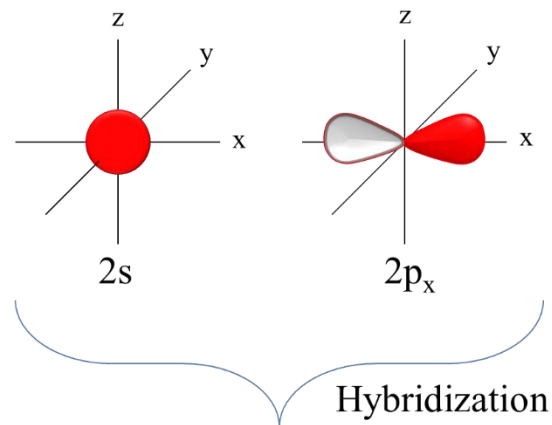
ภาพประกอบ 2.10 ไดอะแกรมการเกิดไฮบริดเซชันแบบ  $sp^2$  ของอะตอมคาร์บอน [30]

### 2.2.1.3 ไฮบริดเซชันแบบ sp

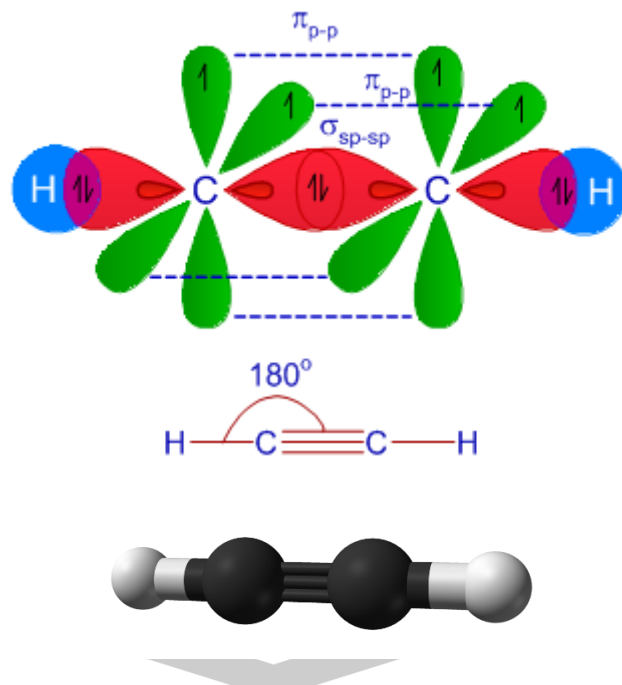
ไฮบริดเซชันแบบ sp หรือ sp hybrid orbitals เกิดจากการรวมตัวของออร์บิทัล s จำนวน 1 ออร์บิทัล และออร์บิทัล p จำนวน 1 ออร์บิทัล ซึ่งมีรูปร่างเป็นเส้นตรง ดังภาพประกอบ 2.11 โดยมีมุมระหว่างออร์บิทัลทั้งสองเป็น  $180^\circ$  องศา ซึ่งจะเหลือออร์บิทัล p จำนวน 2 ออร์บิทัล เพื่อสร้างพันธะไวกกับอะตอมข้างเคียงจำนวน 2 พันธะ

ตัวอย่างการเกิดไฮบริดเซชันแบบ sp ในโมเลกุลของอะเซทิลีน (acetylene) คาร์บอนแต่ละอะตอมเกิดไฮบริดเซชันแบบ sp คือ ออร์บิทัล s รวมกับออร์บิทัล p เพียง 1 ออร์บิทัล ทำให้เกิดออร์บิทัล sp ขึ้นสองออร์บิทัลซึ่งทำมุมระหว่างกัน  $180^\circ$  องศา หรืออยู่ในแนวเส้นตรงเดียวกันในแนวเดิมของออร์บิทัล p ซึ่งตั้งฉากกับออร์บิทัล p ที่เหลืออีกสองออร์บิทัล ( $2p_y$  และ  $2p_z$ ) จากนั้นคาร์บอนแต่ละอะตอมจะใช้ออร์บิทัล sp จำนวน 1 ออร์บิทัลรวมกันตามแนวแกนเป็นพันธะซิกมา และใช้ออร์บิทัล sp อีกจำนวน 1 ออร์บิทัลรวมกับไฮโดรเจน คาร์บอนแต่ละอะตอมจะเหลือออร์บิทัล p ซึ่งจะมารวมกันเองในด้านข้างตามแนวแกนขนานเกิดเป็นพันธะไพขึ้นอีกสองพันธะ รวมกันออกมาเป็นรูปทรงกระบอก ดังภาพประกอบ 2.12 ซึ่งเรียกพันธะระหว่างคาร์บอนนี้ว่า พันธะสาม (triple bond) ซึ่งมีความยาว 120 pm หรือ 1.20 อังสตรอม และหมุนไม่ได้



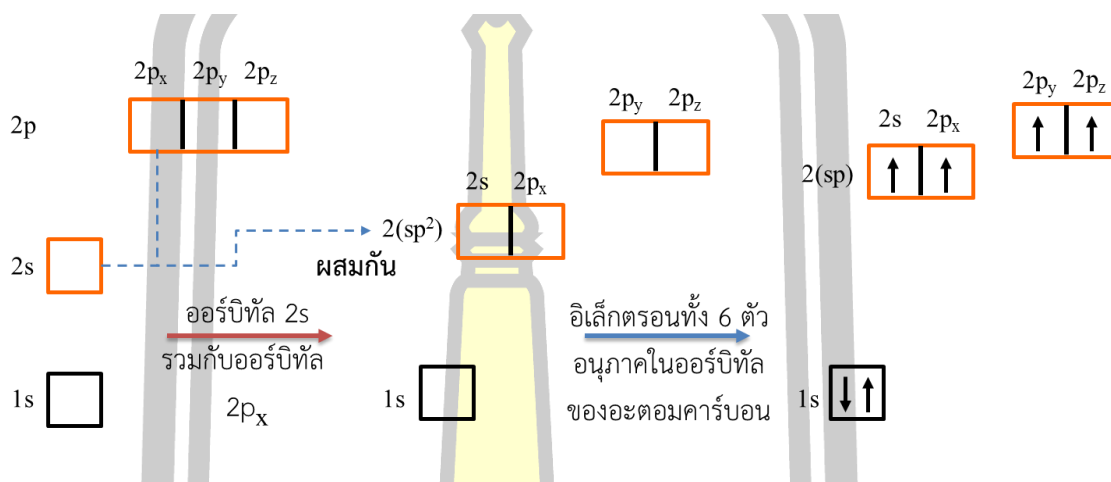


ภาพประกอบ 2.11 การจัดเรียงตัวของออร์บิทัล  $2s$   $2p_x$  และไฮบริดเซชันแบบ  $sp$  [30]



ภาพประกอบ 2.12 แสดงพันธะซิกมาของอะเซทิลีน พร้อมทั้งโครงสร้างโมเลกุลและแบบจำลองโมเลกุลของอะเซทิลีน [32]

จากการกล่าวในข้างต้นการเกิดไฮบริดเซชันแบบ  $sp$  เกิดจากการรวมตัวของออร์บิทัล  $s$  จำนวน 1 ออร์บิทัล และออร์บิทัล  $p$  จำนวน 1 ออร์บิทัล โดยที่อิเล็กตรอนเรียงเดี่ยว  $2s$   $2p_x$  ของคาร์บอนแต่ละอะตอมผสมกันเกิดเป็นออร์บิทัลใหม่ 2 ออร์บิทัล เรียกว่าออร์บิทัล  $sp$  ซึ่งค่าระดับพลังงานอยู่ระหว่างชั้น  $s$  กับ  $p$  และออร์บิทัล  $2p_y$  และ  $2p_z$  ยังคงอยู่ในระดับชั้นพลังงานเดิมดังภาพประกอบ 2.13



ภาพประกอบ 2.13 ไดอะแกรมการเกิดไฮบริดเซชันแบบ  $sp$  ของอะตอมคาร์บอน [30]

## 2.3 फिल्मคาร์บอนคล้ายเพชร

ฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร หรือ Diamondlike Carbon Films เรียกสั้น ๆ ว่าฟิล์ม DLC เป็นอะมอร์ฟัสคาร์บอน (amorphous carbon, a-C) ซึ่งสามารถมีเฟส micro-crystalline ของเพชร ฟิล์มเหล่านี้ได้รับความสนใจในการใช้เป็นวัสดุเคลือบ เนื่องจากมีคุณสมบัติที่น่าสนใจและได้รับการประยุกต์ใช้กับหลายสาขาซึ่งสรุปย่อสมบัติและการประยุกต์ใช้ DLC ได้แสดงไว้ในตารางที่ 2.2 [33] ฟิล์ม DLC โดยทั่วไปมีความเรียบและสามารถก่อตัวที่อุณหภูมิต่ำได้ มีหลายกระบวนการที่ใช้ในการตกสะสมฟิล์ม DLC และฟิล์มนี้ถูกแบ่งออกเป็นหลายประเภทย่อย แต่โดยทั่วไปฟิล์ม DLC สามารถแบ่งออกเป็นสองประเภทใหญ่ๆคือ

- (1) ฟิล์ม DLC ที่มีคาร์บอนเท่านั้น เรียกว่า อะมอร์ฟัสคาร์บอน (amorphous carbon, a-C) และเตตระฮีดรอลอะมอร์ฟัสคาร์บอน (tetrahedral amorphous carbon, ta-C)
- (2) ฟิล์ม DLC ที่มีส่วนผสมของไฮโดรเจนและคาร์บอนเรียกว่า ไฮโดรจีเนตอะมอร์ฟัสคาร์บอน (hydrogenated amorphous carbon, a-C:H)

แต่ในปัจจุบัน เยอรมัน ญี่ปุ่น และเกาหลี มีความพยายามที่จะอธิบายการเปลี่ยนแปลง และความแตกต่างของ DLC อย่างเป็นระบบ สามารถแบ่งประเภทของฟิล์ม DLC ได้ดังนี้

- ฟิล์มอะมอร์ฟัสคาร์บอน (a-C)
- ฟิล์มเตตระฮีดรอลอะมอร์ฟัสคาร์บอน (ta-C)
- ฟิล์มอะมอร์ฟัสคาร์บอนที่ผสมโลหะ (a-C:Me)
- ฟิล์มไฮโดรจิเนตเตอะมอร์ฟัสคาร์บอน (a-C:H)
- ฟิล์มไฮโดรจิเนตเตอะมอร์ฟัสคาร์บอนที่มีโครงสร้างแบบเตตระฮีดรอล (ta-C:H)
- ฟิล์มไฮโดรจิเนตเตอะมอร์ฟัสคาร์บอนที่ผสมโลหะ (a-C:H:Me)
- ฟิล์มไฮโดรจิเนตเตอะมอร์ฟัสคาร์บอนที่ถูกปรับปรุง (a-C:H:X) เมื่อ X คือ ที่เกี่ยวข้องกับธาตุที่ไม่ใช่โลหะเช่น ซิลิคอน ออกซิเจน ไนโตรเจน ฟลูออรีนและโบรอน

**ตารางที่ 2.2** สรุปคุณสมบัติ ชนิดการใช้งาน และการประยุกต์ใช้ฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร [33]

คุณสมบัติ	ชนิดการใช้	การประยุกต์ใช้งาน
โปร่งใสในย่านที่ตามองเห็น (visible) และอินฟราเรด (IR) ช่องว่างพลังงานแสงอยู่ในช่วง 1.0 - 4.0 eV	เคลือบส่งผ่านแสง (optical coatings)	เคลือบป้องกันแสงสะท้อนและต้านต่อการสึกหรอสำหรับเลนส์ IR
ความเฉื่อยของสารเคมี	ตัวทำละลายอินทรีย์	ชีวการแพทย์
ความแข็งสูง 5 - 80 GPa สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำ น้อยกว่า 0.01 - 0.7	ไดบอลโลจี้และเคลือบต้านการสึกหรอ	ฮาร์ดดิสก์แม่เหล็กเทปแม่เหล็ก ไบมีดโกน
ความเรียบระดับนาโน	เคลือบบางมากน้อยกว่า 5 nm	อุปกรณ์แม่เหล็ก
สภาพต้านทาน $10^2 - 10^{16}$ ohm/cm	เคลือบชั้นฉนวน	ฟิล์มฉนวน
ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกต่ำน้อยกว่า 4	การปล่อยสนาม Low-k dielectrics	Interconnect dielectrics และจอแสดงผลแบบแบน

ฟิล์มอะมอร์ฟัสคาร์บอนและฟิล์มไฮโดรจิเนตอะมอร์ฟัสคาร์บอนที่เตรียมจากกระบวนการที่แตกต่างกันจะส่งผลให้มีคุณสมบัติที่หลากหลาย ถูกพิจารณาตามโครงสร้างแบบเพชร แกรไฟต์ และโพลิเมอร์ รวมถึงสัดส่วนของคาร์บอน  $sp^3$  คาร์บอน  $sp^2$  และปริมาณไฮโดรเจน การเปรียบเทียบสมบัติพื้นฐานของคาร์บอนที่มีรูปแบบต่าง ๆ กับ DLC สามารถดูได้ในตารางที่ 2.3 [34]

**ตารางที่ 2.3** ตารางเปรียบเทียบคุณสมบัติของเพชรและฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร

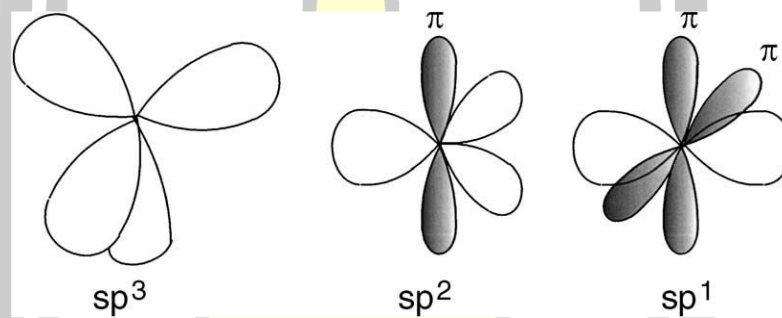
	% $sp^3$	% H	Density ( $g.cm^{-3}$ )	Gap (eV)	Hardness (GPa)
Diamond	100	0	3.515	55	100
Graphite	0	0	2.267	0	
C60	0	0		1.6	
Glassy C	0	0	1.3 - 1.55	0.01	3
Evaporated C	0	0	1.9	0.4 - 0.7	3
Sputtered C	5	0	2.2	0.5	
ta-C	80 - 88	0	3.1	2.5	80
a-C:H hard	40	30 - 40	1.6 - 2.2	1.1 - 1.7	10 - 20
a-C:H soft	60	40 - 50	1.2 - 1.6	1.7 - 4	<10
ta-C:H	70	30	2.4	2.0 - 2.5	50
Polyethylene	100	67	0.92	6	0.01

### 2.3.1 โครงสร้างของ DLC

พันธะและโครงสร้างของ DLC สามารถออกแบบและใช้กำหนดคุณสมบัติของฟิล์ม DLC ได้ เริ่มแรกคาร์บอนมีหลากหลายโครงสร้างและหลายอัญรูป ซึ่งมี 3 ไฮบริดเซชัน คือ  $sp^3$   $sp^2$  และ  $sp$  แสดงดังภาพประกอบ 2.14 องค์ประกอบ  $sp^3$  เช่นเดียวกับเพชร อะตอมคาร์บอนมีวาเลนซ์อิเล็กตรอน 4 ตัว แต่ละตัวกำหนดทิศทางเตตระฮีดรอนออร์บิทัล  $sp^3$  ซึ่งสร้างพันธะซิกมา ( $\sigma$  bond) ที่แข็งแรงกับอะตอมข้างเคียงองค์ประกอบ three-fold coordinated ในขณะที่  $sp^2$  มีคุณสมบัติเช่นเดียวกับแกรไฟต์ วาเลนซ์อิเล็กตรอน 3 ตัวจาก 4 วาเลนซ์อิเล็กตรอนจัดเรียงตัวในทิศทางไตรโกนอล ออร์บิทัล  $sp^2$  ซึ่งมีรูปแบบพันธะซิกมาในระนาบอิเล็กตรอนทั้งสี่ของอะตอม  $sp^2$  วางอยู่ใน  $p\pi$  ออร์บิทัล ซึ่งปกติจะเป็นระนาบพันธะซิกมา  $\sigma$  โดยออร์บิทัลนี้เรียงตัวเป็นพันธะแบบอ่อนกับ  $\pi$

ออร์บิทัลของหนึ่งอะตอมหรืออะตอมเพื่อนบ้านทั้งหมด องค์กรประกอบ  $sp$  อิเล็กตรอน 2 ใน 4 วาเลนซ์อิเล็กตรอนเข้าสู่  $\sigma$  ออร์บิทัล แต่ละตัวจะอยู่ในพันธะซิกมาทิศทางตามแนวแกน  $\pm x$  และสองอิเล็กตรอนที่เหลือจะเข้าสู่  $p\pi$  ออร์บิทัล ในทิศทาง  $y$  และ  $z$

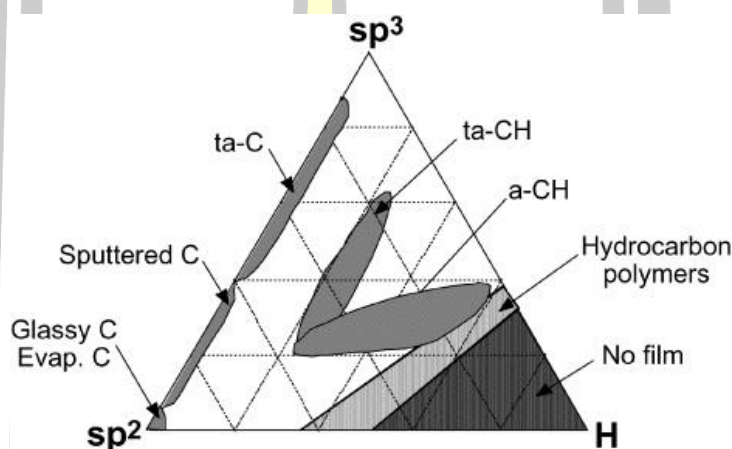
ความแข็งแรงของเพชรมาจากความแข็งแรงของพันธะซิกมาเพชรมีแถบช่องว่างพลังงานทางแสงกว้าง 5.5 eV ค่าโมดูลัสสูงที่สุดในกลุ่มของแข็งใด ๆ มีความหนาแน่นที่สุด การนำความร้อนดีที่สุด ผน. อุณหภูมิห้อง มีสัมประสิทธิ์การขยายตัวต่ำสุด สามารถจำกัดความเร็วของอิเล็กตรอนและโฮลในสารกึ่งตัวนำได้ดี แกรไฟต์มีความแข็งแรงในชั้นเดียวกันด้วยพันธะซิกมาและพันธะวานเดอร์วาลส์อ่อนๆ ระหว่างชั้น แกรไฟต์ระนาบเดียวเป็นสารกึ่งตัวนำที่มีแถบช่องว่างพลังงานเป็นศูนย์และเปลี่ยนแปลงตามเวลา



ภาพประกอบ 2.14 พันธะไฮบริดเซชัน  $sp^3$   $sp^2$  และ  $sp^1$  ของคาร์บอน [35]

ฟิล์ม DLC ส่วนใหญ่ประกอบด้วยคาร์บอนของไฮโดรเจน  $sp^3$  กับไฮโดรเจน  $sp^2$  รวมถึงไฮโดรเจน การผสมนี้ปรากฏเห็นในฟิล์มเป็นระยะสั้น ๆ ดังนั้นจึงแสดงลักษณะความเป็นอะมอร์ฟัส อย่างไรก็ตาม เฟสโครงสร้างระดับจุลภาคของเพชรปรากฏเห็นในฟิล์ม DLC บางอย่างได้ โดยเฉพาะกับฟิล์ม DLC ที่มีไฮโดรเจนต่ำและมีพันธะ  $sp^3$  เป็นส่วนใหญ่ ซึ่งฟิล์มที่มีลักษณะเช่นนี้เรียกว่า “ฟิล์มจะคล้ายเพชร” (diamond-like carbon) ในขณะที่ภายในฟิล์มมีพันธะ  $sp^2$  เด่นกว่าฟิล์มจะคล้ายแกรไฟต์ (graphite-like carbon) วิธีการตกสะสม ปริมาณไฮโดรเจน และปริมาณสารเจือปนเป็นพารามิเตอร์กำหนดปริมาณ  $sp^3$  และ  $sp^2$  ในฟิล์ม องค์กรประกอบของ DLC สามารถแสดงได้ดีที่สุดโดยแผนภาพ ternary ดังภาพประกอบ 2.15 ซึ่งถูกเสนอโดย Robertson [35] ในแง่ของความเข้มข้น  $sp^3$  และ  $sp^2$  พร้อมกับปริมาณไฮโดรเจน เห็นได้ว่าปริมาณของทั้งสามตัวแปรเป็นตัวกำหนดชนิดของฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร

ในช่วงแรก โครงสร้างรายละเอียดพันธะของ DLC ไม่ได้รับการยอมรับอย่างเต็มที่จนถึงปัจจุบันมีการเสนอโมเดลต่าง ๆ แต่ไม่มีได้รับการยอมรับอย่างเต็มที่ McKenzie และคณะ [36] เสนอแบบจำลองอธิบาย DLC เป็นผลึกโครงสร้างนาโนสองเฟสประกอบด้วย polycyclic aromatic hydrocarbon region เชื่อมต่อกันโดยคาร์บอน tetrahedral นอกจากนี้ Robertson ยังจำลองโครงสร้างของ DLC เป็นเครือข่ายของอะตอมคาร์บอนที่มีพันธะโควาเลนต์โดยมีขนาดปานกลางในระดับ 1 nm



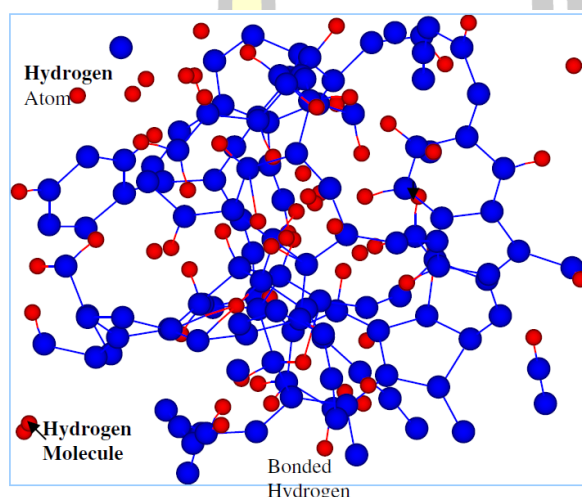
ภาพประกอบ 2.15 Ternary phase diagram ของฟิล์ม DLC พิจารณาจาก  $sp^2$ ,  $sp^3$  และปริมาณไฮโดรเจน

Angus และ Jansen [37] เสนอแบบจำลองของพวกเขาซึ่งอยู่บนพื้นฐานทฤษฎีของเครือข่ายโควาเลนต์แบบสุ่ม (RCN) Phillips [38] และ Thorpe [39] สมมติว่า RCN มีข้อจำกัดอย่างสมบูรณ์เมื่อจำนวนแรงกดต่ออะตอมเท่ากับจำนวนกลไกของความเป็นอิสระต่ออะตอม นอกจากนี้ยังพบว่าเครือข่ายโควาเลนต์ประกอบด้วยคาร์บอนไฮไดรไรด์  $sp^3$   $sp^2$  และอัตราส่วนที่เหมาะสมที่สุดของการประสานนี้คือสัดส่วนอะตอมของไฮโดรเจนในฟิล์ม แบบจำลองนี้ได้รับการสนับสนุนอย่างดีจากการสังเกตการณ์เชิงทดลอง นอกจากนี้ a:C-H สามารถเห็นการจัดเรียงสามมิติของวงแหวน 6 เหลี่ยมวงแหวน 5 เหลี่ยมและ 7 เหลี่ยมเป็นส่วนใหญ่ รวมถึงไฮโดรเจน 17 - 61% Erdemir และ Donnet [20] แสดงโครงสร้างแบบ cross-linked ดังภาพประกอบ 2.16 จะเห็นได้ว่าโครงสร้างและการจัดเรียงตัวของวงแหวนมีความเป็นระเบียบในช่วงสั้นๆ

Tamor และ Wu [40] เสนอแบบจำลองแกรไฟต์ที่มีข้อบกพร่อง (defected graphite, DGmodel) แบบจำลองนี้มีสมมุติฐานว่าโครงสร้างกราฟิติกสองมิติ (two dimensional graphitic



structure) ที่มีความบกพร่องอะโรมาติกระดับนาโน (nonaromatic) ถูกทำให้กระจายแบบสุ่มเมื่อความหนาแน่นของอิเล็กตรอนที่มีพันธะไพ ( $\pi$  - electron) เป็นศูนย์ เมื่อความหนาแน่นของข้อบกพร่องอยู่ในระดับต่ำอิเล็กตรอนที่มีพันธะ  $\pi$  ที่เหลือจะถูกแยกผ่านเครือข่าย  $sp^2$  ทั้งหมดและโครงสร้างเป็นโลหะ อย่างไรก็ตามที่ความหนาแน่นวิกฤตบางส่วนของข้อบกพร่องในบริเวณนี้ อิเล็กตรอน  $\pi$  อาจถูกตัดการเชื่อมต่อกับอิเล็กตรอนที่ถูกขังอยู่ในหมู่เกาะของโดเมนอะโรมาติกขนาดเล็กและวัสดุจะกลายเป็นฉนวนทางไฟฟ้า คลัสเตอร์ที่มีพันธะ  $\pi$  หรือ graphitic หรือ aromatic โดเมนถูกกำหนดให้เป็นคลัสเตอร์ที่เชื่อมด้วยวงแหวนหกเหลี่ยมปิดของคาร์บอน  $sp^2$



ภาพประกอบ 2.16 การจำลองโมเลกุลแบบไดนามิกของโครงสร้างอะตอมของฟิล์ม DLC ที่เติมไฮโดรเจน [40]

ฟิล์มคาร์บอนเหมือนเพชร (DLC) ได้ดึงดูดความสนใจที่เพิ่มขึ้นในสภาพแวดล้อมการหล่อลื่นต่าง ๆ อันเนื่องมาจากค่าสัมประสิทธิ์การเสียดทานต่ำและความเฉื่อยของสารเคมีที่ดี คุณสมบัติที่ยอดเยี่ยมเหล่านี้ทำให้เคลือบ DLC เหมาะสำหรับใช้ในด้านการป้องกันการสึกหรอ อย่างไรก็ตามมีความไม่สมบูรณ์บางประการที่จำกัดการใช้งานในภาคอุตสาหกรรม เช่น สามารถเกิดออกซิเดชันได้ง่าย เสถียรภาพทางความร้อนต่ำ และความเค้นแรงกดสูงภายใน ดังนั้นในงานวิจัยส่วนใหญ่จึงพยายามใช้ข้อดีของโลหะไนไตรด์ทรานสิชันมาช่วยสนับสนุนข้อเสียของฟิล์ม DLC

เมื่อเร็ว ๆ นี้การออกแบบหลายชั้น หรือ multilayer ได้รับความสนใจเป็นอย่างมากในอุตสาหกรรมเคลือบแข็งซึ่งมีบทบาทสำคัญในการเพิ่มสมบัติทางกลและพื้นผิวที่ดีที่สุดของวัสดุทั้งสองชั้น มีการศึกษาอย่างละเอียดเกี่ยวกับมัลติเลเยอร์ เซรามิก/โลหะ โลหะ/โลหะ และ เซรามิก/เซรามิก

เช่น TiN/Ti, Cu/Cr, TiAlN/CrN เป็นต้น อย่างไรก็ตามการเคลือบหลายชั้นซึ่งประกอบด้วยโลหะไนไตรด์ทรานซิชั่นและ DLC ยังไม่ได้รับการศึกษาที่ดีพอ ดังนั้นด้วยคำถามเกี่ยวกับคุณสมบัติไตรบอโลยีของสารเคลือบผิวไนไตรด์ทรานซิชั่นที่ได้รับการปรับปรุงเมื่อเคลือบ DLC ด้วยการเคลือบแบบหลายชั้นในงานวิจัยของ H.A. Castillo และคณะ [41] รวมถึงงานวิจัย E. Restrepo และ P.J. Arango [42] พวกเขาได้ใช้ชั้นเคลือบแข็งไททาเนียมไนไตรด์เป็นชั้นรองรับ (interlayer) เพื่อเพิ่มการยึดติดระหว่าง DLC กับชิ้นงาน อย่างไรก็ตามการเคลือบโลหะไนไตรด์และฟิล์ม DLC จำเป็นต้องมีกระบวนการและพารามิเตอร์ที่เหมาะสม จึงจะนำไปสู่ฟิล์มที่มีคุณสมบัติและคุณภาพที่ดี

## 2.4 กระบวนการเคลือบผิวด้วยไอออนพลังงานสูง

การเคลือบด้วยไอเชิงกายภาพ (physical vapor deposition, PVD) เป็นกระบวนการเตรียมผิวเคลือบที่เกิดจากไอระเหยของสารตั้งต้นเปลี่ยนรูปเป็น “ฟิล์มบาง” บนผิวชิ้นงานภายใต้กลไกทางฟิสิกส์ (ควบแน่นจากสถานะไอระเหยไปเป็นสถานะของแข็ง) ในยุคแรก การเคลือบด้วยไอเชิงกายภาพถูกแบ่งเป็นการระเหยสารด้วยความร้อนและการสปัตเตอริง ซึ่งแบ่งตามวิธีหรือเทคนิคการกำเนิดไอระเหยของสารตั้งต้น อย่างไรก็ตาม “ไอระเหยของสารตั้งต้น” ไม่ว่าจะกำเนิดจากการระเหยหรือสปัตเตอริงประกอบขึ้นจากอนุภาคที่เป็นกลางทางไฟฟ้าและมีพลังงานจลน์ต่ำย่าน (0.1 - 10 eV) ทำให้เกิดข้อจำกัดสำหรับการเตรียมฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชรซึ่งจำเป็นต้องใช้อุณหภูมิพลังงานสูงย่าน 100 eV/atom

ในยุคถัดมาการเคลือบด้วยไอออนเชิงกายภาพ (ionized physical vapor deposition, IPVD) ได้รับการพัฒนาต่อยอดเพื่อก้าวข้ามข้อจำกัดข้างต้นซึ่งไอระเหยของสารตั้งต้นประกอบขึ้นจากอนุภาคประจุไฟฟ้าหรือ “ไอออนของสารตั้งต้น” ในสัดส่วนที่มากกว่า “ไออะตอมของสารตั้งต้น” การมีไอออนของสารตั้งต้นเป็นส่วนประกอบหลักถือเป็นจุดเปลี่ยนสำคัญอย่างมากทำให้มีการประยุกต์ใช้สนามไฟฟ้าเพื่อกำหนดและควบคุมค่าพลังงานจลน์ของไอออนของสารตั้งต้นซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญสำหรับการเตรียมผิวเคลือบให้มีความแข็ง ตัวอย่างเทคนิคการเคลือบฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชรที่จัดอยู่ในกลุ่มการใช้ไอออนสารตั้งต้นแสดงในตารางที่ 2.4 สังเกตได้ว่าเทคนิค HiPIMS FCVA และ PLD สารตั้งต้นอยู่ในสถานะของแข็งและใช้กลไกทางฟิสิกส์ในการสร้าง “ไอออนของสารตั้งต้น” ผิวเคลือบจากเทคนิคทั้งสามจึงมีความหลากหลายทั้งด้านชนิดผิวเคลือบและโครงสร้างผิวเคลือบ ในขณะที่เทคนิค PBS และ ALIS สารตั้งต้นอยู่ในสถานะแก๊สเช่นแก๊สอะเซทิลีน ( $C_2H_2$ ) ผิวเคลือบจึงจำกัดอยู่ในกลุ่มคาร์บอนคล้ายเพชรที่เคลือบด้วย “ไอออนของไฮโดรคาร์บอน” นอกจากนี้ยังพบว่าผิวเคลือบ



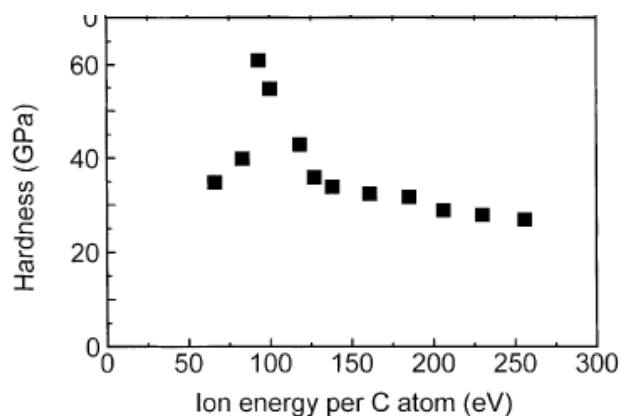
คาร์บอนคล้ายเพชรจาก ALIS ไม่อยู่ในกลุ่มผิวเคลือบที่มีความแข็งยิ่งยวดเนื่องจากมีความแข็งน้อยกว่า 40 GPa

**ตารางที่ 2.4** เปรียบเทียบความแข็งของฟิล์ม DLC ที่เตรียมจากแต่ละเทคนิค

Coating Technology	Type of DLC	Hardness (GPa)	Ref.
High power impulse magnetron sputtering (HiPIMS)	Nc-TiC/a-C:H	40-45	[43]
Filtered cathodic vacuum arc (FCVA)	nc-TiC/a-C:H	66	[44]
Pulsed laser deposition (PLD)	ta-C	55 - 65	[45]
Plasma beam source	ta-C:H	60	[46]
Anode layer ion source (ALIS)	(Cr:N)/a-C:H	12 - 16	[47],
	Cr/a-C:H	8 - 12	[48]

ประเด็นสำคัญที่ทำให้คาร์บอนคล้ายเพชรจาก ALIS มีค่าความแข็งน้อยกว่าเทคนิคอื่นเกี่ยวข้องตรงกับค่าพลังงานจลน์ของไอออนสารตั้งต้นบทความจำนวนมากได้บ่งชี้ว่า “คาร์บอนคล้ายเพชรจะมีค่าความแข็งสูงสุดเมื่อไอออนของคาร์บอนมีพลังงานจลน์ในย่าน 80 ถึง 120 eV/atom” แต่ไอออนคาร์บอนจาก ALIS มีพลังงานจลน์ในย่านมีค่า 500 ถึง 1000 eV เนื่องจากธรรมชาติการจุดและการคงสภาพพลาสมาใน ALIS ต้องใช้ศักย์ไฟฟ้าแรงสูงระดับ 500 ถึง 1000 V ในทางตรงข้ามไอออนคาร์บอนจากเทคนิคอื่น ๆ มีพลังงานในย่าน 50 ถึง 200 eV ซึ่งเหมาะสมกับการก่อตัวโครงสร้างผลึกแบบเพชรผลกระทบของพลังงานไอออนที่มากเกินไปทำให้เกิดโครงสร้างผลึกแบบแกรไฟต์เป็นผลให้ความแข็งของผิวเคลือบลดลงอย่างมีนัยสำคัญ

งานวิจัยได้สังเกตเห็นถึงประเด็นปัญหาดังกล่าวจึงได้พยายามลดพลังงานของไอออนคาร์บอนและปรับฟลักซ์ไอออนความเข้มสูงซึ่งทำให้เกิดความร้อนบนแผ่นฐานขณะตกสะสมฟิล์ม DLC ให้เหมาะสมกับการเติบโตของฟิล์ม DLC จึงมีความท้าทายอย่างมากในการควบคุม 2 ตัวแปรหลักที่ส่งผลกระทบต่อโครงสร้างและคุณสมบัติของฟิล์ม คือ พลังงานไอออน และฟลักซ์ไอออน



**ภาพประกอบ 2.17** ผลของพลังงานไอออนคาร์บอนต่อความแข็งของฟิล์ม ta-C:H รายงานโดย Weiler และคณะ [7]

## 2.5 การออกแบบและการสร้างพลาสมาพลังงานสูง

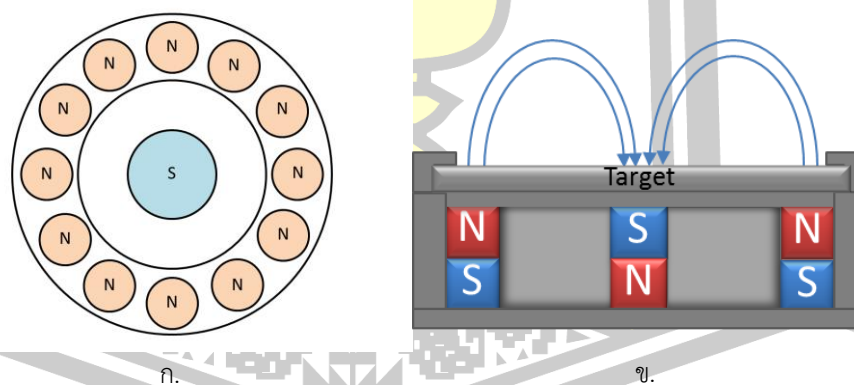
จากหัวข้อที่ผ่านมา โครงสร้างและคุณสมบัติของฟิล์มขึ้นอยู่กับเทคนิคการตกสะสมและพลังงานไอออนเป็นหลัก เป็นที่ทราบกันดีว่าเทคนิคดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอร์ริงสามารถใช้ในการตกสะสมฟิล์ม DLC ได้ ไม่ว่าจะเป็นการสร้างไอของอะตอมจากเป้าคาร์บอนหรือการสร้างไอของคาร์บอนไฮโดรคาร์บอน และไฮโดรเจนจากอะตอมแก๊สไฮโดรคาร์บอน โดยเรียกเทคนิคนี้ว่า “Reactive magnetron sputtering” แต่อย่างไรก็ตามพลังงานของอนุภาคที่มีประจุที่กำเนิดจากเทคนิคนี้อยู่ในช่วง 0.1 ถึง 10 eV/atom จึงได้มีการใช้ศักย์ไบอัสแผ่นฐานในการสร้างสนามไฟฟ้าเพื่อเหนี่ยวนำไอออน หรืออนุภาคที่มีประจุ ให้เคลื่อนที่เข้าหาแผ่นฐานด้วยพลังงานที่กำหนดโดยศักย์ไบอัส ดังนั้นจะเห็นได้ว่าฟิล์ม DLC ที่ตกสะสมภายใต้เทคนิคนี้เกิดจากการตกสะสมและระดมชนด้วยพลาสมาพลังงานสูง จึงมีคุณสมบัติที่ดีเช่นกัน

Anode layer ion source เป็นแหล่งกำเนิดพลาสมาโดยอาศัยศักย์ดิสชาร์จที่สูงย่าน 500 ถึง 1000 V [49] ดังนั้นพลาสมาหรือไอออนที่กำเนิดจากเทคนิคนี้จึงกล่าวได้ว่ามีพลังงานสูงย่าน 300 eV ขึ้นไปซึ่งถือว่าสูงสำหรับการสังเคราะห์ฟิล์ม DLC แต่อย่างไรก็ตามไอออนส่วนใหญ่ที่กำเนิดจากเทคนิคนี้มีการเคลื่อนที่ที่เป็นแนวตรงพุ่งออกจากช่องเปิดของแหล่งกำเนิด ทำให้มีการกระจายพลังงานและฟลักซ์ไอออนตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด จึงเป็นที่น่าสนใจหากศึกษาโครงสร้างของฟิล์ม DLC ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิคนี้ ตามแนวรัศมีของลำไอออน ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงได้พยายามสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H จาก 2 เทคนิค คือ ดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอร์ริง และ Anode layer ion

source ซึ่งจะได้อธิบายการออกแบบและการสร้างอุปกรณ์แหล่งกำเนิดพลาสมา รวมถึงหัววัดแลงเมียร์ที่ใช้สำหรับวัดพลาสมาไอออนจะถูกอธิบายในหัวข้อนี้

### 2.5.1 แหล่งกำเนิดแมกนีตรอน

แมกนีตรอนสปัตเตอริง (magnetron sputtering) เป็นเทคนิคการเคลือบฟิล์มบางภายใต้สภาวะสุญญากาศ โดยแหล่งกำเนิดพลาสมาหรือหัวแมกนีตรอนได้รับการปรับปรุงและติดตั้งแม่เหล็กถาวรมีรูปร่างเป็นวงกลมหรือสี่เหลี่ยมตาม (เป็นวงปิด) ตามภาพประกอบ 2.18 ซึ่งแม่เหล็กถาวรถูกวางให้มีลักษณะดังกล่าว ทั้งนี้ขนาดความแรงแม่เหล็กขึ้นอยู่กับการใช้ สนามแม่เหล็กและสนามไฟฟ้าเหนี่ยวนำอิเล็กตรอนและไอออนด้วยแรงลอเรนซ์ทำให้เคลื่อนที่หมุนควงรอบเส้นแรงแม่เหล็กและเป็นวงปิดบริเวณผิวเป้าด้วยความเร็ว  $E \times B$  เป็นหลัก ซึ่งการเคลื่อนที่ของอิเล็กตรอนทำให้เกิดการชนกับอะตอมแก๊สบริเวณผิวของเป้าหมายมากขึ้น ส่งผลให้จำนวนไอออนและอิเล็กตรอนอิสระเพิ่มมากขึ้นหรือกล่าวได้ว่าพลาสมามีความเข้มข้นบริเวณ racetrack ไอออนในพลาสมาถูกเร่งด้วยสนามไฟฟ้าให้เคลื่อนที่ที่เข้าไประดมชนผิวเป้าสารเคลือบ ถ่ายเทโมเมนตัมและพลังงานจลน์ให้กับอะตอมของเป้าและปลดปล่อยอะตอมเป้ากลายเป็นกลุ่มไอออนเคลือบ (sputtered atoms vapor) และตกสะสมกลายเป็นชั้นฟิล์มทั่วภาชนะสุญญากาศและแผ่นฐานที่ต้องการเคลือบ

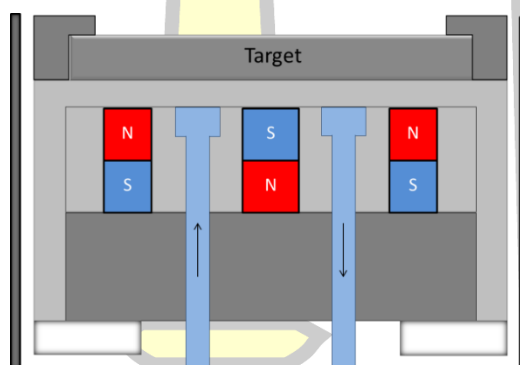


ภาพประกอบ 2.18 ก. การวางแนวแม่เหล็กถาวร ข. เส้นแรงแม่เหล็กที่เกิดจากแม่เหล็กถาวร

แหล่งกำเนิดแมกนีตรอน ได้รับการออกแบบโดยผศ.ดร. พิษณุ พูลเจริญศิลป์ ขึ้นรูปโดยคุณเอกพล เพ็ชรนวก และนิสิตสังกัดหน่วยวิจัยพลาสมาและเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยมหาสารคาม แหล่งกำเนิดแมกนีตรอนหรือหัวแมกนีตรอนมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 70 mm และ ยาว 300 mm รวมด้ามจับ สามารถเลื่อนตำแหน่งในแนวแกน z ระหว่างการทดลองโดยไม่ต้องหยุดเดินระบบ

สูญญากาศ ประกอบด้วย ด้ามจับยึดด้านปลายเซาะร่องสำหรับโอรัง (เป็นกราวด์ทางไฟฟ้า) ขั้วแคโทดเชื่อมต่อกับด้ามจับยึดด้วยเพ็ลลอนที่ได้รับการกลึงเกลียวทั่วทั้งผิวด้านนอก ทั้งสองมีร่องโอรังทำหน้าที่ปิดกั้นอากาศจากภายนอกและคั่นด้วยเพ็ลลอนเพื่อเป็นฉนวนทางไฟฟ้า ด้านบนสุดของขั้วแคโทดเป็นที่วางเป้าสารเคลือบที่ถูกยึดด้วยแหวนสแตนเลสซึ่งใช้น็อตตัวผู้ขนาด M3 ในการยึดกับขั้วแคโทด ด้านนอกสุดตามแนวรัศมีมีท่ออะลูมิเนียมทำหน้าที่เป็นกราวด์ซิลล์ นอกจากนี้ด้านใต้ของขั้วแคโทดยังมีแหวนสำหรับจัดเรียงแม่เหล็กถาวรซึ่งมีการระบายความร้อนด้วยน้ำเย็น ที่ไหลผ่านท่อเพ็ลลอนเข้าและวนออกผ่านร่องน้ำที่ได้กัดเป็นรัศมีวงกลมยาว 3/4 ของเส้นรอบวง แม่เหล็กถูกยึดด้วยสแตนเลส 410 ทำให้สามารถยึดแม่เหล็กไว้กับแหวนได้อย่างมีประสิทธิภาพ

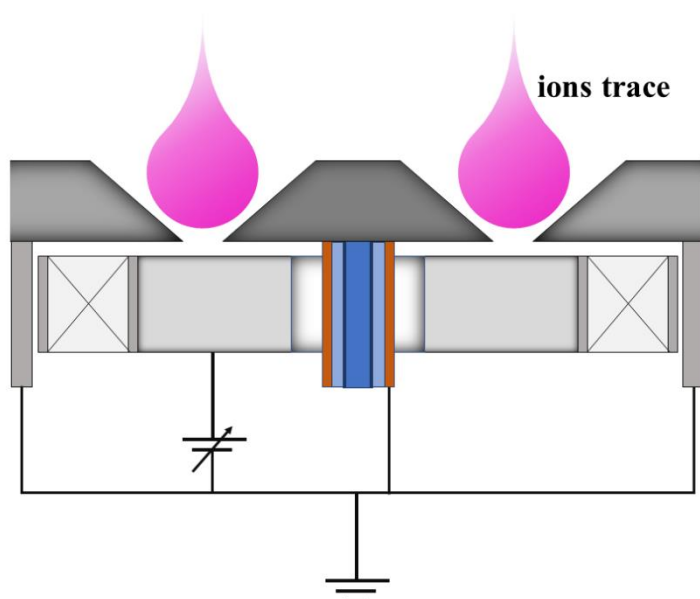
สำหรับการขับหัวแมกนีตรอนใช้แหล่งจ่ายกำลังแบบกระแสตรง ศักย์ลบ และเหนี่ยวนำพลาสมาให้ตกสะสม และระดมชนแผ่นฐานโดยใช้แหล่งจ่ายกำลัง ADVANCED ENERGY DC pinnacle plus ที่จ่ายสัญญาณในรูปแบบของโพลาร์พัลส์แบบไม่สมมาตรและแบบตีซีได้



ภาพประกอบ 2.19 ภาคตัดขวางโครงสร้างอย่างง่ายของแหล่งกำเนิดแมกนีตรอน

### 2.5.2 Anode layer ion source

แหล่งกำเนิด Anode layer ion source ดังภาพประกอบ 2.20 มีหลักการทำงานเดียวกับแมกนีตรอนสปิตเตอร์ คือ ใช้การเหนี่ยวนำอิเล็กตรอนให้มีพลังงานสูงโดยสนามไขว้  $E \times B$  แก๊สแตกตัวบริเวณเหนือช่องเปิดหนาแน่นมากที่สุดและมีลักษณะเป็นทรงกระบอกพุ่งออกจากแหล่งกำเนิด โดยแหล่งกำเนิดชนิดนี้ใช้แหล่งจ่ายกำลังแบบกระแสตรง และศักย์ไฟฟ้าบวก เมื่อไอออนบวกในพลาสมาได้รับอิทธิพลจากแรงลอเรนซ์จากขั้วแอโนด จึงเคลื่อนที่พุ่งออกจากแหล่งกำเนิดด้วยพลังงานใกล้เคียงกับศักย์ดิสชาร์จในระยะแรกและค่อย ๆ ลดลงตามระยะทางการเคลื่อนที่เนื่องจากจากการชนกับอนุภาคอื่น



**ภาพประกอบ 2.20** ไดอะแกรมภาคตัดตามขวางของแหล่งกำเนิด Anode layer ion source

Anode layer ion source ประกอบด้วย ฐานยึดที่ทำจากอะลูมิเนียมปลายด้านบนกัตร่องโอริงและด้านในทำเกลียวเพื่อเชื่อมต่อกับเทปลอนที่ได้รับการกลึงเดียวด้านนอกทำหน้าที่เป็นข้อต่อระหว่างฐานยึดกับหัวแอโนด ที่ปลายของหัวยึดแอโนดถูกเจาะด้านข้างและทำเกลียวสำหรับยึดแหวนแอโนด เนื่องจากแหวนแอโนดทำจากสแตนเลสและเกิดการขยายตัวเมื่อดำเนินการดีสชาร์จเป็นเวลา จะเกิดการขยายตัวจากความร้อน ทำให้มีการเคลื่อนที่และหยุดออกสัมผัสกับแหวนกราวด์จนเกิดการลัดวงจรทางไฟฟ้าทำให้ไม่สามารถดีสชาร์จพลาสมาได้ แหวนแอโนดได้รับการปรับมุมจากเส้นกปติเป็น  $50^\circ$  เพื่อบีบสนามไฟฟ้าให้แนวโน้มเข้าใกล้จุดศูนย์กลางของแหล่งกำเนิดมากที่สุด ซึ่งส่งผลให้ลำไอออนถูกบีบให้โฟกัสมากขึ้น นอกจากนี้หัวยึดแอโนดได้รับการเจาะทะลุตรงจุดศูนย์กลางสำหรับสอดท่อระบายความร้อนและยึดแหวนกราวด์ด้านใน แหวนกราวด์ด้านนอกและตรงกลางขึ้นรูปจากเหล็กและที่ขอบด้านในของแหวนกราวด์ด้านนอก แหวนกราวด์ด้านในการรับการกลึงมุมออกเพื่อหลบทางชนของไอออนและปรับทิศทางของสนามแม่เหล็กให้พุ่งออกจากหัวนอกเข้ายังหัวด้านในผ่านช่องเปิดขนาดเล็ก หัวกราวด์และหัวแอโนดอยู่ห่างกันเป็นระยะ 1 mm ซึ่งน้อยกว่าระยะเฉลี่ยปลดท่อการชนพลาสมาที่เปิดขึ้นจึงเกิดขึ้นเฉพาะบริเวณช่องเปิดและเหนือช่องเปิดขึ้นไป แหวนกราวด์ด้านในเชื่อมต่อกับท่อทองแดงปลายปิดด้วยระบบเกียร์ว รอบท่อทองแดงหุ้มด้วยเซรามิกจึงไม่สัมผัสกับหัวแอโนด ท่อทองแดงเป็นทางเดินน้ำหล่อเย็นมีท่อสอดเข้าด้านในเพื่อเป็นทางเข้าของน้ำหล่อเย็น

ผ่านท่อทองแดงออกทางท่อพักน้ำและไหลกลับสู่ถังเก็บน้ำในที่สุด (หัวข้อนี้ไม่ได้แสดงโครงสร้างและแบบจำลองจริงของ Anode layer ion source เนื่องจากยังไม่ได้จดอนุสิทธิบัตรสิ่งประดิษฐ์)

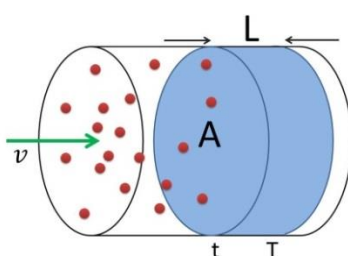
การดิสชาร์จพลาสมาใช้แหล่งจ่ายกำลังแบบดีซี ซึ่งสามารถจ่ายศักย์ไฟฟ้าสูงสุด 2 kV ขึ้นอยู่กับไดโอดที่ใช้ในวงจรแบบผสม สำหรับ Anode layer ion source รุ่นนี้สามารถจุดติดที่ความดันต่ำย่าน 0.2 Pa ที่ศักย์ดิสชาร์จ 550 V และสามารถรักษาเสถียรภาพของพลาสมาดีเยี่ยม ซึ่งได้ทดสอบการใช้งานในระยะยาว โดยการทดสอบการทรีสพลอยโดยพลาสมาออกซิเจน เป็นเวลา 24 ชั่วโมง โดยไม่มีปัญหาการอาร์คหรือลัดวงจรใด ๆ ซึ่งถือว่ามีความเสถียรต่อการใช้งานอย่างมาก

## 2.6 ฟลักซ์ไอออนและหัววัดแลงเมียร์

### 2.6.1 ฟลักซ์ไอออน

การวินิจฉัยสมบัติพลาสมา การศึกษาอันตรกิริยาระหว่างพลาสมาและผิววัสดุเป็นหนทางที่สำคัญในการเชื่อมโยงพารามิเตอร์ของพลาสมา กับโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H พารามิเตอร์ของพลาสมาที่สำคัญต่อกระบวนการเคลือบฟิล์ม a-C:H ประกอบด้วย อุณหภูมิของอิเล็กตรอน ความหนาแน่นของไอออน ฟลักซ์ไอออนและโดยเฉพาะอย่างยิ่งพลังงานของไอออนที่ระดมชนผิวชิ้นงาน ขณะดำเนินการเคลือบฟิล์ม ซึ่งในงานวิจัยนี้จะเน้นศึกษาบทบาทสำคัญของไอออนที่ระดมชนผิวชิ้นงานขณะดำเนินการเคลือบ

ฟลักซ์ไอออนเป็นตัวแปรที่ส่งผลต่ออุณหภูมิพื้นผิวของชิ้นงานโดยตรง นิยมแทนด้วย  $\Gamma_i$  มีค่านิยามว่า อัตราของจำนวนไอออนที่เคลื่อนที่ผ่านพื้นที่หน้าตัดหนึ่งตารางเมตร มีหน่วยเป็น  $m^{-2}s^{-1}$



ภาพประกอบ 2.21 ไดอะแกรมการเคลื่อนที่ของไอออนในท่อตรง

พิจารณาไอออนที่มีความหนาแน่น  $n_i$  ที่กำลังเคลื่อนที่ไปตามท่อที่มีพื้นที่หน้าตัด  $A$  ตามภาพประกอบ 2.21 ไอออนกำลังเคลื่อนที่ด้วยอัตราเร็วค่าหนึ่ง ที่เวลาเริ่มต้น ( $t = 0$ ) ไม่มีไอออนใดเคลื่อนที่ผ่านหน้าตัด เมื่อเวลาผ่านไป ( $t = T$ ) ไอออนที่ผ่านหน้าตัดดังกล่าวทำให้เกิดปริมาตรเสมือน



ยาว  $L$  ซึ่งจำนวนไอออนในปริมาตรเสมือนหาได้จาก  $N = n_i V$  เมื่อ  $n_i$  คือความหนาแน่นไอออน และ  $V$  คือปริมาตรของปริมาตรเสมือน เนื่องจากไอออนมีอัตราเร็วคงที่ ปริมาตรเสมือน  $V$  หาได้จากสมการ 2.1 และจำนวนไอออนที่เคลื่อนที่ผ่านพื้นที่หน้าตัดใด ๆ หาได้จากสมการ 2.3

$$V = AL = AvT \quad (2.1)$$

$$N = nAvT \quad (2.2)$$

และจากนิยามของฟลักซ์ไอออน จะได้ว่า

$$\Gamma_i = \frac{N}{AT} = n_i v_i \quad (2.3)$$

เมื่อ  $n_i$  คือความหนาแน่นไอออน และ  $v_i$  คือความเร็วของไอออน ในกรณีข้างต้น ไอออนถูกบังคับให้เคลื่อนที่ไหลผ่านหน้าตัดในทิศทางเดียวกันและมีอัตราเร็วที่เท่ากัน (อนุภาคมีความเร็วเดียวกัน) แต่ในสถานการณ์จริงไอออนแก๊สมีความเร็วไม่เท่ากัน (ทั้งขนาดและทิศทาง) การพิจารณาฟลักซ์จึงต้องพิจารณาจากความเร็วเฉลี่ยของไอออนที่ไหลผ่านหรือตกกระทบพื้นที่ผิวที่กำลังพิจารณา แต่สำหรับไอออนในพลาสมา เมื่อจุ่มหัววัดในพลาสมาจะเกิดขึ้นหุ้มพลาสมารอบแท่งโลหะดังกล่าว ตามกฎของโบห์ม (Bohm theory) โดยไอออนจะเคลื่อนที่ผ่านชั้นหุ้มพลาสมาด้วยความเร็วโบห์ม (bohm velocity,  $u_B$ ) มีค่าดังสมการ

$$u_B = \sqrt{\frac{k_B T_e}{M}} \quad (2.4)$$

เมื่อ  $M$  คือ มวลของไอออน มีค่าเท่ากับ  $6.67 \times 10^{-26}$  kg  $T_e$  คือ อุณหภูมิของอิเล็กตรอน มีหน่วยเป็นเคลวิน และ  $k_B$  คือ ค่าคงที่โบลทซ์มานน์ มีค่าเท่ากับ  $1.38 \times 10^{-23}$  J/K ดังนั้น ฟลักซ์ไอออนที่ระดมชนพื้นผิวของแท่งโลหะหาได้จากสมการ

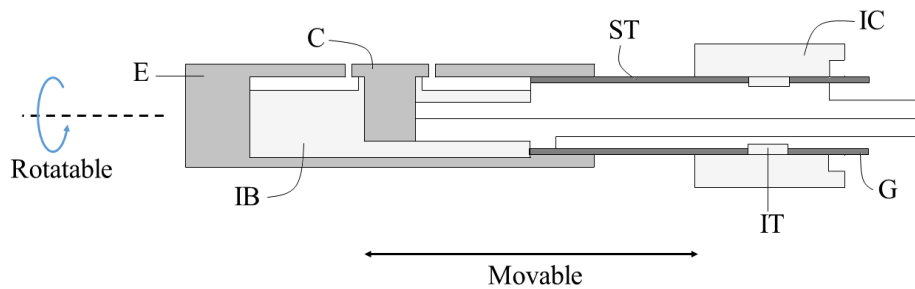
$$\Gamma_i = n_i u_B = n_i \sqrt{\frac{k_B T_e}{M}} \quad (2.5)$$

จากความสัมพันธ์ของกระแสไอออนกับฟลักซ์ไอออน  $I_i = e\Gamma_i A_p$  จะได้ว่า

$$\Gamma_i = \frac{I_i}{eA_p} \quad (2.6)$$

เมื่อ  $n_i$  คือ ความหนาแน่นไอออน  $A_p$  คือ พื้นที่ของพลาสมาซีทหน้าขั้วรับกระแสของหัววัด มีค่าเท่ากับ  $\pi(d_p/2)^2$  และ  $d_p$  คือ เส้นผ่านศูนย์กลางขั้วรับกระแส

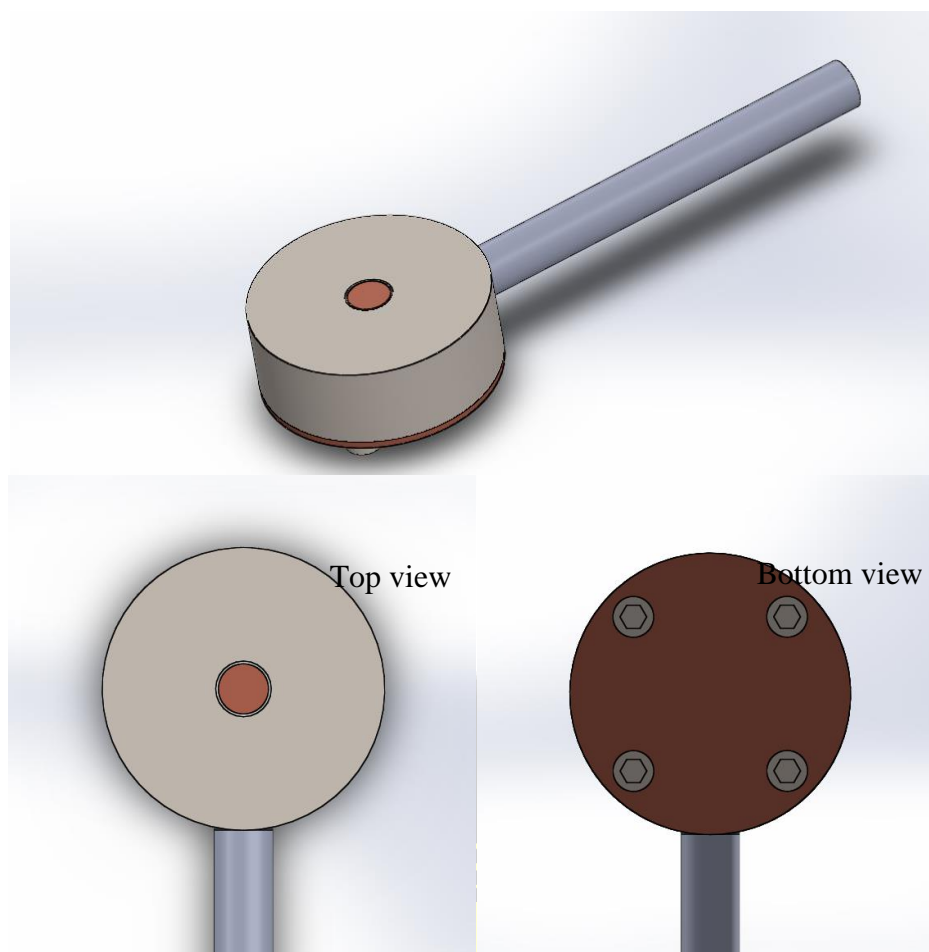
## 2.6.2 หัววัดแลงเมียร์



ภาพประกอบ 2.22 ไดอะแกรมโครงสร้างของหัววัดแลงเมียร์

หัววัดแลงเมียร์แบบเรียบมีโครงสร้างดังภาพประกอบ 2.22 เป็นอุปกรณ์วัดกระแสพลาสมา (อิเล็กตรอนและไอออน) ประกอบด้วยตัวถังที่ต่อกับศักย์ไบอัส (enclosure, E) ที่ได้รับการไบอัส ศักย์ไฟฟ้าเดียวกันกับหัวรับไอออน (ion collector, C) และแยกอิสระจากกันโดยแท่งฉนวนไฟฟ้า (insulating bar, IB) จากนั้นเชื่อมต่อด้วยท่อสแตนเลส (stainless steel tube, ST) และคั่นด้วยท่อฉนวนไฟฟ้า (insulating tube, IT) ถูกเชื่อมต่อกับด้าม (grip, G) ที่เป็นขั้วกราวด์ด้วยท่อฉนวน (insulating connector, IC) ซึ่งปลายอีกด้านถูกกักรวมเพื่อป้องกันการตกสะสมของฟิล์มและขจัดปัญหาการลัดวงจรทางไฟฟ้าของหัววัดและด้าม หัววัดแลงเมียร์แบบเรียบมีขนาดกะทัดรัดและสามารถเคลื่อนที่และหมุนรอบแกนได้โดยไม่ต้องมีการหยุดเดินระบบสุญญากาศ กลไกการทำงานของหัววัดแลงเมียร์แบบเรียบ เมื่อจุ่มหัววัดเข้าไปในพลาสมาจะมีทั้งไอออนและอิเล็กตรอนเคลื่อนที่เข้าสู่หัววัด ซึ่งถูกตรวจวัดปริมาณในรูปกระแสไฟฟ้า เรียกระแสพลาสมาหรือกระแสหัววัด (plasma current, Probe current,  $I_p$ ) เป็นผลรวมของกระแสอิเล็กตรอนและกระแสไอออน ( $I_p = I_e + I_i$ ) โดยอ่านค่าจากแอมมิเตอร์ แต่เมื่อจ่ายศักย์ไฟฟ้าลบให้กับหัววัดไอออนและตัวถังอิเล็กตรอนจะถูกผลักออกไปจากหัววัดด้วยอิทธิพลสนามไฟฟ้าที่เกิดจากศักย์ลบ อนุญาตให้ไอออนเท่านั้นสามารถเคลื่อนที่มายังหัววัดได้ เพราะฉะนั้นกระแสที่ตรวจวัดได้จึงเป็นกระแสไอออนซึ่งสามารถนำมาเชื่อมโยงกับฟลักซ์ไอออน (ion flux,  $\Gamma_i$ ) ได้ตามนิยามคือ ( $\Gamma_i = I_p / eA$ ) เมื่อ  $I_p$  คือ กระแสหัววัด  $e$  คือค่าประจุอิเล็กตรอน (electron charge,  $1.602 \times 10^{-19}$  C) และ  $A$  คือพื้นที่รับกระแสของหัววัดไอออน (Aperture area)





ภาพประกอบ 2.23 ภาพรวม ด้านบน และด้านล่างของหัววัดแสงเมียร์จากโปรแกรม solid work

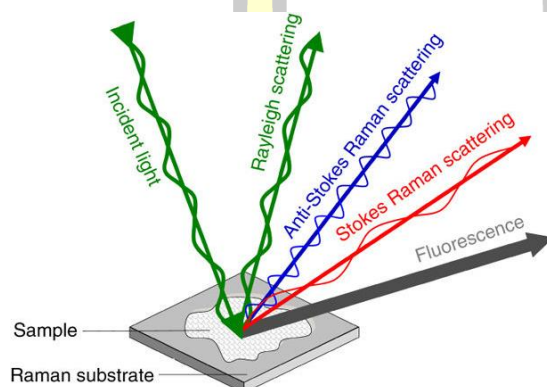
## 2.7 การวิเคราะห์คุณสมบัติโครงสร้าง

### 2.7.1 Raman spectroscopy

เทคนิครามานสเปกโตรสโคปี ใช้ปรากฏการณ์รามาน ซึ่งเกิดการกระเจิงของแสงรูปแบบหนึ่ง เกิดจากการที่แสงตกกระทบวัตถุและส่งผลทำให้โมเลกุลของสารอยู่ในสถานะถูกกระตุ้น (พันธะระหว่างอะตอมในโมเลกุลถูกชักนำให้มีสภาพขั้วหรือ polarizability เปลี่ยนแปลงไป) และเมื่อโมเลกุลที่ถูกกระตุ้นพยายามที่จะกลับคืนสู่สถานะปกติซึ่งมีพลังงานต่ำกว่าจำเป็นต้องคายพลังงาน ซึ่งพลังงานดังกล่าวนั้นคือการกระเจิงแสง (scattered light) [50] ออกมาตามภาพประกอบ 2.24

การกระเจิงแสงดังกล่าวข้างต้นจะมีทั้งกระบวนการกระเจิงแสงแบบ elastic process (พลังงานแสงคงที่) และกระบวนการกระเจิงแสงแบบ inelastic process (ที่แสงที่กระเจิงออกมามีพลังงานหรือความยาวคลื่นเปลี่ยนแปลงไปเมื่อเทียบกับความยาวคลื่นเริ่มต้นของแสงที่ตกกระทบ)

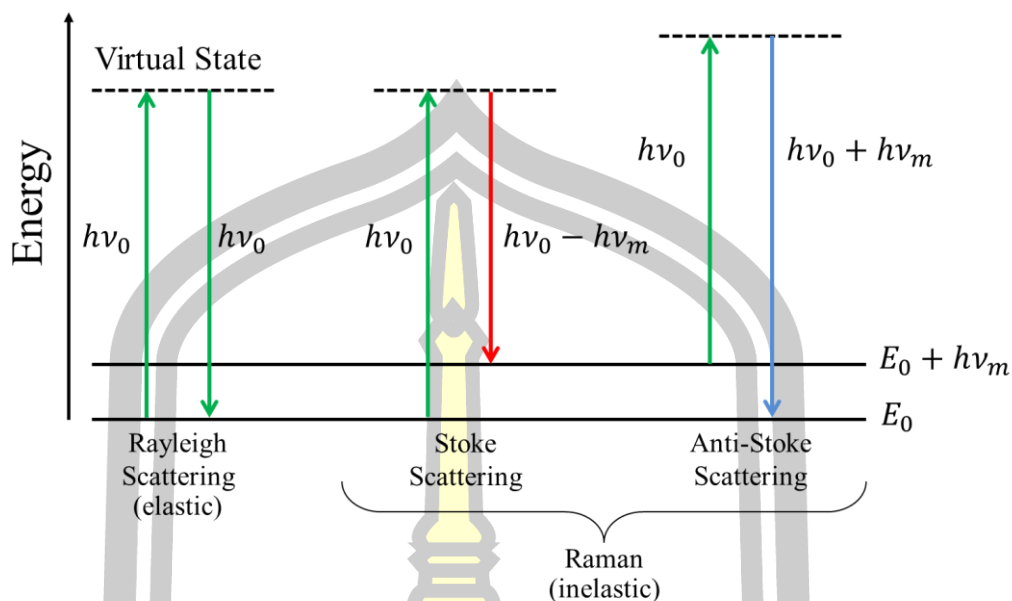
แต่ส่วนใหญ่แล้วแสงที่ตกกระทบจะเกิดการกระเจิงแสงแบบ rayleigh scattering ซึ่งเป็นกระบวนการแบบ elastic process ในขณะที่เพียง 1 ใน  $10^6$  ของแสงที่ตกกระทบจะเป็นแบบรามาน หรือเป็นกระบวนการแบบ inelastic process โดยที่พลังงานแสงเปลี่ยนแปลงไปนั้นอาจจะเป็นได้ทั้งแบบเพิ่มขึ้น (anti-stoke scatter) หรือลดลง (stoke scatter) [51] ตามภาพประกอบ 2.25 และส่วนใหญ่จะเกิดแบบ stoke scatter ง่ายกว่า



ภาพประกอบ 2.24 การกระเจิงรามาน [52]

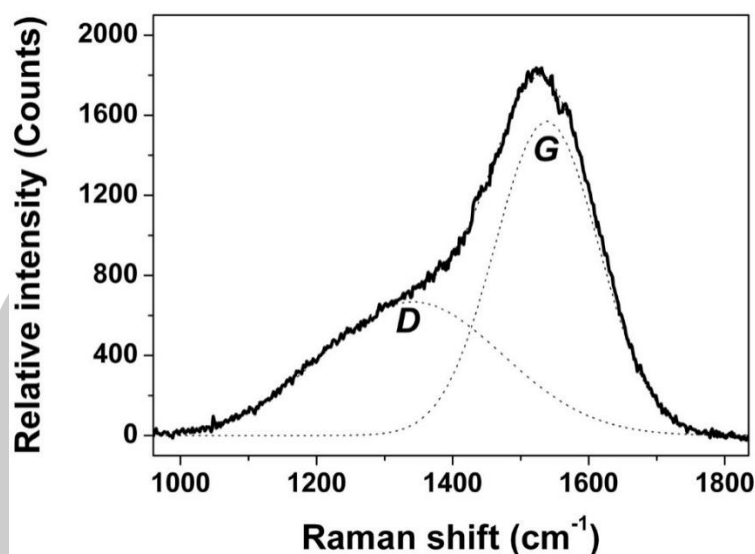
แต่อย่างไรก็ตาม ข้อมูลที่ได้จากการกระเจิงในแบบรามานนี้ มีประโยชน์มากในการนำไปประยุกต์ใช้ในการวิเคราะห์พอลิเมอร์ สิ่งที่น่าสนใจในส่วนของ การกระเจิงแบบรามาน ก็คือการที่ผลต่างของพลังงาน (หรือความถี่) ของแสงที่ตกกระทบกับพลังงานแสงที่กระเจิง (เรียกว่า Raman shift) จะมีค่าตรงกันกับพลังงาน (หรือความถี่) ของพันธะในการสั่นของโมเลกุลที่วัดได้จากเทคนิคอินฟราเรด

พหุ ประถม ๓๖



ภาพประกอบ 2.25 การกระเจิงแสงแบบ stroke และ anti-stroke [53]

รามานสเปกโตรสโคปีเหมาะอย่างยิ่งกับการศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาโมเลกุลของวัสดุคาร์บอน [54] ทุกแถบพลังงานในสเปกตรัมรามานตรงกับความถี่การสั่นสะเทือนเฉพาะของพันธะภายในโมเลกุล ด้วยเหตุนี้ตำแหน่งของแถบรามานจึงมีความไวต่อการวางแนวแถบพลังงานและน้ำหนักของอะตอมที่ปลายทั้งสองด้านของพันธะ ภาพประกอบ 2.26 แสดงสเปกตรัมรามานของวัสดุคาร์บอน เมื่อเราเปรียบเทียบสเปกตรัมรามานของคาร์บอนจะถูกแยกแยะความแตกต่างของได้โดยใช้ความถี่รามานแม้ว่าวัสดุคาร์บอนจะประกอบด้วยพันธะ C-C ทั้งหมด ในกรณีของเพชรซึ่งวัสดุประกอบด้วยพันธะ C-C ที่มีโครงสร้างสมมาตรสูงและมีโครงสร้างผลึกแบบ tetrahedral ความถี่รามานจึงประกอบด้วยเพียงแถบพลังงานเดียวที่ตำแหน่ง  $1332 \text{ cm}^{-1}$  หรือพีคดี (disorder graphitic peak, D peak) เนื่องจากพันธะทั้งหมดในผลึกมีการวางแนวเดียวกันและความแข็งแรงทำให้เกิดความถี่สั่นสะเทือนเดียว สเปกตรัมแกรไฟต์มีคลื่นหลายแถบพลังงานและแถบพลังงานหลักอยู่ที่ตำแหน่ง  $1582 \text{ cm}^{-1}$  หรือพีคจี (graphitic peak, G peak) [55] เนื่องจากแกรไฟต์ประกอบด้วยคาร์บอนที่มีพันธะ  $sp^2$  ในแผ่นระนาบซึ่งพลังงานพันธะของ  $sp^2$  สูงกว่าพันธะ  $sp^3$  ของเพชร พลังงานที่มากขึ้นของพันธะ  $sp^2$  ในแกรไฟต์จะผลักดันความถี่การสั่นสะเทือนของพันธะและความถี่ของแถบสเปกตรัมรามานไปเป็นความถี่ที่สูงขึ้น ด้วยเหตุนี้เทคนิครามานสเปกโตรสโคปีจึงมีความเหมาะสมในการวิเคราะห์คุณสมบัติเชิงโครงสร้างของฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอนที่มีประกอบด้วยคาร์บอน  $sp^3$  และคาร์บอน  $sp^2$



ภาพประกอบ 2.26 สเปกตรัมการกระเจิงของรามานของฟิล์ม DLC ที่เคลือบด้วย PECVD ลงบนคาร์บอนไนไตรด์ [56]

### 2.7.2 X-ray Photoelectron Spectroscopy

เทคนิค X-ray Photoelectron Spectroscopy หรือ XPS หรือที่รู้จักกันในชื่อ Electron Spectroscopy for Chemical Analysis (ESCA) ใช้แสงในย่านของ soft X-ray เพื่อการกระตุ้นให้เกิดโฟโตอิเล็กตรอนและเน้นที่การวิเคราะห์ค่าพลังงานยึดเหนี่ยวของอิเล็กตรอนชั้นในสุด (core electron) เนื่องจากค่าพลังงานดังกล่าวเป็นค่าเฉพาะของอะตอมในแต่ละธาตุและขึ้นอยู่กับสถานะทางเคมีของอะตอมนั้น [57] การวิเคราะห์ดังกล่าวจึงสามารถระบุชนิดและสถานะทางเคมีของธาตุที่เป็นองค์ประกอบบริเวณพื้นผิวของสารที่ต้องการวิเคราะห์ได้ สามารถประยุกต์ใช้กับพื้นผิววัสดุหลากหลายชนิด เช่น โลหะ สารกึ่งตัวนำ เซรามิกส์ แก้ว ฯลฯ [58]–[61]

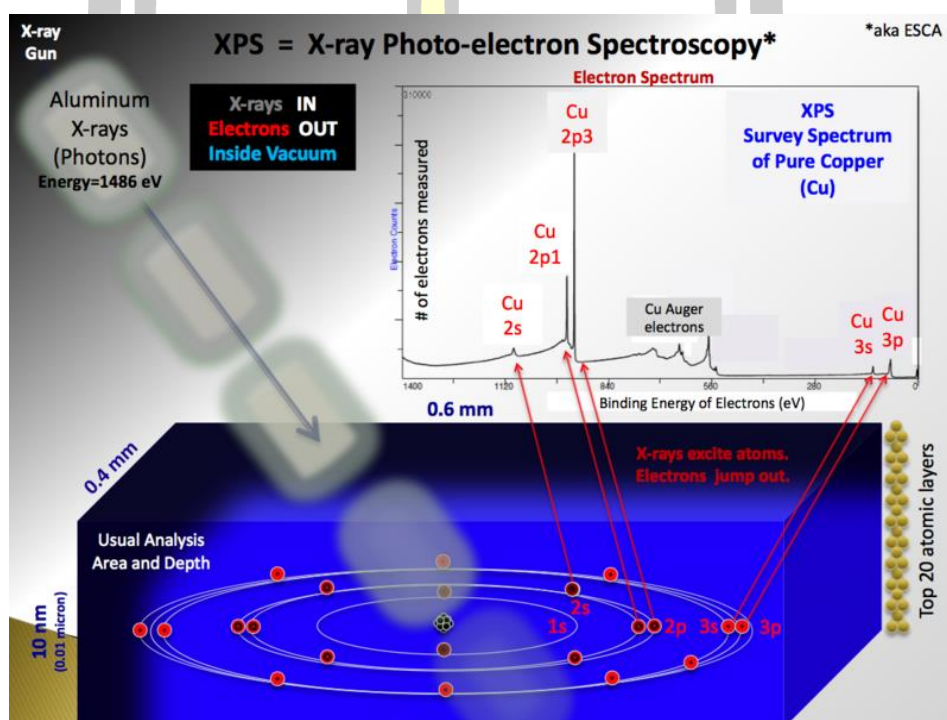
เทคนิค XPS อาศัยหลักการอนุรักษ์พลังงาน คือพลังงานแสงที่กระตุ้นให้เกิดการปลดปล่อยโฟโตอิเล็กตรอน ( $h\nu$ ) ซึ่งมีค่าเท่ากับผลรวมของค่าพลังงานจลน์ของโฟโตอิเล็กตรอน ( $E_k$ ) ค่าพลังงานยึดเหนี่ยวของอิเล็กตรอน (binding energy,  $E_B$ ) และค่าพลังงานที่โฟโตอิเล็กตรอนใช้ในการที่จะหลุดออกมาจากผิววัสดุหรือเวิร์คฟังก์ชัน (work function,  $\phi$ ) [62]

$$h\nu = E_k + E_B + \phi \quad (2.1)$$

เมื่อ ค่า  $h\nu$  เป็นค่าที่ทราบ และเมื่อมีการเชื่อมต่อทางไฟฟ้าระหว่างสารตัวอย่างกับเครื่องมือวัด ค่า  $\phi$  คือค่าเวิร์คฟังก์ชันของเครื่องมือวัดพลังงานจลน์ของโฟโตอิเล็กตรอนซึ่งเป็นค่าเฉพาะของเครื่องมือ

วัดแต่ละระบบ ดังนั้นจึงสามารถหาพลังงานยึดเหนี่ยวซึ่งเป็นค่าเฉพาะของอิเล็กตรอนในแต่ละระดับชั้นพลังงานของอะตอมธาตุแต่ละธาตุ และบ่งบอกชนิดของอะตอมและปริมาณของอิเล็กตรอนที่มีค่าพลังงานยึดเหนี่ยวดังกล่าว ดังนั้นจึงบ่งบอกถึงปริมาณธาตุที่เป็นองค์ประกอบของตัวอย่างนั้น

สเปกตรัม XPS ได้จากการฉายรังสีลงบนวัสดุด้วยลำแสงรังสีเอกซ์ ซึ่งในขณะเดียวกันก็วัดพลังงานจลน์และจำนวนอิเล็กตรอนที่หลุดออกจากผิววัสดุในช่วง 0 ถึง 10 นาโนเมตรของวัสดุที่กำลังถูกวิเคราะห์



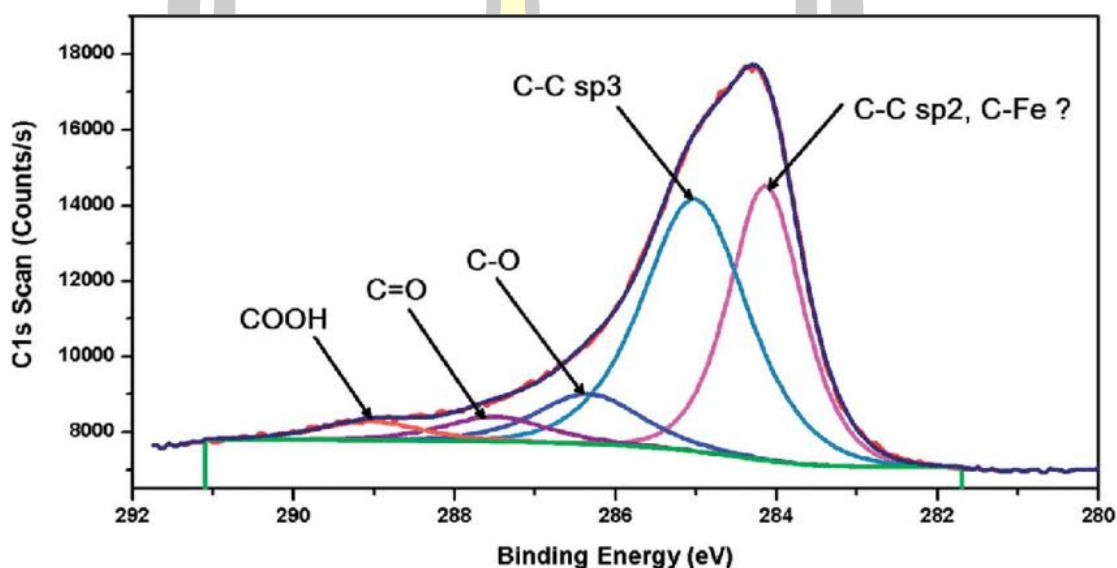
ภาพประกอบ 2.27 แผนภาพแบบหยาบปรากฏการณ์ทางฟิสิกส์ของเทคนิค XPS หรือ “การเกิดโฟโตอิเล็กทริก” [63]

สเปกตรัม XPS ทั่วไป แกน Y คือ พล็อตจำนวนอิเล็กตรอนที่ตรวจพบ (บางครั้งต่อหน่วยเวลา) เทียบกับแกน X คือ พลังงานยึดเหนี่ยวของอิเล็กตรอนที่ถูกตรวจพบ ดังภาพประกอบ 2.28 แต่ละธาตุจะมีสเปกตรัม XPS และพลังงานยึดเหนี่ยวแบบเฉพาะซึ่งสามารถระบุองค์ประกอบที่อยู่ในหรือบนพื้นผิวของวัสดุที่ถูกวิเคราะห์ได้โดยตรง ลักษณะของสเปกตรัมเหล่านี้สอดคล้องกับองค์ประกอบของอิเล็กตรอนที่อยู่ภายในอะตอมเช่น 1s, 2s, 2p, 3s เป็นต้น จำนวนอิเล็กตรอนที่ตรวจพบในแต่ละพีคจะสัมพันธ์โดยตรงกับจำนวนของธาตุภายในตัวอย่าง ในการสร้างค่าเปอร์เซ็นต์อะตอมจะต้องแก้ไขสัญญาณ XPS ดิบโดยการหารความเข้มของสัญญาณ (จำนวนอิเล็กตรอนที่ตรวจ



พบ) โดยใช้ "ค่าความไวสัมพัทธ์" (RSF) และจะเป็นค่ามาตรฐานสำหรับทุกธาตุที่ตรวจพบ เนื่องจากไฮโดรเจนไม่ถูกตรวจจับเปอร์เซ็นต์อะตอมเหล่านี้จึงไม่รวมไฮโดรเจน

ในการนับจำนวนอิเล็กตรอนในระหว่างการได้รับคลื่นความถี่ที่มีข้อผิดพลาดน้อยที่สุดเครื่องตรวจจับ XPS ต้องทำงานภายใต้สภาวะสุญญากาศสูงเป็นพิเศษเนื่องจากเครื่องตรวจจับอิเล็กตรอนในเครื่อง XPS โดยทั่วไปจะอยู่ห่างจากวัสดุที่ถูกฉายรังสี X-rays จึงต้องอยู่ภายใต้สภาวะสุญญากาศ (UHV;  $P < 10^{-9}$  mbar)



ภาพประกอบ 2.28 สเปกตรัม XPS ของฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร [64]

### การตอบสนองของพื้นผิว

โดยปกติ XPS จะตรวจจับเฉพาะอิเล็กตรอนที่หลุดออกจากตัวอย่างเข้าสู่สุญญากาศของเครื่องและมีพลังงานสามารถเดินทางไปถึงเครื่องตรวจจับ โฟโตอิเล็กตรอนที่ถูกปลดปล่อยออกมาสามารถเกิดการชนแบบไม่ยืดหยุ่น การรวมตัวกันใหม่ การกระตุ้นตัวอย่าง การย้อนกลับ การถูกดักจับในสถานะถูกกระตุ้นต่าง ๆ ภายในวัสดุ ซึ่งทั้งหมดนี้สามารถลดจำนวนโฟโตอิเล็กตรอนที่หลุดออกมาได้ ผลกระทบเหล่านี้จะปรากฏเป็นฟังก์ชันการลดทอนเชิงตัวเลขเมื่อความลึกเพิ่มขึ้นทำให้สัญญาณที่ตรวจพบอะตอมสารที่ผิวหน้ามากกว่าสัญญาณที่ตรวจพบจากตัวอย่างที่ได้รับการตรวจวิเคราะห์จากใต้ผิวตัวอย่าง ดังนั้นสัญญาณที่วัดโดย XPS คือสัญญาณที่มีการถ่วงน้ำหนักแบบเลขยกกำลังและความเป็นจริงนี้สามารถใช้เพื่อประเมินความลึกของตัวอย่างในวัสดุได้

### ข้อมูลและลักษณะเฉพาะของเทคนิค XPS

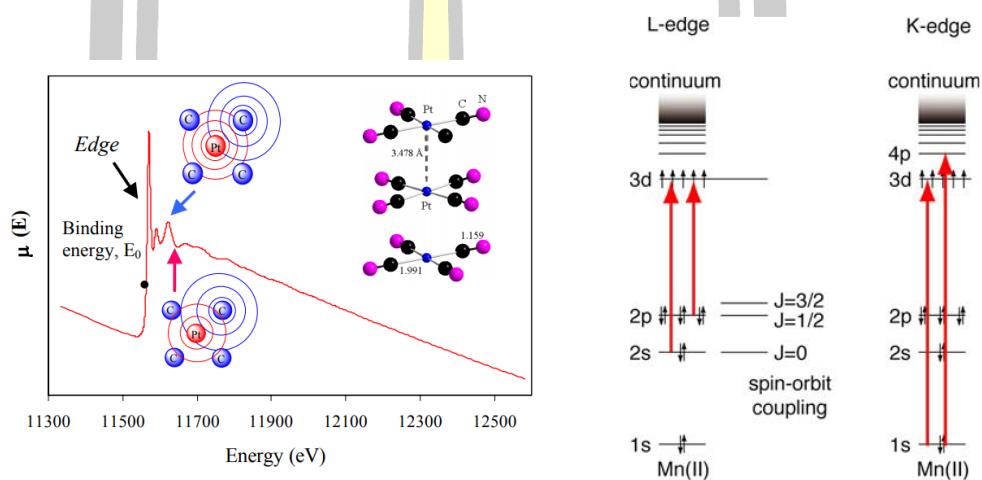
- สามารถระบุชนิดของธาตุ (ตั้งแต่ Li ถึง U) ที่เป็นองค์ประกอบบนพื้นผิวของวัสดุ
- สามารถระบุสถานะทางเคมี (chemical state) เช่น สถานะทางออกซิเดชัน (oxidation state) หรือ พันธะทางเคมีระหว่างอะตอม ของธาตุที่เป็นองค์ประกอบได้ ตัวอย่างเช่น สามารถระบุหรือแยก Al-metal ออกจาก Al-oxide ได้
- สามารถระบุร้อยละที่มีอยู่ของธาตุที่สนใจเทียบกับธาตุอื่นที่เป็นองค์ประกอบ
- เป็นเทคนิคที่วัดคุณสมบัติของสารในระดับพื้นผิว (surface sensitive) ที่ระดับ 5 – 100 Å° เหมาะสำหรับสารตัวอย่างที่มีลักษณะเป็นฟิล์มบาง
- ไม่ทำลายคุณสมบัติของตัวอย่างในการวัด
- สามารถตรวจวิเคราะห์สารที่มีปริมาณน้อย ๆ หรือความเข้มข้นต่ำในระดับร้อยละ 0.1 (parts per thousand range)
- การทดลองทำในระบบสุญญากาศความดันต่ำกว่า  $10^{-9}$  mbar
- สามารถระบุการกระจายตัวของธาตุที่เป็นองค์ประกอบบนพื้นผิว การกระจายตัวของธาตุตัวด้านข้างจากการปรับตำแหน่งของการวัดและการกระจายตัวของธาตุตัวในแนวลึกจากการใช้เทคนิค depth profile

### 2.7.3 X-ray Absorption Spectroscopy

X-ray Absorption Spectroscopy หรือ XAS คือการวัดการเปลี่ยนสถานะอิเล็กตรอนหลักของโลหะสู่สถานะอิเล็กตรอนที่ถูกกระตุ้น (LUMO) เป็นที่รู้จักกันในชื่อ X-ray absorption near-edge structure (XANES) และ extended X-ray absorption fine structure (EXAFS) [65] ซึ่งศึกษาการดูดซับที่พลังงานมากสำหรับการปลดปล่อยอิเล็กตรอนในโครงสร้าง ทั้งสองวิธีนี้ให้ข้อมูลโครงสร้างที่สมบูรณ์ สเปกตรัมของ XANES รายงานข้อมูลโครงสร้างอิเล็กตรอนและสมมาตรของไซต์โลหะ ส่วน EXAFS รายงานจำนวน ประเภทระยะห่างของเกรนและอะตอมข้างเคียงจากธาตุดูดกลืนพลังงาน (Koningsberger และ Prins 1988) [66]

หลักการสำหรับ XAS คือ สเปกตรัมการดูดกลืนรังสีเอกซ์ของวัสดุใด ๆ ไม่ว่าจะป็นอะตอมหรือโมเลกุลในธรรมชาติ จะถูกอธิบายลักษณะโดยความแหลมของพีคการดูดกลืนรังสีเอกซ์ที่เพิ่มขึ้นอย่างมากและมีความเฉพาะในแต่ละธาตุ การเพิ่มการดูดกลืนรังสีเอกซ์อย่างฉับพลันนี้เรียกว่าขอบ

การดูดกลืนและสอดคล้องกับพลังงานที่อิเล็กตรอนต้องการเพื่อสู่สถานะ LUMO อย่างต่อเนื่องทำให้เกิดโฟโตอิเล็กตรอน [57] เมื่อโฟโตอิเล็กตรอนมาจากระดับแกนหลัก 1s จะมีความไม่ต่อเนื่องของการดูดกลืนเรียกว่า K-edge และเมื่อไอออไนเซชันมาจากอิเล็กตรอน 2s หรือ 2p เรียกว่า L-edge โดยภาพประกอบ 2.29 แสดงระดับพลังงานปกติ L-edge spectroscopy โดยทั่วไปมีความไวต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างอิเล็กตรอนและสถานะสปินของโลหะมากกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับ K-edge Spectroscopy [65]



ภาพประกอบ 2.29 ก) ตัวอย่างการดูดกลืนรังสีเอกซ์ [57] ข) ไดอะแกรมระดับพลังงานสำหรับ L-edge ( $L_I$ ,  $L_{II}$  และ  $L_{III}$ ) การเปลี่ยนแปลง ( $2s$  และ  $2p$  ไป  $3d$ ) และการเปลี่ยนแปลง ( $1s$  ไป  $3d$  และ  $4p$ ) สำหรับ Mn ระดับพลังงานไม่ได้ถูกวาดขึ้นตามขนาด ยกตัวอย่างเช่น K-edge อยู่ที่ 6,539 eV และขอบ L อยู่ที่ 769, 650 และ 639 eV ตามลำดับ

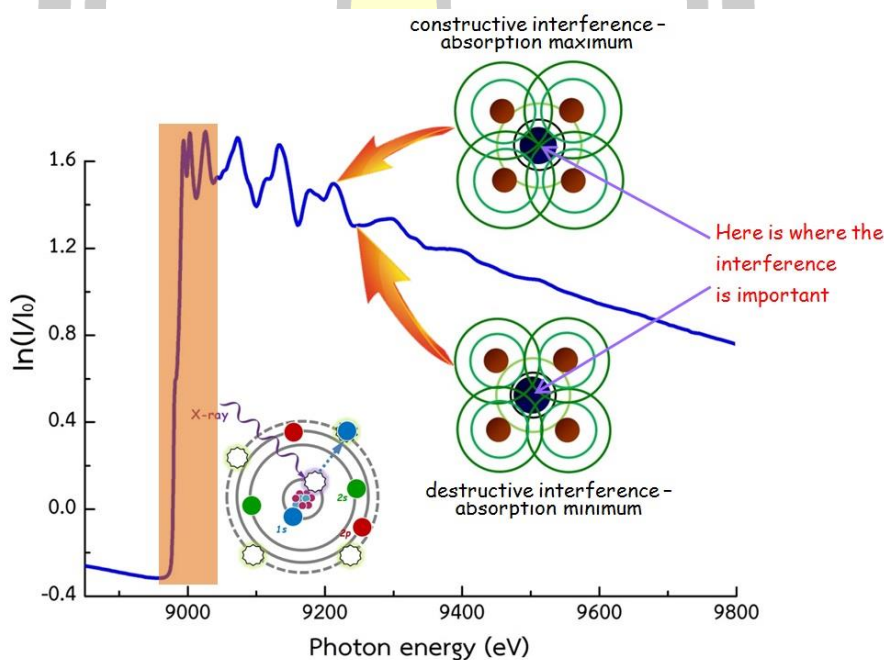
### 2.7.3.1 X-ray absorption near-edge structure

X-ray absorption near-edge structure หรือ XANES สเปกตรัมที่ได้จากเทคนิคนี้ให้ข้อมูลโดยละเอียดเกี่ยวกับสถานะออกซิเดชันและความเสมอกันโดยรอบของอะตอมโลหะ [67] ดังภาพประกอบ 2.30 การเพิ่มขึ้นของพลังงานการดูดกลืนของ K-edge จะแสดงถึงสถานะออกซิเดชันที่เพิ่มขึ้น โดยทั่วไปตำแหน่งของขอบเพิ่มขึ้นเนื่องมาจากจำนวนของประจุบวกในอะตอมมีการเปลี่ยนแปลงหรือเกิดหลุมในวงโคจรแกนหลัก 1s (หรือ สถานะออกซิเดชัน หากมองแบบเรียบง่าย) ในอะตอมที่มีอิเล็กตรอนหนึ่งตัว ยกตัวอย่างเช่น อิเล็กตรอนจะได้รับอิทธิพลจากประจุบวกนิวเคลียสอย่างไรก็ตามในอะตอมที่มีหลายอิเล็กตรอน อิเล็กตรอนภายนอกจะถูกดึงดูดด้วยนิวเคลียสที่มีประจุ



บวกและถูกผลักออกจากออร์บิทัลที่มีประจุลบสถานะของการเกิดออกซิเดชันของโลหะจะสูงขึ้นซึ่งเป็นเพราะอะตอมมีประจุบวกมากขึ้น ดังนั้นพลังงานที่ต้องใช้เพื่อกระตุ้นอิเล็กตรอนจากวงโคจรต้องมากขึ้น ในทางตรงกันข้ามสเปกตรัมของ XANES จะเลื่อนไปในพลังงานที่น้อยลงหากมีประจุลบมากขึ้นบนโลหะ

สำหรับสเปกตรัมของ K-Edge มาจากการเปลี่ยนแปลง  $1s$  ไป  $np$  เมื่อ  $np$  แสดงค่าต่ำสุดที่ไม่มีการดูดกลืนพลังงานของอะตอม การเปลี่ยนแปลงนี้แทนด้วย  $\Delta l = 1$  ( $l$  เป็น orbital momentum quantum number) คือกลไกทางควอนตัมที่ได้รับอนุมัติและโดยปกติจะมีความหนาแน่น สำหรับโลหะที่มีการเปลี่ยนแปลงเพียงบางส่วนที่ถูกครอบครองด้วย  $d$  ออร์บิทัล ข้อมูลเชิงลึกเพิ่มเติมสามารถทำได้โดยการตรวจสอบคุณสมบัติ pre-edge อันเป็นผลมาจากการเปลี่ยนจาก  $1s$  ไป  $(n-1)d$  เหล่านี้ค่อนข้างมีความเข้มที่อ่อน ( $\Delta l = 2$  ดังนั้นจึงไม่ได้รับการอนุมัติ) แต่สามารถตรวจพบได้เนื่องจากเกิดขึ้นที่พลังงานน้อยกว่าขอบดูดกลืนหลัก ความเข้มสูงสุดของพีค pre-edge เพิ่มขึ้นเมื่อสภาพแวดล้อมของแกนด์ถูกรบกวนจากรูปแบบออกทระฮีดรอล (Octahedral)



ภาพประกอบ 2.30 แบบจำลองสเปกตรัม XANES และ EXAFS [68]

### 2.7.3.2 Extended X-ray Absorption fine structure (EXAFS)

ที่ระดับพลังงานค่อนข้างสูงกว่าระดับ LUMO การดูดกลืนรังสีเอกซ์จะให้พลังงานกับอะตอมเพียงพอต่อการปล่อยอิเล็กตรอน (ionize) พลังงานส่วนเกินใด ๆ จะถูกนำออกมาแปลเป็นพลังงานจลน์ซึ่งสะท้อนให้เห็นความยาวคลื่นที่เกี่ยวข้องกับอิเล็กตรอนที่ถือว่าเป็น “ปรากฏการณ์คลื่น” [66] การปรับลดของสเปกตรัม EXAFS เป็นผลโดยตรงของลักษณะคลื่นของโฟโตอิเล็กตรอนที่มีความเร็ว  $v$  ที่ให้กับโฟโตอิเล็กตรอนโดยพลังงานของโฟตอนที่รังสีเอกซ์ที่ถูกดูดกลืน ซึ่งอยู่ในส่วนที่มากกว่าพลังงานยึดเหนี่ยวหรือพลังงานเริ่มต้นสำหรับอิเล็กตรอนพลังงานจลน์ของโฟโตอิเล็กตรอนได้จากความสัมพันธ์ดังต่อไปนี้

$$(E - E_0) = \frac{1}{2} m_e v^2 \quad (2.2)$$

เมื่อ  $E$  คือพลังงานโฟตอนรังสีเอกซ์  $E_0$  คือพลังงานไอออไนซ์หรือพลังงานเริ่มต้นสำหรับอิเล็กตรอน และ  $m_e$  คือมวลอิเล็กตรอน EXAFS modulations จะแสดงได้เมื่ออยู่ในรูปของฟังก์ชันเวกเตอร์คลื่นโฟโตอิเล็กตรอน  $k$  ( $k = 2\pi / \lambda$ ) เมื่อ  $\lambda$  คือความยาวคลื่นที่หาได้จากความสัมพันธ์แบบ Broglie  $\lambda = h / m_e v$  เมื่อ  $h$  คือค่าคงตัวของพลังค์ ซึ่งสามารถขยายความตามสมการ

$$k = \frac{2\pi}{h} [2m_e (E - E_0)]^{1/2} = 0.512 (E - E_0)^{1/2} \quad (2.3)$$

เมื่อ  $E$  และ  $E_0$  มีหน่วยเป็นอิเล็กตรอนโวลต์ (eV) และ  $k$  มีหน่วยเป็นต่ออังสตรอม ( $\text{\AA}^{-1}$ )

ธรรมชาติของคลื่นอิเล็กตรอนที่ออกไปทำให้เกิดการรบกวนจากการกระเจิงของอะตอมใกล้เคียง ดังนั้นการการสั่น EXAFS เป็นผลของการรบกวนระหว่างคลื่นอิเล็กตรอนที่หลุดออกและองค์ประกอบของคลื่นกระเจิงกลับจากอะตอมใกล้เคียงในโมเลกุล ซึ่งเริ่มต้นทันทีที่มีการดูดกลืนและขยายไปถึงประมาณ 1 KeV เหนือขอบ แทนด้วย  $\chi(k)$  ซึ่งเป็นส่วนการดูดกลืนสัมประสิทธิ์การดูดกลืนคือค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงที่สังเกตได้  $\mu(k)$  และสัมประสิทธิ์การดูดกลืนของอะตอมอิสระ  $\mu_0(k)$  ถูก normalize โดยอะตอมอิสระ

$$\chi(k) = \frac{\mu(k) - \mu_0(k)}{\mu_0(k)} \quad (2.4)$$

สามารถมองเห็นปรากฏการณ์ EXAFS ได้ด้วยรูปของคลื่นอิเล็กตรอนขาออกและคลื่นกระเจิงกลับเมื่อพลังงานของโฟโตอิเล็กตรอนเปลี่ยนแปลงไป ดังนั้นความยาวคลื่นของโฟโตอิเล็กตรอน พลังงานที่จำเพาะ  $E_1$  คลื่นขาออกและคลื่นกระเจิงย้อนกลับอยู่ในเฟสและรบกวนการทำงานซึ่งเพิ่มความน่าจะเป็น

เป็นของการดูดกลืนรังสีเอ็กซ์หรือกล่าวคือเพิ่มสัมประสิทธิ์การดูดกลืนนั่นเองที่พลังงานที่แตกต่างกัน  $E_2$  คลื่นขาออกและคลื่นกระเจิงกลับจะออกจากเฟสและทำลายลดทอนค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืน การปรับค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนโดยคลื่นย้อนกลับจากอะตอมข้างเคียงเป็นปรากฏการณ์พื้นฐาน ของ EXAFS และการแปลงฟูริเยร์ (FT) ของการมอดูเลตจะให้ข้อมูลระยะทางที่อธิบายถึงเวกเตอร์ ระหว่างอะตอมที่ดูดซับกับอะตอมที่ถูกยึดเหนี่ยวไว้โดยทั่วไปภายในระยะที่กำหนดไว้ที่ 4-5 อังสตรอม

### ข้อดีและข้อจำกัดของเทคนิค XAS

#### ข้อดี

- สามารถวิเคราะห์ธาตุเฉพาะที่ต้องการหาได้ โดยไม่ต้องคำนึงธาตุประกอบที่อยู่ในตัวอย่าง
- สามารถตรวจสอบโครงสร้างโลหะที่ไม่แสดงพฤติกรรมการดูดกลืนรังสีเอ็กซ์ เมื่อใช้กับวิธี EPR optical หรือ spectroscopic อื่นๆ ได้
- สามารถวิเคราะห์ตัวอย่างที่อยู่ในรูป ผง สารละลาย หรือแม้แต่ตัวอย่างทางชีวภาพแช่แข็ง ตัวอย่างผลึกเดี่ยว หรือตัวอย่างที่มีหลายผลึก เนื่องจากมีความไวต่อโครงสร้างโลหะภายใน ตัวอย่าง
- ใช้ฮีเลียมเหลว flow cryostat หรือ cryostream สร้างอุณหภูมิต่ำในระหว่างการวิเคราะห์ เพื่อรักษาสภาพของตัวอย่างเนื่องจากการทำลายของรังสีและการทำลายโดยรังสีสามารถถูก ตรวจสอบและถูกควบคุมรังสีได้อย่างแม่นยำจึงช่วยให้สามารถเก็บข้อมูลจากกลุ่มโลหะที่ เหมือนเดิมได้

#### ข้อจำกัด

- ไม่สามารถแยกแยะระหว่างอะตอมที่กระจัดกระจายด้วยเลขอะตอมที่แตกต่างกันเล็กน้อย (C, N, O หรือ S, Cl หรือ Mn, Fe) นอกจากนี้ยังต้องใช้ความระมัดระวังในการตัดสินใจ ระหว่างอะตอมที่มีเลขอะตอมแตกต่างกัน ซึ่งจะได้อข้อมูลที่ถูกต้องเหมาะสมเมื่ออะตอม กระเจิงย้อนกลับมีเลขอะตอมแตกต่างกันอย่างมาก (เช่น Mn หรือ Cl) แต่อยู่ในระยะทางที่ แตกต่างกันจากอะตอมดูดซับ ซึ่งถือว่าเป็นเรื่องสำคัญมากเมื่อต้องจัดการกับฟิสิกฟูเรียร์ใน ระยะทางที่มากขึ้นโดยไม่สามารถกำหนดฟิสิกฟูเรียร์ได้อย่างชัดเจนที่น้อยกว่า 3 อังสตรอม

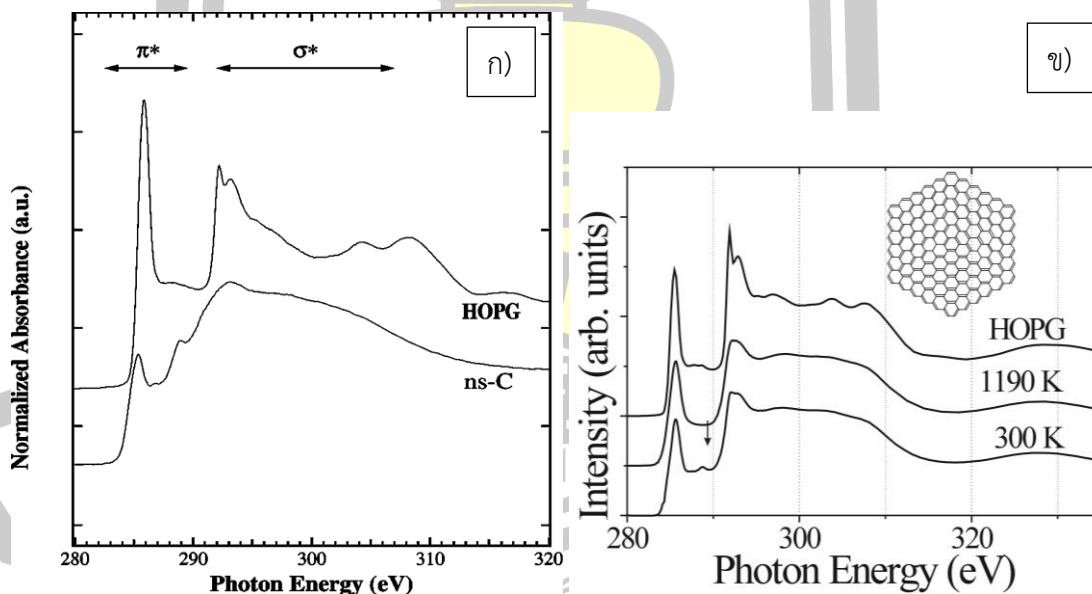
- การกำหนดระยะห่างในการวัดเป็นตัวแปรที่น่าเชื่อถือมากที่สุดสำหรับการกำหนดพารามิเตอร์โครงสร้างจาก EXAFS แต่จะมีบางช่วงที่ให้ข้อมูลได้ บ่อยครั้งเนื่องจากสาเหตุทางปฏิบัติเช่นการปรากฏตัวของ K-edge ของโลหะอื่น ๆ จำกัดความละเอียดระยะห่างของการวัด 0.1 ถึง 0.2 อังสตรอม นอกจากนี้ยังเป็นเรื่องยากที่จะระบุได้ว่าฟิสิกส์ที่พิตกับ 1 ระยะห่างกับที่ด้วยพารามิเตอร์ที่ไม่เป็นระเบียบค่อนข้างมากหรือ 2 ระยะห่างซึ่งแต่ละพารามิเตอร์มีความไม่เป็นระเบียบเล็กน้อย การวิเคราะห์เชิงสถิติอย่างรอบคอบโดยคำนึงถึง degrees of freedom ในการพิตต้องมีการวิเคราะห์ดังกล่าวก่อน ความละเอียดในระยะห่าง  $\Delta r$  สามารถประมาณจากความสัมพันธ์ที่  $\Delta r \Delta k$  ประมาณ 1
- การกำหนด coordination numbers หรือ number of backscatterers เต็มไปด้วยความยากลำบาก Debye-Waller factor มีความสัมพันธ์อย่างมากกับ coordination numbers และต้องมีการอ้างอิงข้อมูลอื่น ๆ เพื่อจำกัดช่วงที่เป็นไปได้จากการวิเคราะห์เส้นโค้ง เป็นประโยชน์ในการเปรียบเทียบสเปกตรัมเชิงซ้อนที่ไม่รู้จักกับกับสเปกตรัมที่เชิงซ้อนแต่รู้จักกันดี (สมมุติว่ามีหลักฐานว่าโครงสร้างคล้ายกับโมเดลเชิงซ้อน) จากนั้นใช้ตัวแปร Debye-Waller ที่ได้จากแบบจำลองเชิงซ้อนในการพิต

### 2.7.3.3 Near-Edge X-Ray Absorption Fine-Structure (NEXAFS)

ในทศวรรษที่ผ่านมาได้มีการใช้เทคนิคที่มีประสิทธิภาพเช่นการปรับโครงสร้างการดูดกลืนรังสีเอกซ์แบบใหม่ (NEXAFS) และสเปกโทรสโกปี (PES) ร่วมกับการใช้แสงซินโครตรอนเพื่อศึกษาลักษณะทางเคมีของฟิล์ม เนื่องจากสามารถบ่งบอกโครงสร้างทางเคมีของฟิล์มเพชรที่มีลักษณะคล้ายเพชร (DLC) ได้ แสงซินโครตรอนเป็นแหล่งกำเนิดของคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าที่มีข้อดีหลายประการเหนือแหล่งกำเนิดแสงทั่วไป รวมทั้งคลื่นความถี่กว้าง collimation ระดับสูง กำหนดโพลาไรเซชันได้ดี และโครงสร้างเวลาเป็นแบบพัลส์ ดังนั้นแหล่งกำเนิดแสงซินโครตรอนเป็นหนึ่งในแหล่งกำเนิดแสงที่ดีที่สุดสำหรับการวิเคราะห์โครงสร้างภายในของฟิล์ม Sarawut และคณะ [69]

NEXAFS สามารถวัดข้อมูลลึกลงไปจากผิวในระดับนาโนเมตรข้อมูลของโครงสร้างที่ได้จากวิธีการวิเคราะห์นี้อาจแตกต่างจากผลลัพธ์ของการวิเคราะห์ที่โดยใช้เทคนิคที่ให้ข้อมูลที่อยู่ในตัวอย่างลึกลงไป NEXAFS มีความไวต่อความเสมอกันของอะตอมของคาร์บอนเนื่องจากการดูดกลืนรังสี SR (synchrotron radiation) [70] ด้วยการกระตุ้นอิเล็กตรอนหลักเข้าสู่สถานะที่ว่าง การวัดนี้แสดงถึงคุณสมบัติที่โดดเด่นของขอบการดูดกลืนแสง (เช่น K-edge) ทำให้สามารถระบุพันธะและสถานะไฮบริ

โดเซชันของอะตอมของคาร์บอนบริเวณผิวได้สำหรับฟิล์ม a-C:H สเปกตรัมได้ถูกแบ่งออกเป็นโครงสร้างสองส่วนหลักที่มีต้นกำเนิดจากออร์บิทัล  $\pi^*$  และ  $\sigma^*$  [71] และการกำหนดพันธะโครงสร้างได้รับการศึกษาในรายละเอียด สเปคโตรสโคปีนี้ได้รับการยอมรับว่าเป็นวิธีที่มีประสิทธิภาพในการหาปริมาณ  $sp^2$  ของฟิล์ม [72]–[75] เนื่องจากสามารถระบุความเข้มของพีค  $C1s \rightarrow \pi^*$  ( $C=C$ ) หรือ  $sp^2$  ภายในฟิล์มได้อย่างแม่นยำ จากภาพประกอบ 2.31 ก) แสดงถึงลักษณะการดูดกลืนรังสีเอกซ์ของคาร์บอนในแต่ละโครงสร้าง สำหรับคาร์บอนที่มีโครงสร้างแบบ  $sp^2$  จะมีเส้นการดูดกลืนเป็นค่ามาตรฐาน หรือที่เรียกว่า highly oriented pyrolytic graphite (HOPG) โดยจะนำพื้นที่ใต้เส้นการดูดกลืนมาใช้เป็นค่าเปรียบเทียบเรียกว่า  $I_{ref}(\Delta E)$  และพื้นที่พีค  $C1s \rightarrow \pi^*$  ( $C=C$ ) หรือ  $sp^2$  เรียก  $I_{ref}^{\pi^*}$  ค่าทั้งสองจะถูกนำมาเป็นค่ามาตรฐานสำหรับการหาปริมาณ  $sp^2$  [76] นอกจากนี้สเปกตรัมการดูดกลืนสำหรับฟิล์ม DLC ที่มีโครงสร้างต่างกันจะมีสเปกตรัมการดูดกลืนที่ต่างกัน ดังภาพประกอบ 2.32 ข) นั่นหมายถึง ฟิล์มมีพันธะในโครงสร้างแตกต่างกัน ซึ่งอาจเป็นผลมาจากกระบวนการสังเคราะห์ฟิล์มและพารามิเตอร์การตกสะสม อย่างไรก็ตามเทคนิคนี้สามารถตรวจวัดคาร์บอนที่มีพันธะกับไฮโดรเจนได้ [77] ซึ่งเป็นธาตุองค์ประกอบหลักของฟิล์ม a-C:H



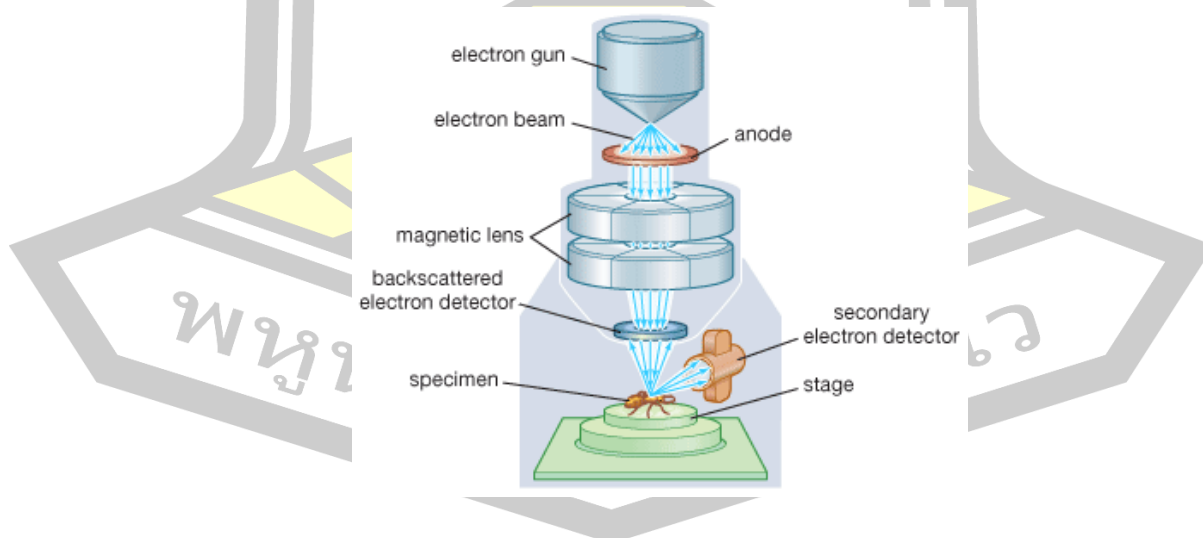
ภาพประกอบ 2.31 ก) สเปกตรัมคาร์บอน K-edge ที่ได้จากสเปกตรัม NEXAFS ของฟิล์ม ns-C [78]

ข) สเปกตรัมคาร์บอน K-edge ที่ได้จากสเปกตรัม NEXAFS ของ Activated Carbon Fibers [79]

### 2.7.4 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscopy)

Scanning Electron Microscope หรือ SEM เป็นกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนที่มีกำลังขยายสูง การสร้างภาพทำได้โดยการตรวจวัดอิเล็กตรอนที่สะท้อนจากพื้นผิวหน้าของตัวอย่าง ซึ่งภาพที่ได้จากเครื่อง SEM นี้จะเป็นภาพลักษณะของ 3 มิติ ดังนั้นเครื่อง SEM จึงถูกนำมาใช้ในการศึกษา สันฐานและรายละเอียดของลักษณะพื้นผิวของตัวอย่าง เช่น ลักษณะพื้นผิวด้านนอกของเนื้อเยื่อและเซลล์ ภาคตัดขวางของโลหะและวัสดุ เป็นต้น

หลักการทำงานของเครื่อง SEM ประกอบด้วยแหล่งกำเนิดอิเล็กตรอน (electron gun) ทำหน้าที่ผลิตอิเล็กตรอนเพื่อป้อนให้กับระบบ โดยกลุ่มอิเล็กตรอนที่ได้จากแหล่งกำเนิดจะถูกเร่งด้วยสนามไฟฟ้า (0 – 50 kV) จากนั้นลำอิเล็กตรอนจะผ่านเลนส์รวบรวมรังสี (condenser lens) เพื่อทำให้กลุ่มอิเล็กตรอนกลายเป็นลำอิเล็กตรอน ซึ่งสามารถปรับให้ขนาดของลำอิเล็กตรอนใหญ่หรือเล็กได้ตามต้องการ หากต้องการภาพที่มีความคมชัดต้องปรับให้ลำอิเล็กตรอนมีขนาดเล็ก หลังจากนั้นลำอิเล็กตรอนจะถูกปรับระยะโฟกัสด้วยเลนส์ใกล้วัตถุ (objective lens) ลงไปบนผิวชิ้นงานที่ต้องการศึกษา เมื่อลำอิเล็กตรอนถูกกราดลงบนชิ้นงานจะทำให้เกิดอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (secondary electron, SE) ซึ่งบอกถึงลักษณะของพื้นผิวตัวอย่าง อิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (back scattered electron, BSE) ให้ข้อมูลทางเคมีลึกลงไปจากผิวรวมถึงความสูงต่ำของพื้นผิว สัญญาณอิเล็กตรอนเหล่านี้จะถูกบันทึกและแปลงไปเป็นสัญญาณทางอิเล็กทรอนิกส์และถูกนำไปสร้างเป็นภาพบนหน้าจอ



ภาพประกอบ 2.32 โครงสร้างของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด [80]



### บทที่ 3

#### อุปกรณ์และวิธีดำเนินงานวิจัย

งานวิจัยนี้มุ่งสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจลเน็ตเตอะมอร์ฟิสคาร์บอนโดยแหล่งกำเนิดพลาสมาพลังงานสูง การออกแบบและหลักการทำงานของระบบ รวมถึงรายละเอียดที่เกี่ยวข้องกับเครื่องมือและอุปกรณ์จะถูกระบุในบทนี้ ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัยจะถูกแบ่งออกเป็น 5 ส่วนหลักๆ คือ 1) การศึกษาภาพรวมและการสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจลเน็ตเตอะมอร์ฟิสคาร์บอน 2) ออกแบบสร้างแหล่งกำเนิดพลาสมาพลังงานสูงและศึกษาลักษณะเฉพาะพลาสมาพลังงานสูง 3) สังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจลเน็ตเตอะมอร์ฟิสคาร์บอนด้วยพลาสมาพลังงานสูง 4) วิเคราะห์โครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์มไฮโดรเจลเน็ตเตอะมอร์ฟิสคาร์บอน 5) สรุปผลและอภิปรายการทดลอง ซึ่งขั้นตอนที่กล่าวข้างต้นสามารถสรุปได้ดังภาพประกอบ 3.1

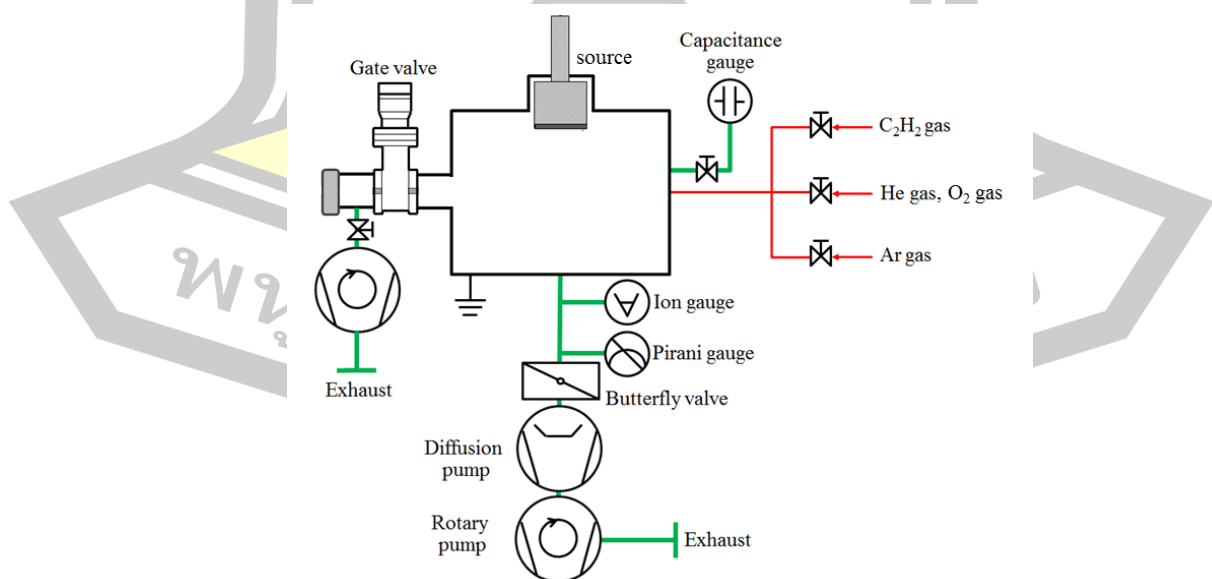


ภาพประกอบ 3.1 ไตอะแกรมขั้นตอนการดำเนินงาน

### 3.1 ระบบเคลือบฟิล์มบาง

#### 3.1.1 ระบบสุญญากาศ

ระบบสุญญากาศตามภาพประกอบ 3.2 ประกอบด้วยภาชนะสุญญากาศทรงกระบอกขนาดความจุประมาณ  $6500 \text{ cm}^3$  (เส้นผ่านศูนย์กลางภายใน  $211 \text{ mm}$  สูง  $186 \text{ mm}$ ) มีปั๊มโรตารี (อัตราเร็วในการสูบอากาศ  $3.3 \text{ L/s}$ ) และปั๊มไอออน (อัตราเร็วในการสูบอากาศ  $280 \text{ L/s}$ ) ทำหน้าที่สูบอากาศออกจากภาชนะ ทำให้ภายในภาชนะมีความดันต่ำสุดประมาณ  $10^{-4} \text{ Pa}$  โดยบริเวณระหว่างภาชนะและปั๊มไอออนได้ติดตั้งวาล์วปีกผีเสื้อ (butterfly valve) เพื่อทำหน้าที่ปรับแต่งอัตราสูบแก๊สไพรานีและแก๊สไอออนที่ติดตั้งบริเวณเหนือวาล์วปีกผีเสื้อ ทำหน้าที่ตรวจวัดความดันระหว่างกระบวนการสูบอากาศ ในขณะที่การตรวจวัดความดันภายในภาชนะประกอบด้วยแก๊สวัด 3 ชนิด คือ แก๊สไพรานี (pirani gauge) สามารถวัดความดันได้ในช่วงความดันบรรยากาศประมาณ  $10^5 \text{ Pa}$  ถึง  $0.13 \text{ Pa}$  แก๊สไอออน (ion gauge) ใช้วัดความดันในช่วงความดันต่ำย่าน  $1.3 \text{ Pa}$  ถึง  $10^{-4} \text{ Pa}$  ซึ่งเป็นแก๊สที่ระบุความดันฐานของระบบสุญญากาศ และคาปาซิแตนซ์แก๊ส (capacitance gauge) ที่ติดตั้งบริเวณด้านข้างของภาชนะสุญญากาศ ทำหน้าที่ตรวจวัดความดันในระหว่างกระบวนการเคลือบฟิล์มอัตราการไหลแก๊สอาร์กอน แก๊สอะเซทิลีน และแก๊สฮีเลียมถูกควบคุมจากเครื่องควบคุมอัตราการไหลที่แยกอิสระจากกันแก๊สวาล์วและปั๊มโรตารีที่ติดตั้งทางด้านข้างของภาชนะสุญญากาศ ทำหน้าที่นำส่งชิ้นงานหรือหัววัดฟลักซ์ไอออนเข้าสู่ภาชนะสุญญากาศ โดยไม่จำเป็นต้องหยุดระบบสุญญากาศหลัก



ภาพประกอบ 3.2 ไดอะแกรมการติดตั้งอุปกรณ์หลักของระบบสุญญากาศและระบบแก๊ส



### 3.1.2 ระบบแก๊ส

ในการทดลองจะจ่ายแก๊สฮีเลียม (Helium, He) ความบริสุทธิ์ 99.999% แก๊สอะเซทิลีน (Acetylene, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>) เข้าสู่สถานะสุญญากาศเพื่อใช้ในกระบวนการแตกตัวเป็นพลาสมา (แก๊สอะเซทิลีนทำหน้าที่เป็นแหล่งกำเนิดอะตอมคาร์บอน และโมเลกุลของไฮโดรคาร์บอน) นอกจากนี้ในงานวิจัยนี้ยังได้ใช้แก๊สอีก 2 ชนิด คือ แก๊สอาร์กอน (Argon, Ar) ความบริสุทธิ์ 99.999% และออกซิเจน (Oxygen, O<sub>2</sub>) ความบริสุทธิ์ 99.999% เป็นแก๊สสำหรับทำความสะอาดเป่าไทเทเนียมและแหล่งกำเนิดไอออน ตามลำดับ หลังผ่านการดิสชาร์จพลาสมาในแต่ละรอบการเคลือบฟิล์ม โดยที่อัตราการไหลของแก๊สอาร์กอนและแก๊สอะเซทิลีนถูกควบคุมผ่านเครื่องควบคุมอัตราการไหล ยี่ห้อ BROOKINSTRUMENT รุ่น 4800 และ SLA5800 ผ่านช่องสัญญาณที่ 1 และ 2 ของเครื่องควบคุมอัตราการไหล (0254, BROOKINSTRUMENT) ตามลำดับ พร้อมทั้งแสดงค่าตัวเลขอัตราการไหลจริงบนจอแสดงผล (การปรับอัตราการไหลของแก๊สอาร์กอนในย่าน 2.00-28.00 sccm เท่านั้น เนื่องจากเครื่องควบคุมอัตราการไหล (4850, BROOKINSTRUMENT) ไม่สามารถควบคุมอัตราการไหลที่มีค่าน้อยกว่า 2.00 sccm และถ้าหากให้อัตราการไหลแก๊สมีค่าสูงกว่า 28.00 sccm จะทำให้ปั๊มไอแพร์อยู่ในสภาวะถูกรบกวนและไม่สามารถสูบบอากาศได้เต็มกำลัง ทำให้ความดันภายในระบบสุญญากาศแปรปรวน แม้กำหนดให้อัตราการไหลของแก๊สอาร์กอนคงที่ก็ตาม) แก๊สฮีเลียมและแก๊สออกซิเจนใช้ในการสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจนเตตระอะมอร์ฟัสคาร์บอนโดยแหล่งกำเนิดพลาสมาที่แตกต่างกัน จึงใช้เครื่องควบคุมอัตราการไหลตัวเดียวกัน คือ BROOKINSTRUMENT รุ่น GF Series และควบคุมการไหลโดยแหล่งจ่ายกำลังแบบกระแสตรง (1 V เท่ากับ 4 sccm)

### 3.1.3 ขั้นตอนการเดินและหยุดระบบสุญญากาศ

ระบบสุญญากาศเกี่ยวข้องกับการทำงานของอุปกรณ์หลายส่วน เช่น อุปกรณ์น้ำหล่อเย็น ปั๊มสุบบอากาศ อุปกรณ์ตรวจวัด และอุปกรณ์สนับสนุนอื่น ๆ การเดินและหยุดระบบสุญญากาศจึงต้องดำเนินการด้วยความระมัดระวัง และเป็นขั้นตอนดังนี้

#### ขั้นตอนการเดินระบบสุญญากาศ

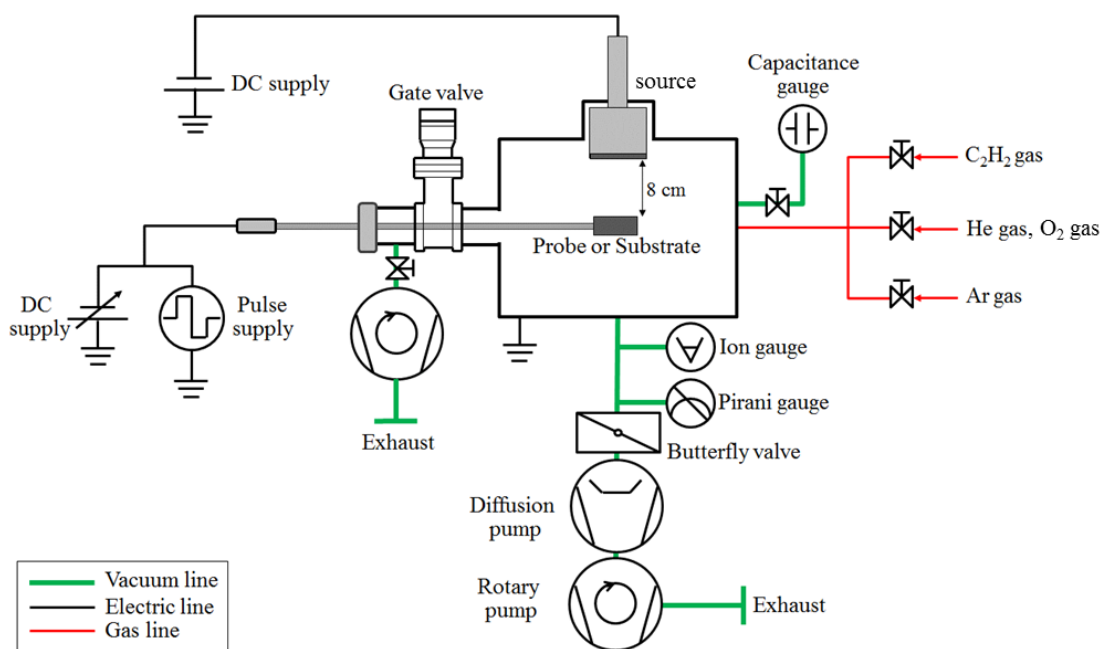
1. ปิดฝาภาชนะสุญญากาศและวาร์วลิคอากาศ

2. เปิดเกจพิรานี pressure monitor และ mass flow controller ให้อยู่ในสถานะพร้อมใช้งาน ซึ่งอ่านค่าความดันในภาชนะสุญญากาศได้จาก pressure monitor มีค่าเท่ากับ  $7.5 \times 10^{-5}$  torr (ความดันหนึ่งบรรยากาศ)
3. ปรับตำแหน่งวาล์วปีกผีเสื้อให้อยู่ในตำแหน่งเปิดกว้างสุด (fully open) และปรับเปลี่ยนได้ตามเงื่อนไขที่ต้องการระหว่างการทดลอง
4. เปิดระบบน้ำหล่อเย็น เพื่อเตรียมใช้กับปั๊มไอแพร์และอุปกรณ์อื่น ๆ ที่ต้องการน้ำหล่อเย็น เช่น หัวแมกนีตรอนและแหล่งกำเนิดไอออน
5. เปิดปั๊มโรตารี โดยการกดสวิตช์ที่ตัวเครื่อง โดยสังเกตว่าความดันจะลดลงอย่างรวดเร็วและเข้าสู่สภาวะคงที่ จนมีค่าน้อยกว่า  $10^{-2}$  torr ภายในเป็นเวลา 20 - 30 นาที หากไม่เป็นตามนี้ แสดงว่าอาจเกิดการรั่วซึมของอุปกรณ์ ให้หยุดการทำงานของระบบและทำการตรวจสอบข้อบกพร่องบริเวณข้อต่อต่าง ๆ ที่สงสัยว่าเป็นสาเหตุของการรั่วซึม
6. เปิดปั๊มไอแพร์ (เสียบปลั๊ก) โดยช่วงเวลา 5 นาทีหลังจากการเปิดปั๊มไอแพร์ ความดันที่อ่านได้จากเกจพิรานีจะเพิ่มขึ้นมาที่ระดับ 19 - 20 mtorr เนื่องจากการคายแก๊สจากผิวเตาปั๊มไอแพร์ แต่หลังจากนั้นความดันจะลดลงอย่างต่อเนื่องจนมีค่าน้อยกว่า 1 mtorr ซึ่งเป็นค่าต่ำสุดที่เกจพิรานีสามารถอ่านได้
7. ภายหลังเปิดปั๊มไอแพร์ 30 นาที ให้เปิดอ่านเกจไอออน ซึ่งควรอ่านความดันได้ในย่าน 0.06 - 0.08 mtorr หรืออ่านค่าจากเกจคาปาซิแตนซ์ควรมีค่า 0.005 V หรือ  $5 \times 10^{-6}$  torr ซึ่งเป็นเงื่อนไขที่เพียงพอสำหรับทดลองการทดลอง
8. ปิดการใช้งานเกจไอออน
9. ง่ายแก๊สที่ต้องการใช้งานเข้าสู่ภาชนะสุญญากาศและดำเนินการทดลอง

#### ขั้นตอนการปิดระบบ

1. ปิดแหล่งจ่ายแหล่งจ่ายกำลังไฟฟ้า เพื่อหยุดการดีสชาร์จพลาสมา
2. หยุดการจ่ายแก๊สที่กำลังใช้งานทั้งหมด
3. ปิดปั๊มไอแพร์ด้วยการถอดปลั๊กจากนั้นใช้พัดลมเป่า 40-60 นาที เพื่อระบายความร้อน
4. ปิดเครื่องทำน้ำเย็นและหยุดปล่อยน้ำหล่อเย็นสำหรับปั๊มไอแพร์และอุปกรณ์อื่น ๆ โดยการปิดสวิตช์ปั๊มส่งน้ำหล่อเย็น
5. ปิดปั๊มโรตารี

6. และปล่อยอากาศเข้าสู่ระบบเพื่อปรับความดันให้เท่ากับความดันบรรยากาศ
7. ปิด mass flow controller โดยการกดปุ่ม VOR ค้างไว้จนไฟหน้าจอดับ ปิด pressure monitor โดยการปิดสวิตช์ด้านหลังเครื่อง



ภาพประกอบ 3.3 ไดอะแกรมระบบเคลือบฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอน

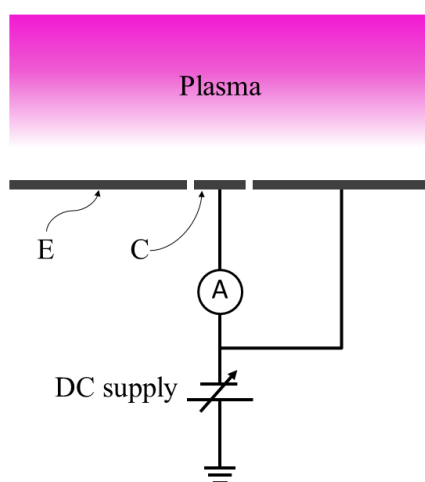
### 3.2 การดำเนินงาน

คุณสมบัติและคุณภาพฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอนขึ้นอยู่กับพารามิเตอร์ในการตกตะกอน เช่น พลังงานของไอออนคาร์บอน ปริมาณของไอออนที่ระดมชนขณะตกตะกอน (ฟลักซ์ไอออน) ความดันขณะตกตะกอน และอื่น ๆ การวินิจฉัยพารามิเตอร์เหล่านี้จึงเป็นสิ่งสำคัญอย่างมาก ซึ่งจะสามารถเชื่อมโยงหลักการทางฟิสิกส์ เหตุการณ์ที่เกิดขึ้นขณะฟิล์มกำลังก่อตัว และคุณสมบัติของฟิล์มเข้าด้วยกันได้ ดังนั้นในหัวข้อนี้จะกล่าวถึงหลักการ ขั้นตอนการตรวจวัดฟลักซ์ไอออน การสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจนเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอน รวมถึงขั้นตอนการทำความสะอาดผิวแผ่นฐานก่อนทำการตกตะกอนฟิล์มเพื่อให้ฟิล์มมีการยึดเกาะกับแผ่นฐานได้ดี

#### 3.2.1 การวัดฟลักซ์ไอออน

ปริมาณฟลักซ์ไอออนที่ตกกระทบแผ่นซิลิกอน ถือเป็นพารามิเตอร์ที่สำคัญของกระบวนการตกตะกอนฟิล์ม และมีความเชื่อมโยงกับโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ในงานวิจัยนี้ได้ใช้หัววัดแลงเมียร์ที่

ติดตั้งบริเวณใกล้กับแผ่นซิลิกอน เพื่อประเมินค่าปริมาณฟลักซ์ไอออนในพลาสมา หัววัดแลงเมียร์ตามไดอะแกรมภาคตัดขวางในภาพประกอบ 3.4 ประกอบขึ้นจากแหวนนำไฟฟ้า (E) และแผ่นรับไอออน (C) โดยทั้งแหวนและแผ่นรับไอออน ต่างได้รับการไบอัสด้วยศักย์ไฟฟ้าจากแหล่งจ่ายไฟเดียวกัน วิธีดังกล่าวทำให้ค่าฟลักซ์ไอออนที่คำนวณจากกระแสไฟฟ้าที่ไหลผ่านแผ่นรับไอออนมีความแม่นยำมากขึ้น [81] เมื่อไบอัสหัววัดแลงเมียร์ด้วยศักย์ไบอัสที่เป็นลบ (เทียบจุดอ้างอิง) สนามไฟฟ้าบริเวณผิวหัววัดจะทำให้เกิดแรงผลักกับอิเล็กตรอนในพลาสมาและเกิดแรงดึงไอออนบวกในพลาสมา กระแสไฟฟ้าที่วัดได้จึงเป็นผลจากกระแสไอออนบวกที่เคลื่อนที่จากพลาสมาไปตกกระทบบนแผ่นรับไอออน นำไปสู่การคำนวณฟลักซ์ไอออน ( $\Gamma_i$ ) ตามสมการ  $\Gamma_i = I_p / q_i A$  เมื่อ  $I_p$  คือกระแสไฟฟ้าที่ผ่านแผ่นรับไอออน  $q_i$  คือค่าประจุไอออน ( $1.6 \times 10^{-19}$  C) และ  $A$  คือพื้นที่ของแผ่นรับไอออน ( $\approx 1.96 \times 10^{-5}$  m<sup>2</sup>)



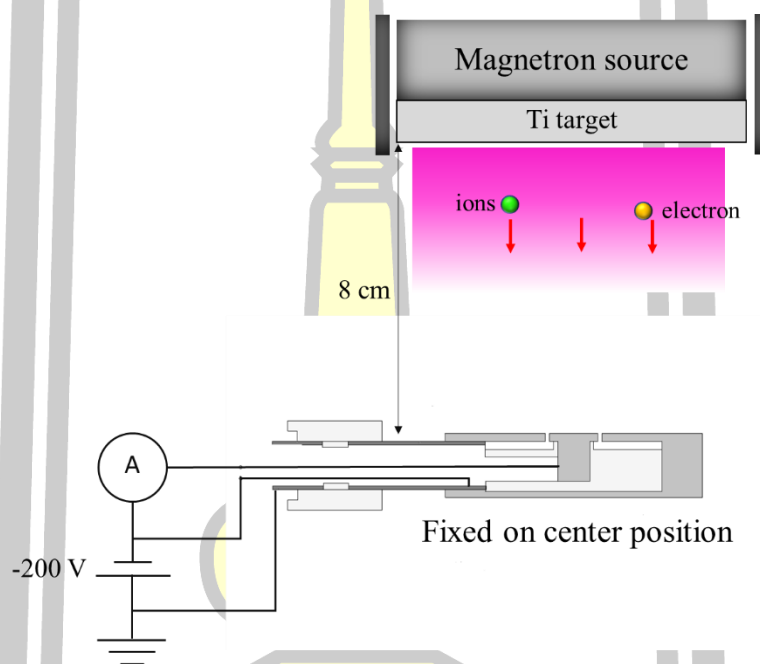
ภาพประกอบ 3.4 ไดอะแกรมโครงสร้างภาคตัดขวางของหัววัดแลงเมียร์

### 3.2.1.1 การวัดฟลักซ์ไอออนในระบบดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง

ในระบบแมกนีตรอนสปัตเตอริงหัววัดแลงเมียร์ถูกสอดผ่านเกจวาร์จโดยไม่ต้องหยุดเดินระบบสุญญากาศไปที่ตำแหน่งจุดศูนย์กลางเดียวกับแหล่งกำเนิดแมกนีตรอน และมีระยะห่างจากผิวเป้าเทเนเนียม 8 cm ดังภาพประกอบ 3.5 ซึ่งเงื่อนไขการวัดถูกกำหนด ดังนี้

- ใช้แก๊สอาร์กอนอัตราการไหล 20 sccm

- ความดันขณะวัดฟลักซ์ไอออนอยู่ที่ 0.66 Pa โดยในการทดลองได้ไม่มีการปรับค่าความดัน (fixed operating pressure)
- ใช้เวลาทดสอบ 10 นาที
- กำลังไฟฟ้าสำหรับขับหัวแมกนีตรอนถูกควบคุมให้อยู่ในย่าน 10 W ถึง 100 W
- เพื่อศึกษาอิทธิพลของศักย์ไบอัส หัววัดจึงได้รับการไบอัสศักย์แบบกระแสตรง -160 V ถึง -300 V



ภาพประกอบ 3.5 ไดอะแกรมการวัดฟลักซ์ไอออนในระบบดีซีแมกนีตรอนสปีดเตอริง

### 3.2.1.2 การวัดฟลักซ์ไอออนจาก Anode layer ion source

สำหรับการวัดฟลักซ์ไอออนที่กำเนิดจากแหล่งกำเนิดไอออนพลังงานสูง หัววัดแลงเมียร์ถูกสอดเข้าไปในภาชนะสุญญากาศเช่นเดียวกับการวัดในระบบแมกนีตรอนสปีดเตอริง แต่เนื่องด้วยพลาสมาที่เกิดขึ้นมีลักษณะเป็นท่อพุ่งออกจากแหล่งกำเนิด และมีความเข้มสูงบริเวณท่อพลาสมาดังกล่าว การวัดฟลักซ์ไอออนในหัวข้อนี้นี้จึงเป็นการวัดแบบตรวจการตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิดไอออนพลังงานสูง ดังภาพประกอบ 3.6 โดยมีเงื่อนไขการตรวจวัดดังนี้

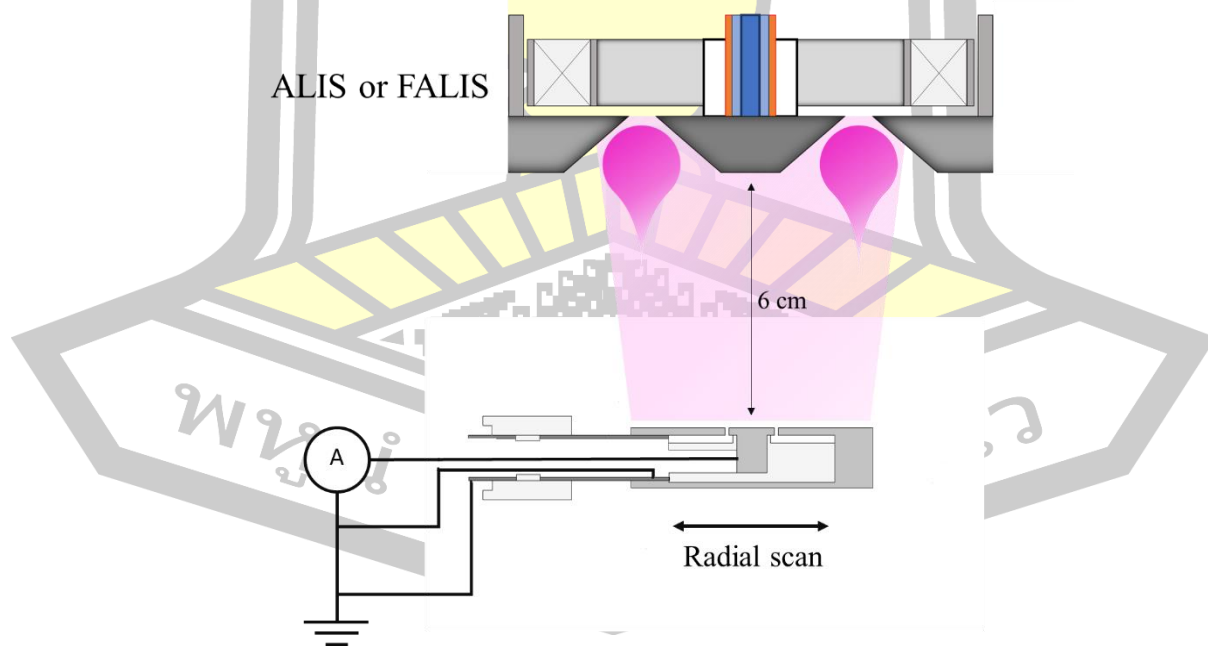
ตอนที่ 1 ศึกษาผลความดันการดิสชาร์จพลาสมา

- ระยะห่างระหว่างหัววัดกับแหล่งกำเนิดในตำแหน่งจุดศูนย์กลาง 6 cm

- ใช้แก๊สอาร์กอนอัตราการไหล 10 sccm
- ศักย์ไฟฟ้าดิสชาร์จแหล่งกำเนิดไอออนถูกควบคุมให้มีค่า 767 V
- ระยะการตรวจกราด 210 mm
- แผ่นฐานต่อลงกราวด์
- เพื่อศึกษาอิทธิพลของความดันขณะวัดฟลักซ์ไอออนโดยในการทดลองได้มีการปรับค่าความดัน (vary operating pressure) เป็น 0.33 0.6 0.94 และ 1.33 Pa

ตอนที่ 2 ศึกษาผลของศักย์ไฟฟ้าดิสชาร์จ

- ระยะห่างระหว่างหัววัดกับแหล่งกำเนิดในตำแหน่งจุดศูนย์กลาง 6 cm
- ใช้แก๊สอาร์กอนอัตราการไหล 10 sccm
- ระยะการตรวจกราด 210 mm
- ความดันขณะวัดฟลักซ์ไอออนอยู่ที่ 0.33 Pa โดยในการทดลองได้ไม่มีการปรับค่าความดัน (fixed operating pressure)
- เพื่อศึกษาอิทธิพลศักย์ไฟฟ้าดิสชาร์จแหล่งกำเนิดไอออนถูกกำหนดให้มีค่า 620 V 820 1120 และ 1340 V



ภาพประกอบ 3.6 ไดอะแกรมการวัดฟลักซ์ไอออนของแหล่งกำเนิด Anode layer ion source

### 3.2.2 การสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรจินเทตอะมอร์ฟัสคาร์บอน

หัวข้อนี้จะกล่าวถึงการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ด้วย 2 เทคนิค คือ เทคนิคดีซีแมกนีตรอน สเปตเตอร์ริง และเทคนิค Focused anode layer ion source รวมถึงการทำความสะอาดแผ่นฐานซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญในการสังเคราะห์ฟิล์มให้ได้คุณภาพที่ดี

#### 3.2.2.1 การทำความสะอาดแผ่นฐาน

ความสะอาดของแผ่นฐานเป็นสิ่งสำคัญอย่างมากในการเตรียมฟิล์ม เนื่องจากถ้าหากแผ่นฐานมีความสกปรกแล้วจะทำให้เกิดข้อบกพร่องและสิ่งเจือปน เป็นเหตุให้ฟิล์มหลุดลอกและคุณภาพต่ำ จากงานเขียนของ G. Shugar & J. Ballinger [82] และงานของ Kevin M. Walsh [83] กระจกสไลด์และแผ่นซิลิกอนมักจะทำความสะอาดด้วยตัวทำละลาย ตามด้วยน้ำปราศจากประจุ (DI water หรือ deionized water) ตามด้วยกรดอ่อน สูดท้ายล้างด้วยน้ำดีไอและเป่าให้แห้ง ซึ่งเป็นกระบวนการระดับหนึ่งและการใช้สารเคมีอันตรายจำเป็นต้องมีการรับรองความปลอดภัยขั้นพื้นฐานของ INRF โดยมีขั้นตอนดังนี้

1. นำแผ่นกระจกและซิลิกอนที่จะใช้เป็นแผ่นฐาน ตัดตามขนาดที่ต้องการ
2. ทำความสะอาดด้วยสารละลาย ฟีนีลวอร์กระจกสไลด์ส่วนใหญ่สามารถทำความสะอาดได้อย่างมีประสิทธิภาพด้วยน้ำสบู่ หรือน้ำยาล้างจาน โดยเริ่มแรกเตรียมน้ำสบู่ จากนั้นนำกระจกสไลด์หรือแผ่นซิลิกอนที่ต้องการล้างจุ่มลงในน้ำสบู่ ใช้ผ้าและสำลีเช็ดเบา ๆ เพื่อทำความสะอาดและขจัดสิ่งสกปรก จากนั้นล้างออกด้วยน้ำ DI
3. ทำความสะอาดด้วยอะซิโตน (Acetone,  $C_3H_6O$ ) นำกระจกสไลด์หรือแผ่นซิลิกอนที่ต้องการล้างลงในภาชนะแก้ว และเทอะซิโตนลง (เทเบาๆ) ปรับอุณหภูมิระหว่างการล้างเพื่อให้อุ่น (ไม่เกิน 55 องศาเซลเซียส) จากนั้นเริ่มการล้างด้วยเครื่องอัลตราโซนิกเป็นเวลา 10 นาทีเมื่อเสร็จแล้วค่อยๆเทอะซิโตนออก และนำอะซิโตนที่ใช้แล้วเก็บในขวดทิ้งสาร
4. ทำความสะอาดด้วยเมทานอล (Methyl alcohol,  $CH_3OH$ ) เทเมทานอลลงในภาชนะแก้ว จากนั้นเริ่มการล้างด้วยเครื่องอัลตราโซนิกเป็นเวลา 10 นาทีเมื่อครบ 10 นาทีแล้ว ค่อยๆเทเมทานอลออก ทำซ้ำอีก 1 รอบ และนำเมทานอลที่ใช้แล้วเก็บในขวดทิ้งสาร
5. ทำความสะอาดด้วยน้ำปราศจากประจุ (DI water) เมื่อเสร็จกระบวนการที่ 4 เทน้ำดีไอลงในภาชนะแก้ว จากนั้นเริ่มการล้างด้วยเครื่องอัลตราโซนิกเป็นเวลา 10 นาทีเมื่อครบ 10 นาทีแล้วเทน้ำดีไอออก ทำซ้ำอีก 2 รอบ (รอบสุดท้ายไม่ต้องเทน้ำดีไอออก)



6. ใช้ฟอร์เซปนำแผ่นฐานออกจากภาชนะแก้วโดย จากนั้นเป่าด้วยไนโตรเจนให้แห้ง เก็บใส่ถุงซิปปิดถุงและนำไปเก็บไว้ในไนโลว์ความชื้น หรือใช้เครื่องเป่าลมร้อน เป่าจนน้ำที่เกาะอยู่บนแผ่นฐานระเหยออกจนหมด (ถ้าหากแผ่นฐานสะอาด จะสังเกตได้ว่าไม่มีคราบหยดน้ำหลงเหลือบนแผ่นฐาน)

**หมายเหตุ** ควรใส่ถุงมือและผ้าปิดปากให้มิดชิดในทุก ๆ กระบวนการ เพื่อป้องกันสารละลาย

### 3.2.2.2 การตกสะสมด้วยเทคนิคซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง

ฟิล์ม a-C:H ตกสะสมโดยเทคนิคซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง หัวแมกนีตรอนติดตั้งเป้าไทเทเนียม (ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 2 นิ้ว ความบริสุทธิ์ 99.999%) ใช้แก๊สอะเซทิลีนทำหน้าที่เป็นสารตั้งต้นอะตอมคาร์บอนและแก๊สฮีเลียมทำหน้าที่รักษาความเสถียรของพลาสมาและลดการสปัตเตอริงผิวเป้าไทเทเนียมได้ในระดับหนึ่ง (เมื่อดำเนินการเคลือบฟิล์ม a-C:H จะเกิดชั้นคาร์บอนบริเวณผิวเป้าไทเทเนียม [8] จึงมั่นใจได้ว่าไม่มีอะตอมไทเทเนียมเจืออยู่ในฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ขึ้นในงานวิจัยนี้) แผ่นซิลิกอนชนิดพี (p-type) ระบาย (100) เจือด้วยโบรอน (boron) มีค่าสภาพต้านทาน 100 ohm.cm ขนาด 1x1 cm ถูกใช้เป็นแผ่นฐาน โดยแผ่นซิลิกอนได้รับการทำความสะอาดจากการใช้ระบบอัลตราโซนิกในสารละลายอะซิโตน เมทานอล และน้ำปราศจากประจุตามลำดับ อย่างละ 10 นาที (มีรายละเอียดในหัวข้อ 3.2.2.1) เมื่อนำส่งเข้าสู่ระบบเคลือบแผ่นซิลิกอนจะได้รับการทำความสะอาดด้วยการใช้พลาสมาอาร์กอนเป็นระยะเวลาอีก 10 นาที (ขณะทำความสะอาดด้วยพลาสมาอาร์กอน แผ่นฐานได้รับการไบอัสด้วยไฟฟ้าแบบไบโพลาร์พัลส์ -500 V ความถี่ 50 kHz ความกว้างพัลส์ 3.0  $\mu$ s) ก่อนเริ่มกระบวนการตกสะสมที่มีเงื่อนไขดังต่อไปนี้

ตอนที่ 1 อิทธิพลของฟลักซ์ไอออน

- ใช้แก๊สฮีเลียมอัตราการไหล 5 sccm ผสมกับแก๊สอะเซทิลีนอัตราไหล 20 sccm
- ความดันขณะตกสะสมอยู่ในย่าน 0.9 Pa โดยในการทดลองได้ไม่มีการปรับค่าความดัน
- ใช้เวลาตกสะสม 10 นาที
- กำหนดศักย์ไบอัสที่ใช้ในกระบวนการตกสะสมเป็นแบบไบโพลาร์พัลส์ที่มีความถี่ 50 kHz และมีศักย์เฉลี่ย -200 V
- ปรับเปลี่ยนกำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับหัวแมกนีตรอนมีค่าสูงสุดประมาณ 10 ถึง 150 W หรือ ปรับเปลี่ยนฟลักซ์ไอออน

## ตอนที่ 2 อิทธิพลของศักย์ไบอัส

- ใช้แก๊สฮีเลียมอัตราการไหล 5 sccm ผสมกับแก๊สอะเซทิลีนอัตราไหล 20 sccm
- ความดันขณะตกสะสมอยู่ในย่าน 0.9 Pa โดยในการทดลองได้ไม่มีการปรับค่าความดัน
- ใช้เวลาตกสะสม 10 นาที
- กำหนดกระแสและกำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับหัวแมกนีตรอนมีค่าสูงสุดประมาณ 0.42 A และ 100 W ตามลำดับ
- ปรับเปลี่ยนศักย์ไบอัสที่ใช้ในกระบวนการตกสะสมเป็นแบบไบโพลาร์พัลส์ที่มีความถี่ 50 kHz และมีศักย์เฉลี่ย -160 ถึง -500 V

### 3.2.2.3 การตกสะสมด้วยแหล่งกำเนิด Focused anode layer ion source

เทคนิคนี้ สามารถสร้างพลาสมาพลังงานสูงทำได้โดยใช้แหล่งกำเนิดเพียงตัวเดียว ซึ่งขับเคลื่อนด้วยแหล่งจ่ายกำลังแบบดีซี สามารถจ่ายศักย์ไฟฟ้าสูงสุด 2 kV เพียงพอต่อความต้องการในงานวิจัยนี้ เพื่อศึกษาอิทธิพลของการกระจายตัวของฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนต่อโครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์ม a-C:H แผ่นซิลิกอนชนิดพี (p-type) หนา (100) เจือด้วยโบรอน (boron) มีค่าสภาพต้านทาน 100 ohm.cm ขนาดกว้าง 0.7 cm และ ยาว 5 cm ได้รับการทำความสะอาดตามกระบวนการมาตรฐานในหัวข้อ 3.2.2.1 ถูกล้างบนแขนส่งชิ้นงานและสอดเข้าระบบสุญญากาศ ปลายด้านหนึ่งของแผ่นซิลิกอนอยู่ตำแหน่งเดียวกับจุดศูนย์กลางของแหล่งกำเนิด และอยู่ในแนวรัศมีที่กว้างที่สุดของท่อไอออนจากนั้นทำความสะอาดแผ่นฐานด้วยพลาสมาอาร์กอนพลังงานสูงย่าน 1 keV เป็นเวลา 5 นาที เพื่อจัดชั้นออกไซด์บนผิวซิลิกอน และสุดท้ายตกสะสมด้วยเงื่อนไขดังต่อไปนี้

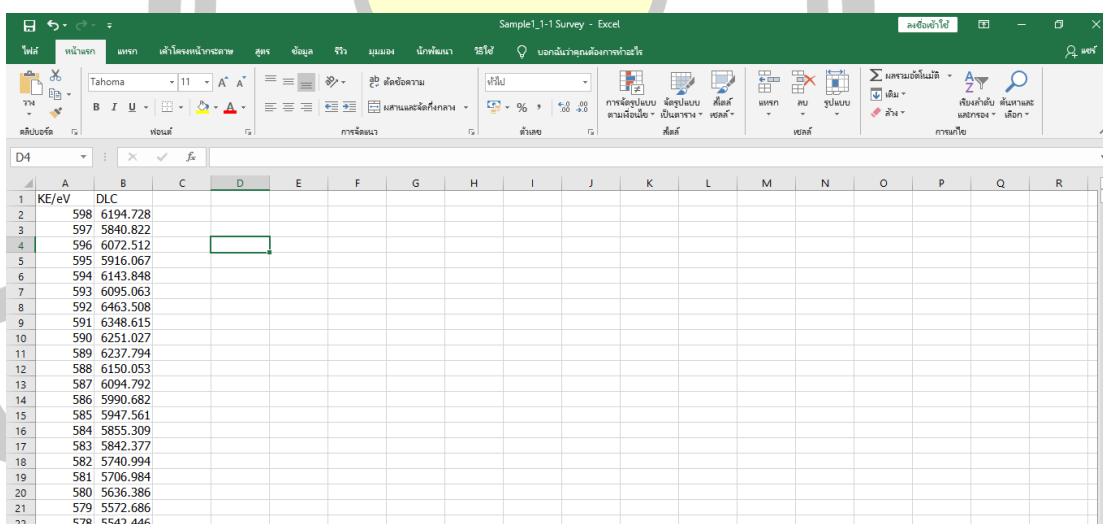
- ระยะห่างระหว่างแผ่นฐานกับแหล่งกำเนิดในตำแหน่งจุดศูนย์กลาง 6 cm
- ใช้เพียงแก๊สอะเซทิลีนอัตราการไหล 4 sccm
- ความดันขณะตกสะสมอยู่ที่ 0.33 Pa โดยในการทดลองได้ไม่มีการปรับค่าความดัน (fixed operating pressure)
- แผ่นฐานต่อลงกราวด์
- เพื่อศึกษาอิทธิพลศักย์ไฟฟ้าดิชาร์จแหล่งกำเนิดไอออนถูกกำหนดให้มีค่า 620 860 1120 และ 1340 V

หลังการสังเคราะห์ फिल्म a-C:H ถูกเก็บไว้ในกล่องพลาสติกปราศจากแสงอินฟราเรดจากดวงอาทิตย์และแหล่งกำเนิดแสงที่อาจจะส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงเฟสโครงสร้างของฟิล์ม แต่ฟิล์ม a-C:H อยู่ภายใต้บรรยากาศปกติ จึงอาจมีการปนเปื้อนและเกิดขึ้นออกไซด์เพียงเล็กน้อย เนื่องจากฟิล์ม a-C:H มีความเฉื่อยต่อปฏิกิริยากับออกซิเจน อย่างไรก็ตามก่อนการวิเคราะห์ फिल्म a-C:H สะอาดโดยเป่าไนโตรเจน หรืออาร์กอน เพื่อไล่ฝุ่นที่เกาะบนพื้นผิวของฟิล์ม ก่อนนำส่งเข้าสู่ภาชนะหลักของเครื่องมือวิเคราะห์ ได้แก่ Raman spectroscopy X-ray Photoelectron Spectroscopy Near-Edge X-ray Absorption Fine-Structure และ Scanning Electron Microscopy ซึ่งมีผลการตรวจวิเคราะห์แสดงในบทที่ 4 ซึ่งรวมถึงผลการวินิจฉัยพลาสมาด้วยหัววัดแสงเมียร์

### 3.3 การปรับเส้นโค้งสเปกตรัม X-ray Photoelectron Spectroscopy

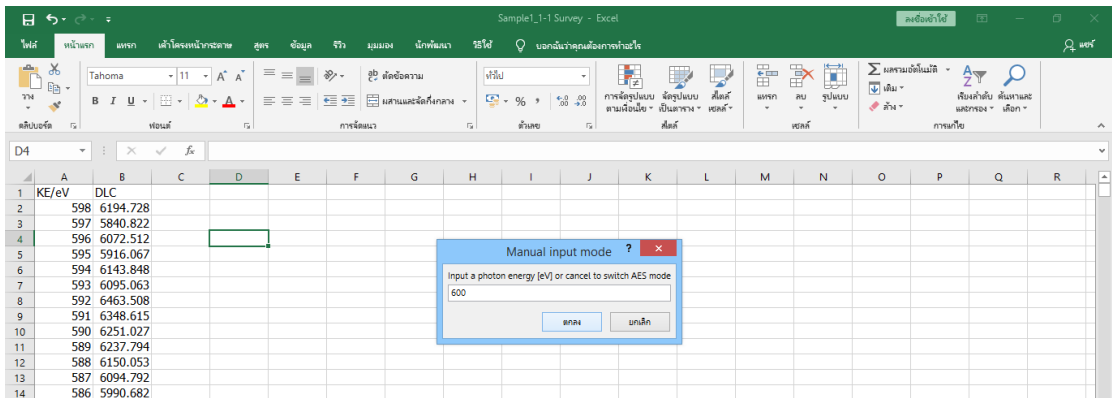
สำหรับการปรับเส้นโค้งสเปกตรัม หรือ Curve fitting สเปกตรัมจากเทคนิค XPS จะใช้โปรแกรม Marco Excel ที่เขียนรหัสข้อมูลโดยสถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) โดยมีขั้นตอนปรับเส้นโค้ง ดังนี้

1. เปิดโปรแกรม Microsoft Excel ที่ได้รับการติดตั้งรหัสข้อมูลเรียบร้อยแล้ว
2. ป้อนข้อมูลสเปกตรัม XPS และกำหนดหัวตารางเป็น KE/eV สำหรับคอลัมน์พลังงานโฟตอน ตกกระทบและ DLC สำหรับคอลัมน์ความเข้มอิเล็กตรอน (intensity) ดังภาพ

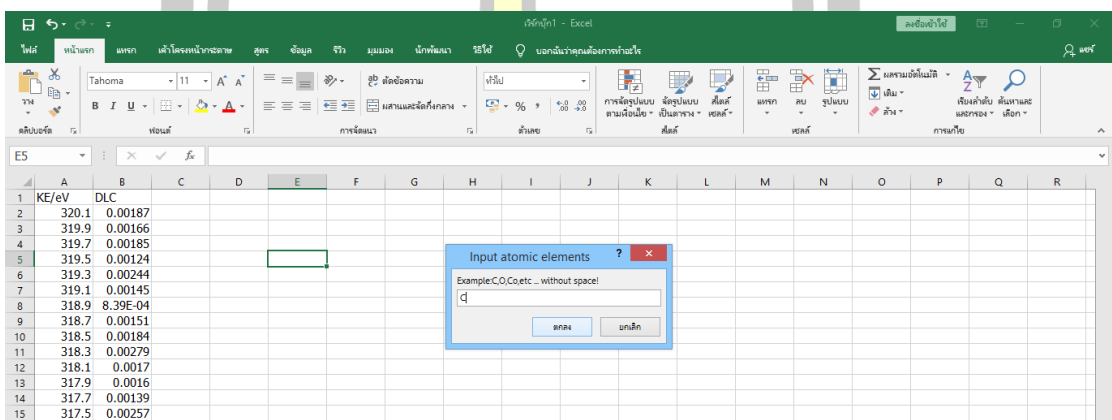


KE/eV	DLC
598	6194.728
597	5840.822
596	6072.512
595	5916.067
594	6143.848
593	6095.063
592	6463.508
591	6348.615
590	6251.027
589	6237.794
588	6150.053
587	6094.792
586	5990.682
585	5947.561
584	5855.309
583	5842.377
582	5740.994
581	5706.984
580	5636.386
579	5572.686
578	5542.446

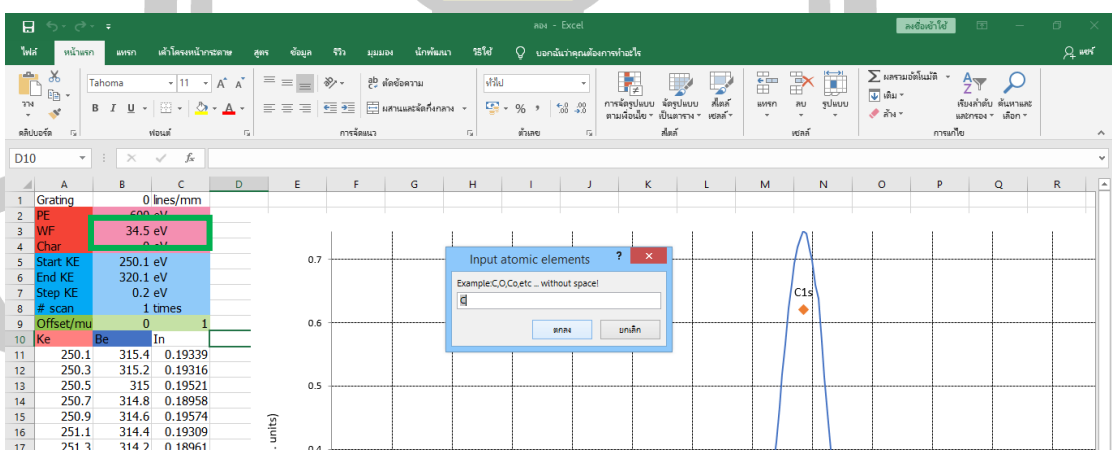
3. กด Ctrl + Q บนแป้นพิมพ์ จะปรากฏหน้าต่างขนาดเล็กขึ้นมา จากนั้นใส่ค่า 600 แล้ว กด OK



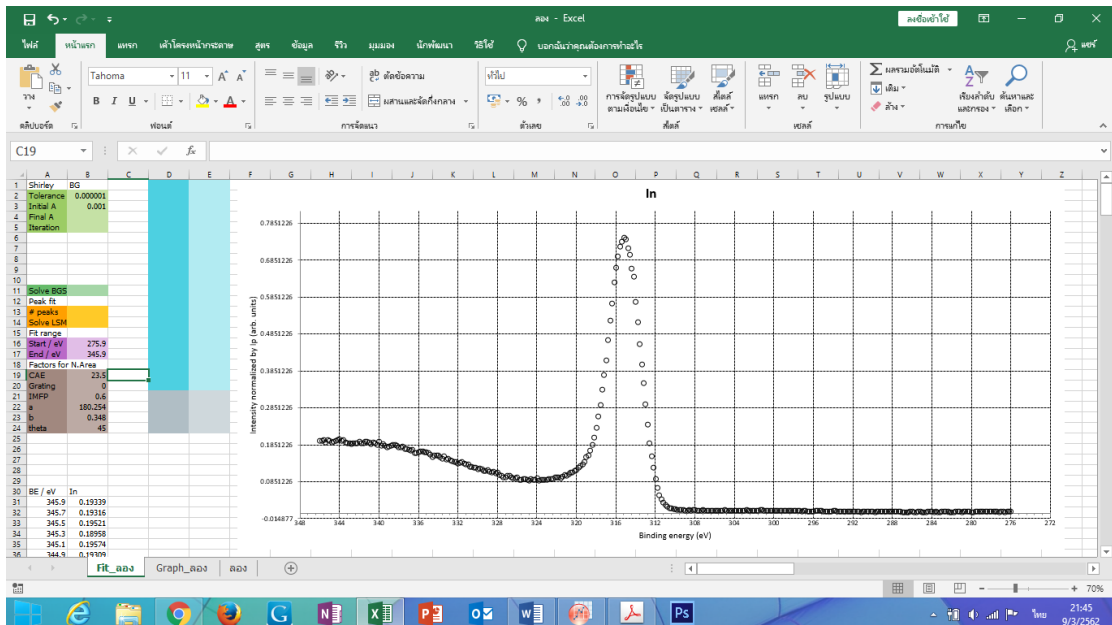
4. จากนั้นกำหนดธาตุที่ต้องการวิเคราะห์ในเส้นสเปกตรัม เช่น C Si O Fe เป็นต้น



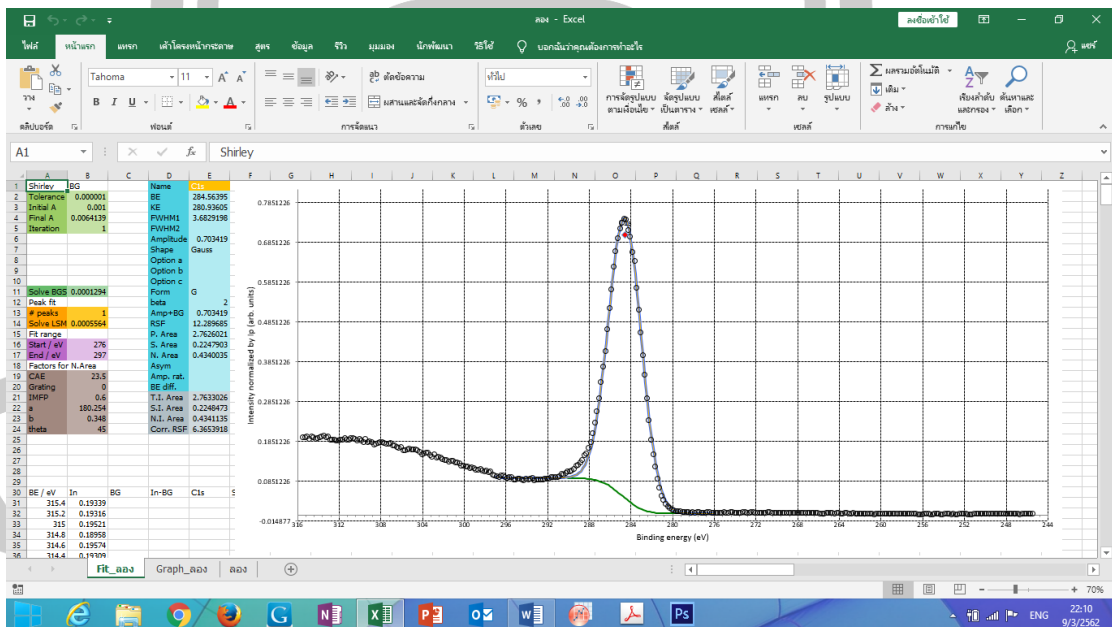
5. ปรับตำแหน่งกึ่งกลางพีคให้ตรงกับตำแหน่งพลังงานยึดเหนี่ยวอิเล็กตรอนของคาร์บอน C1s ซึ่งมีค่าประมาณ 284.4 เมื่อพีคตรงกับตำแหน่งของ C1s ดังภาพ ให้กด Ctrl + Q จะปรากฏหน้าต่างให้ยืนยันว่าจะทำการวิเคราะห์ธาตุอะไร ใส่ธาตุที่ต้องการและกด OK



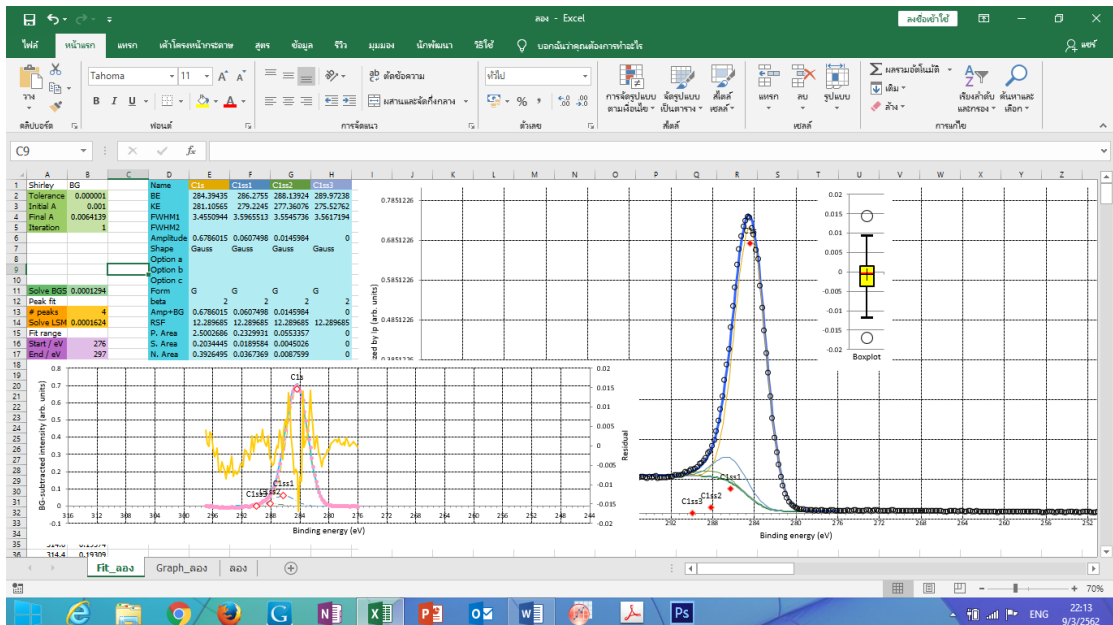
6. จากกด Ctrl + Q และเปลี่ยน Sheet เป็น Fit\_ ชื่อไฟล์ที่บันทึก



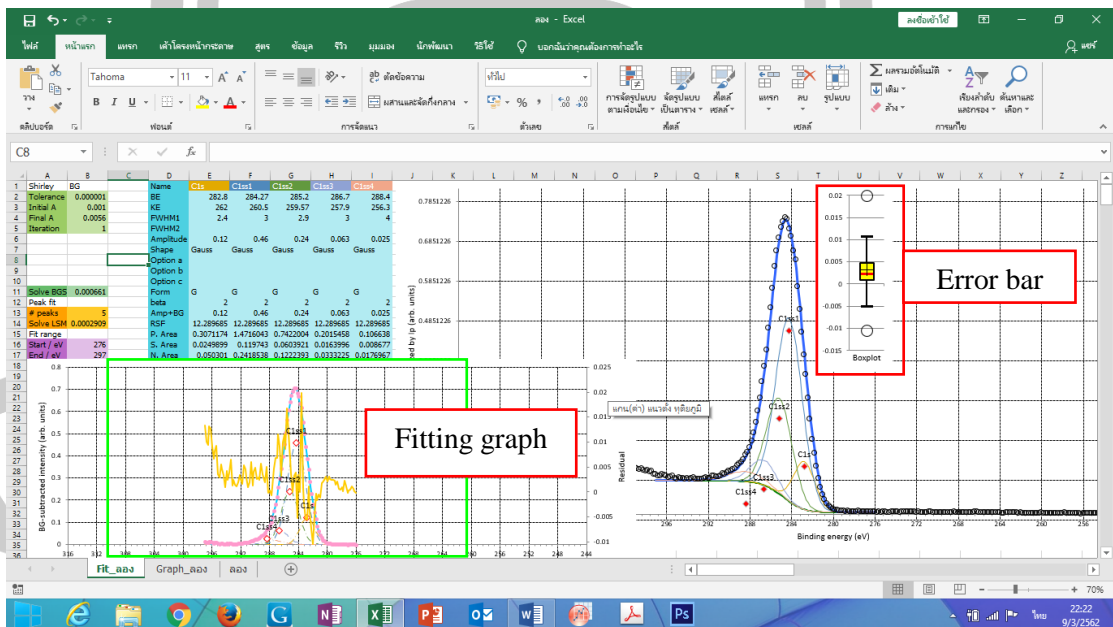
7. กำหนดฟังก์ชันที่ใช้เป็นเส้นฐาน โดยใช้ ฟังก์ชัน Shirley จากนั้นกำหนดจำนวนพีคที่ต้องการวิเคราะห์เป็น 1 พีค และปรับช่วงการปรับเส้นโค้งจาก 276 eV ถึง 297 eV จากนั้นกด Ctrl + Q และรอสักครู่ โปรแกรมจะทำการประมวลผลใช้เวลาไม่เกิน 30 วินาที จะปรากฏข้อมูลของพีคที่อยู่ใต้เส้นสเปกตรัม ดังภาพ



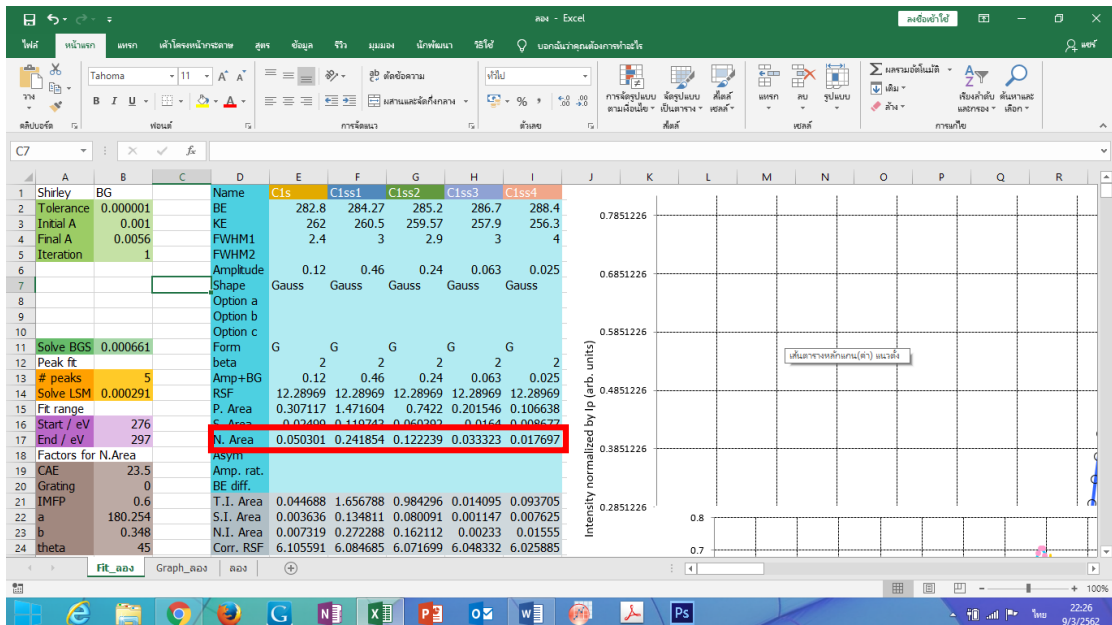
8. จากนั้นเปลี่ยนจำนวนพีคที่ต้องการวิเคราะห์เป็น 4 ถึง 5 พีค และวางเคอร์เซอร์ไว้ในช่องว่าง จากนั้นกด Ctrl + Q โปรแกรมจะทำการประมวลผลและแสดงผลภายใน 1 นาที



9. จากนั้นกำหนดตำแหน่งพีก ค่าครึ่งความสูงของแต่ละพีก และปรับพื้นที่ใต้พีก เพื่อให้เส้นโค้งรวมที่ได้จากการปรับเส้นโค้งตรงกับสเปกตรัมเดิมมากที่สุด ซึ่งหากต้องการทราบว่า การปรับเส้นโค้งมีความถูกต้องหรือไม่ ให้สังเกตเส้นสีส้มกราฟแสดงการปรับเส้นโค้ง ถ้าหากเส้นกราฟมีแนวโน้มเป็นเส้นตรง แสดงว่าการปรับเส้นโค้งถูกต้อง (ขึ้นอยู่กับดุลพินิจของผู้ใช้งาน)





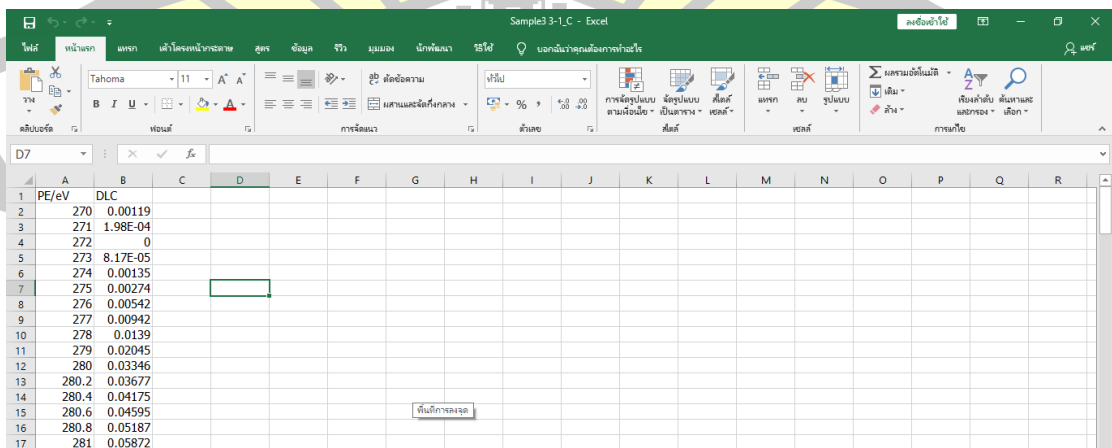


10. เมื่อทำการปรับเส้นโค้งได้ตามที่ต้องการและถูกต้องแล้ว สามารถนำพื้นที่ใต้พีคหรือความเข้มพีคที่แสดงดังภาพ สำหรับการหาสัดส่วนของพันธะที่ตรงกับตำแหน่งพีคที่เราป้อนให้โปรแกรมคำนวณได้โดยการเทียบบัญญัติไตรยางค์

### 3.4 การปรับเส้นโค้งสเปกตรัม Near-Edge X-ray Absorption Fine-Structure

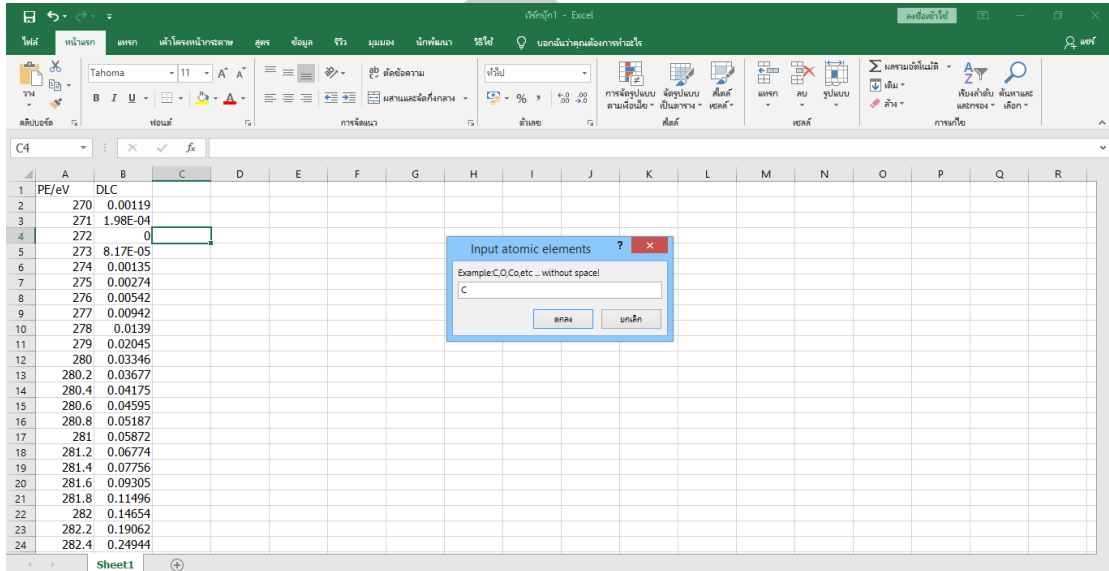
การปรับเส้นโค้งสเปกตรัมที่ได้จากเทคนิควิเคราะห์ NEXAFS ใช้โปรแกรมเดียวกันกับการวิเคราะห์ XPS แต่มีวิธีการวิเคราะห์แตกต่างกันออกไป ดังนี้

1. เปิดโปรแกรม Microsoft Excel ที่ได้รับการติดตั้งรหัสข้อมูลเรียบร้อยแล้ว
2. ป้อนข้อมูลสเปกตรัม XPS และกำหนดหัวตารางเป็น PE/eV สำหรับคอลัมน์พลังงานโฟตอนตกกระทบและ DLC สำหรับคอลัมน์ความเข้มอิเล็กตรอน (intensity) ดังภาพ

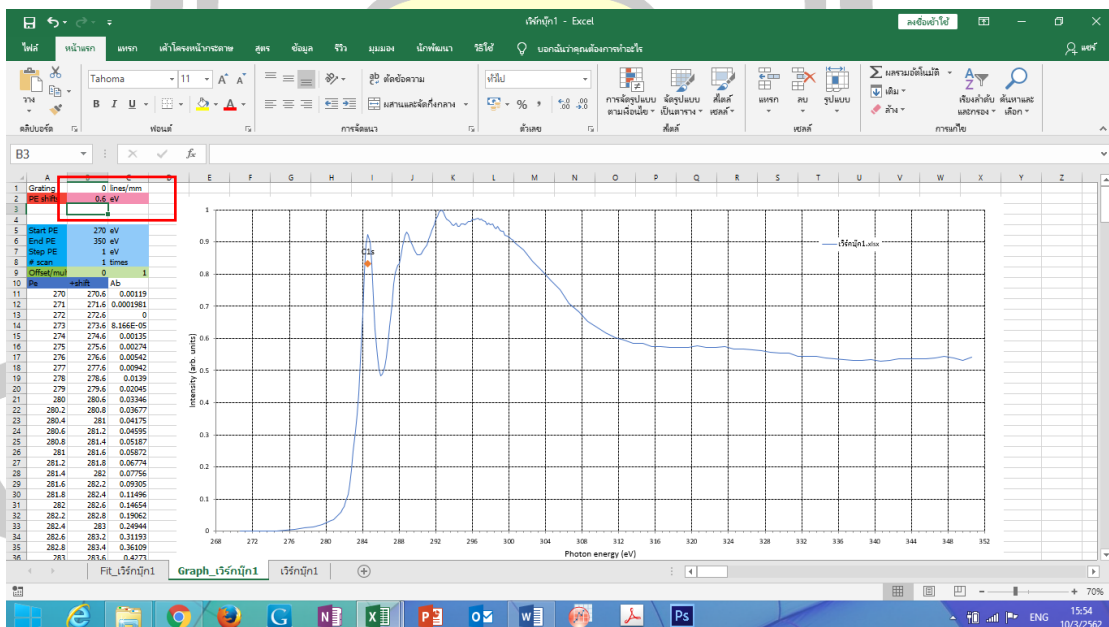




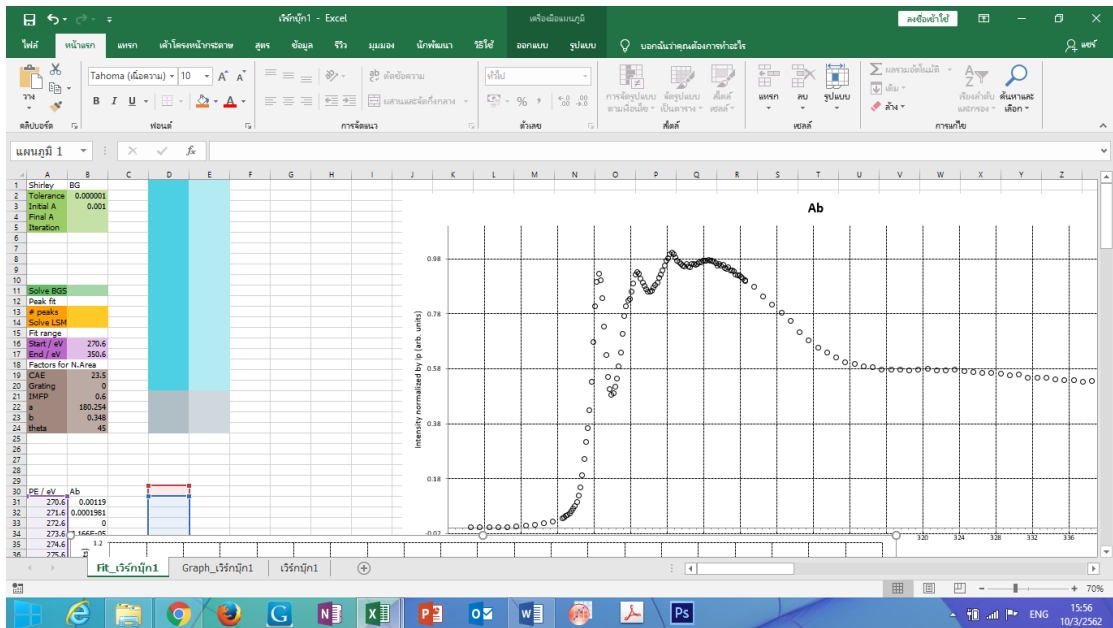
3. กด Ctrl + Q บนแป้นพิมพ์ จะปรากฏหน้าต่างขนาดเล็กขึ้นมา จากนั้นใส่ธาตุที่ต้องการวิเคราะห์โครงสร้าง และ กด OK



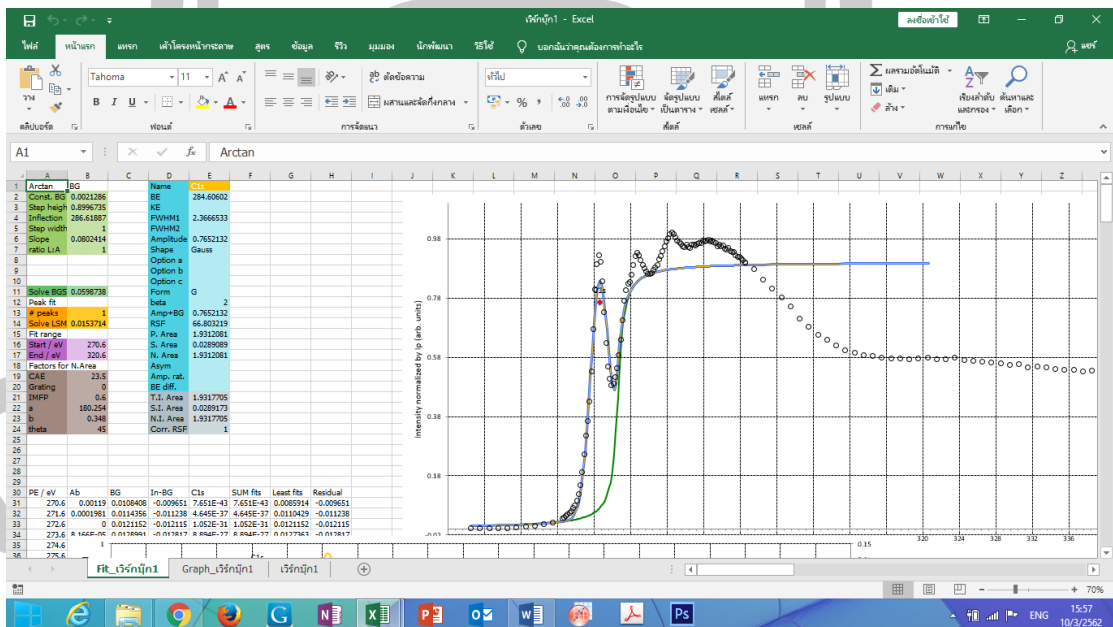
4. ปรับตำแหน่งกึ่งกลางพีคให้ตรงกับตำแหน่งพลังงานโฟตอนของคาร์บอน C1s ซึ่งมีค่าประมาณ 284.6 เมื่อพีคตรงกับตำแหน่งของ C1s ดังภาพ ให้กด Ctrl + Q จะปรากฏหน้าต่างให้ยืนยันว่าจะทำการวิเคราะห์ธาตุอะไร ใส่ธาตุที่ต้องการและกด OK



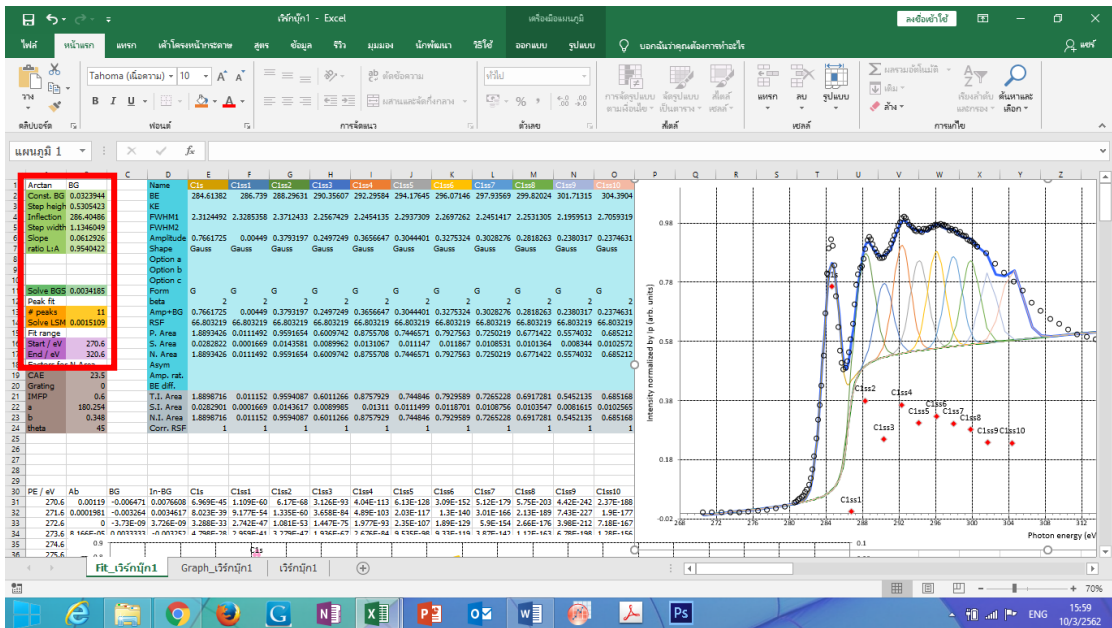
5. จากกด Ctrl + Q และเปลี่ยน Sheet เป็น Fit\_ชื่อไฟล์ที่บันทึก



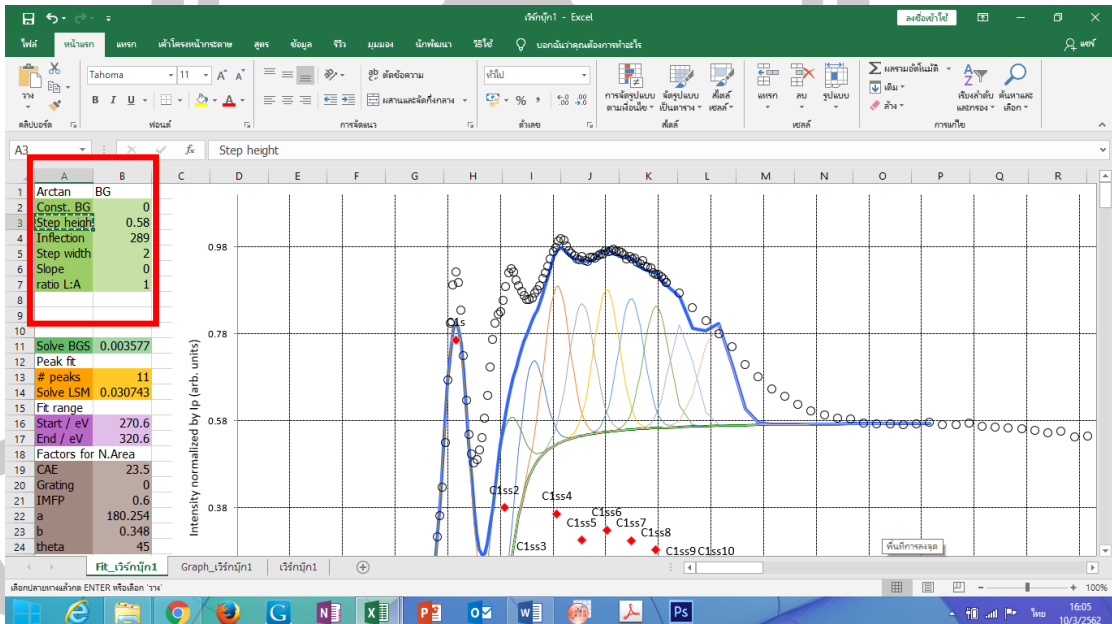
6. กำหนดฟังก์ชันที่ใช้เป็นเส้นฐาน โดยใช้ ฟังก์ชัน Arctan จากนั้นกำหนดจำนวนพีคที่ต้องการวิเคราะห์เป็น 1 พีค และปรับช่วงการปรับเส้นโค้งจาก 270 eV ถึง 320 eV จากนั้นกด Ctrl + Q และรอสักครู่ โปรแกรมจะทำการประมวลผลใช้เวลาไม่เกิน 30 วินาที จะปรากฏข้อมูลของพีคที่อยู่ใต้เส้นสเปกตรัม ดังภาพ



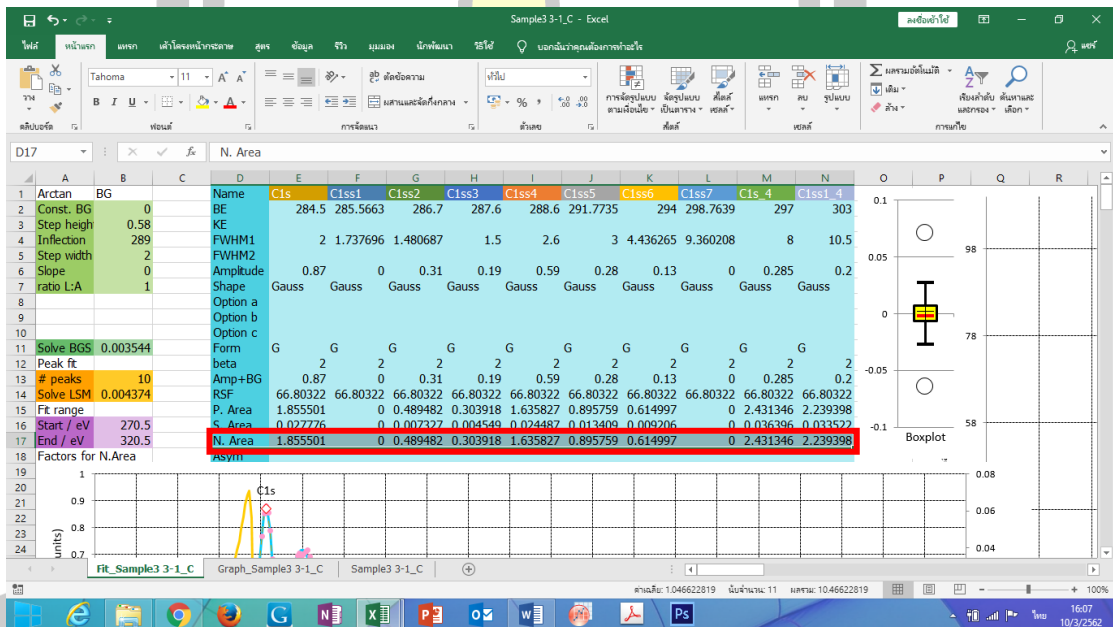
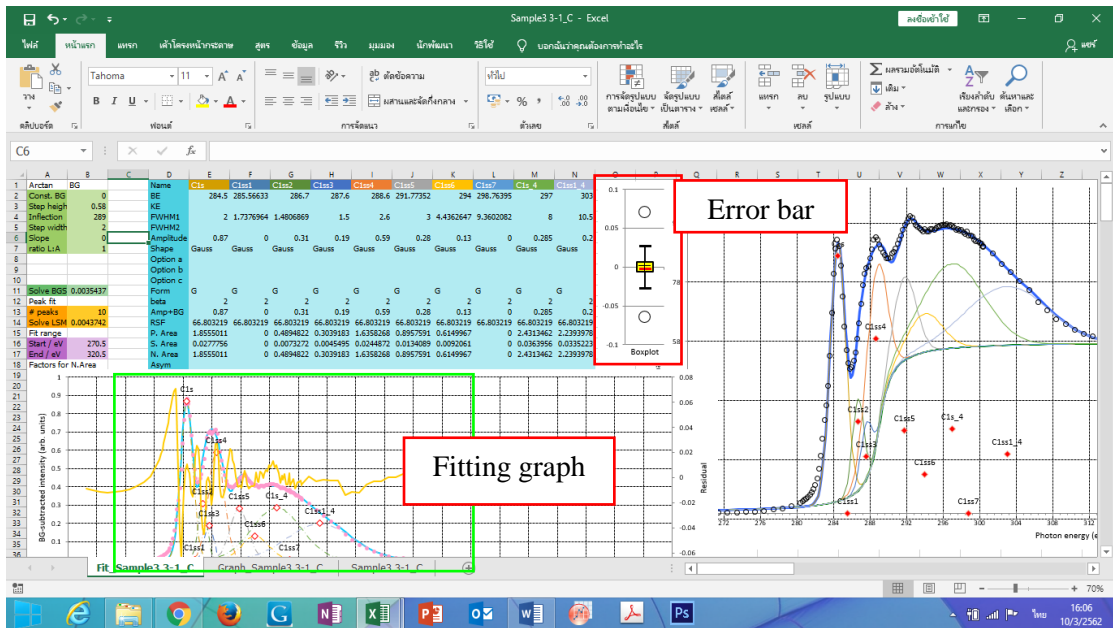
7. จากนั้นเปลี่ยนจำนวนพีคที่ต้องการวิเคราะห์เป็น 11 พีค และวางเคอร์เซอร์ไว้ในช่องว่าง จากนั้นกด Ctrl + Q โปรแกรมจะทำการประมวลผลและแสดงผลภายใน 1 นาที



8. ปรับตัวแปร ดังนี้ ปรับ Const. BG เป็น 0, ปรับ Inflection เป็น 289, ปรับ ratio L:A เป็น 1, ปรับ Slope เป็น 0, ปรับ Step width เป็น 2 และ ปรับ Step height ให้เส้นฐานตรงกับหางสเปกตรัม NEXAFS ที่ตำแหน่งพลังงานโฟตรอน 320 eV ดังภาพ

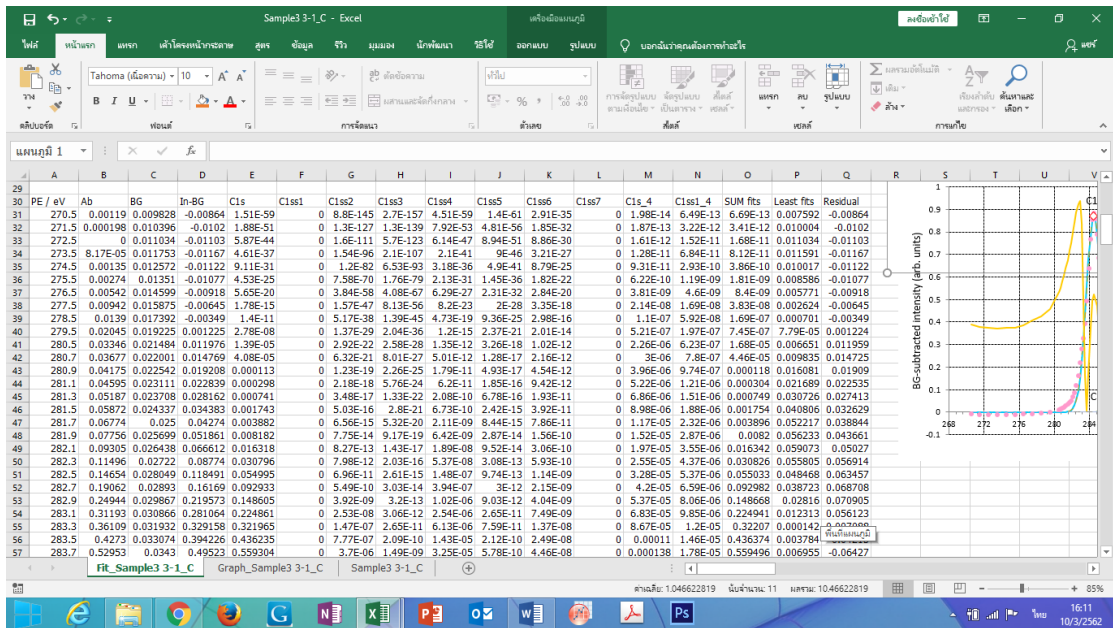


9. จากนั้นกำหนดตำแหน่งพิกัด ค่าครึ่งความสูงของแต่ละพิก และปรับพื้นที่ใต้พิก เพื่อให้เส้นโค้งรวมที่ได้จากการปรับเส้นโค้งตรงกับสเปกตรัมเดิมมากที่สุด ซึ่งหากต้องการทราบว่า การปรับเส้นโค้งมีความถูกต้องหรือไม่ ให้สังเกตเส้นสีส้มกราฟแสดงการปรับเส้นโค้ง ถ้าหากเส้นกราฟมีแนวโน้มเป็นเส้นตรง แสดงว่าการปรับเส้นโค้งถูกต้อง (ขึ้นอยู่กับดุลพินิจของผู้ใช้งาน)



10. เมื่อทำการปรับเส้นโค้งได้ตามที่ต้องการและถูกต้องแล้ว สามารถนำพื้นที่ใต้พีคหรือความเข้มพีคที่แสดงดังภาพ สำหรับการหาสัดส่วนของพันธะที่ตรงกับตำแหน่งพีคที่เราป้อนให้โปรแกรมคำนวณสัดส่วน  $sp^2$  ภายในฟิล์มได้ โดยใช้สมการ 4.4

11. เมื่อต้องการข้อมูลการปรับเส้นโค้งให้เลื่อนลงด้านล่างของหน้าจอ จะพบข้อมูลสเปกตรัมและสเปกตรัมหลังการปรับเส้นโค้งในทุกตำแหน่งพีคที่เรากำหนด สามารถคัดลอกข้อมูลเพื่อนำไปพล็อตกราฟในโปรแกรมอื่นได้ เช่น Origin ซึ่งจะสามารถทำให้เราได้กราฟที่มีความสวยงามและเป็นระเบียบมากกว่ากราฟที่ได้จากโปรแกรม Microsoft Excel



## บทที่ 4

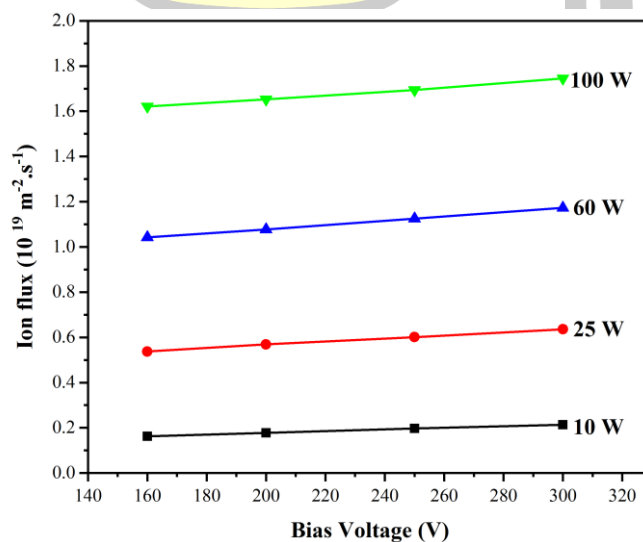
### ผลการทดลองและอภิปรายผลการทดลอง

จากหลาย ๆ รายงานวิจัยก่อนหน้านี้ระบุถึงความสำคัญของฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนไว้อย่างชัดเจน เพื่อศึกษาอิทธิพลของพารามิเตอร์ทั้งสองต่อโครงสร้างฟิล์ม a-C:H ฟลักซ์ไอออนที่เกิดจากระบบดีซีแมกนีตรอนสเปตเตอริง แหล่งกำเนิด ALIS และ FAILS จะถูกแสดงในบทนี้เพื่อเชื่อมโยงกับโครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์ม a-C:H ที่ได้รับการเปิดเผยโดยเทคนิค Raman spectroscopy X-ray Photoelectron Spectroscopy และ Near-Edge X-ray absorption Fine-Structure รวมถึงลักษณะทางสัณฐานวิทยาโดยเทคนิค Scanning Electron microscopy

#### 4.1 ผลการวัดฟลักซ์ไอออน

##### 4.1.1 การวัดฟลักซ์ไอออนในระบบดีซีแมกนีตรอนสเปตเตอริง

ในการศึกษาอิทธิพลของศักย์ไบอัสและกำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับหัวแมกนีตรอนที่มีผลต่อฟลักซ์ไอออนในพลาสมาโดยใช้ศักย์ไบอัสหัววัดระหว่าง -160 ถึง -300 V และกำหนดได้ใช้เป้าไทเทเนียมปรับกำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับหัวแมกนีตรอนในย่าน 10 ถึง 100 W โดยใช้อัตราไหลของแก๊สอาร์กอน 20 sccm ทำให้สามารถรักษาระดับความดันภายในภาชนะสุญญากาศไว้ที่ 0.66 Pa คงที่ตลอดการวัดฟลักซ์ไอออน



ภาพประกอบ 4.1 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างศักย์ไบอัสและฟลักซ์ไอออนของพลาสมาอาร์กอนภายใต้กำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับหัวแมกนีตรอนที่ต่างกัน



กราฟในภาพประกอบ 4.1 แสดงการเปลี่ยนแปลงปริมาณฟลักซ์ไอออนภายใต้เงื่อนไขที่กำหนดข้างต้น พบว่าปริมาณฟลักซ์ไอออนมีค่าอยู่ในย่าน  $10^{18}$  ถึง  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  นอกจากนี้ยังพบว่ากำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับเคลื่อนแมกนีตรอนมีอิทธิพลอย่างมากต่อการเปลี่ยนแปลงปริมาณฟลักซ์ไอออน ซึ่งเห็นได้จากค่าอัตราการเปลี่ยนแปลงฟลักซ์ไอออนต่อกำลังไฟฟ้ามีค่า  $1.65 \times 10^{17} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}/\text{W}$  ในขณะที่ฟลักซ์ไอออนมีค่าเกือบคงที่ตลอดช่วงการเปลี่ยนค่าศักย์ไบอัส โดยมีอัตราการเปลี่ยนแปลงฟลักซ์ไอออน  $5 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}/\text{V}$  ผลการทดลองดังกล่าวสามารถอธิบายได้ดังนี้

ในกระบวนการกำเนิดและคงสถานะพลาสมา อิเล็กตรอนเป็นปัจจัยสำคัญที่ทำให้เกิดการแตกตัวของแก๊ส ซึ่งอิเล็กตรอนได้รับกำลังไฟฟ้าจากแหล่งจ่ายกำลังไฟฟ้า ( $P_{input}$ ) และสูญเสียกำลัง ( $P_{loss}$ ) จากกระบวนการชนชั้นพื้นฐานกับอะตอมแก๊ส 3 รูปแบบ ประกอบด้วย การชนแล้วทำให้อะตอมแก๊สแตกตัว (ionization) การชนแล้วทำให้อะตอมแก๊สอยู่ในสถานะกระตุ้น (excitation) และการชนแบบยืดหยุ่น (elastic) เมื่อพิจารณาเหตุการณ์ชนชั้นพื้นฐานในลักษณะที่กำลังไฟฟ้าที่อิเล็กตรอนได้รับ สูญเสียไปกับกระบวนการชน สามารถเขียนความสัมพันธ์จากแนวคิดโกลบอลโมเดล (global model) ได้ดังนี้ [84]

$$\frac{P_{loss, coll}}{V_g} = \bar{n}_e n_g \left[ K_{iz} \varepsilon_{iz} + K_{exc} \varepsilon_{exc} + \frac{3m}{M} K_{el} k_B T_e \right] \quad (4.1)$$

เมื่อ  $\bar{n}_e$  คือ ความหนาแน่นเฉลี่ยของอิเล็กตรอน  $n_g$  คือ ความหนาแน่นแก๊ส  $V_g$  คือ ปริมาตรแก๊ส  $K_{iz}$  คือ สัมประสิทธิ์อัตราการชนแบบแตกตัว  $K_{exc}$  คือ สัมประสิทธิ์อัตราการชนแบบกระตุ้น  $K_{el}$  คือ สัมประสิทธิ์อัตราการชนแบบยืดหยุ่น  $\varepsilon_{iz}$  คือ พลังงานสำหรับการแตกตัว  $\varepsilon_{exc}$  คือ พลังงานการกระตุ้น  $m$  คือ มวลอิเล็กตรอน  $M$  คือ มวลของอะตอมแก๊สที่อิเล็กตรอนเข้าชน  $k_B$  คือ ค่าคงที่โบลต์ซมันน์  $T_e$  คือ อุณหภูมิอิเล็กตรอน เราสามารถใช้สมการที่ 4.1 พิจารณาฟลักซ์ไอออนที่ตกกระทบ ได้จากการพิจารณาร่วมกับความรู้ทางพลาสมาฟิสิกส์อื่น ๆ ดังนี้

- จากสมบัติประหนึ่งเป็นกลางทางไฟฟ้าของพลาสมา (quasi-neutrality) ทำให้พิจารณาได้ว่าความหนาแน่นของอิเล็กตรอนในพลาสมามีค่าใกล้เคียงกับความหนาแน่นของไอออน ดังนั้น  $n_e \approx n_i$
- ฟลักซ์ไอออนที่เคลื่อนที่ออกจากขอบพลาสมาผ่านชั้นหุ้มพลาสมา (plasma sheath) และตกกระทบบที่หัววัดแลงเมียร์เป็นไปตามสมการ  $\Gamma_i = n_i u_B$  เมื่อ  $u_B$  คือ



อัตราเร็วโบห์ม (Bohm speed) โดย  $u_B = \sqrt{k_B T_e / M}$  เมื่อ  $k_B$  คือ ค่าคงที่

โบลต์ซมันน์  $T_e$  คือ อุณหภูมิอิเล็กตรอน และ  $M$  คือ มวลของไอออน

○ ความหนาแน่นของแก๊ส  $n_g$  พิจารณาได้จากกฎของแก๊สอุดมคติตามสมการ

$p = n_g k_B T_g$  เมื่อ  $p$  คือความดันแก๊สในภาชนะสุญญากาศ  $T_g$  คือ อุณหภูมิแก๊ส การพิจารณาข้างต้นทำให้สามารถเขียนสมการพลักซ์ไอออนที่ตกกระทบหัววัดแลงเมียร์ได้ตามสมการ

$$\Gamma_i = \bar{n}_i u_B = \frac{\frac{P_{input}}{V_g} \sqrt{\frac{k_B T_e}{M}}}{\frac{p}{k_B T_g} \left[ K_{iz} \varepsilon_{iz} + K_{exc} \varepsilon_{exc} + \frac{3m}{M} K_{el} k_B T_e \right]} \quad (4.2)$$

พิจารณาค่าเชิงตัวเลขของปริมาณทางฟิสิกส์ในสมการที่ 4.2 ตามที่ระบุไว้ในตารางที่ 1 พบว่า  $\Gamma_i \approx 6.2 \times 10^{17} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$  เมื่อ  $P_{input}$  แทนกำลังไฟฟ้าที่ขั้วหัวแมกนีตรอน ยกตัวอย่างเช่น  $P_{input}$  เป็น 100 W สามารถคำนวณพลักซ์ไอออนได้ประมาณ  $6.2 \times 10^{19} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$  ซึ่งเป็นค่าระดับเดียวกับค่าพลักซ์ไอออนที่วัดได้จากหัววัดแลงเมียร์ สมการข้างต้นแสดงให้เห็นว่าพลักซ์ไอออน  $\Gamma_i$  มีความสัมพันธ์โดยตรงกับกำลังไฟฟ้าที่ใช้ขั้วหัวแมกนีตรอนและเป็นอิสระจากศักย์ไบอัส ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลอง

**ตารางที่ 4.1** ค่าเชิงตัวเลขของปริมาณทางฟิสิกส์ที่เกี่ยวข้องกับสมการที่ 4.2

Parameters	Value	Unit
Gas volume ( $V_g$ )	0.0065	$\text{m}^3$
Boltzmann constant ( $k_B$ )	$1.38 \times 10^{-23}$	J/K
Electron temperature ( $T_e$ )	3 to 5	eV
Argon ion mass ( $M$ )	$6.67 \times 10^{-26}$	kg
Electron mass ( $m$ )	$9.1 \times 10^{-31}$	kg
Operating pressure ( $p$ )	0.66	Pa
Gas temperature ( $T_g$ )	300	K
Rate coefficient of the ionizations ( $K_{iz}$ )	$1.5 \times 10^{-15}$	$\text{m}^3/\text{s}$
Rate coefficient of the excitations ( $K_{exc}$ )	$2 \times 10^{-15}$	$\text{m}^3/\text{s}$
Rate coefficient of the elastics ( $K_{el}$ )	$1 \times 10^{-13}$	$\text{m}^3/\text{s}$
Ionization energy ( $\varepsilon_{iz}$ )	$15.76 \times 10^{-19}$	J
Excitation energy ( $\varepsilon_{exc}$ )	$12.14 \times 10^{-19}$	J

แม้ผลการทดลองและความสัมพันธ์เชิงทฤษฎีได้ชี้ให้เห็นว่าฟลักซ์ไอออนเป็นอิสระจากศักย์ไบอัส แต่อย่างไรก็ตามพลังงานจลน์ของไอออนที่เคลื่อนที่มาตกกระทบพื้นผิววัสดุขึ้นตรงกับความลาดชันของสนามไฟฟ้าในชั้นหุ้มพลาสมาที่ก่อดำเหนื่อผิววัสดุ [81] ตามสมการ

$$\varepsilon_i \approx q_i (\nabla \cdot \mathbf{E}_{ps}) \quad (4.3)$$

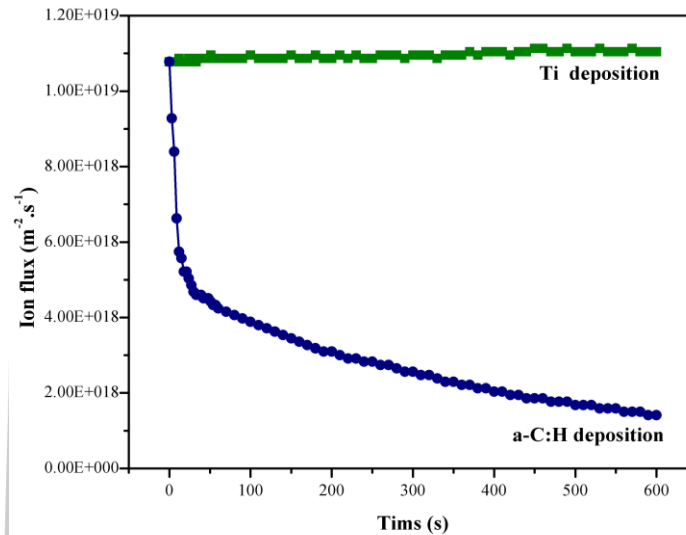
เมื่อ  $\varepsilon_i$  คือ พลังงานจลน์ของไอออน  $q_i$  คือ ประจุไอออน และ  $\nabla \cdot \mathbf{E}_{ps}$  คือ ความลาดชันของสนามไฟฟ้าในชั้นหุ้มพลาสมาที่ก่อดำเหนื่อผิววัสดุ ในกรณีที่ผิววัสดุมีสภาพความต้านทานต่ำ ความลาดชันของสนามไฟฟ้าสามารถประมาณได้จากค่าศักย์ไฟฟ้าที่ไบอัส  $V_{bias}$  ให้กับวัสดุ ในกรณีเช่นนี้ พลังงานจลน์ของไอออนที่เคลื่อนที่ตกกระทบผิวดำนำจึงคำนวณได้จาก  $\varepsilon_i \approx q_i V_{bias}$

สำหรับกรณีที่ผิววัสดุมีสภาพความนำไฟฟ้าต่ำหรือสภาพความต้านทานเชิงผิวสูง พลังงานจลน์ของไอออนที่เคลื่อนที่ตกกระทบพื้นผิววัสดุ จะถูกลดทอนลงไปอย่างมีนัยสำคัญ เนื่องจากสนามไฟฟ้าจากประจุไฟฟ้าที่เป็นประจุบวกที่สะสมบนผิววัสดุดังกล่าว เหตุการณ์ลักษณะนี้เกิดขึ้นกับการสังเคราะห์ฟิล์มที่เป็นฉนวน เช่นฟิล์ม  $\text{TiO}_2$  ฟิล์ม  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [85], [86] และฟิล์ม a-C:H ที่มีคุณสมบัติไม่นำไฟฟ้า ( $\rho \approx 10^2$  ถึง  $10^{16}$  ohm.cm) [87]

เพื่อแสดงให้เห็นถึงข้อเท็จจริงดังกล่าว การเปรียบเทียบความแตกต่างระหว่างการตกสะสมฟิล์มโลหะไทเทเนียม (ฟิล์มนำไฟฟ้า) กับฟิล์ม a-C:H (ฟิล์มฉนวน) การวัดฟลักซ์ไอออนตามเวลาจึงเป็นสิ่งสำคัญที่ช่วยให้สามารถยืนยันเหตุการณ์และความแตกต่างขณะการตกสะสมฟิล์มทั้งสองชนิด ซึ่งผลการตรวจวัดฟลักซ์ไอออนตามเวลาแสดงดังภาพประกอบ 4.2 โดยมีเงื่อนไขวัดฟลักซ์ไอออนดังนี้

- การวัดฟลักซ์ไอออนของฟิล์มทั้งสองชนิดจะควบคุมกำลังไฟฟ้าในการขับหัวแมกนีตรอนเป็นแบบกระแสตรง 100 W
- ความดันขณะวัดฟลักซ์ไอออน 1.2 Pa ไม่มีการปรับความดันขณะดำเนินการวัด
- กำหนดศักย์ไบอัสเฉลี่ยให้กับหัววัดเป็นแบบกระแสตรงตรง -200 V
- การรตกสะสมฟิล์มไทเทเนียมใช้แก๊สอาร์กอน 20 sccm ทำหน้าที่เป็นแก๊สสปัตเตอร์ แต่การวัดฟลักซ์ไอออนของการตกสะสมฟิล์ม a-C:H จะใช้แก๊สอะเซทิลีน ( $\text{C}_2\text{H}_2$ ) 20 sccm ผสมกับแก๊สฮีเลียม (He) 5 sccm เพื่อกำเนิดพลาสมาสำหรับตกสะสมฟิล์ม a-C:H

- ดำเนินการวัดเป็นเวลา 10 นาที ในช่วงแรกของการวัด จะอ่านค่ากระแสทุก ๆ 3 วินาที หลังจากนั้นจะอ่านค่าทุก ๆ 10 วินาที

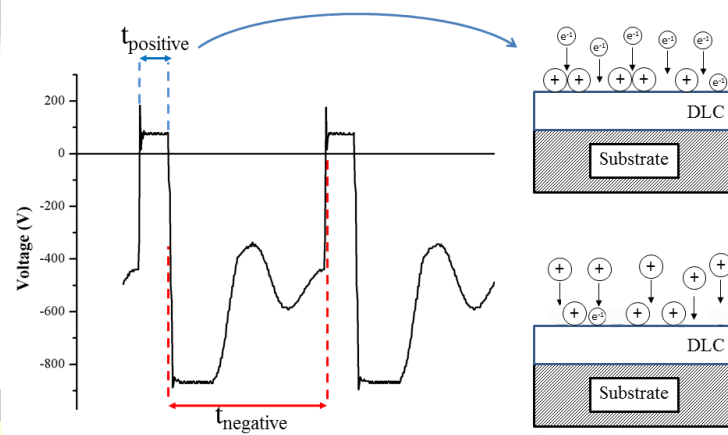


**ภาพประกอบ 4.2** พลักซ์ไอออนขณะตกสะสมตกสะสมไทเทเนียมและพลักซ์ไอออนขณะดำเนินการตกสะสมฟิล์ม a-C:H ตามเวลา

จากการทดลองพบว่าพลักซ์ไอออนตลอดช่วงการตกสะสมฟิล์มโลหะไทเทเนียมมีแนวโน้มคงที่แม้มีฟิล์มไทเทเนียมเกาะบนขั้วรับกระแสของหัววัด เนื่องจากฟิล์มไทเทเนียมมีคุณสมบัตินำไฟฟ้า ดังนั้นเมื่อไบอัสศักย์ไฟฟ้าตรง  $-200\text{ V}$  ให้กับขั้วรับกระแสจะเกิดสนามไฟฟ้าเหนี่ยวนำไอออนบวกเข้าระดมชนขั้วรับกระแสอย่างต่อเนื่องด้วยปริมาณค่อนข้างคงที่ แต่พฤติกรรมของไอออนขณะตกสะสมฟิล์ม a-C:H แตกต่างออกไปคือพลักซ์ไอออนมีแนวโน้มลดลงอย่างต่อเนื่องแม้ว่าหัววัดจะได้รับการไบอัสศักย์ไฟฟ้าตรง  $-200\text{ V}$  ก็ตาม ในช่วงเวลาเริ่มต้นจะเกิดฟิล์ม a-C:H บางมาก ๆ บนขั้วรับกระแสซึ่งไม่ได้ลดทอนอิทธิพลของสนามไฟฟ้าที่เหนี่ยวนำไอออนบวกจากพลาสมาสู่หัววัด แต่เมื่อเวลาผ่านไปฟิล์ม a-C:H ที่เกาะบนขั้วรับกระแสมีความหนาเพิ่มขึ้นและลดทอนสนามไฟฟ้าที่เหนี่ยวนำไอออนบวกโดยตรงเนื่องจากคุณสมบัติไม่นำไฟฟ้าของฟิล์ม a-C:H ด้วยเหตุนี้จึงไม่เกิดการถ่ายเทประจุและเกิดการสะสมประจุไอออนบวกที่ผิวของฟิล์ม เมื่อไอออนสะสมมากพอจะกลายเป็นกลุ่มประจุบวกโดยกลุ่มประจุเหล่านี้จะสร้างสนามไฟฟ้าต่อต้านไอออนบวกที่เคลื่อนที่จากพลาสมาสู่หัววัดขณะดำเนินการทดลอง ทำให้ปริมาณไอออนที่สามารถวิ่งเข้ามายังพื้นที่รับกระแสได้เป็นเพียงไอออนบวกพลังงานสูง ดังนั้นพลักซ์ไอออนที่วัดได้ขณะดำเนินการเคลือบฟิล์ม a-C:H จึงลดลงเมื่อเวลาในการเคลือบฟิล์มมากขึ้น นอกจากนี้ยังสังเกตได้อีกว่ากระแสดิซชาร์จมีค่าลดลง เนื่องจากเหตุผลเดียวกับที่

ได้กล่าวมาข้างต้น ซึ่งการลดลงของกระแสสสารจันส์เนื่องจากการลดลงความเข้มข้นเช่นเดียวกัน ดังนั้นนี่จึงเป็นอีกหนึ่งเหตุผลหลักที่ลดปริมาณฟลักซ์ไอออนที่ระดมบนเนื้อฟิล์มขณะกำลังเติบโต ซึ่งส่งผลโดยตรงต่อความไม่สม่ำเสมอของโครงสร้างฟิล์ม a-C:H รวมถึงคุณสมบัติของฟิล์ม

เพื่อแก้ปัญหาดังกล่าวจึงมีความจำเป็นที่ต้องลดหรือยับยั้งการสะสมประจุไฟฟ้าบนผิววัสดุด้วยการใช้อิเล็กตรอน ซึ่งได้จากการไบอัสขึ้นงานด้วยศักย์ไฟฟ้าที่มีรูปแบบไฟกระแสถลับความถี่ย่านสัญญาณวิทยุ [88], [89] หรือรูปแบบไบโพลาร์พัลส์ชนิดไม่สมมาตร ตามภาพประกอบ 4.3 โดยในหนึ่งรอบของสัญญาณแบบไบโพลาร์พัลส์ถูกแบ่งเป็น ช่วงเวลาที่ศักย์ไฟฟ้าไบอัสมีค่าเป็นลบ ( $t_{neg}$ ) และช่วงเวลาที่ศักย์ไฟฟ้าไบอัสมีค่าเป็นบวก ( $t_{pos}$ ) โดยช่วง  $t_{neg}$  เป็นช่วงที่ทำให้เกิดการสะสมตัวของชั้นฟิล์มพร้อม ๆ กับการสะสมของประจุบวกบนผิวฟิล์ม ในทางตรงข้าม ช่วง  $t_{pos}$  จะเป็นช่วงที่อิเล็กตรอนเคลื่อนที่ตกกระทบผิวฟิล์ม เพื่อล้างประจุไฟฟ้าที่มีอยู่ก่อนหน้าด้วยข้อโดดเด่น งานวิจัยนี้ได้นำเทคนิคการไบอัสศักย์ลบแบบไบโพลาร์พัลส์ ในการตกสะสมฟิล์ม a-C:H โดยใช้เทคนิคแมกนีตรอนสปัตเตอร์ริง ซึ่งผลการเตรียมฟิล์มและวิเคราะห์ผลจะได้อธิบายในหัวข้อที่ 4.2.1 ต่อไป

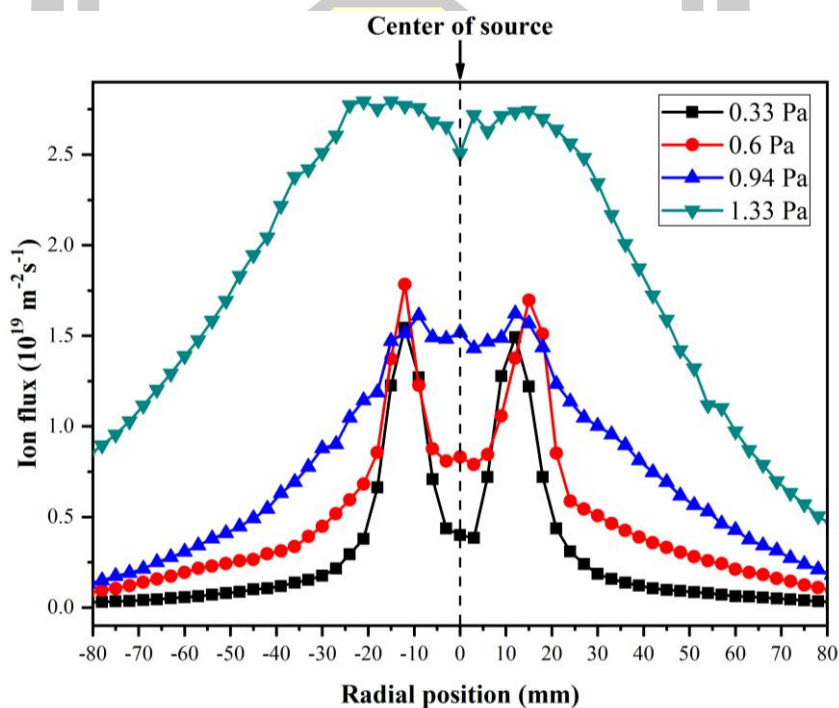


**ภาพประกอบ 4.3** กราฟตัวอย่างสัญญาณศักย์ไบอัสรูปแบบไบโพลาร์พัลส์และไดอะแกรมแสดงพฤติกรรมของฟลักซ์ไอออนเคลื่อนที่เข้าหาผิวฟิล์ม DLC ในช่วงศักย์ไบอัสเป็นลบ และฟลักซ์อิเล็กตรอนเคลื่อนที่เข้าหาผิวฟิล์ม DLC ในช่วงที่ศักย์ไบอัสเป็นบวก

#### 4.1.2 การวัดฟลักซ์ไอออนจาก Anode layer ion source

การวัดฟลักซ์จาก Anode layer ion source หรือ ALIS จะศึกษาผลของความดันแก๊ส อาร์กอน ศักย์ไฟฟ้าดิสชาร์จ และมุมขอบแหวนแอโนดที่ได้รับการปรับแต่งให้ต่างกัน เริ่มแรกในการศึกษาอิทธิพลของความดันแก๊สอาร์กอน ได้กำหนดให้ใช้ศักย์ดิสชาร์จ 767 V โดยใช้อัตราไหลของแก๊สอาร์กอน 10 sccm และกำหนดให้ปรับความดันแก๊สอาร์กอนขณะดำเนินการวัดฟลักซ์ในย่าน 0.33 ถึง 1.33 Pa ซึ่งปรับเปลี่ยนความดันโดยการปรับวาล์วปีกผีเสื้อ

ผลการตรวจวัดแสดงดังภาพประกอบ 4.4 พบว่าฟลักซ์ไอออนมีค่าอยู่ในย่าน  $10^{17}$  ถึง  $10^{19}$   $\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$  และมีค่าเพิ่มขึ้นตามความดันแก๊สอาร์กอนแม้จะกำหนดศักย์ดิสชาร์จคงที่ เนื่องจากฟลักซ์ไอออนแปรผันตรงตามความหนาแน่นไอออนเฉลี่ยตามความสัมพันธ์  $\Gamma_i = n_i u_B$  โดย  $n_i$  คือความหนาแน่นไอออนเฉลี่ยมีความสัมพันธ์กับความหนาแน่นแก๊สดังสมการ  $n_g = n_n + n_i$  เมื่อ  $n_g$  คือความหนาแน่นแก๊ส และ  $n_n$  คือความหนาแน่นของอนุภาคที่เป็นกลางทางไฟฟ้า จะเห็นได้ว่าความหนาแน่นไอออนแปรผันตรงกับความหนาแน่นแก๊ส ดังนั้นเมื่อเพิ่มความหนาแน่นแก๊ส ความหนาแน่นไอออนจะเพิ่มขึ้น นั่นหมายความว่าฟลักซ์ไอออนจะเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน



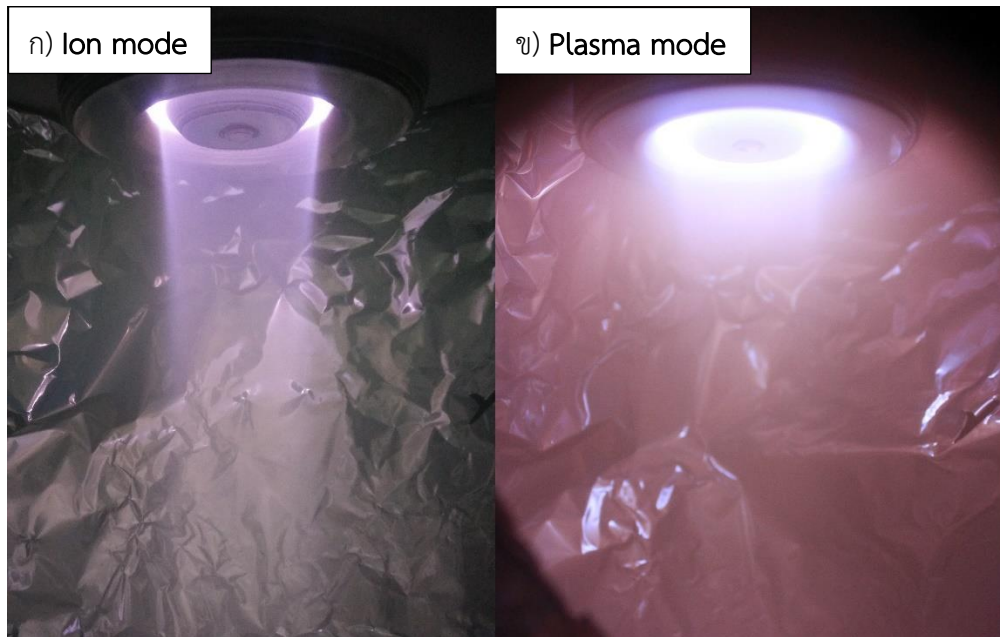
ภาพประกอบ 4.4 ฟลักซ์ไอออนที่ตรวจวัดได้จาก Anode layer ion source แหวนแอโนดไม่ได้รับการปรับแต่งมุม และระยะห่างจากหัววัดแลงเมียร์กับแหล่งกำเนิดเป็น 6 cm (เมื่ออยู่ที่ตำแหน่งจุดศูนย์กลาง)

นอกจากนี้ยังสังเกตได้ว่า ฟลักซ์ไอออนมีการกระจายตัวตามตำแหน่งแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด ฟลักซ์ไอออนมีค่าน้อยที่บริเวณขอบของภาชนะสุญญากาศ มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อตำแหน่งขยับเข้าใกล้จุดศูนย์กลางและเพิ่มขึ้นอย่างเฉียบพลันเมื่อเลื่อนตำแหน่งหัววัดตรงกับ 12 mm ฟลักซ์ไอออนมีค่าสูงสุด  $1.54 \times 10^{19} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$  และลดลงอย่างฉับพลันอีกครั้งเมื่อเลื่อนหัววัดตรงกับตำแหน่ง 0 mm ซึ่งเป็นจุดศูนย์กลางของลำไอออน และเพิ่มขึ้นอย่างฉับพลันอีกครั้งที่ตำแหน่ง 12 mm และเมื่อเลื่อนผ่านตำแหน่งนี้ไป ฟลักซ์ไอออนมีค่าลดลงอย่างฉับพลัน เมื่อหัววัดเลื่อนผ่านตำแหน่ง 24 mm ฟลักซ์ไอออนมีการเปลี่ยนแปลงความชันตามตำแหน่งน้อยมาก สำหรับฟลักซ์ไอออนที่ตรวจวัดได้จากการใช้ความดันขณะวัด 0.33 Pa ซึ่งสามารถตีความได้ว่าลักษณะรูปทรงของลำไอออนเป็นทรงกระบอก เส้นผ่านศูนย์กลางประมาณ 25 mm (พิจารณาจากตำแหน่งที่ฟลักซ์ไอออนมากที่สุด) ตามภาพประกอบ 4.5 ก) สอดคล้องกับผลการวัดฟลักซ์ไอออน

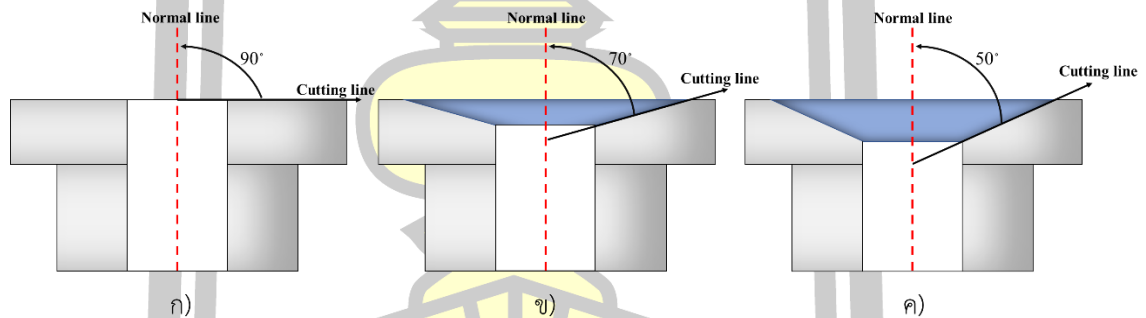
ในขณะที่เมื่อดิสชาร์จพลาสมาด้วยความดัน 1.33 Pa ลักษณะโพรไฟล์ของฟลักซ์ไอออนมีความชันการเปลี่ยนแปลงตามตำแหน่งมากกว่าการดิสชาร์จที่ความดัน 0.33 Pa ซึ่งฟลักซ์ไอออนมีค่าสูงสุด  $2.6 \times 10^{19} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$  ที่ตำแหน่ง 12 mm และมีค่าลดลงเล็กน้อยที่จุดศูนย์กลางของลำไอออน โดยเมื่อเลื่อนหัววัดไปที่ตำแหน่ง 15 mm ฟลักซ์ไอออนมีค่าสูงสุดอีกครั้ง และเมื่อผ่านตำแหน่งนี้ ฟลักซ์ไอออนจะค่อย ๆ ลดลงอย่างต่อเนื่องจนถึงค่าเริ่มต้นที่ขอบภาชนะสุญญากาศ นั้นแสดงถึงการขยายตัวของลำไอออนหรือลำพลาสมาในแนวรัศมี จากการทดลองเพิ่มเติม พบว่า หากเพิ่มความดันให้สูงเกิน 1.99 Pa จะเกิดการเปลี่ยนโหมดการทำงานของ Anode layer ion source จากโหมดการกำเนิดไอออน (ion source) เป็นโหมดพลาสมา (plasma source) ซึ่งพลาสมาจะกระจายตัวสม่ำเสมอมากขึ้น ดังภาพประกอบ 4.5 ก) และ ข) ตามลำดับ โดยกระแสไอออนที่วัดได้จะมีการกระจายตัวตามแนวรัศมีมากขึ้น คล้ายกับงานวิจัยของ Pingchuan Li et al. [90] ซึ่งการเพิ่มความดันจนทำให้เกิดการเปลี่ยนโหมดเป็นแหล่งกำเนิดพลาสมา จะใช้ศักย์ดิสชาร์จน้อยกว่า 500 V แต่จะใช้กระแสดิสชาร์จสูงขึ้น

สถาบัน ปรณุ ทิโต ชีเว





ภาพประกอบ 4.5 ภาพถ่ายลักษณะของลำไอออนที่กำเนิดจาก Anode layer ion source ก) ที่ความดัน 0.33 Pa ข) ที่ความดัน 1.99 Pa



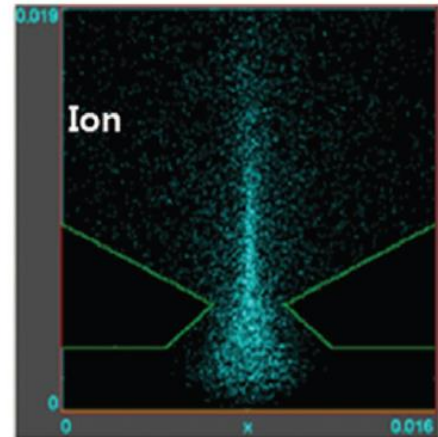
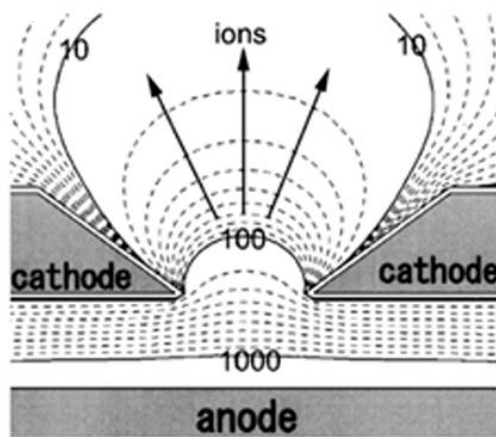
ภาพประกอบ 4.6 แบบจำลองแหวนขั้วแอโนดที่ได้รับการปรับมุม ก) ขั้วแอโนดไม่ได้รับการปรับแต่งมีมุม  $90^\circ$  กับเส้นปกติ ข) ขั้วแอโนดได้รับการปรับแต่งมุมเป็น  $70^\circ$  กับเส้นปกติ และ ค) มุม  $50^\circ$  กับเส้นปกติ

เพื่อบีบให้ลำไอออนมีความเข้มข้นมากที่สุดที่จุดศูนย์กลาง จึงได้มีการปรับมุมของแหวนแอโนดจากแบบดั้งเดิมที่มีมุม  $90^\circ$  ให้มีมุมน้อยลงเป็น  $70^\circ$  และ  $50^\circ$  ตามลำดับ โดยการปาดกลิ้ง ดังภาพประกอบ 4.6 โดยการปรับมุมนี้จะส่งต่อลักษณะโปรไฟล์ของสนามไฟฟ้าดังภาพประกอบ 4.7 ในภาพ ก) เป็นลักษณะโปรไฟล์ของสนามไฟฟ้าที่เกิดจากขั้วแอโนดที่ไม่ได้รับการปรับมุม ซึ่งจะเห็นได้ว่าสนามไฟฟ้ามีความเข้มข้นที่สุด ณ ตำแหน่งกลางช่องเปิดและมีความสมมาตร ส่งผลให้เกิดพลาสมา

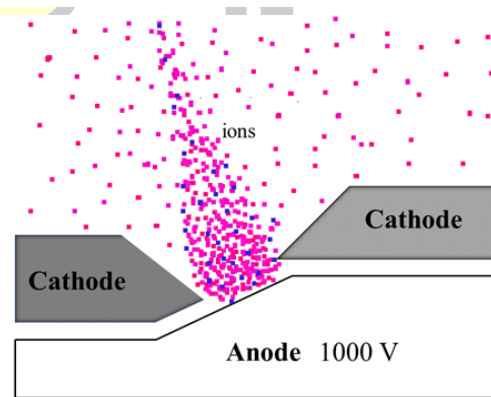
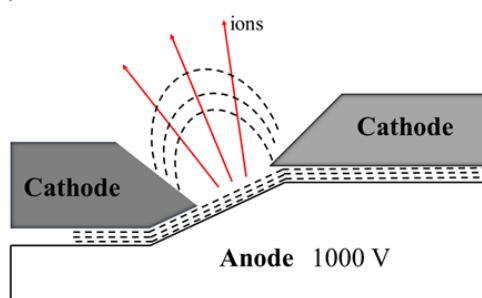


บริเวณจุดศูนย์กลางช่องเปิดเข้มที่สุดและลำไอออนมีแนวโน้มวิ่งพุ่งตรงออกจากช่องเปิดดังภาพประกอบ 4.7 ก) ในขณะที่เมื่อปรับมุมแหวนขั้วแอโนด จะเรียกแหล่งกำเนิดประภพนี้ว่า Focused anode layer ion source หรือ FALIS ซึ่งโปรไฟล์ของสนามไฟฟ้าจะมีลักษณะตามภาพ 4.7 ข) ซึ่งมีความแตกต่างจากสนามไฟฟ้าที่เกิดขึ้นจากแหวนแอโนดที่ไม่ได้ปรับมุมเป็นอย่างมาก คือมีความไม่สมมาตร บริเวณที่มีความเข้มสูงสุดไม่ได้อยู่เหนือจุดศูนย์กลางของช่องเปิด นั่นเป็นเหตุให้ลักษณะของไอออนถูกผลักออกไปในทิศทางที่สนามไฟฟ้าเข้มที่สุด และเกิดการบีบให้เป็นลำไอออนที่เข้ม แต่เส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออนจะมีขนาดเล็กลงขึ้นอยู่กับการออกแบบ

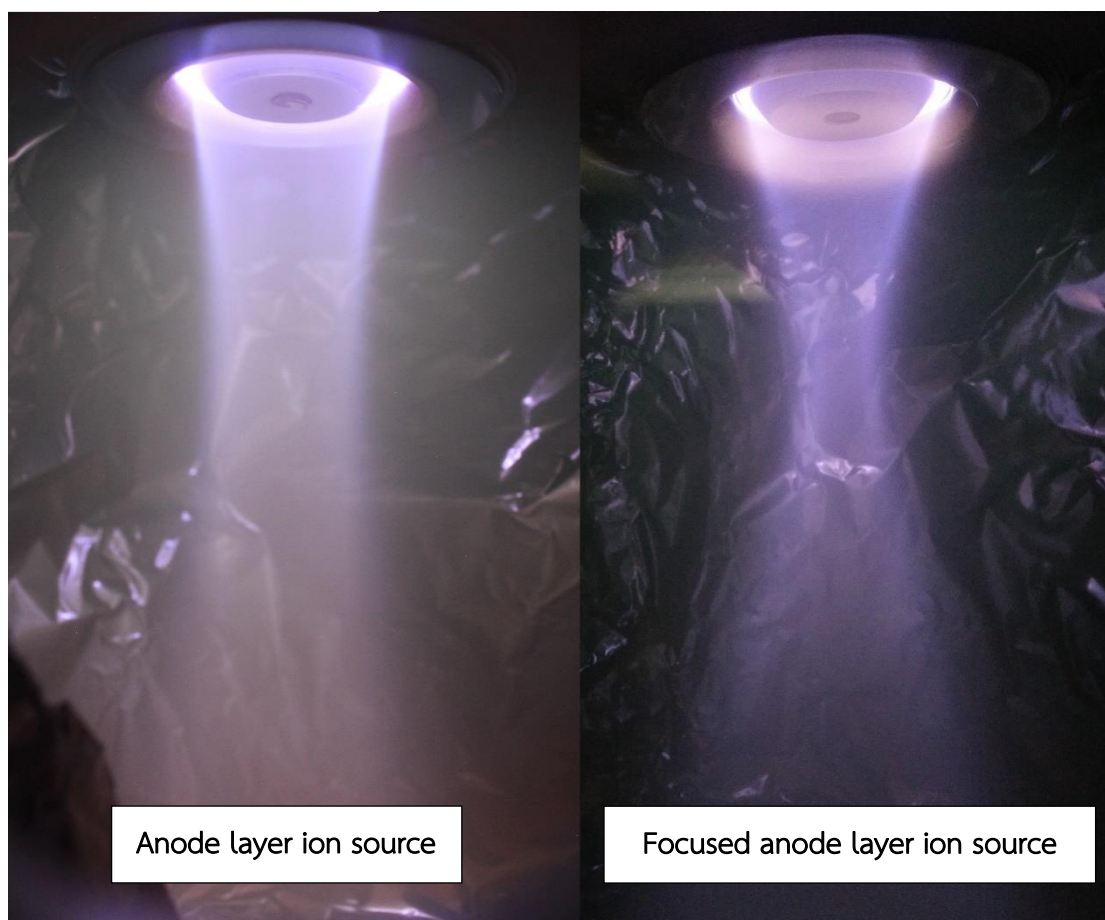
ก)



ข)



ภาพประกอบ 4.7 ก) โปรไฟล์ของสนามไฟฟ้าและพลาสมาที่เกิดจาก Anode layer ion source และการกระจายตัวของไอออนหน้าช่องเปิด [91], [92] ข) โปรไฟล์ของสนามไฟฟ้าและพลาสมาที่เกิดจาก Focused anode layer ion source และการกระจายตัวของไอออนหน้าช่องเปิด ดัดแปลงจาก [91], [92]



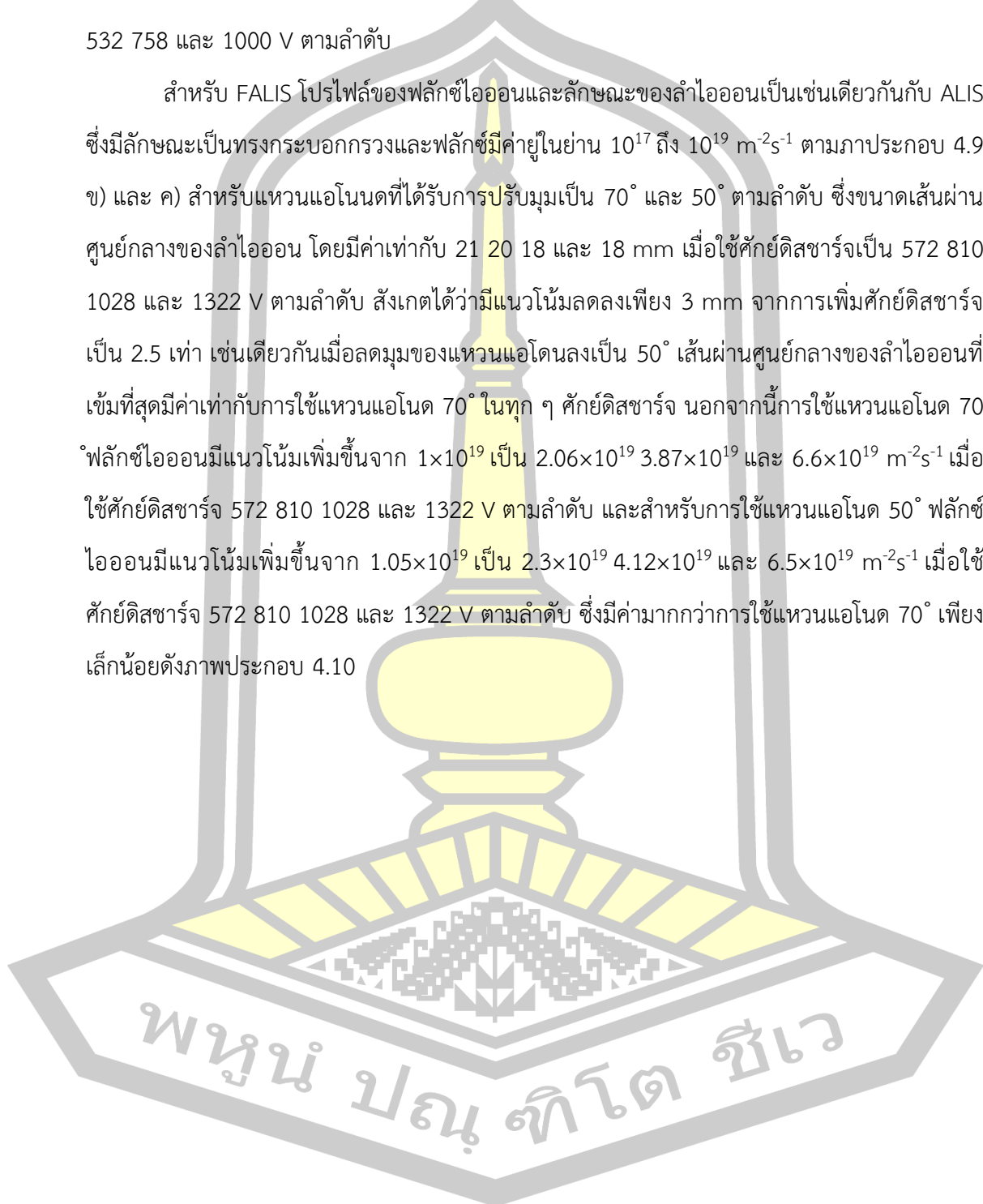
**ภาพประกอบ 4.8** ลักษณะของพลาสมาที่เกิดขึ้นจากแหล่งกำเนิด Anode layer ion source และ Focused anode layer ion source

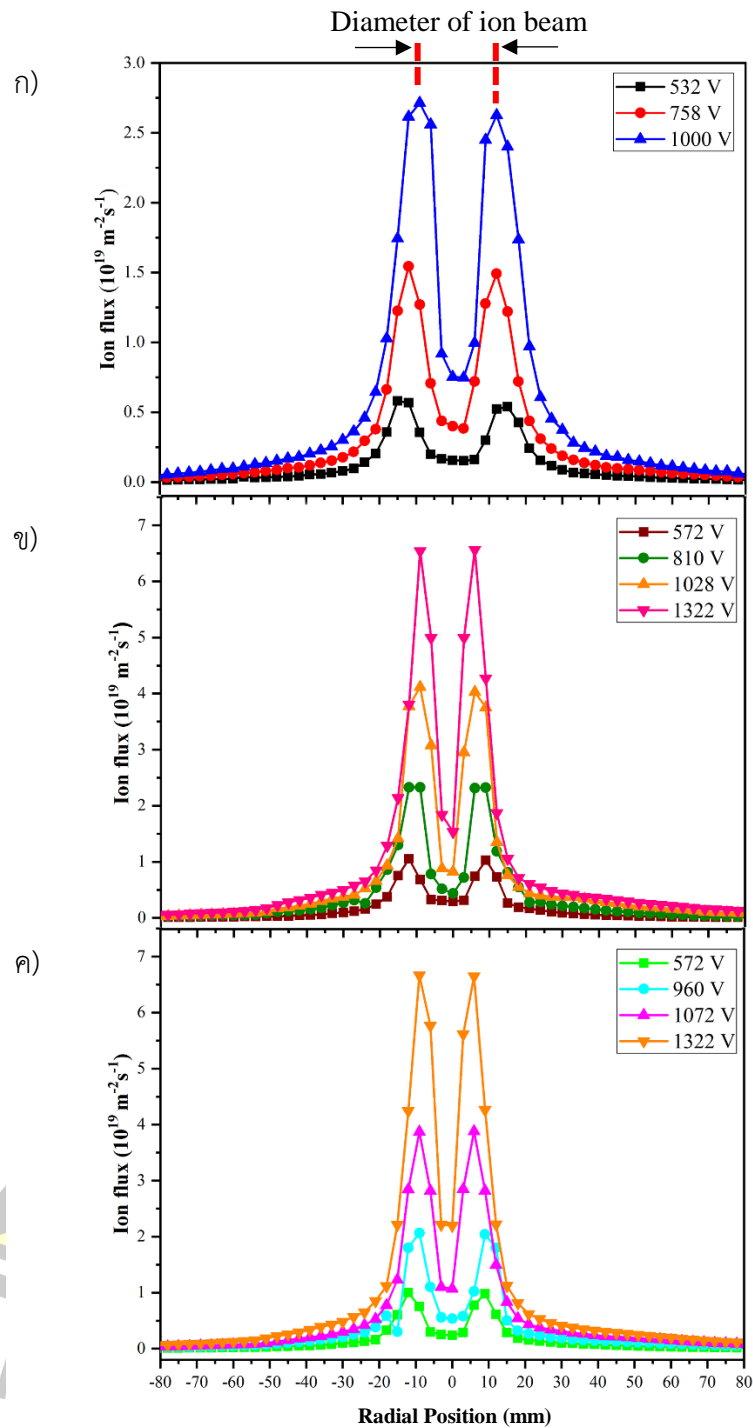
แน่นอนว่าเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงของลักษณะของพลาสมาหรือลำไอออนที่พุ่งตรงออกจากแหล่งกำเนิด ฟลักซ์ไอออนย่อมมีการเปลี่ยนแปลงเช่นกัน ดังนั้นการวัดฟลักซ์ไอออนจะช่วยยืนยันข้อสันนิษฐานดังกล่าว โดยการวัดฟลักซ์ไอออนจะกำหนดความดันขณะวัดเป็น 0.33 Pa ปรับเปลี่ยนศักย์ดิสชาร์จ และแหวนแอโนด เพื่อดูโปรไฟล์ของฟลักซ์ไอออนที่พุ่งระดมชนหัววัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิดไอออน

ผลการวัดฟลักซ์ไอออนจาก Anode layer ion source และแสดงภาพประกอบ 4.9 พบว่าสำหรับ ALIS ไอออนที่กำเนิดขึ้นมีลักษณะเป็นทรงกระบอกกรวย ฟลักซ์มีค่าอยู่ในย่าน  $10^{17}$  ถึง  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  และมีการกระจายตามตำแหน่งตามภาพประกอบ 4.9 ก) โดยขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออน (หาได้จากระยะระหว่างตำแหน่งที่ฟลักซ์ไอออนมีความเข้มที่สุดในแนวรัศมีลบและบวก ดังภาพประกอบ 4.9) โดยมีค่าเท่ากับ 30 mm เมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จเป็น 532 V ซึ่งแนวโน้มลดลงเป็น 24

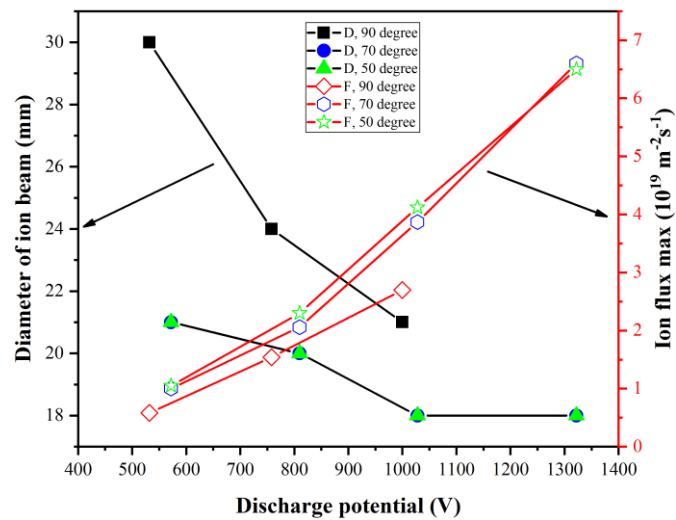
mm และ 21 mm เมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จเป็น 758 และ 1000 V ตามลำดับ อย่างไรก็ตามฟลักซ์ไอออนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก  $5.8 \times 10^{18}$  เป็น  $1.54 \times 10^{19}$   $\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$  และ  $2.7 \times 10^{19}$   $\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$  เมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จ 532 758 และ 1000 V ตามลำดับ

สำหรับ FALIS โพรไฟล์ของฟลักซ์ไอออนและลักษณะของลำไอออนเป็นเช่นเดียวกันกับ ALIS ซึ่งมีลักษณะเป็นทรงกระบอกกรวงและฟลักซ์มีค่าอยู่ในย่าน  $10^{17}$  ถึง  $10^{19}$   $\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$  ตามภาพประกอบ 4.9 ข) และ ค) สำหรับแหวนแอโนดที่ได้รับการปรับมุมเป็น  $70^\circ$  และ  $50^\circ$  ตามลำดับ ซึ่งขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออน โดยมีค่าเท่ากับ 21 20 18 และ 18 mm เมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จเป็น 572 810 1028 และ 1322 V ตามลำดับ สังเกตได้ว่ามีแนวโน้มลดลงเพียง 3 mm จากการเพิ่มศักย์ดิสชาร์จเป็น 2.5 เท่า เช่นเดียวกันเมื่อลดมุมของแหวนแอโนดลงเป็น  $50^\circ$  เส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออนที่เข้มที่สุดมีค่าเท่ากับการใช้แหวนแอโนด  $70^\circ$  ในทุก ๆ ศักย์ดิสชาร์จ นอกจากนี้การใช้แหวนแอโนด  $70^\circ$  ฟลักซ์ไอออนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก  $1 \times 10^{19}$  เป็น  $2.06 \times 10^{19}$   $3.87 \times 10^{19}$  และ  $6.6 \times 10^{19}$   $\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$  เมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จ 572 810 1028 และ 1322 V ตามลำดับ และสำหรับการใช้แหวนแอโนด  $50^\circ$  ฟลักซ์ไอออนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก  $1.05 \times 10^{19}$  เป็น  $2.3 \times 10^{19}$   $4.12 \times 10^{19}$  และ  $6.5 \times 10^{19}$   $\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$  เมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จ 572 810 1028 และ 1322 V ตามลำดับ ซึ่งมีความมากกว่าการใช้แหวนแอโนด  $70^\circ$  เพียงเล็กน้อยดังภาพประกอบ 4.10





ภาพประกอบ 4.9 ฟลักซ์ไอออนที่ตรวจวัดได้จาก ALIS และ FALIS ซึ่งมีการปรับศักย์ดิสชาร์จและวัดฟลักซ์ไอออนตามแนวรัศมี (ระยะห่างหัววัดเลงเมียร์กับแหล่งกำเนิดที่ตำแหน่งศูนย์กลางเป็น 6 cm) ก) ขั้วแอโนดไม่ได้รับการปรับแต่งมีมุม  $90^\circ$  กับเส้นปกติ ข) ขั้วแอโนดได้รับการปรับแต่งมุมเป็น  $70^\circ$  กับเส้นปกติ และ ค) มุม  $50^\circ$  กับเส้นปกติ



**ภาพประกอบ 4.10** การเปลี่ยนแปลงเส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออนและฟลักซ์ไอออน ตามศักย์ดิสชาร์จ และมุมของแหวนแอนโนด

แน่นอนว่าการเพิ่มขึ้นของฟลักซ์ไอออนเป็นผลมาจากการเพิ่มศักย์ดิสชาร์จ สามารถใช้สมการ 4.2 ในการอธิบายได้ว่า ฟลักซ์ไอออนแปรผันตรงกับกำลังไฟฟ้าขาเข้าซึ่งกำลังไฟฟ้าขาเข้าหาได้จากสมการ  $P_{input} = I_d V_d$  เมื่อ  $I_d$  คือ กระแสดิสชาร์จ  $V_d$  คือ ศักย์ดิสชาร์จ ดังนั้นการเพิ่มศักย์ไฟฟ้าดิสชาร์จจึงเป็นการเพิ่มความเข้มของไอออนและฟลักซ์ไอออนที่ระดมชนผิวหัววัดหรือชิ้นงานขณะตกสะสมฟิล์ม

นอกจากนี้ สังเกตได้ว่าแม้จะลดมุมของแหวนแอนโนดลงจาก  $70^\circ$  เป็น  $50^\circ$  ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของฟลักซ์ไอออนมีแนวโน้มลดลงเมื่อเพิ่มศักย์ดิสชาร์จ แต่มีค่าเท่ากันในทุก ๆ ศักย์ดิสชาร์จ การลดลงของเส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออน เป็นเหตุมาจากการเพิ่มศักย์ดิสชาร์จ คือ การเพิ่มแรงคูลอมป์  $F = qE$  หรือเพิ่มพลังงานให้กับไอออนบวก ดังนั้นไอออนจึงสามารถเอาชนะแรงคูลอมป์บางส่วนได้ และสามารถรักษาทิศทางและเข้าใกล้กันได้มากขึ้น ทำให้เส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออนมีขนาดเล็กลง อย่างไรก็ตามเส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออนมีค่าเท่ากันในทุก ๆ ศักย์ดิสชาร์จ แม้จะปรับมุมแหวนแอนโนดจาก  $70^\circ$  เป็น  $50^\circ$  อาจเป็นเพราะศักย์ดิสชาร์จในย่าน  $1300$  V ยังไม่สามารถเร่งให้ไอออนเอาชนะแรงลอเรนซ์ละแรงผลักระหว่างประจุได้ ทำให้ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของลำไอออนที่เข้มสูงสุดมีขนาดเท่ากัน

## 4.2 ผลการตรวจวัดและวิเคราะห์ฟิล์มไฮโดรจิเนทอะมอร์ฟัสคาร์บอน

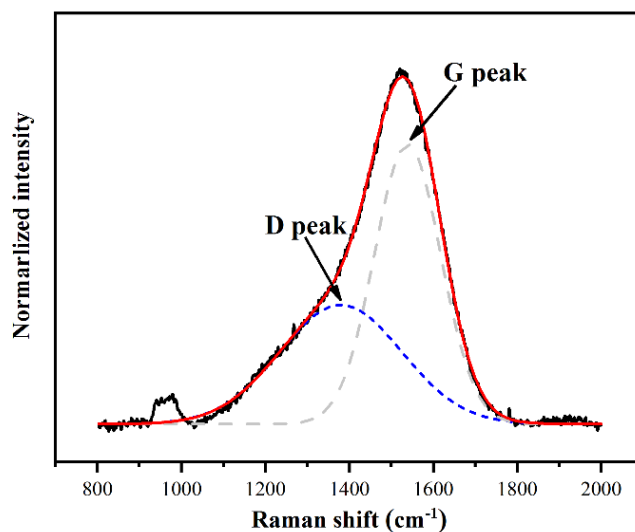
### 4.2.1 การตกสะสมด้วยเทคนิคซีแมกนีตรอนสเปตโตริง

เพื่อศึกษาผลกระทบของฟลักซ์ไอออนและอิทธิพลของพลังงานไอออนต่อโครงสร้างฟิล์ม a-C:H จึงได้ดำเนินการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H บนแผ่นซิลิกอนภายใต้กำลังไฟฟ้าที่ใช้ขั้วหัวแมกนีตรอน และศักย์ไบอัสที่กำหนด

โครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์ม a-C:H ได้รับตรวจวิเคราะห์ด้วยเทคนิครามานสเปกโทรสโคปี ซึ่งเทคนิคนี้อาศัยการกระเจิงของแสงจากวัสดุ โดยโมเลกุลของวัสดุจะดูดกลืนพลังงานหรือความถี่ของแสงที่มากกระทบ ทำให้เกิดผลต่างของพลังงานของแสงตกกระทบกับแสงกระเจิง และผลต่างของพลังงานดังกล่าวเรียกว่าสเปกตรัมรามาน (raman shift) ซึ่งจะมีค่าตรงกับค่าพลังงานที่ใช้ในการสั่นของพันธะในโมเลกุลของวัสดุ ในงานวิจัยนี้ได้ใช้เครื่องรามานที่ผลิตจากบริษัท Bruker รุ่น SENTERRA ในการวิเคราะห์ฟิล์ม a-C:H โดยกำหนดใช้ความยาวแสงเลเซอร์ 532 nm กำลังแสง 12.5 mW ความละเอียด 3-5  $\text{cm}^{-1}$  ซึ่งสัดส่วนปริมาณคลัสเตอร์  $\text{sp}^2/\text{sp}^3$  หาได้จากการใช้กระบวนการปรับเส้นโค้ง (curve fitting) ของสเปกตรัมรามานด้วยเส้นโค้งเกาส์เซียนที่มีศูนย์กลางที่ตำแหน่ง  $1350 \text{ cm}^{-1}$  สำหรับ D-peak และที่ตำแหน่ง  $1580 \text{ cm}^{-1}$  สำหรับ G-peak ดังภาพประกอบ 4.11 สัดส่วนพื้นที่ใต้เส้นโค้งจะนำไปสู่ค่า  $I_D/I_G$  ซึ่งสามารถใช้อ้างอิงสัดส่วนปริมาณคลัสเตอร์  $\text{sp}^2/\text{sp}^3$  ในฟิล์ม a-C:H

การวิเคราะห์โครงสร้างของอะมอร์ฟัสคาร์บอนสามารถพิจารณาได้จากการใช้สัดส่วนของปริมาณพันธะของ  $\text{sp}^2$  ต่อ  $\text{sp}^3$  ไฮบริดไดเซชันของคาร์บอนทางอ้อมโดยคำนวณได้จากพื้นที่ใต้เส้นโค้งของสัญญาณยอดพีคที่แทนโครงสร้างของแกรไฟต์ (graphite) หรือ  $\text{sp}^2$  ซึ่งยอดพีคของสเปกตรัมรามานอยู่ที่ประมาณ  $1580 \text{ cm}^{-1}$  เรียกว่า G peak (G-band) และสัญญาณพีคที่แทนโครงสร้างของแกรไฟต์แบบผลึกหลายรูป (disordergraphite) ซึ่งยอดพีคของสเปกตรัมรามานอยู่ที่ประมาณ  $1350 \text{ cm}^{-1}$  เรียกว่า D peak ซึ่งเป็นดีสอเดอร์จากโหมดการสั่นที่ขอบเขตเกรนของแกรไฟต์ให้เข้าสู่โครงสร้าง  $\text{sp}^3$  (D-band)





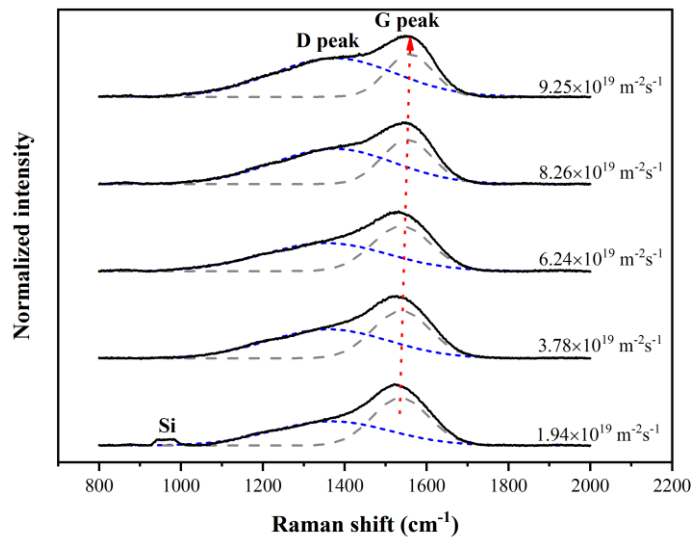
ภาพประกอบ 4.11 ลักษณะสเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H หลังการปรับเส้นโค้งแบบเกาส์เซียน

อัตราส่วน  $I_D/I_G$  สามารถบ่งบอกถึงสัดส่วนโครงสร้าง  $sp^3$  ได้ กล่าวคือ ถ้าค่า  $I_D/I_G$  มีค่าน้อย แสดงว่าสัดส่วนโครงสร้าง  $sp^3$  มีค่ามาก [93] ทั้งนี้เนื่องจาก D-band เกิดจากการสั่นที่เป็นการสั่นแบบหด-ขยายของวงอะโรมาติก (aromatic) ซึ่งเป็นโครงสร้างแบบ  $sp^2$  ที่มีลักษณะเป็นวง ส่วน G-band เกิดจากการสั่นของคู่อะตอมคาร์บอนโครงสร้างแบบ  $sp^2$  ที่ถูกล้อมรอบด้วยโครงสร้างแบบ  $sp^3$  โดยปกติแล้วถ้าเป็นแกรไฟต์แบบไพโรไลติก (pyrolytic graphite) จะมีโครงสร้างของคาร์บอนซ้อนกันอย่างเป็นระเบียบและพบสเปกตรัมรามานปรากฏที่ตำแหน่ง  $1580\text{ cm}^{-1}$  เท่านั้นไม่เป็นแถบและไม่เกิด D-band ยกเว้นแกรน (grain) มีการแตกแยกออกทำให้เกิดความไร้ระเบียบขึ้นเช่นกรณีได้รับการฉายด้วยลำไอออนพลังงานสูงจะเริ่มปรากฏตำแหน่ง D-band [94] ดังนั้นถ้า D-band มีพื้นที่ใต้ยอดพีคน้อย แสดงว่าโครงสร้าง  $sp^2$  แบบวงอะโรมาติกในแต่ละคลัสเตอร์ (cluster) มีจำนวนลดลง [95], [35] ด้วยเหตุนี้จึงสามารถอัตราส่วน  $I_D/I_G$  ในการพิจารณาแนวโน้มของโครงสร้าง  $sp^3$  ภายในฟิล์ม a-C:H ได้

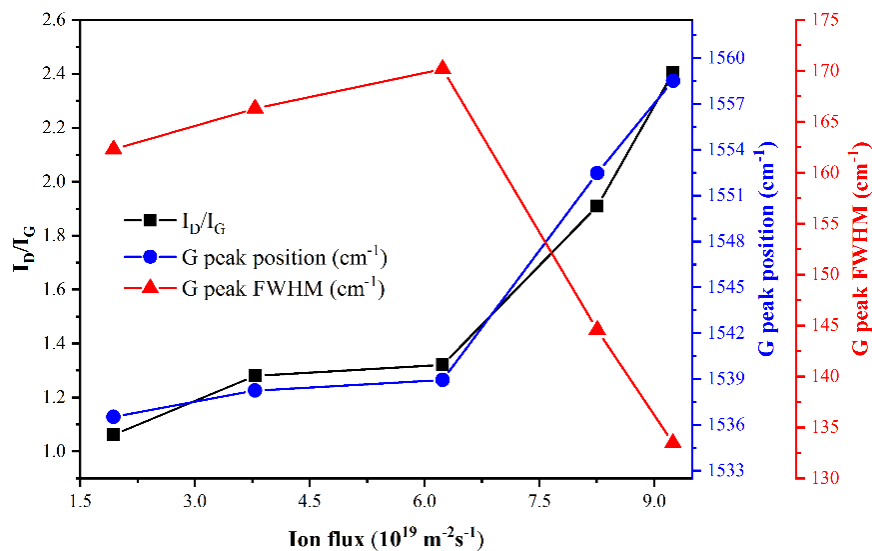
สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ฟลักซ์ไอออนย่าน  $10^{18}$  ถึง  $10^{19}\text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  ซึ่งกำหนดจากกำลังไฟฟ้าที่ขั้วหัวแมกนีตรอน แสดงในภาพประกอบ 4.12 โดยได้ปรับความเข้มสูงสุดของเส้นสเปกตรัมรามานให้มีค่าเท่ากัน (normalized) พบว่าสเปกตรัมรามานทุกเส้นประกอบจากเส้นโค้งเกาส์เซียนสองเส้นที่มีตำแหน่งกลางประมาณ  $1360\text{ cm}^{-1}$  และ  $1550\text{ cm}^{-1}$  ซึ่งเป็นลักษณะเฉพาะตัวที่สำคัญของฟิล์ม a-C:H นอกจากนี้ในกรณีตกสะสมฟิล์ม a-C:H ด้วยฟลักซ์ไอออน



$1.94 \times 10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  ยังตรวจพบสัญญาณที่ตำแหน่งย่าน  $920$  ถึง  $990 \text{ cm}^{-1}$  ซึ่งบ่งชี้ถึงลักษณะเฉพาะของแผ่นผลึกซิลิกอน [96]



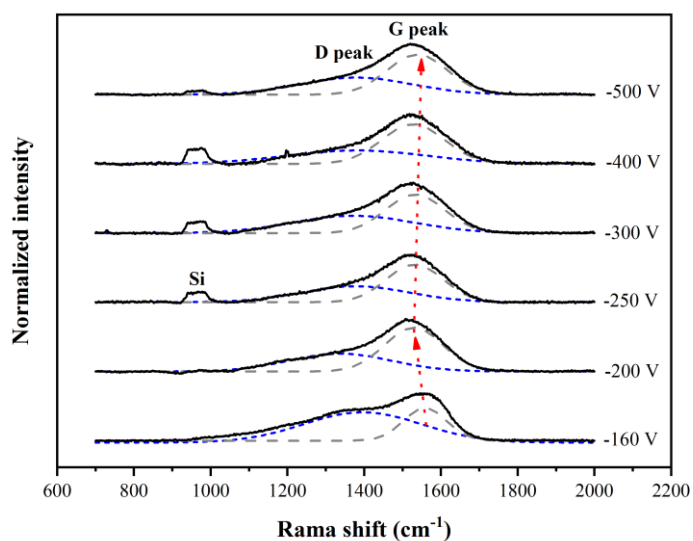
ภาพประกอบ 4.12 สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ปริมาณฟลักซ์ไอออนและอิเล็กตรอนต่างกัน



ภาพประกอบ 4.13 อัตราส่วน  $I_D/I_G$  ตำแหน่งยอดฟีก G และ ความกว้างครึ่งความสูงของยอดฟีก G (G peak FWHM) ของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ปริมาณฟลักซ์ไอออนที่แตกต่างกัน

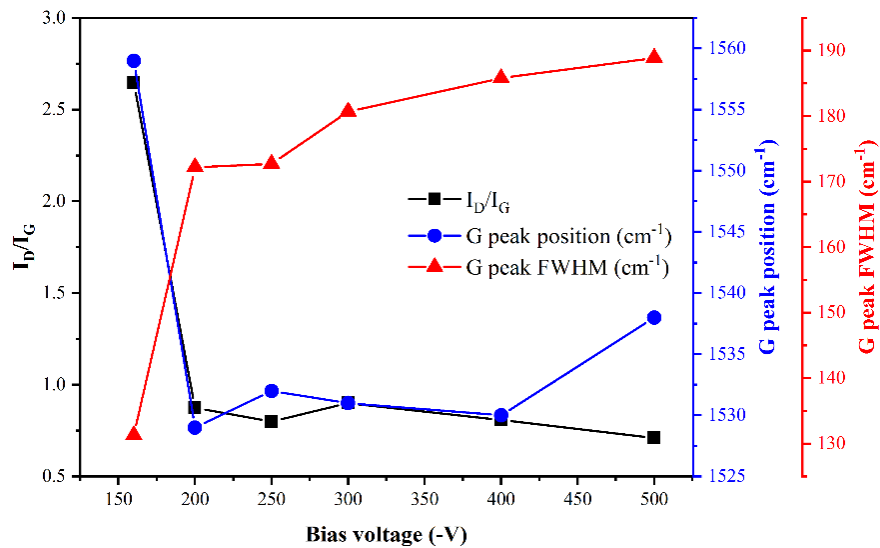
อัตราส่วนของ  $I_D/I_G$  ซึ่งประเมินจากสัดส่วนพื้นที่ใต้เส้นโค้งแก๊สเซียน ตำแหน่งและความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G ที่เปลี่ยนแปลงตามปริมาณฟลักซ์ไอออนแสดงได้ตามภาพประกอบ 4.13 พบว่า  $I_D/I_G$  มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณฟลักซ์ไอออนที่เพิ่มขึ้น นอกจากนี้ยังพบว่า เมื่อเพิ่มปริมาณฟลักซ์ไอออนจาก  $6.3 \times 10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  ไปเป็น  $9.3 \times 10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  ยอดพีค G มีการเลื่อนตำแหน่งจาก  $1539 \text{ cm}^{-1}$  ไปยังตำแหน่ง  $1558 \text{ cm}^{-1}$  ในขณะที่ความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G มีแนวโน้มลดลงอย่างชัดเจน โดยสัดส่วน  $I_D/I_G$  ที่เพิ่มขึ้นบ่งชี้ว่าคาร์บอน  $sp^3$  ในฟิล์ม a-C:H มีปริมาณลดลงหรือบ่งชี้ว่าการขยายตัวของคลัสเตอร์  $sp^2$  ซึ่งเป็นโครงสร้างพันธะของแกรไฟต์ภายในฟิล์ม a-C:H นั้นหมายความว่า การเพิ่มฟลักซ์ไอออน เมื่อเพิ่มกำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับหัวแมกนีตรอน ทำให้ฟิล์ม a-C:H แสดงสมบัติแกรไฟต์มากกว่าสมบัติของเพชร ซึ่งฟิล์มลักษณะเช่นนี้ถูกจัดอยู่ในกลุ่มฟิล์มคาร์บอนคล้ายแกรไฟต์ (graphite-like carbon, GLC) โดยเป็นผลมาจากฟลักซ์ไอออนคือปริมาณไอออนที่ระดมชนผิวฟิล์มต่อพื้นที่ต่อเวลา ซึ่งมีความสัมพันธ์โดยตรงกับพลังงานความร้อนที่เกิดขึ้นกับฟิล์ม ภายใต้กลไกการถ่ายเทโมเมนตัมและพลังงานให้กับอนุภาคฟิล์ม การระดมชนด้วยปริมาณไอออนที่มากขึ้นนั้น ทำให้ความร้อนที่บริเวณผิวฟิล์มเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง นำไปสู่การสูญเสียไฮโดรเจนภายในฟิล์ม [35] การสูญเสียไฮโดรเจนทำให้อะตอมคาร์บอนพยายามจับพันธะใหม่กับอะตอมคาร์บอนรอบข้างในรูปแบบ  $C=C \text{ } sp^2$  ดังนั้นการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่ผิวฟิล์ม จึงเป็นการเพิ่มโอกาสในการเกิดคาร์บอนในรูปแบบ  $C=C \text{ } sp^2$  ซึ่งทำให้ฟิล์มสูญเสียโครงสร้างแบบ DLC และเปลี่ยนเป็นโครงสร้างแบบแกรไฟต์ GLC [97], [98]

นอกจากนี้ จากรายงานของเฟอร์รารีและคณะ [99] ได้อธิบายถึงการเลื่อนตำแหน่งของยอดพีค G ว่า สำหรับฟิล์มอะมอร์ฟัสคาร์บอน ถ้าหากยอดพีค G มีการเลื่อนตำแหน่งจาก  $1520 \text{ cm}^{-1}$  ไปยัง  $1600 \text{ cm}^{-1}$  จะหมายถึงการมีแนวโน้มที่จะเกิดผลึกแกรไฟต์ขนาดนาโนภายในฟิล์ม นอกจากนี้ความกว้างของยอดพีค G ณ ตำแหน่งครึ่งความสูง สามารถเชื่อมโยงกับขนาดของแกรไฟต์ เมื่อความกว้างของยอดพีค G มาก ขนาดเกรนของกลุ่มแกรไฟต์จะมีขนาดเล็ก โดยค่าความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G ที่ลดลงจาก  $100$  ถึง  $200 \text{ cm}^{-1}$  ขนาดของกลุ่มแกรไฟต์จะมีขนาดประมาณ  $10$  ถึง  $20 \text{ nm}$  [100], [101] ดังนั้น จะเห็นได้ว่าการเพิ่มฟลักซ์ไอออนสำหรับการเตรียมฟิล์ม a-C:H ทำให้เกิดกลุ่มของแกรไฟต์ขนาดนาโนภายในฟิล์ม ซึ่งส่งผลให้ปริมาณ  $sp^3$  ภายในฟิล์มลดลง และทำให้ฟิล์มมีคุณสมบัติคล้ายแกรไฟต์มากขึ้น



ภาพประกอบ 4.14 สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ศักย์ไบอัสแผ่นฐานแตกต่างกัน

สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ศักย์ไบอัสแตกต่างกันแสดงตามภาพประกอบ 4.14 พบว่าสเปกตรัมรามานทุกเส้นแสดงลักษณะเฉพาะของฟิล์ม a-C:H สเปกตรัมรามานภายใต้ศักย์ไบอัสแผ่นฐาน -160 V ปรากฏคุณลักษณะต่างออกไปจากเงื่อนไขอื่น ๆ คือ ยอดพีคที่ตำแหน่ง  $1377 \text{ cm}^{-1}$  มีความเด่นชัดกว่า ในขณะที่สเปกตรัมภายใต้ศักย์ไบอัสตั้งแต่ -200 V ถึง -500 V มีลักษณะใกล้เคียงกัน สอดคล้องกับค่าอัตราส่วนของ  $I_D/I_G$  ตำแหน่งยอดพีค G และค่าความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G ที่แสดงในภาพประกอบ 4.15 โดยค่า  $I_D/I_G$  และตำแหน่งยอดพีค G มีค่าสูงสุดในกรณีใช้ศักย์ไบอัส -160 V และลดลงอย่างฉับพลันเมื่อใช้ศักย์ไบอัสตั้งแต่ -200 V สำหรับตำแหน่งยอดพีค G ตรงกันข้ามกับค่าความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G ที่มีค่าต่ำสุดเมื่อใช้ศักย์ไบอัส -160 V และมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นอย่างมาก เมื่อใช้ศักย์ไบอัส -200 V กล่าวคือฟิล์ม a-C:H ที่เติบโตภายใต้การใช้ศักย์ไบอัสแผ่นฐานมากกว่า -200 V ปริมาณ  $sp^3$  จะมีแนวโน้มสูงขึ้น และมีคุณสมบัติคล้ายเพชรมากขึ้น

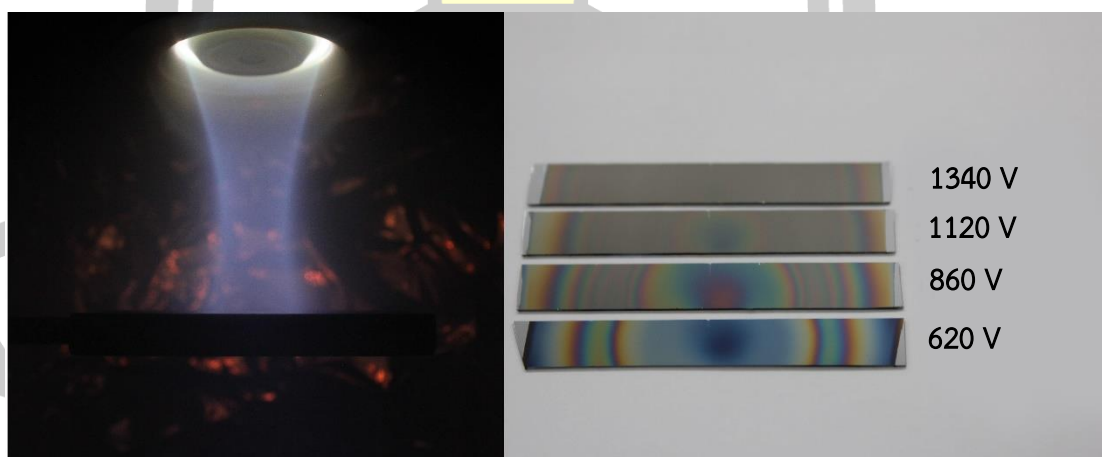


ภาพประกอบ 4.15 อัตราส่วน  $I_D/I_G$  ตำแหน่งยอดพีค G และความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G (G peak FWHM) ของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมภายใต้ศักย์ไบอัสที่แตกต่างกัน

ทั้งนี้ เป็นที่ทราบดีว่าพลังงานของอนุภาคที่เคลื่อนที่ตกกระทบฟิล์มมีอิทธิพลอย่างมากต่อโครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์ม a-C:H [102] ซึ่งโรเบิร์ตสัน [35] ให้คำอธิบายไว้ดังนี้ ศักย์ไบอัสสามารถเร่งไอออนบวกในพลาสมาให้เคลื่อนที่กระทบพื้นผิวฟิล์มด้วยพลังงานที่ผันตรงกับค่าศักย์ไบอัส ไอออนดังกล่าวจะสามารถแยกพันธะ C-H และเข้าแทนที่ทำให้เกิดพันธะ C-C นำไปสู่การเพิ่มขึ้นของสัดส่วนพันธะ  $sp^3$  ในฟิล์ม a-C:H แต่เมื่อศักย์ไบอัสมีค่าสูงเกินไปจะเป็นการทำลายพันธะ C-C ซึ่งส่งผลให้ปริมาณพันธะ  $sp^3$  ในเนื้อฟิล์มมีแนวโน้มลดลง แต่อย่างไรก็ตาม คุณสมบัติของฟิล์ม DLC ขึ้นกับพลังงานไอออนต่ออะตอมของคาร์บอน หากต้องการฟิล์ม DLC ที่ดี คาร์บอนไอออนควรได้รับการเร่งโดยศักย์ 100 V ต่ออะตอม เพื่อให้มีพลังงาน 100 eV ซึ่งจะทำให้ได้ฟิล์มที่มีปริมาณ  $sp^3$  ความแข็ง และความเครียดภายในฟิล์มสูง โดยไอออนของอะเซทิลีน ( $C_2H_n^+$ ) มีคาร์บอน 2 อะตอม เพราะฉะนั้นสำหรับอะเซทิลีนไอออนหรือโมเลกุลอะเซทิลีนจำเป็นต้องการศักย์ไบอัสขั้นต่ำ -200 V สำหรับการก่อตัวเป็นฟิล์ม a-C:H ที่มีปริมาณ  $sp^3/sp^2$  สูง [103] ดังนั้นจึงเห็นได้ว่าเมื่อใช้ศักย์ไบอัสมากกว่า 200 V แนวโน้มสัดส่วน  $sp^3/sp^2$  สูงขึ้นอย่างชัดเจน

#### 4.2.2 การตกสะสมด้วยเทคนิค Focused anode layer ion source

การตกสะสมฟิล์ม a-C:H ด้วยเทคนิค Focused anode layer ion source หรือ FALIS ซึ่งเป็นแหล่งกำเนิดไอออนพลังงานสูง เนื่องจากต้องใช้ศักย์ดิสชาร์จมากกว่า 500 V เพื่อดิสชาร์จและเร่งไอออนในพลาสมาให้พุ่งออกจากแหล่งกำเนิดเอง แน่นนอนว่าอย่างที่ได้กล่าวมาทั้งหมดฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนเป็นพารามิเตอร์สำคัญในการกำหนดโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ดังนั้นจึงเป็นที่น่าสนใจสำหรับการศึกษาอิทธิพลของศักย์ดิสชาร์จของ FALIS ซึ่งเป็นพารามิเตอร์ควบคุมฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนที่ระดมชนและตกสะสมเป็นฟิล์ม a-C:H โดย กำหนดอัตราการไหลแก๊สอะเซทิลีน 4 sccm ความดันขณะเคลือบ 0.33 Pa และปรับศักย์ดิสชาร์จในย่าน 620 V ถึง 1340 V โดยที่แผ่นฐานซิลิกอนต่อลงกราวด์ผลการเคลือบแสดงดังภาพประกอบ 4.16 ลักษณะของพลาสมาที่เกิดขึ้นจะเป็นสีขาวอมเหลืองซึ่งเป็นสเปกตรัมของอะเซทิลีน โดยถูกบีบให้มีขนาดเล็กลงและขยายตัวออกก่อนตกกระทบแผ่นฐานด้วยลักษณะของลำไอออนที่เป็นทรงกระบอก ทำให้ฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยเทคนิคนี้มีลักษณะเป็นวงและมีความไม่สม่ำเสมออย่างมาก ซึ่งจะเห็นความไม่สม่ำเสมออย่างชัดเจนในฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V แต่เมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จสูง 1340 V ฟิล์มที่ได้มีลักษณะเป็นสีน้ำตาลดำและมีความสม่ำเสมอมากขึ้นหากมองด้วยตาเปล่า ดังนั้นต้องใช้เครื่องมือวิเคราะห์ขั้นสูงในการตรวจวัดในแต่ละตำแหน่ง เพื่อศึกษาความแตกต่างของโครงสร้างฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์จากเทคนิคนี้

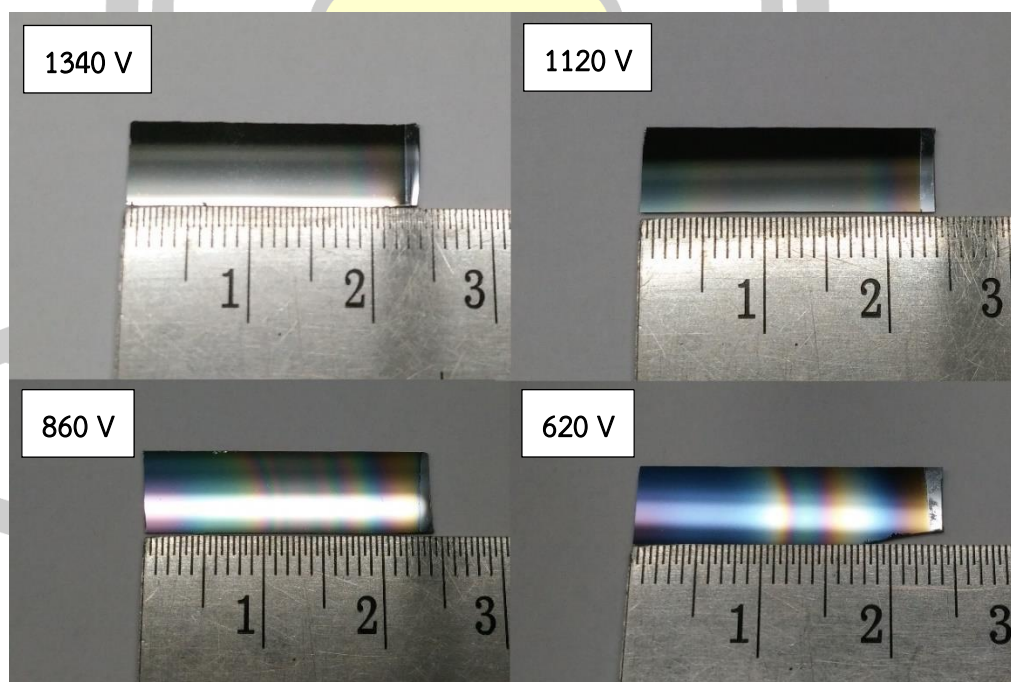


**ภาพประกอบ 4.16** ภาพถ่ายลักษณะของพลาสมาอะเซทิลีนที่ดิสชาร์จโดย Focused anode layer ion source ด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1120 V ที่ความดัน 0.33 Pa และภาพถ่ายลักษณะทางกายภาพของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยเทคนิคนี้

โครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ถูกตรวจสอบโดยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี (Raman spectroscopy) X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS) และ Near edge X-ray absorption fine structure (NEXAFS) นอกจากนี้ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของฟิล์มถูกเปิดเผยโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกราด (Scanning Electron Microscopy) ซึ่งมีรายละเอียดการตรวจวัด ผลการตรวจวัดและวิเคราะห์ในหัวข้อต่อไปนี้

#### 4.2.2.1 การวิเคราะห์ Raman spectroscopy

จากผลการตรวจวัดฟลักซ์ไอออนและภาพถ่ายของฟิล์ม a-C:H แสดงให้เห็นถึงความไม่สม่ำเสมอของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS เพื่อตรวจสอบอิทธิพลของฟลักซ์ไอออนและศักย์ดิสชาร์จต่อโครงสร้างระดับจุลภาคในแต่ละตำแหน่งของฟิล์ม a-C:H โดยในแต่ละศักย์ดิสชาร์จมีการตรวจวัด 5 ตำแหน่ง ดังนี้สำหรับฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ตรวจวัดที่ตำแหน่งห่างจากจุดศูนย์กลางลำไอออน 4 9.5 13.5 17.5 และ 22 mm ตามลำดับ ศักย์ดิสชาร์จ 1120 V ตรวจวัดที่ตำแหน่ง 4 9.5 13.5 17.5 และ 22 mm ตามลำดับ ศักย์ดิสชาร์จ 860 V ตรวจวัดที่ตำแหน่ง 4 9.5 13.5 17.5 และ 22 mm ตามลำดับ สุดท้ายสำหรับศักย์ดิสชาร์จ 620 V ตรวจวัดที่ตำแหน่ง 4 9.5 13.5 17.5 และ 22 mm ตามลำดับ

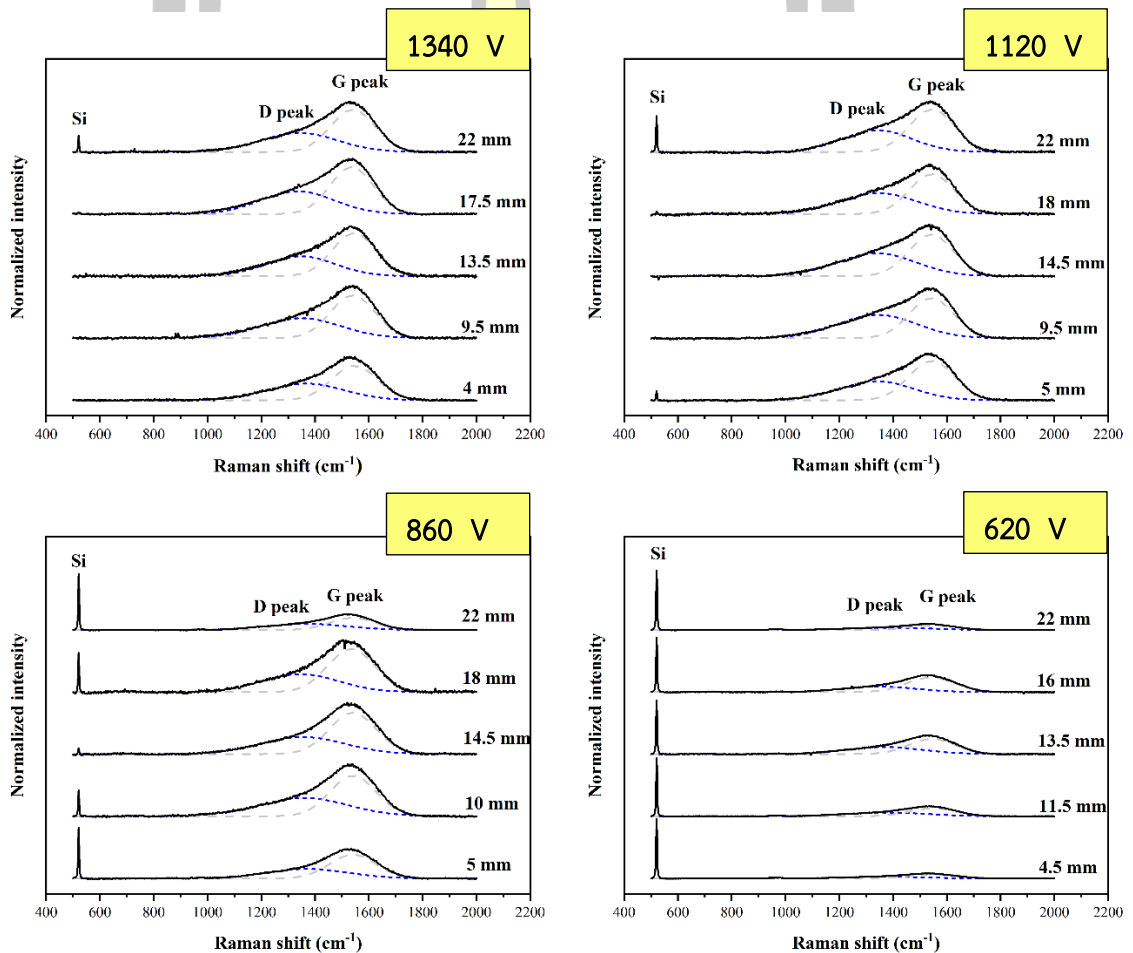


ภาพประกอบ 4.17 ลักษณะของฟิล์มตามตำแหน่งโดยเริ่มที่จุดศูนย์กลางของลำไอออนที่กำเนิดโดย

Focused anode layer ion source



เช่นเดียวกับการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ด้วยเทคนิคดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอร์ริง โครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ได้รับการเปิดเผยโดยเครื่องรามานที่ผลิตจากบริษัท Bruker รุ่น SENTERRA ในการวิเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ซึ่งกำหนดใช้ความยาวแสงเลเซอร์ 532 nm กำลังแสง 12.5 mW ความละเอียด 3 ถึง 5  $\text{cm}^{-1}$  ซึ่งสัดส่วนปริมาณคลัสเตอร์  $\text{sp}^2/\text{sp}^3$  หาได้จากการใช้กระบวนการปรับเส้นโค้ง (curve fitting) ของสเปกตรัมรามานด้วยเส้นโค้งเกาส์เซียนที่มีศูนย์กลางที่ตำแหน่ง  $1350 \text{ cm}^{-1}$  สำหรับ D-peak และที่ตำแหน่ง  $1580 \text{ cm}^{-1}$  สำหรับ G-peak สัดส่วนพื้นที่ใต้เส้นโค้งจะนำไปสู่ค่า  $I_D/I_G$  ซึ่งสามารถใช้บ่งชี้สัดส่วนปริมาณคลัสเตอร์  $\text{sp}^2/\text{sp}^3$  ในฟิล์ม a-C:H ผลการตรวจวัดแสดงดังภาพประกอบ 4.18



**ภาพประกอบ 4.18** สเปกตรัมรามานของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ ซึ่งได้รับการปรับให้ค่าสูงสุดเป็นหนึ่ง นอกจากนี้ยังแสดงเส้นปรับโค้งของพีค D และพีค G โดยแสดงเป็นเส้นประยาวสี่เหลี่ยม และเส้นประสั้นสี่เหลี่ยม ตามลำดับ



จากภาพประกอบ 4.18 แสดงสเปกตรัมการดูดกลืนพลังงานแสงของโครงสร้าง  $sp^2$  และ  $sp^3$  ภายในฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์โดยเทคนิค FALIS ด้วยศักย์ดิสชาร์จย่าน 600 ถึง 1340 V เห็นได้ว่าสเปกตรัมจะปรากฏพีคหลักในช่วงเลขคลื่น 1000 ถึง 1800  $cm^{-1}$  และมีบางเส้นสเปกตรัมปรากฏพีคที่ตำแหน่งศูนย์กลางประมาณ 520  $cm^{-1}$  ซึ่งตรงกับพีคของซิลิกอนลำดับที่หนึ่ง (Si 1<sup>st</sup> order) [103] สำหรับฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ลักษณะของพีคหลักมีความเด่นชัดมากกว่าพีคของซิลิกอน และมีความแตกต่างกันเล็กน้อยในแต่ละตำแหน่งบนแผ่นฟิล์ม เช่นเดียวกันกับการตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1120 V แต่สำหรับฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 820 พีคหลักยังคงเด่นชัดในตำแหน่งตรวจวัด 5 10 14.5 และ 18 mm แต่ตำแหน่งตรวจวัด 22 mm พีคของซิลิกอนจะมีความเด่นชัดมากกว่าพีคหลัก นอกจากนี้ยังสังเกตได้ว่าพีคของซิลิกอนที่ตำแหน่งตรวจวัด 14.5 mm มีความเข้มต่ำสุด และมีค่าสูงขึ้นเมื่อตำแหน่งตรวจวัดเป็น 5 10 18 และ 22 mm บ่งชี้ถึงความไม่สม่ำเสมอของฟิล์ม a-C:H ตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด FALIS โดยชัดเจนอย่างมากสำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V ซึ่งพีคหลักจะมีความเข้มแตกต่างกันอย่างชัดเจน ที่ตำแหน่ง 13.5 mm ที่เป็นจุดที่ความเข้มของฟลักซ์ไอออนสูงสุดมีพีคหลักที่สูงและมีแนวโน้มความเข้มพีคลดลง ณ ตำแหน่ง 11.5 16 4 และ 22 mm โดยตำแหน่งดังกล่าวได้รับการระดมชนด้วยไอออนที่น้อยกว่า

อย่างไรก็ตามหากเปรียบเทียบความเข้มพีคหลักและการปรากฏของพีคซิลิกอน บ่งบอกถึงความหนาของฟิล์ม a-C:H ในรายงานของ Scharf & Singer [104] ได้ระบุว่าเมื่อฟิล์ม DLC หนามากขึ้น จะไม่ปรากฏพีคของซิลิกอนแม้ใช้กำลังแสงรามาณสูง นั้นหมายความว่า ฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V มีความบางมากกว่าฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ในรายงานของ Kahn et al. [105] ได้วัดอัตราการตกสะสมตามแนวรัศมีของ ALIS ซึ่งเขาได้ระบุไว้อย่างชัดเจนว่าที่ตำแหน่งลำพลาสมาจะมีอัตราการตกสะสมสูงกว่าทุก ๆ ตำแหน่ง นั้นหมายถึง ที่ตำแหน่งตรวจวัด 13.5 mm จากจุดศูนย์กลางลำไอออน ฟิล์มจะมีความหนามากที่สุด สอดคล้องกับการพิจารณาความเข้มของพีคซิลิกอนก็สามารถยืนยันได้ว่า สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 820 V หรือแม้กระทั่ง 1340 1120 และ 60 V ฟิล์ม a-C:H ที่ตำแหน่ง 13 ถึง 15 mm มีความหนาสูงสุดในแต่ละเงื่อนไขการตกสะสม ซึ่งตรงกับรายงานของ Scharf & Singer [104]

ทั้งนี้ เป็นเหตุมาจากการใช้ศักย์ดิสชาร์จ 620 V สามารถเหนี่ยวนำอิเล็กตรอนชนอะตอมแก๊สอะเซทิลีนให้แตกตัวเป็นพลาสมาอะเซทิลีนที่มีความเข้มต่ำกว่าการใช้ศักย์ดิสชาร์จ 1340 V (พิจารณาได้จากฟลักซ์ไอออน) นั้นหมายความว่าที่ความดันเดียวกัน การใช้ศักย์ดิสชาร์จสูงๆ จะสามารถให้

กำเนิดไอออนได้มากกว่าตามสมการ  $n_g = n_n + n_i$  ซึ่งตีความได้ว่า เมื่ออะตอมแก๊สอะเซทิลีนอยู่ในสถานะแก๊สและมีความเป็นกลางทางไฟฟ้าจะเฉื่อยต่ออันตรกิริยาทางเคมี จะไม่ตกสะสมเป็นชั้นฟิล์ม a-C:H ดังนั้นจึงสอดคล้องกับที่ได้อธิบายไปก่อนหน้านี้ว่า ฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V มีความบางมากกว่า ฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V (จากการสังเกตระหว่างการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ความดันแก๊สขณะเคลือบจะมีค่าลดลงอยู่ในย่าน 0.2 ถึง 0.3 Pa ซึ่งต่ำกว่าค่าเริ่มแรกที่ตั้งไว้ 0.33 Pa แสดงถึงการหายไปของอะตอมแก๊สอะเซทิลีน โดยการหายไปของแก๊สอะเซทิลีนมีความหมายว่า อะตอมแก๊สอะเซทิลีนเกิดการแตกตัวและตกสะสมกลายเป็นชั้นฟิล์ม a-C:H บนแผ่นฐานและผนังภาชนะสุญญากาศ)

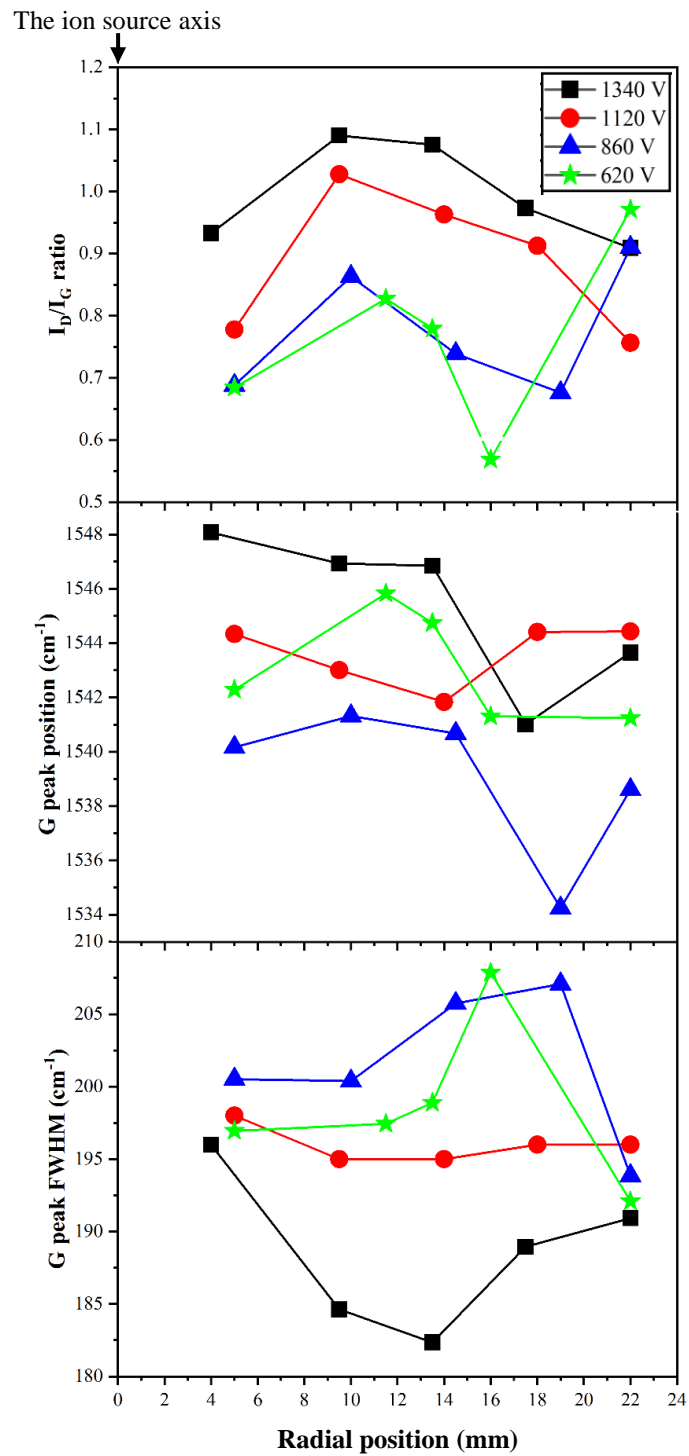
อย่างไรก็ตามแม้สัดส่วน  $sp^2/sp^3$  จะขึ้นอยู่กับความหนาของฟิล์ม [104] แต่เมื่อนำพื้นที่ใต้พีค D หารด้วย พื้นที่ใต้พีค G ที่ได้จากการปรับเส้นโค้ง หรือที่นิยมเรียกว่า สัดส่วน  $I_D/I_G$  ผลที่ได้แตกต่างกันอย่างมาก โดยผลเชิงตัวเลขและแนวโน้มแสดงดังภาพประกอบ 4.19 เป็นที่ทราบกันดีว่าค่าสัดส่วน  $I_D/I_G$  สามารถบ่งชี้แนวโน้มของสัดส่วน  $sp^2/sp^3$  ได้ สำหรับฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V และ 1120 V ค่า  $I_D/I_G$  อยู่ในย่าน 0.75 ถึง 1.1 โดยมีแนวโน้มเริ่มต้นที่ 0.93 และ 0.77 ที่ตำแหน่งตรวจวัด 4 และ 5 mm จากนั้นเพิ่มขึ้นเป็น 1.08 และ 1.02 ในตำแหน่งตรวจวัด 9.5 mm ซึ่งเป็นค่า  $I_D/I_G$  สูงสุด ซึ่งถัดจากตำแหน่งนี้ ค่า  $I_D/I_G$  มีแนวโน้มลดลงอย่างต่อเนื่อง ซึ่งค่า  $I_D/I_G$  ในตำแหน่ง 22 mm มีค่า 0.9 และ 0.75 ตามลำดับ อย่างไรก็ตามสำหรับฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 860 V และ 620 V ค่า  $I_D/I_G$  ในช่วงแรกมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน และสูงสุดประมาณ 0.8 ณ ตำแหน่งการตรวจวัด 10 และ 11.5 mm จากนั้นค่า  $I_D/I_G$  จะลดลงต่ำที่สุด 0.56 จากเงื่อนไขศักย์ดิสชาร์จ 620 V และตำแหน่งการตรวจวัด 16 mm จากนั้นเพิ่มขึ้นอีกครั้งในตำแหน่งตรวจวัด 22 mm ซึ่งสามารถสรุปเบื้องต้นได้ว่า ฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V มีปริมาณคลัสเตอร์  $sp^2$  น้อยกว่าฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จสูงย่าน 1000 V ขึ้นไป อย่างไรก็ตาม จากแนวโน้มของเส้นกราฟจะเห็นได้ว่าที่ตำแหน่งการตรวจวัด 8 mm ฟิล์มปริมาณ  $sp^2/sp^3$  สูง และที่ตำแหน่งการตรวจวัด 15-16 mm ฟิล์มปริมาณ  $sp^2/sp^3$  ต่ำที่สุด ในทุก ๆ เงื่อนไขการตกสะสมฟิล์ม

เมื่อพิจารณาดำแหน่งยอดพีค G พบว่า สำหรับฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ยอดพีค G เลื่อนจากตำแหน่ง  $1548\text{ cm}^{-1}$  (ตำแหน่งตรวจวัด 4 mm) ไปเป็น  $1541\text{ cm}^{-1}$  (ตำแหน่งตรวจวัด 18 mm) และเพิ่มขึ้นอีกครั้งในการตรวจวัดที่ตำแหน่ง 22 mm โดยมีแนวโน้ม

นอกจากนี้ยังพบว่า ยอดพีค G มีการเลื่อนตำแหน่งจาก  $1542 \text{ cm}^{-1}$  ไปยังตำแหน่ง  $1545 \text{ cm}^{-1}$  เช่นเดียวกันกับการเลื่อนของยอดพีค G ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ  $1120 \text{ 860}$  และ  $620 \text{ V}$  ซึ่งตำแหน่งของยอดพีคที่ต่ำที่สุดคือ  $1534 \text{ cm}^{-1}$  (ตำแหน่งการตรวจวัด  $19 \text{ mm}$ ) สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ  $820 \text{ V}$  หากเปรียบเทียบค่าตำแหน่งพีค G โดยรวมของฟิล์มแต่ละเงื่อนไข ตำแหน่งพีค G มีค่าสูงสุด สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ  $1340 \text{ V}$  และยอดพีคมีการเลื่อนตำแหน่งลดลง สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ  $1120 \text{ 620}$  และ  $860 \text{ V}$  ตามลำดับ ในขณะที่ความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G มีค่าอยู่ในช่วง  $182$  ถึง  $205 \text{ cm}^{-1}$  โดยมีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลง 2 แบบ คือ สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ  $1340$  และ  $1120 \text{ V}$  มีแนวโน้มลดลง เมื่อฟิล์มเติบโตภายใต้ฟลักซ์ไอออนสูง (ตำแหน่ง  $13 \text{ mm}$  ถึง  $15 \text{ mm}$  จากจุดศูนย์กลางลำไอออน) ซึ่งค่าความกว้างครึ่งความสูงต่ำกว่าบริเวณที่ตกสะสมด้วยฟลักซ์ไอออนที่ต่ำกว่า การเปลี่ยนแปลงรูปแบบที่ 2 เป็นการเปลี่ยนแปลงสำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ  $860$  และ  $620 \text{ V}$  ในตำแหน่งเริ่มต้น  $4 \text{ mm}$  ค่าความกว้างครึ่งความสูงมีค่า  $196$  ถึง  $200 \text{ cm}^{-1}$  จากนั้นมีแนวโน้มสูงขึ้นและลดลงจนถึงค่าต่ำสุดสำหรับเงื่อนไขการตกสะสมฟิล์มนี้ในตำแหน่ง  $18 \text{ mm}$  และเพิ่มขึ้นอีกครั้งที่ตำแหน่ง  $22 \text{ mm}$

จะเห็นได้ว่าฟลักซ์ไอออนและศักย์ดิสชาร์จ มีผลกระทบต่อค่าสัดส่วน  $I_D/I_G$  การเลื่อนตำแหน่งพีค G และค่าครึ่งความสูงพีค G เป็นอย่างมาก โดยการใช้ศักย์ดิสชาร์จย่าน  $1000 \text{ V}$  ขึ้นไป ทำให้ฟิล์มมีจำนวนคาร์บอนที่จับพันธะแบบวงแหวนต่อจำนวนกลุ่มพันธะแบบโซ่มากขึ้น ซึ่งหมายถึงฟิล์มอาจมีสัดส่วน  $sp^2/sp^3$  สูงขึ้นและมีลักษณะคล้ายแกรไฟต์มากขึ้น และเมื่อลดศักย์ดิสชาร์จต่ำ ย่าน  $600 \text{ V}$  สัดส่วน  $sp^2/sp^3$  มีแนวโน้มลดลงและอาจมีคุณสมบัติของเพชรมากขึ้น

จากข้อสรุปดังกล่าว เห็นได้ว่าการใช้เทคนิครามานสเปกโตรสโคปี สามารถบ่งบอกแนวโน้มสัดส่วน  $sp^2/sp^3$  ได้ แต่ไม่สามารถระบุโครงสร้าง รวมถึงองค์ประกอบของธาตุอื่น ๆ ภายในฟิล์มได้อย่างแท้จริง ในวิทยานิพนธ์นี้จึงได้มีการนำฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์โดยเทคนิค FALIS ไปตรวจวัดด้วยเทคนิค XPS และ NEXAFS ที่ความละเอียดในการวัด และสามารถบ่งบอกปริมาณ  $sp^2$  รวมถึงองค์ประกอบของธาตุอื่น ๆ ภายในฟิล์มได้อย่างแม่นยำ



ภาพประกอบ 4.19 อัตราส่วน  $I_D/I_G$  ตำแหน่งยอดพีค G และความกว้างครึ่งความสูงของยอดพีค G (G peak FWHM) ของฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ FALIS ต่างกัน

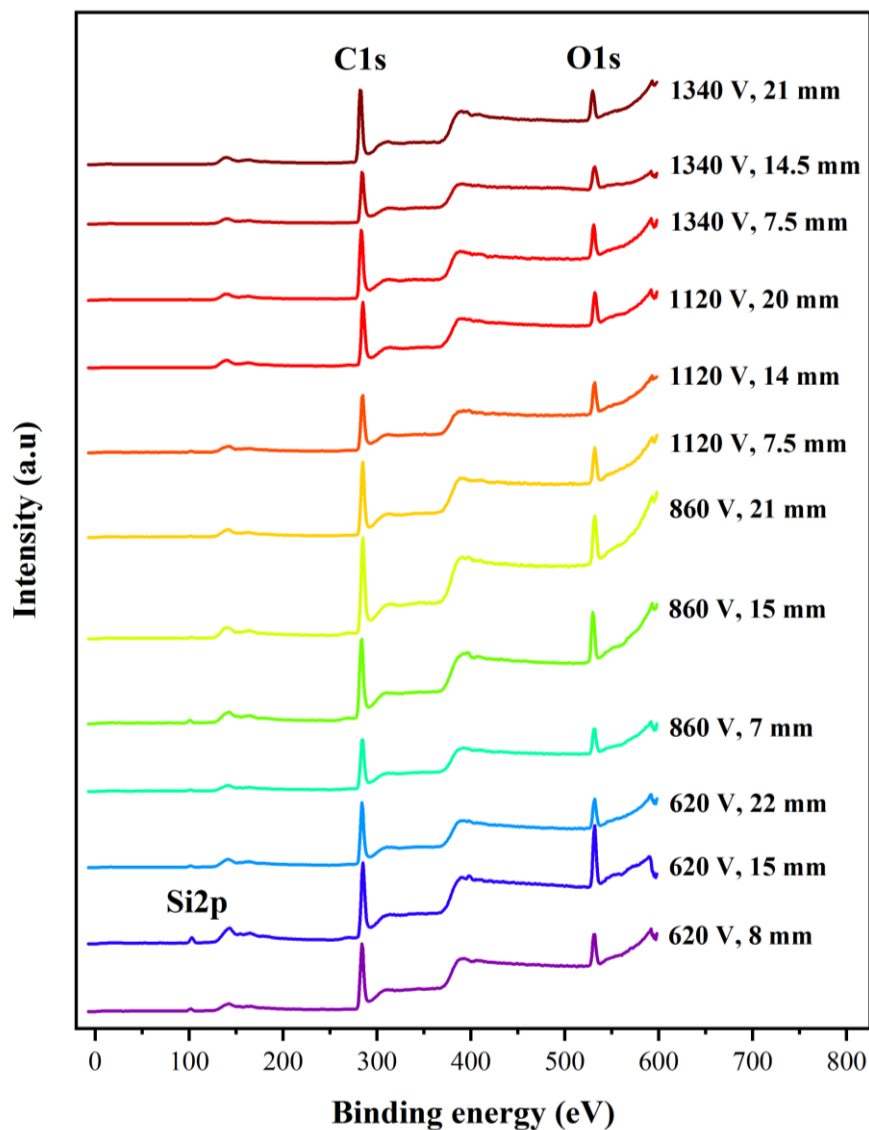
#### 4.2.2.2 การวิเคราะห์ X-ray Photoelectron Spectroscopy

เทคนิค X-ray Photoelectron Spectroscopy หรือ XPS ได้รับความนิยมในการใช้ตรวจวัดเปอร์เซ็นต์ของธาตุภายในฟิล์มหรือวัสดุที่สังเคราะห์โดยเฉพาะนักวัสดุศาสตร์และกลุ่มนักวิจัยต่าง ๆ เนื่องจากสามารถบ่งบอกพลังงานยึดเหนี่ยวอิเล็กตรอน โดยใช้รังสีเอกซ์ในการกระตุ้นผิววัสดุทำให้เกิดโฟโตอิเล็กตรอน ซึ่งจะถูกรวบรวมด้วยอุปกรณ์ตรวจจับค่าพลังงานจลน์ และสามารถนำไปหาค่าพลังงานยึดเหนี่ยวของอิเล็กตรอนภายในอะตอม นอกจากนี้ปริมาณโฟโตอิเล็กตรอนที่หลุดออกจากผิววัสดุจะบ่งบอกถึงปริมาณของธาตุและพันธะอะตอมได้

การตรวจวัดโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ด้วยเทคนิค XPS ได้ใช้บริการที่สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) จัหวัดนครราชสีมาประเทศไทย โดยใช้สถานีลำแสง 3.2a โดยเริ่มต้นฟิล์ม a-C:H ได้รับการสัปเดตผิวหน้าเพื่อความสะอาดและขจัดชั้นออกไซด์ ด้วยอาร์กอนไอออนที่ถูกเร่งด้วยศักย์ 1000 V เป็นเวลา 1 นาที จากนั้นชิ้นงานจะถูกส่งต่อไปยังภาชนะสุญญากาศหลักเพื่อตรวจวัด สำหรับการวัด XPS จะกำหนดการวัดเป็น 2 รูปแบบ คือ การวัดแบบหยาบ (Survey scan) และการวัดเฉพาะธาตุคาร์บอน (Carbon scan) ซึ่งจะใช้อะลูมิเนียมในการกำเนิดรังสีเอกซ์พลังงานเดี่ยว 1486.7 eV (Al K $\alpha$ ) การวัดแบบหยาบสัญญาณจะถูกตรวจวัด 1 eV และวัดในช่วงพลังงานยึดเหนี่ยว 40 eV ถึง 600 eV การตรวจวัดเฉพาะธาตุคาร์บอนจะวัดสัญญาณในทุก ๆ 0.2 eV ซึ่งกำหนดช่วงการวัดประมาณ 240 eV ถึง 350 eV

จากการใช้เทคนิค XPS ตรวจวัดฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมโดยเทคนิค FALIS แบบหยาบ พบว่าสเปกตรัม XPS มีลักษณะตามภาพประกอบ 4.20 แสดงให้เห็นอิเล็กตรอนที่มีระดับพลังงานยึดเหนี่ยว  $285 \pm 1$  ซึ่งตรงกับ C1s [106] และระดับพลังงานยึดเหนี่ยว  $533 \pm 1$  ซึ่งตรงกับพลังงานยึดเหนี่ยวอิเล็กตรอนของ O1s [107] ในทุก ๆ เงื่อนไขการตกสะสมฟิล์ม a-C:H ซึ่งหมายความว่าที่ผิวฟิล์ม a-C:H ทุกเงื่อนไขมีธาตุคาร์บอนและออกซิเจนเจืออยู่ ซึ่งออกซิเจนอาจเป็นสาเหตุให้เกิดออกซิเดชันเมื่อฟิล์มถูกใช้งานเกี่ยวกับการเสียดสี [108] นอกจากนี้ยังพบอิเล็กตรอนที่มีพลังงานยึดเหนี่ยวในช่วง  $101 \pm 1$  eV ซึ่งตรงกับอิเล็กตรอนของซิลิกอนในระดับชั้นพลังงาน 2p หรือ Si2p [109] สำหรับเงื่อนไขการตกสะสมฟิล์ม a-C:H ด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 1120 ปริมาณอิเล็กตรอนของ Si2p มีปริมาณน้อยมากเครื่องตรวจจับจึงไม่ตรวจวัดได้ แต่สำหรับเงื่อนไขการดิสชาร์จ 860 V และ 620 V สามารถสังเกตเห็นพีค Si2p ได้ ซึ่งเป็นธาตุองค์ประกอบของแผ่นฐาน นั่นหมายความว่าฟิล์ม a-C:H มีความบางมาก เนื่องจากเทคนิค XPS สามารถตรวจวัดองค์ประกอบของพื้นผิวในระดับ  $100 \text{ \AA}$

เท่านั้น ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี การตรวจพบธาตุออกซิเจนภายในฟิล์ม a-C:H อาจส่งผลคุณสมบัติของฟิล์ม แต่ทั้งนี้ในงานวิจัยนี้ไม่ได้มุ่งเน้นศึกษาคุณสมบัติทางกลหรือคุณสมบัติด้านไดรบอลอจี แต่จะมุ่งเน้นเกี่ยวกับพันธะทางเคมีที่อะตอมคาร์บอนก่อกับคาร์บอน คาร์บอนกับไฮโดรเจน และคาร์บอนกับออกซิเจน และอื่น ๆ เป็นหลัก ดังนั้นเพื่อศึกษาพันธะทางเคมีของคาร์บอนกับธาตุที่ประกอบอยู่ในฟิล์ม a-C:H จึงได้มีการตรวจวัดแบบละเอียดดังรายละเอียดที่ได้กล่าวไปก่อนหน้านี้



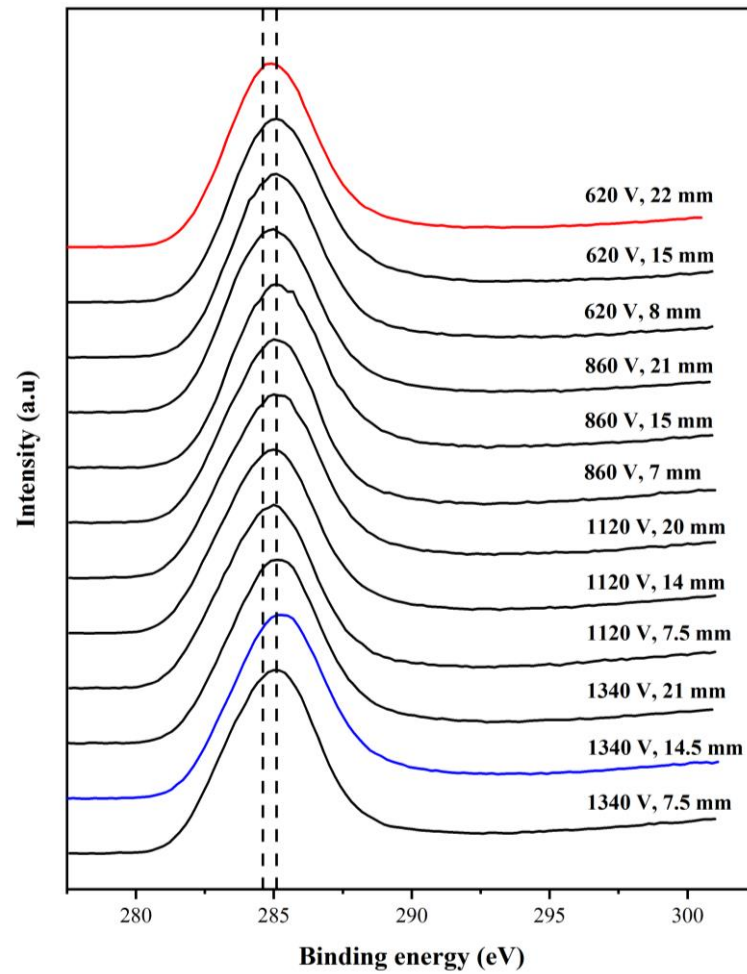
ภาพประกอบ 4.20 สเปกตรัม XPS ของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ชื่อเส้นสเปกตรัมขึ้นต้นด้วยศักรยดิสซาร์จและตามด้วยตำแหน่งการตรวจวัด XPS



การตรวจวัดแบบละเอียดทำให้สามารถเข้าใจพันธะทางเคมี และจำนวนของพันธะเหล่านี้ที่เกิดขึ้นได้ ภาพประกอบ 4.21 แสดงสเปกตรัม XPS ของคาร์บอน C1s ที่ได้รับการลบพื้นหลัง (background) โดยใช้ฟังก์ชัน Shirley เป็นเส้นฐาน พบว่า สเปกตรัมประกอบด้วยพีคหลักที่มีจุดศูนย์กลางพีคที่ประมาณ 284.4 eV และฐานพีคมีความกว้างจาก 280.0 ถึง 290.0 eV ซึ่งถือเป็นพีคที่กว้างมากหากเทียบกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ [107], [110]–[113] นอกจากนี้รูปร่างของพีคแตกต่างกันออกไปในแต่ละเงื่อนไขการตกสะสมและตำแหน่งการตรวจวัด เช่น เงื่อนไขการดิสชาร์จ 1340 V ตำแหน่งการตรวจวัด 14.5 mm (เส้นสีน้ำเงิน) รูปร่างของพีคมีความไม่สมมาตร จุดยอดของพีคที่ตำแหน่งพลังงานยึดเหนี่ยว 285 eV ซึ่งเป็นระดับพลังงานยึดเหนี่ยวที่แสดงถึงการมีอยู่ของพันธะ C-C หรือ  $sp^3$  หมายความว่าฟิล์มที่ตกสะสมด้วยเงื่อนไขนี้อาจมีปริมาณ  $sp^3$  สูง ในทางกลับกัน เงื่อนไขการดิสชาร์จ 620 V ตำแหน่งการตรวจวัด 22 mm รูปร่างของพีคค่อนข้างสมมาตร ยอดพีคที่ตำแหน่งประมาณ 284.5 eV ตรงกับการมีอยู่ของพันธะ C=C หรือ  $sp^2$  แสดงให้เห็นว่าในแต่ละเงื่อนไขการตกสะสมและตำแหน่งการตรวจวัด แสดงให้เห็นว่าฟิล์มอาจมีส่วน  $sp^2$  สูง ในฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักดิสชาร์จ 620 V ที่ตำแหน่งตรวจวัด 22 mm อย่างไรก็ตามหากพิจารณาสเปกตรัมทั้งหมด จะเห็นได้ว่าสเปกตรัมมีความแตกต่างกัน ซึ่งอาจบ่งชี้ถึงโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ที่มีความแตกต่างกัน เพื่อศึกษาความแตกต่างนี้ จำเป็นต้องมีการปรับเส้นโค้งหรือ peak fitting สเปกตรัม C1s ทั้งหมด เพื่อเปิดเผยพันธะของคาร์บอนและจำนวนพันธะภายในฟิล์ม a-C:H ซึ่งแสดงการปรับเส้นโค้งในหัวข้อที่ 3.3 และสเปกตรัมที่ผ่านการปรับเส้นโค้ง แสดงดังภาพประกอบ 4.22

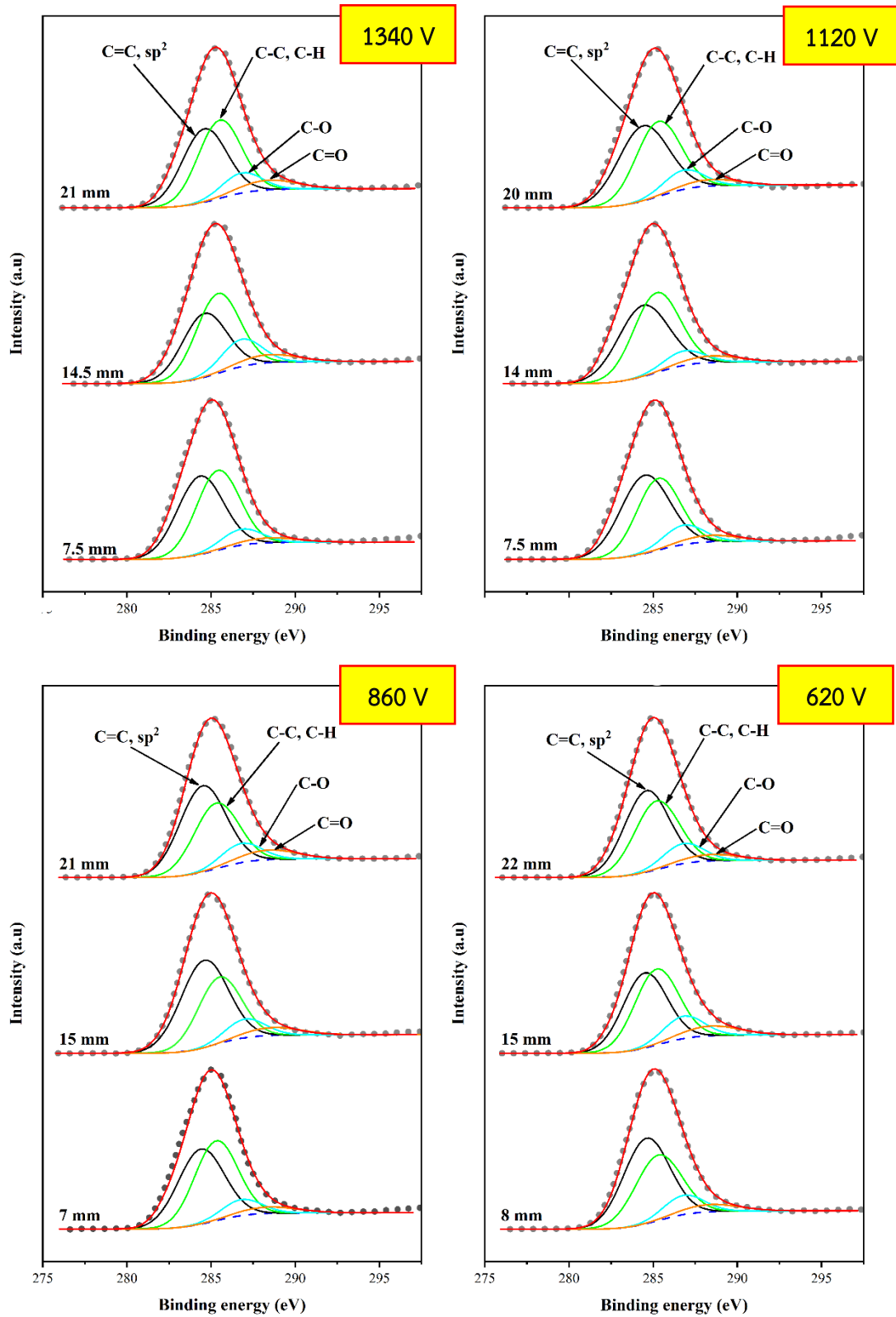






ภาพประกอบ 4.21 แสดงสเปกตรัม XPS ของ C1s ที่ตรวจวัดได้จากฟิล์ม a-C:H ซึ่งสังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ชื่อสเปกตรัมแต่ละเส้นแทนด้วย ศักย์ดิสชาร์จและตำแหน่งการตรวจวัดบนฟิล์ม



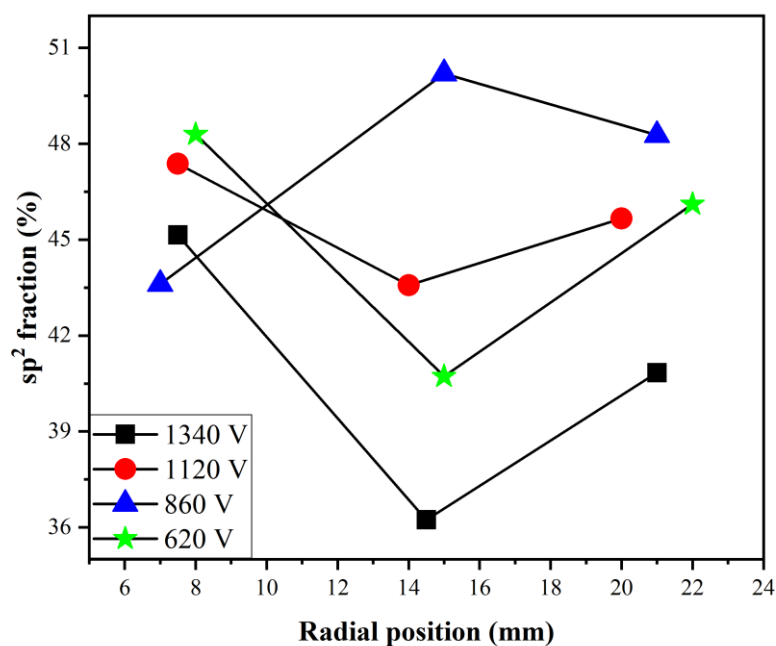


ภาพประกอบ 4.22 สเปกตรัมของ C1s ที่ตรวจวัดแบบละเอียด ซึ่งได้รับการปรับเส้นโค้งและฐานใช้  
เส้นฐานเป็นฟังก์ชัน Shirley (เส้นประสีน้ำเงิน)

เมื่อผ่านการปรับเส้นโค้ง สเปกตรัมหลักนี้ครอบคลุมสเปกตรัมย่อยที่แสดงพันธะของคาร์บอน คือ ที่ตำแหน่งพลังงานยึดเหนี่ยว 284.5 และ 285.1 eV สอดคล้องกับพลังงานยึดเหนี่ยวอิเล็กตรอนของ C=C หรือ  $sp^2$  และ C-C หรือ  $sp^3$  ตามลำดับ [114] ซึ่งแสดงด้วยเส้นโค้งสีดำและเส้นสีเขียวแบบประจักษ์ว่า อย่างไรก็ตามฟิล์ม a-C:H มีไฮโดรเจนเป็นองค์ประกอบหลัก ซึ่งพีกที่แสดงพันธะไฮโดรเจนตรงกับพลังงานยึดเหนี่ยว 285.9 eV [115] ซึ่งถูกครอบงำด้วยพีกของ C-C และทำให้ไม่สามารถบอกรายละเอียดของพันธะ C-H ภายในฟิล์มได้ นอกจากนี้ยังพบพีกที่มีความเข้มพีกต่ำและมีจุดศูนย์กลางพีกที่ประมาณ 286.8 และ 288.4 eV ที่สอดคล้องกับพลังงานยึดเหนี่ยวอิเล็กตรอนของพันธะ C-O และ C=O [111] แสดงด้วยเส้นโค้งสีฟ้าและเส้นสีส้มแบบประจักษ์ว่า พันธะเหล่านี้ปรากฏอยู่บนสเปกตรัมของฟิล์ม a-C:H ในทุก ๆ เงื่อนไขการสังเคราะห์ เพื่อหาปริมาณและสัดส่วนของ  $sp^2$  และ  $sp^3$  รวมถึงธาตุอื่น ๆ ภายในฟิล์ม a-C:H ซึ่งเป็นตัวแปรสำคัญในการกำหนดคุณสมบัติของฟิล์ม พื้นที่ใต้เส้นโค้งของแต่ละพันธะจะถูกนำมาคำนวณและคิดเป็นสัดส่วน โดยแสดงข้อมูลเชิงตัวเลขในตารางที่ 4.2

**ตารางที่ 4.2** แสดงสัดส่วนของคาร์บอนและออกซิเจนบนผิวฟิล์ม a-C:H

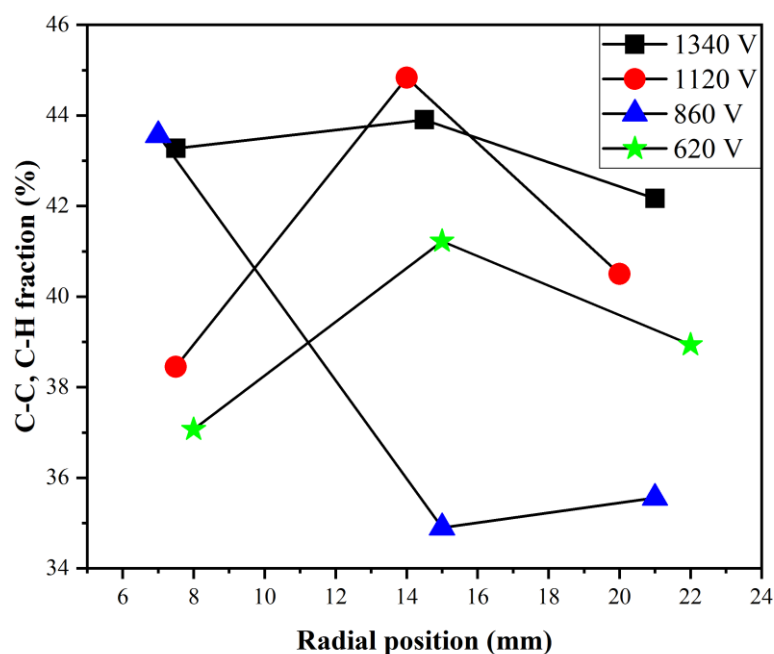
Discharge potential (V)	Position (mm)	% C=C	% C-C	% C-O	% C=O
1340	7.5	45.14	43.27	8.10	3.48
1340	14.5	36.24	43.90	13.97	5.89
1340	21	40.84	42.17	10.07	6.92
1120	7.5	47.37	38.45	9.59	4.58
1120	14	43.58	44.83	7.08	4.51
1120	20	45.66	40.50	9.37	4.47
860	7	43.61	43.56	8.15	4.67
860	15	50.20	34.90	9.33	5.57
860	21	48.27	35.56	9.42	6.75
620	8	48.30	37.07	9.52	5.12
620	15	40.73	41.22	11.18	6.87
620	22	46.11	38.94	10.25	4.70



ภาพประกอบ 4.23 แสดงสัดส่วน  $sp^2$  ภายในฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ซึ่งสัญลักษณ์สี่เหลี่ยมสีดำ จุดสีแดง สามเหลี่ยมสีน้ำเงิน และรูปดาวสีเขียวอ่อน แสดงสัดส่วน  $sp^2$  ในฟิล์มตำแหน่งต่าง ๆ ที่ตกสะสมด้วยศักย์อิสระชาร์จ 1340 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ

สัดส่วน  $sp^2$  ได้จากการคำนวณโดยใช้พื้นที่ใต้พีค C=C หรือ  $sp^2$  ทหารด้วยพื้นที่พีคทั้งหมด และคูณ 100 ทำให้สามารถหาอัตราส่วน  $sp^2$  ภายในฟิล์ม a-C:H ได้ ซึ่งมีแนวโน้มตามภาพประกอบ 4.23 จากกราฟจะเห็นว่า สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์อิสระชาร์จ 1340 V ค่าสัดส่วน  $sp^2$  (แทนด้วยสี่เหลี่ยมสีดำ) ในทุก ๆ ตำแหน่งการตรวจวัด สัดส่วน  $sp^2$  ต่ำ 36% ถึง 45% และเมื่อลดศักย์อิสระชาร์จเป็น 1120 V (แทนด้วยจุดสีแดง) ค่าสัดส่วน  $sp^2$  มีค่าแนวโน้มสูงขึ้น อยู่ในย่าน 43% ถึง 47% เมื่อลดศักย์อิสระชาร์จเป็น 860 V (แทนด้วยสามเหลี่ยมสีน้ำเงิน) สัดส่วนของ  $sp^2$  มีค่า 43% ถึง 50% และสุดท้ายฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์อิสระชาร์จ 620 V สัดส่วน  $sp^2$  มีค่า 40% ถึง 49% ซึ่งจะเห็นได้ว่า สัดส่วน  $sp^2$  เฉลี่ยภายในฟิล์มมีแนวโน้มสูงขึ้นเมื่อใช้ศักย์อิสระชาร์จจาก 1340 V เป็น 620 V ในขณะเดียวกัน สัดส่วนของพันธะ C-C หรือ  $sp^3$  ภายในฟิล์ม a-C:H แสดงดังภาพประกอบ 4.24 โดย สัดส่วน  $sp^3$  มีค่าในช่วง 42% ถึง 44% สำหรับเงื่อนไขการใช้ศักย์อิสระชาร์จ 1340 V และมีแนวโน้มลดลงเป็น 38% ถึง 45% 35% ถึง 44% และ 37% ถึง 41% สำหรับการใช้ศักย์อิสระชาร์จ 1120 860

และ 620 V ตามลำดับ ซึ่งมีค่าแตกต่างกันในแต่ละตำแหน่งตรวจวัด แต่สัดส่วน  $sp^3$  มีค่าสูงที่ตำแหน่งการตรวจวัด 14 ถึง 15 mm ในทุก ๆ เงื่อนไขการตกสะสม สอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิครามานสเปคโตรสโคปี จากข้อมูลเหล่านี้ทำให้ยืนยันได้ว่า โครงสร้างภายในฟิล์ม a-C:H มีความไม่สม่ำเสมอ เนื่องมาจากการกระจายตัวของฟลักซ์ไอออนอย่างชัดเจน



**ภาพประกอบ 4.24** แสดงสัดส่วน  $sp^3$  ภายในฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ซึ่งสัญลักษณ์สี่เหลี่ยมสีดำ จุดสีแดง สามเหลี่ยมสีน้ำเงิน และรูปดาวสีเขียวอ่อน แสดงสัดส่วน  $sp^3$  ในฟิล์มตำแหน่งต่าง ๆ ที่ตกสะสมด้วยศักย์อิสระจาง 1340 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ

นอกจากนี้ ภายใต้การระดมชนด้วยไอออนพลังงานสูงในระหว่างตกสะสมฟิล์มจึงทำให้เกิดความร้อนสะสมบนแผ่นฐานและเนื้อฟิล์ม เมื่อตกสะสมฟิล์มเสร็จสิ้นได้มีการนำฟิล์มออกจากภายในสุญญากาศทันที นำมาสู่การออกซิเดชันของฟิล์ม a-C:H ด้วยเทคนิค XPS จึงสามารถตรวจพบธาตุออกซิเจนที่ทำพันธะกับคาร์บอน ในรูปแบบ C-O และ C=O ที่แสดงในตารางที่ 4.2 โดยมีปริมาตรเฉลี่ย 10% และ 5% สำหรับพันธะ C-O และ C=O ตามลำดับ แต่สำหรับปริมาณของพันธะ C-H ไม่สามารถระบุปริมาณได้ เนื่องจากการตกสะสมฟิล์ม a-C:H ด้วยเทคนิค FALIS มีปริมาณไฮโดรเจนน้อยมาก ดังนั้นการใช้เทคนิค XPS บ่งบอกปริมาณพันธะ C-H จึงมีความไม่แม่นยำ เพราะเกิดโฟโต

อิเล็กตรอนของไฮโดรเจนน้อย (ไฮโดรเจนมีอิเล็กตรอนเพียง 1 ตัวเท่านั้น) ทำให้ยากต่อการตรวจจับ ดังนั้นปริมาณพันธะ C-H ที่แสดงในตารางจึงเป็นเพียงปริมาณสมมุติ เพื่อระบุว่าภายในฟิล์มมีองค์ประกอบของไฮโดรเจน เพื่อยืนยันและสนับสนุนข้อมูลจากเทคนิค XPS จึงต้องมีการใช้เครื่องมือวิเคราะห์ Near Edge X-ray Absorption Fine Structure หรือ NEXAFS เพื่อวิเคราะห์หาปริมาณ  $sp^2$   $sp^3$  และไฮโดรเจน เพื่อที่จะสามารถระบุโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ได้อย่างถูกต้องและแม่นยำมากขึ้น

#### 4.2.2.3 การวิเคราะห์ Near Edge X-ray Absorption Fine Structure

แม้ว่าเทคนิครามานสเปกโทรสโกปี และ XPS จะเป็นเทคนิคที่นิยมใช้และสามารถระบุถึงแนวโน้มของสัดส่วน  $sp^2/sp^3$  ภายในฟิล์มได้ แต่ยังมีอีกหนึ่งเทคนิคที่สามารถระบุสัดส่วน  $sp^2$  และไฮโดรเจนภายในฟิล์มได้อย่างแม่นยำ คือ Near Edge X-ray Absorption Fine Structure หรือ NEXAFS

NEXAFS เป็นเทคนิคที่สามารถวัดข้อมูลลึกลงไปจากผิวในระดับนาโนเมตร การตรวจวัดด้วยเทคนิคนี้มีความไวต่อความเสมอกันของอะตอมของคาร์บอน เนื่องจากแสงซินโครตรอน (synchrotron light หรือ synchrotron radiation, SR) จะถูกดูดกลืนเมื่อมีการกระตุ้นอิเล็กตรอนหลักเข้าสู่สถานะที่ว่าง โดยสอดคล้องกับขอบการดูดกลืนแสง (เช่น K-edge) ทำให้สามารถระบุพันธะและสถานะของไฮโดรโดเซชันอะตอมคาร์บอนบริเวณผิวได้สำหรับฟิล์ม a-C:H สเปกตรัมได้ถูกแบ่งออกเป็นโครงสร้างสองส่วนหลักที่มีต้นกำเนิดจากออร์บิทัล  $\pi^*$  และ  $\sigma^*$  [71] ซึ่งเทคนิคนี้ได้รับการยอมรับว่าเป็นวิธีที่มีประสิทธิภาพในการหาปริมาณ  $sp^2$  ของฟิล์มดังนั้นเพื่อศึกษาอิทธิพลของพลาสมาไอออนและศักย์ดิสชาร์จที่มีผลต่อโครงสร้างของฟิล์ม a-C:H อย่างละเอียดละน่าเชื่อถือได้ จึงได้นำฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์โดย FALIS ไปตรวจวัดด้วยเทคนิคนี้ เพื่อระบุปริมาณ  $sp^2$  และไฮโดรเจนภายในฟิล์มตามตำแหน่งที่ 7 15 และ 21 mm จากจุดศูนย์กลางลำไอออน

การตรวจวัดด้วยเทคนิค NEXAFS ได้ใช้บริการที่สถาบันวิจัยแสงซินโครตรอน (องค์การมหาชน) จังหวัดนครราชสีมาประเทศไทย โดยใช้สถานีลำแสง 3.2a แหล่งกำเนิดสามารถผลิตแสงครอบคลุมช่วงพลังงาน 40 ถึง 1040 eV ที่กำลังแยก 10,000 แหล่งกำเนิดแสงซินโครตรอนถูกออกแบบและเก็บแสงเป็นวงแหวนซึ่งสามารถใช้พลังงานลำแสงได้ถึง 1.2 GeV รายละเอียดข้อกำหนดและประสิทธิภาพของเส้นทางลำเรียงแสงสามารถดูรายละเอียดเพิ่มเติมได้ [69] สเปกตรัม NEXAFS ถูกวัดในรูปแบบการรวมของอิเล็กตรอนที่เกิดขึ้น (TEY) ที่มุมตกกระทบของ  $60^\circ$  และโพลา



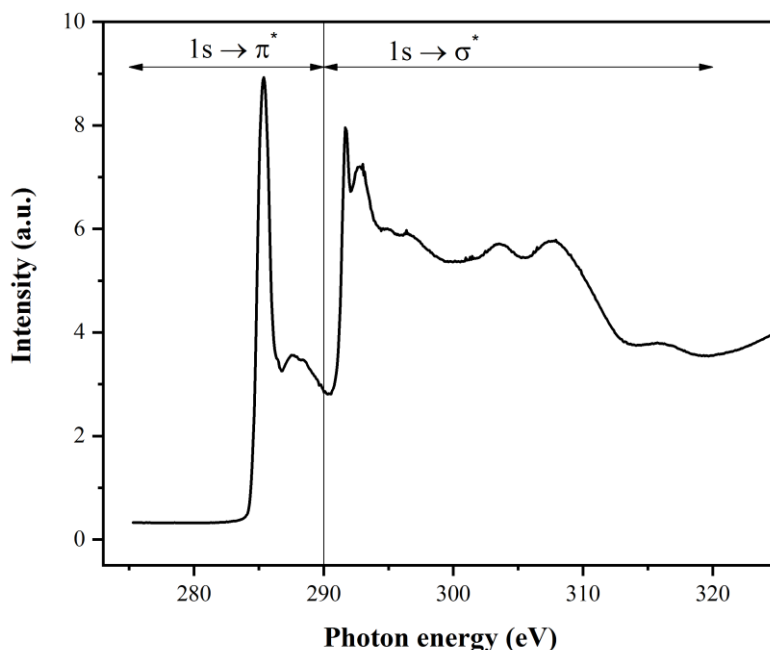
ไรเซชันของแสงนั้นขนานกับพื้นผิว (s-polarization) ที่มุมของแสงใด ๆ นั้นทำให้โพลาไรซ์ X-ray ไม่มีอิทธิพลต่อการตรวจวัดความเข้มของลำแสงโฟตอนตกกระทบ ( $I_0$ ) ถูกตรวจสอบด้วยตาข่ายทองคำที่วางไว้ด้านหน้าตัวอย่างเพื่อปรับสัญญาณ TEY ให้มีค่าสูงสุดโดย  $I_0$  (normalized by  $I_0$ ) ความละเอียดในการวัดประมาณ 0.5 eV ซึ่งตรวจวัดธาตุคาร์บอนที่ชั้นพลังงาน K (C K-edge) ในช่วงพลังงานที่ 270 eV ถึง 320 eV โดยสัญญาณจะได้รับการบันทึกพลังงานทุก ๆ 1 eV ซึ่งปริมาณ  $sp^2$  ถูกประเมินจากยอด  $\pi^*$  ของสเปกตรัม C K-edge ตามขั้นตอนที่ให้แสดงไว้ในงานวิจัยของ [116]-[118]

เมื่อได้สเปกตรัม C K-edge มาแล้ว การหาปริมาณ  $sp^2$  ภายในฟิล์ม a-C:H จำเป็นต้องมีการปรับเส้นโค้งด้วยโปรแกรม Marco Excel ใช้พื้นหลัง (Background) จะใช้ฟังก์ชัน Arctan ในการสร้างเส้น ionization และกำหนดจำนวนพีค 11 พีคที่อาจจะปรากฏอยู่ในสเปกตรัมของฟิล์ม a-C:H

โดยทั่วไป การตรวจวัดด้วยเทคนิค NEXAFS สเปกตรัมของ C K-edge ถูกแยกออกเป็นโครงสร้างหลัก 2 โครงสร้าง คือการสั่นพ้องที่ 284.6 eV เกี่ยวข้องกับการเปลี่ยน  $C 1s \rightarrow \pi^*$  ( $C=C$ ) หรือ  $sp^2$  รวมถึงการสั่นของสถานะ  $\pi^*$  ( $C\equiv C$ ) อย่างไรก็ตามพีคนี้สังเกตแทบจะไม่ปรากฏในสเปกตรัมของเพชรเนื่องจากเพชรประกอบด้วยอะตอมคาร์บอน  $sp^3$  เท่านั้น [119] ในส่วนโครงสร้างหลักอีกหนึ่งอย่าง คือ โครงสร้างของขอบพลังงานสูงจาก 288.6 ถึง 320.0 eV เกี่ยวข้องกับการเปลี่ยน  $C 1s \rightarrow \sigma^*$  ( $C-C$ ) ที่เกิดจากการผสมกันคาร์บอน  $sp$   $sp^2$  และ  $sp^3$  ดังภาพประกอบ 4.26 ซึ่งจะบ่งชี้ถึงโครงสร้างที่หลากหลายของฟิล์มอะมอร์ฟัสคาร์บอนที่มีปริมาณ  $sp^2$  และ  $sp^3$  แตกต่างกันในฟิล์มแต่ละชนิดและเทคนิคการสังเคราะห์นอกจากนี้พีคที่ประมาณ 286.6 eV เกิดจากสถานะ  $\sigma^*$  ( $C-H$ ) ซึ่งบ่งบอกถึงความสัมพันธ์ระหว่างอะตอมของคาร์บอนและไฮโดรเจนในโครงสร้างพื้นฐานของฟิล์ม a-C:H ซึ่งความเข้มของพีค  $\sigma^*$  ( $C-H$ ) นั้นมีความสัมพันธ์อย่างใกล้ชิดกับปริมาณไฮโดรเจนที่ประเมินจากเทคนิค Elastic Recoil Detection Analysis (ERDA) และ Rutherford backscattering (RBS) อย่างไรก็ตามสถานะ  $\sigma^*$  ( $C-C$ ) ที่เห็นได้ชัดอาจอยู่ที่ประมาณ 288.8 eV อาจถูกแทนที่ด้วยสถานะ  $\sigma^*$  ( $C-H$ ) เมื่อเกิดกระบวนการไฮโดรจิเนชันซึ่งนำไปสู่การสูญเสียพันธะ  $\sigma^*$  ( $C-C$ ) นอกจากนี้การมีอะตอมของออกซิเจนภายในระบบสุญญากาศ อาจทำให้ออกซิเจนเกิดพันธะทางเคมีกับคาร์บอนในรูปของ  $\pi^*$  ( $C=O$ ) และ  $\sigma^*$  ( $C-O$ ) ในช่วงพลังงานโฟตอน 286.0 ถึง 290.0 eV และ 305.0 eV [76], [120] ภายหลังจากที่สเปกตรัมได้รับการปรับเส้นฐานด้วยฟังก์ชัน



Arctan จะถูกย่อยออกเป็นพีคย่อย ซึ่งแสดงความเฉพาะของแต่ละพันธะในรูปแบบพีคระฆังคว่ำ (Gaussian peak) [117], [121]



#### ภาพประกอบ 4.25 สเปกตรัม NEXAFS ของแกรไฟต์ซึ่งได้จากสถาบันวิจัยซินโครตรอน

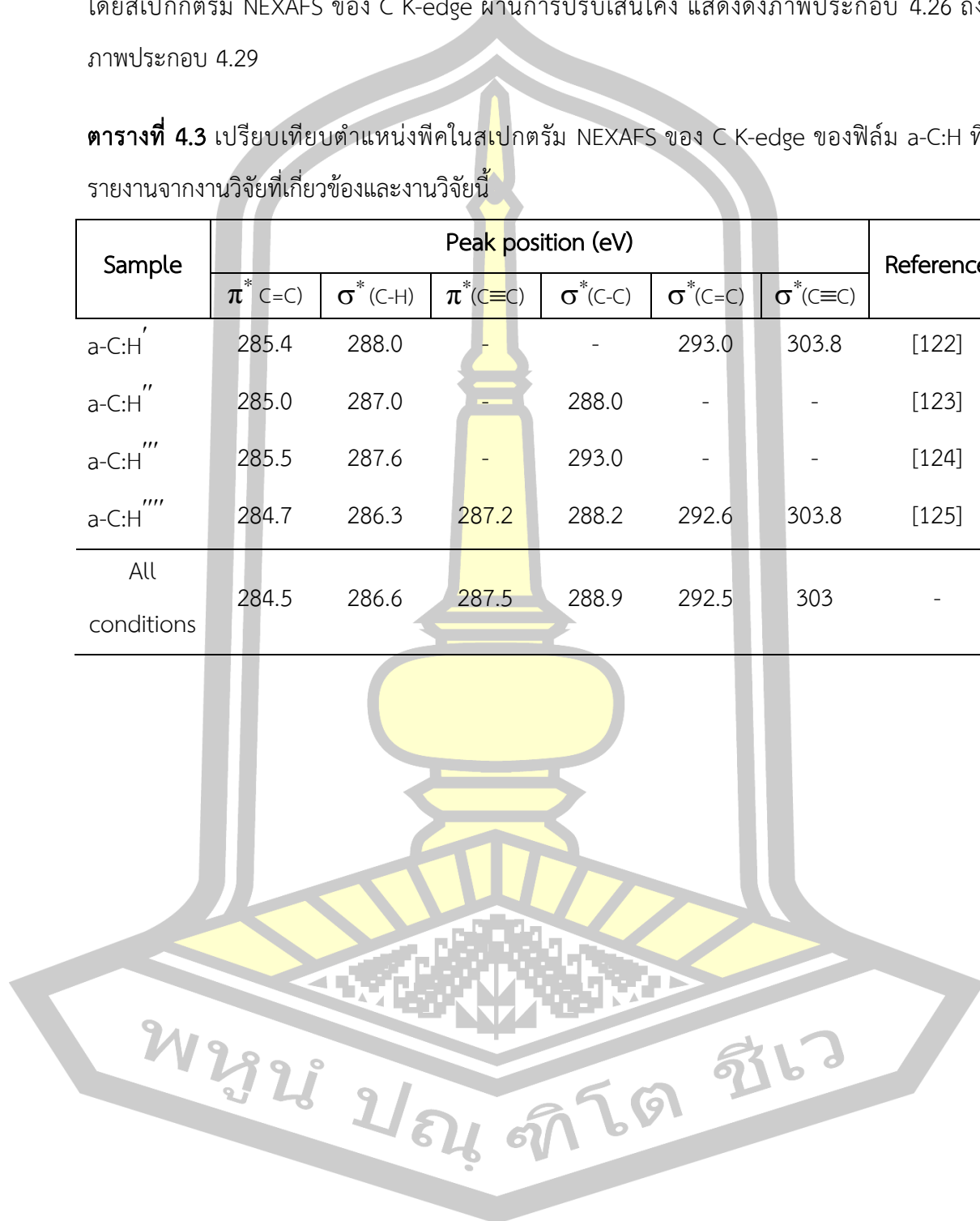
สเปกตรัม NEXAFS ของ C K edge ตำแหน่งพีคที่ในงานนี้ปัจจุบันจะถูกเปรียบเทียบกับงานวิจัยก่อนหน้านี้ [122]–[125] ซึ่งสรุปไว้ในตารางที่ 4.3 จะเห็นได้ชัดเจนว่าตำแหน่งพีคเกือบจะเป็นอิสระจากกระบวนการสังเคราะห์และสภาวะการเติบโตของฟิล์ม ตำแหน่งพีคที่สำคัญทั้งหมดจากสเปกตรัม NEXAFS ของ C K-edge โดยเฉพาะอย่างยิ่งพีคของ  $\pi^*$  (C=C) และ  $\sigma^*$  (C-H) ที่มีความชัดเจนอย่างมากในสเปกตรัม ทั้งนี้ความเข้มของพีคขึ้นอยู่กับความหนาของฟิล์ม [69]

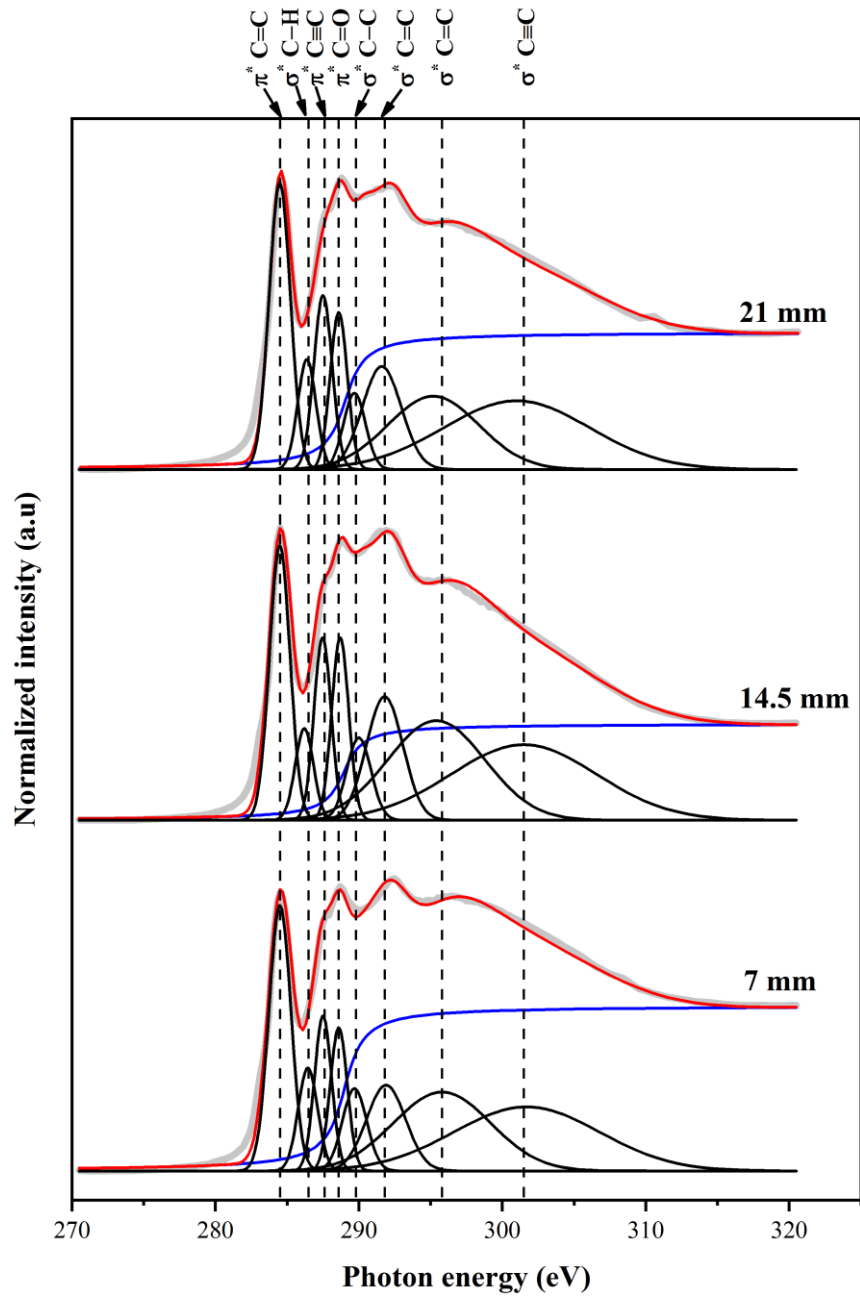
พีค  $\pi^*$  ที่แสดงในสเปกตรัม NEXAFS ของ C K-edge จะสอดคล้องกับสถานะพันธะของคาร์บอน  $sp^2$  ภายในฟิล์ม เป็นที่ทราบกันดีว่าการจัดเรียงของไฮโดรเจน  $sp^2$  ในโครงสร้างฟิล์มจะระบุคุณสมบัติทางอิเล็กทรอนิกส์และทางแสง ในขณะที่ไฮโดรเจน  $sp^3$  จะควบคุมคุณสมบัติเชิงกล [126]–[128] ดังนั้นปริมาณ  $sp^2$  สัมบูรณ์ในฟิล์มจะต้องคำนวณโดยใช้วิธีการวิเคราะห์เชิงปริมาณ ปริมาณ  $sp^2$  สามารถหาได้โดยการ normalizing ของการสันสอดคล้องกับการเปลี่ยนแปลง C  $1s \rightarrow \pi^*$  ที่ตำแหน่งพีค 284.6 eV ของสเปกตรัม NEXAFS ในทางปฏิบัติ คือ การอินทิเกรตพื้นที่ใต้พีคทั้งหมดในตำแหน่ง 280 eV ถึง 286 eV สำหรับพีค  $\pi^*$  และ 291 eV ถึง 320 eV สำหรับพีค  $\sigma^*$  ซึ่งพื้นที่ที่

พีคเหล่านี้จะบ่งบอกโครงสร้างและพันธะทางเคมีภายในฟิล์มที่มีความเฉพาะเจาะจงของฟิล์ม a-C:H โดยสเปกตรัม NEXAFS ของ C K-edge ผ่านการปรับเส้นโค้ง แสดงดังภาพประกอบ 4.26 ถึง ภาพประกอบ 4.29

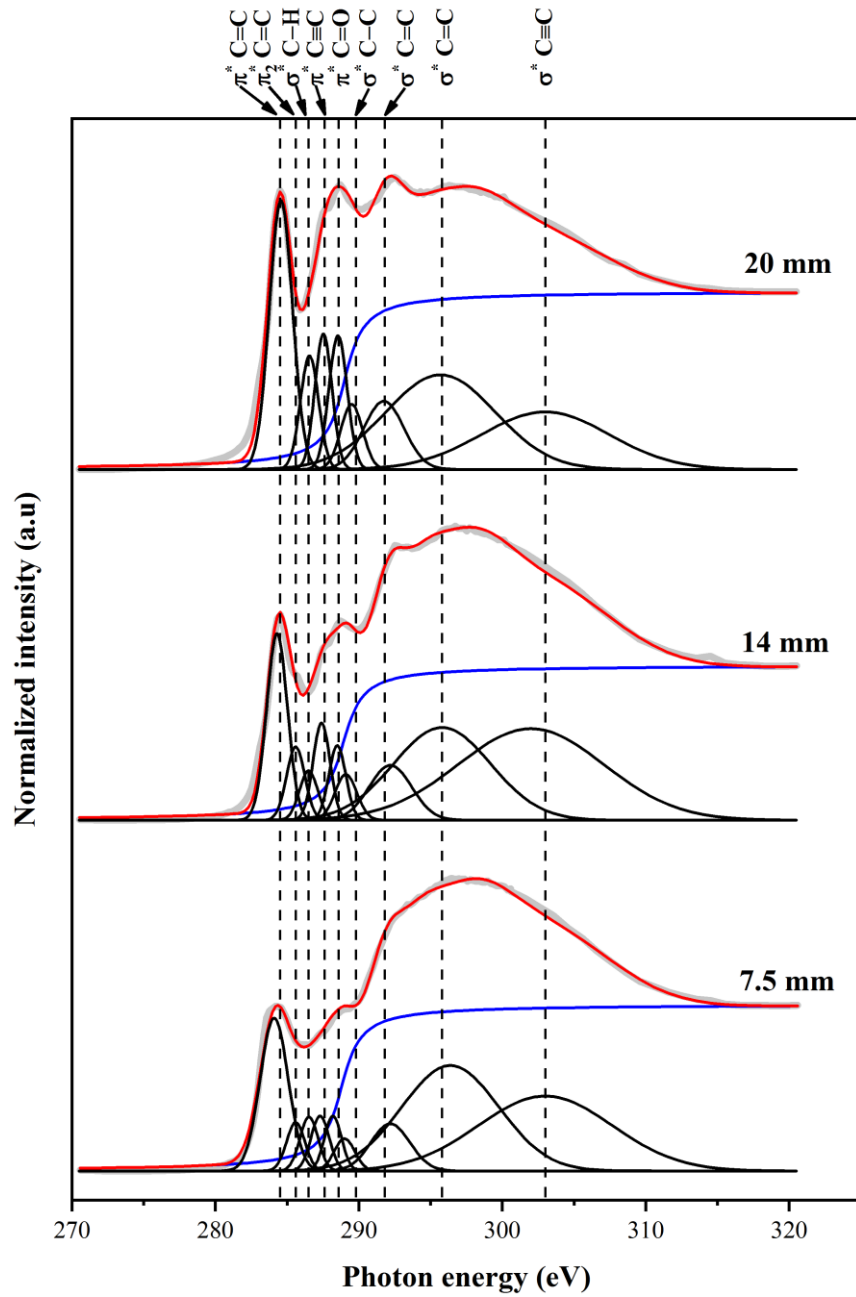
**ตารางที่ 4.3** เปรียบเทียบตำแหน่งพีคในสเปกตรัม NEXAFS ของ C K-edge ของฟิล์ม a-C:H ที่ รายงานจากงานวิจัยที่เกี่ยวข้องและงานวิจัยนี้

Sample	Peak position (eV)						Reference
	$\pi^*$ (C=C)	$\sigma^*$ (C-H)	$\pi^*$ (C $\equiv$ C)	$\sigma^*$ (C-C)	$\sigma^*$ (C=C)	$\sigma^*$ (C $\equiv$ C)	
a-C:H <sup>'</sup>	285.4	288.0	-	-	293.0	303.8	[122]
a-C:H <sup>''</sup>	285.0	287.0	-	288.0	-	-	[123]
a-C:H <sup>'''</sup>	285.5	287.6	-	293.0	-	-	[124]
a-C:H <sup>''''</sup>	284.7	286.3	287.2	288.2	292.6	303.8	[125]
All conditions	284.5	286.6	287.5	288.9	292.5	303	-

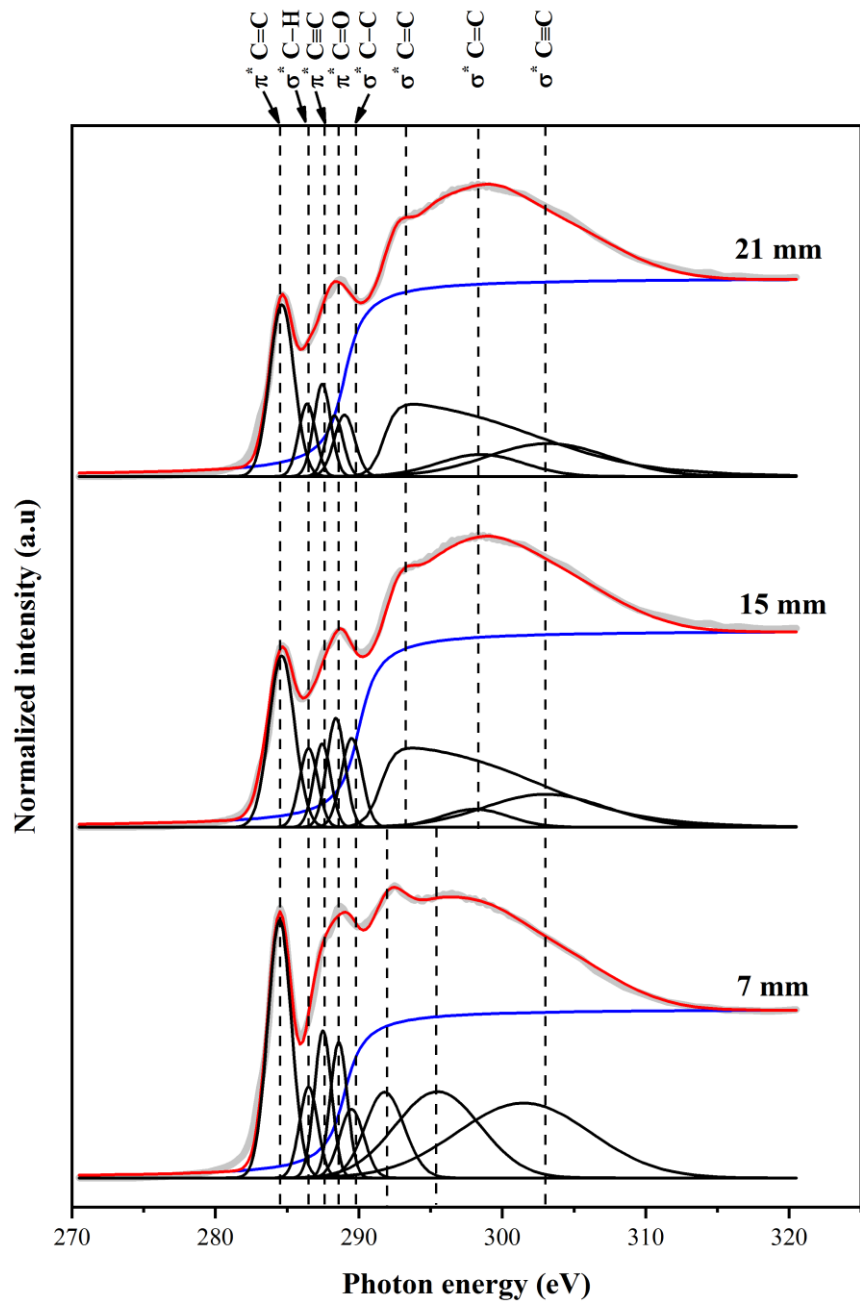




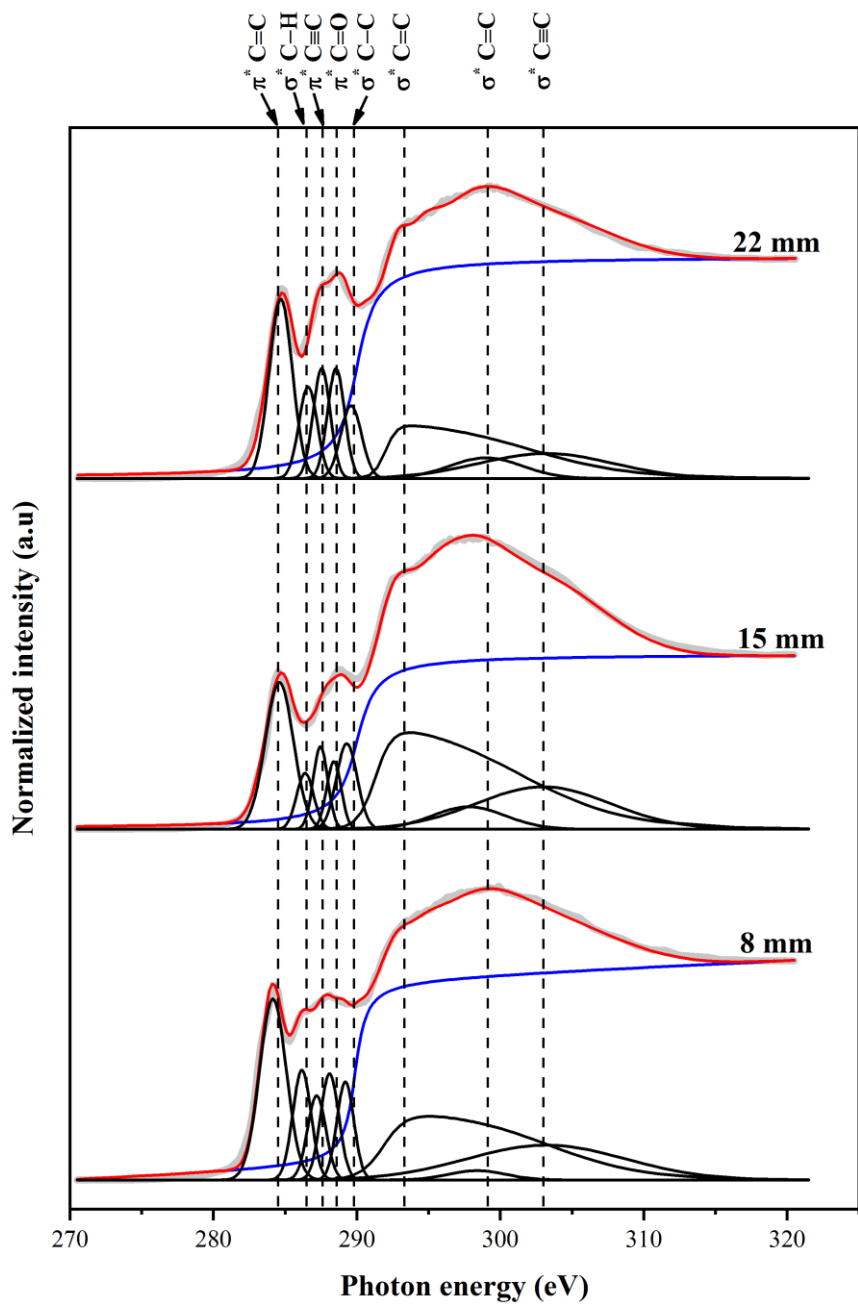
ภาพประกอบ 4.26 สเปกตรัม NEXAFS ของ คาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด



ภาพประกอบ 4.27 สเปกตรัม NEXAFS ของคาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 1120 V โดยตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด



ภาพประกอบ 4.28 สเปกตรัม NEXAFS ของ คาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 860 V โดยตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด



ภาพประกอบ 4.29 สเปกตรัม NEXAFS ของ คาร์บอน K-edge ที่วัดได้จากฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS โดยใช้ศักย์ดิสชาร์จ 620 V โดยตัวเลขกำกับทางสเปกตรัมคือตำแหน่งในการตรวจวัดตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด

ภาพประกอบ 4.27 ถึง 4.29 แสดงสเปกตรัม NEXAFS ของ C K-edge ของฟิล์ม a-C:H ตามตำแหน่งของฟิล์มแต่ละเงื่อนไขการตกสะสม สังเกตได้ว่าลักษณะของสเปกตรัมของแต่ละเงื่อนไข

การตกสะสม และตำแหน่งในการตรวจวัดแตกต่างกันออกไป แต่พีคของการสั่นของพันธะต่อไปนี้ปรากฏในทุก ๆ เงื่อนไขการตกสะสม

- ตำแหน่งพีค 284.6 eV สำหรับ C 1s  $\rightarrow \pi^*$  (C=C) หรือ  $sp^2$
- ตำแหน่งพีค 286.6 eV ที่ตรงกับสถานะ  $\sigma^*$  (C-H)
- ตำแหน่งพีค 287.5 eV ซึ่งแสดงสถานะ  $\pi^*$  (C≡C)
- ตำแหน่งพีค 288.6 eV ซึ่งแสดงสถานะ  $\pi^*$  (C=O)
- ตำแหน่งพีค 289.2 eV ตรงกับสถานะ  $\sigma^*$  (C-C) หรือ  $sp^3$
- ตำแหน่งพีค 292.5 eV ตรงกับสถานะ  $\sigma^*$  (C=C)
- ตำแหน่งพีค 296.5 eV ตรงกับสถานะ  $\sigma^*$  (C=C)
- ตำแหน่งพีค 300 และ 303 eV สอดคล้องกับสถานะ  $\sigma^*$  (C≡C)

เมื่อพิจารณาหลังการปรับเส้นโค้งจะสามารถสังเกตความแตกต่างของสเปกตรัม NEXAFS ของ C 1s  $\rightarrow \pi^*$  ได้อย่างชัดเจน สำหรับเงื่อนไขการตกสะสม 1340 V ลักษณะของสเปกตรัมในทุก ๆ ตำแหน่งการตรวจวัดคล้ายกับลักษณะสเปกตรัมของฟิล์มแกรไฟต์ออกไซด์ (graphite oxide, GO) [129] พีค C 1s  $\rightarrow \pi^*$  ที่ตำแหน่งประมาณ 284.6 eV มีความเด่นชัดอย่างมาก และมีความเข้มพีคใกล้เคียงกันในแต่ละตำแหน่งการตรวจวัดบนฟิล์ม พีคตำแหน่ง 289.5 eV ตรงกับสถานะ  $\sigma^*$  (C-C) ที่มีความเข้มต่ำเป็นครึ่งหนึ่งของพีค  $\pi^*$  (C=C) นัยหมายความว่า ภายในฟิล์มที่ตกสะสมด้วยเงื่อนไขนี้อาจมีส่วน  $sp^2/sp^3$  สูง ฟิล์มที่ตกสะสมด้วยดิสชาร์จ 1120 V ความสูงของพีค C 1s  $\rightarrow \pi^*$  ที่ตำแหน่งการตรวจวัด 7.5 14.5 และ 21 mm มีค่าสูงขึ้น ตามลำดับ แต่ค่าครึ่งความสูงของพีคไม่เท่ากันในทุกตำแหน่งการวัด อย่างไรก็ตาม ในตำแหน่งการตรวจวัด 7.5 และ 14 mm ตรวจพบพีคตำแหน่ง 285.5 eV ที่ตรงกับสถานะ  $\pi_2^*$  (C=C) ปรากฏขึ้น นี้แสดงให้เห็นว่าฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ย่าน 1120 V มีสัดส่วน  $sp^2/sp^3$  สูง อย่างไรก็ตามสำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 860 V จะเห็นความแตกต่างของพีค C 1s  $\rightarrow \pi^*$  อย่างชัดเจน คือ ที่ตำแหน่งการตรวจวัด 7 mm พีคจะมีความเข้มสูง และพีคมีความเข้มต่ำ สำหรับตำแหน่งการตรวจวัด 15 mm และ 21 mm นอกจากนี้ พีค  $\sigma^*$  (C-C) ก็มีความแตกต่างอย่างมากเช่นกัน ความเข้มพีคจะมีค่าลดลงตามตำแหน่ง 7 15 และ 21 mm ตามลำดับ นี้แสดงให้เห็นถึงความไม่สม่ำเสมอของฟิล์ม a-C:H ซึ่งสอดคล้องกับผลการตรวจวัดด้วยเทคนิค Raman และ XPS สุดท้าย สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V



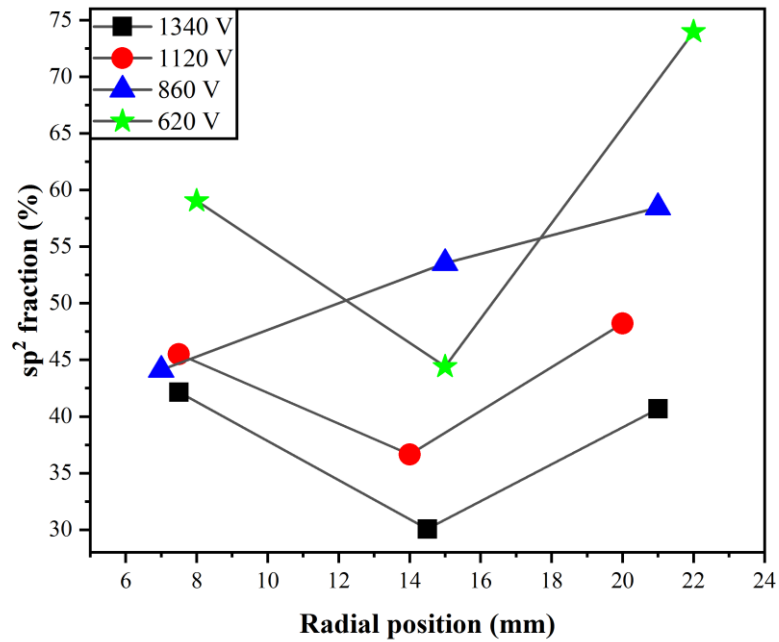
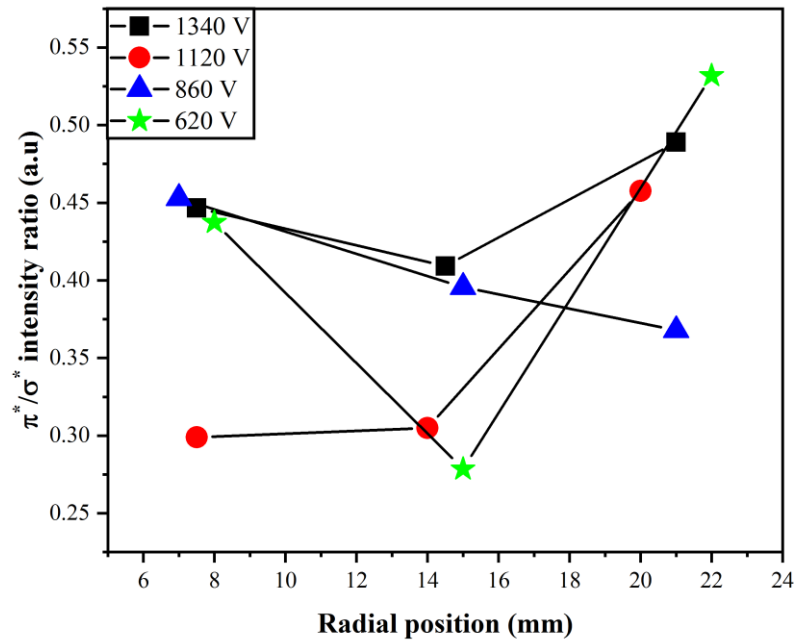
ลักษณะของสเปกตรัมในทุก ๆ ตำแหน่งการตรวจวัดคล้ายกับลักษณะสเปกตรัมของฟิล์มคาร์บอนคล้ายเพชร (diamond-like carbon, DLC) [69], [76], [130] ความเข้มพีค C 1s  $\rightarrow \pi^*$  (C=C) และพีค  $\sigma^*$  (C-C) ในทุกตำแหน่งการตรวจวัด 8 15 และ 22 mm มีความใกล้เคียงกัน ซึ่งข้อมูลพื้นที่ใต้พีคเหล่านี้ถูกนำไปหาตามสมการ 4.4 [131] เพื่อคำนวณหาปริมาณ  $sp^2$  ต่อโครงสร้างทั้งหมด

$$sp^2 \text{ fraction} = \frac{sp^2}{sp^2 + sp^3} = \frac{I_{sam}^{\pi^*} / I_{sam,all}(\Delta E)}{I_{ref}^{\pi^*} / I_{ref}(\Delta E)} \quad (4.4)$$

เมื่อ  $I_{sam}^{\pi^*}$  คือพื้นที่พีค  $\pi^*$  (ตำแหน่ง 284.6 eV) ของฟิล์ม a-C:H ที่ได้ในวิทยานิพนธ์นี้  $I_{ref}^{\pi^*}$  คือค่า Highly Ordered Pyrolytic Graphite หรือ HOPG อ้างอิง มีค่าเป็น 23.4556905  $I_{ref}(\Delta E)$  คือพื้นที่พีค  $\pi^*$  (ตำแหน่ง 284.6 eV) ที่ได้จากค่ามาตรฐาน HOPG มีค่าเป็น 0.975999547 และ  $I_{sam,all}(\Delta E)$  คือพื้นที่พีคของทุกพันธะ ซึ่งค่าจากการคำนวณแสดงดังตารางที่ 4.4 และแสดงแนวโน้มดังภาพประกอบ 4.30

**ตารางที่ 4.4** ค่าการคำนวณความเข้มพีคที่ตรวจพบจากสเปกตรัม NEXAFS ของฟิล์ม a-C:H ในทุก ๆ เงื่อนไข

V <sub>d</sub> (V), Position (mm)	Area of chemical bonding peak									
	$\pi^*$ (C=C)	$\sigma^*$ (C=C)	$\sigma^*$ (C-H)	$\pi^*$ (C $\equiv$ C)	$\pi^*$ (C=O)	$\sigma^*$ (C-C)	$\sigma^*$ (C=C)	$\sigma^*$ (C=C)	$\sigma^*$ (C $\equiv$ C)	$sp^2$ fraction
1340, 7.5	1.74	0	0.60	0.79	0.73	0.60	1.00	2.30	2.80	42.16
1340, 14.5	1.68	0	0.50	0.93	0.93	0.60	1.35	2.90	3.3	30.06
1340, 21	1.82	0	0.60	0.95	0.80	0.50	1.20	2.00	3.00	40.68
1120, 7.5	1.28	0.27	0.30	0.30	0.28	0.20	0.55	3.00	3.06	45.50
1120, 14	1.16	0.40	0.27	0.49	0.38	0.30	0.70	2.70	4.00	36.64
1120, 20	1.86	0	0.62	0.69	0.73	0.82	0.43	3.10	2.20	48.23
860, 7	1.82	0	0.49	0.75	0.69	0.50	1.00	2.20	3.00	44.11
860, 15	1.31	0	0.43	0.43	0.59	0.55	3.35	0.36	1.20	53.54
860, 21	1.25	0	0.37	0.47	0.31	0.38	3.00	0.56	1.20	58.46
620, 8	1.45	0	0.60	0.46	0.58	0.50	2.78	0.16	1.65	59.04
620, 15	1.23	0	0.29	0.36	0.29	0.49	3.90	0.49	1.60	44.41
620, 22	1.24	0	0.50	0.56	0.56	0.45	2.03	0.45	0.10	73.97



ภาพประกอบ 4.30 อัตราส่วนสถานะ  $\pi^*$  ต่อสถานะ  $\sigma^*$  และอัตราส่วน  $sp^2$  ต่อโครงสร้างทั้งหมดของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วย FALIS ซึ่งได้ตรวจตามตำแหน่งของฟิล์มที่ได้รับการปรับเปลี่ยนศักย์ดิสชาร์จในการสังเคราะห์

จากภาพประกอบ 4.31 จะเห็นได้ว่าสัดส่วนสถานะ  $\pi^*/\sigma^*$  มีค่าเฉลี่ยเป็น 0.44 0.35 0.40 และ 0.41 สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ ซึ่งถือว่ามีค่าใกล้เคียงกันในแต่ละเงื่อนไข แต่หากพิจารณาตำแหน่งการตรวจวัด พบว่าฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V ค่าสัดส่วนสถานะ  $\pi^*/\sigma^*$  มีใกล้เคียงกันในทุกตำแหน่ง แต่สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V มีค่าสัดส่วนความเข้มฟีด  $\pi^*/\sigma^*$  เป็น 0.43 0.27 และ 0.53 ที่ตำแหน่งการตรวจวัด 8 15 และ 22 mm ตามลำดับ ซึ่งยืนยันถึงความไม่สม่ำเสมอของฟิล์ม ซึ่งจะเห็นได้ว่าสัดส่วนสถานะ  $\pi^*/\sigma^*$  มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มศักย์ดิสชาร์จจาก 620 V เป็น 1340 V (พิจารณาตำแหน่งการตรวจวัด 14 mm เป็นหลัก เนื่องจากเป็นตำแหน่งที่มีไอออนระดมชนมากที่สุดขณะฟิล์มกำลังเติบโต) ซึ่งหมายถึงอะตอมของคาร์บอน ไฮโดรเจน ออกซิเจน ก่อตัวด้วยพันธะสถานะ  $\pi^*$  มากขึ้น ทั้งนี้หากพิจารณาเพียงอะตอมคาร์บอน สามารถกล่าวได้ว่าฟิล์มมีความคล้ายแกรไฟต์มากขึ้นนั่นเอง สอดคล้องกับค่าสัดส่วน  $sp^2$

สัดส่วน  $sp^2$  ที่ได้จากพื้นที่ฟีด  $\pi^*$  เป็นหลัก สามารถบ่งบอกปริมาณคาร์บอนพันธะ  $sp^2$  ภายในฟิล์มได้อย่างแม่นยำ โดยฟิล์ม a-C:H ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V สัดส่วน  $sp^2$  เป็น 42.16 30.06 และ 40.66% ในตำแหน่งการตรวจวัด 7.5 14.5 และ 21 mm ตามลำดับ ฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1120 V สัดส่วน  $sp^2$  เป็น 45.49 36.64 และ 48.23% สำหรับตำแหน่งการตรวจวัด 7.5 14 และ 20 mm ตามลำดับ สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 860 V สัดส่วน  $sp^2$  เป็น 44.11 53.54 และ 58.46% ตำแหน่งการตรวจวัดเป็น 7 15 และ 21 mm ตามลำดับ แต่สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V มีสัดส่วน  $sp^2$  เป็น 59.0 44.4 และ 74.0% เมื่อตรวจวัดที่ตำแหน่ง 8 15 และ 22 mm ตามลำดับ จะเห็นได้ว่าแนวโน้มสัดส่วน  $sp^2$  เฉลี่ยเพิ่มขึ้นจาก 35% เป็น 55% สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V และ 620 V ตามลำดับ นั้นหมายถึงฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V มีสัดส่วน  $sp^3$  สูง ความคล้ายเพชร และฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V มีสัดส่วน  $sp^3$  ต่ำ โดยที่ตำแหน่งรัศมี 14-15 mm ฟิล์มมีสัดส่วนพันธะ  $\pi^*/\sigma^*$  และสัดส่วนพันธะ  $sp^2$  ต่ำ ซึ่งแสดงถึงโครงสร้าง  $sp^3$  ที่สูง สอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิครามาน และ XPS

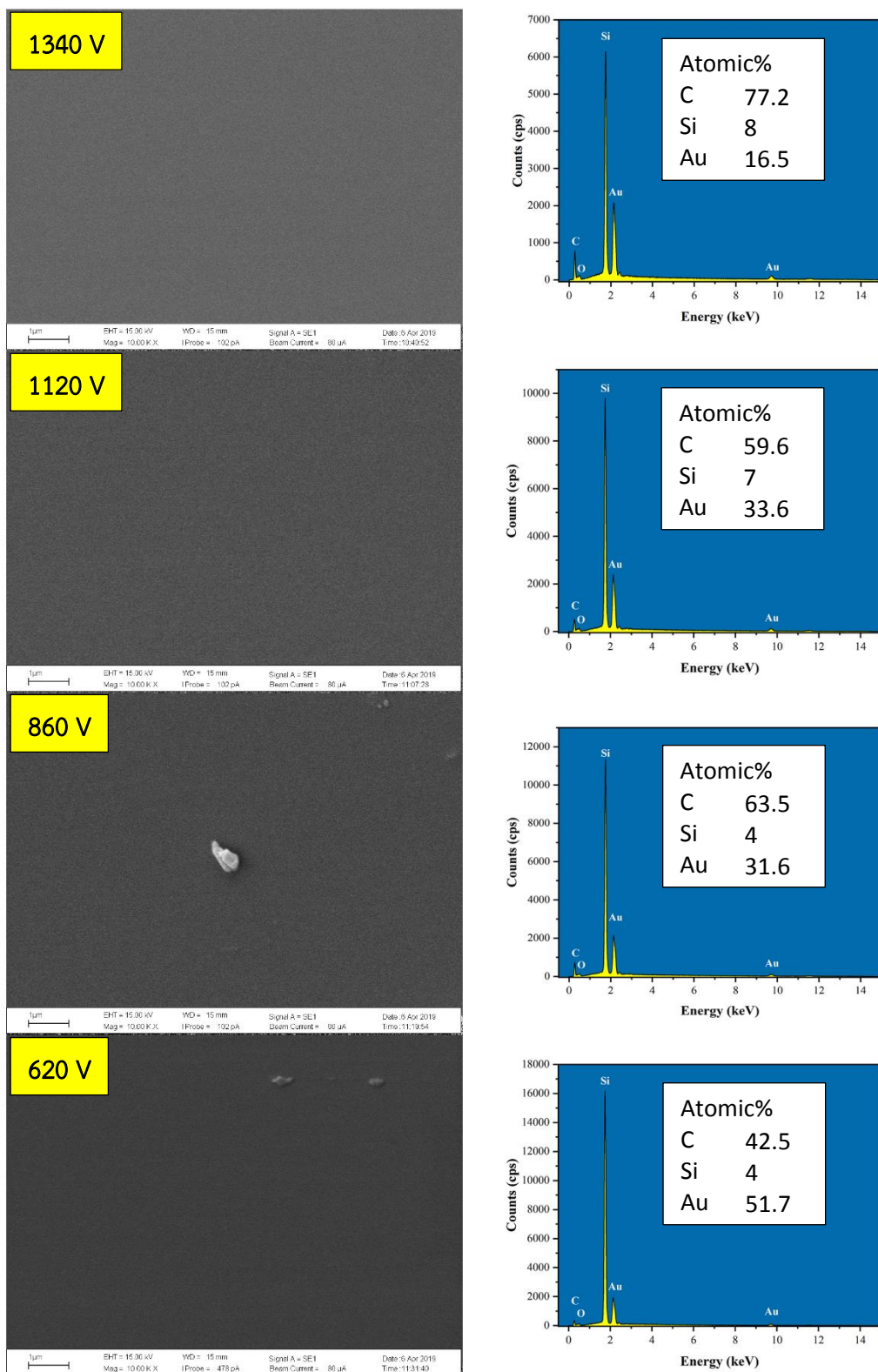
นอกจากนี้สัดส่วน  $sp^2$  ที่แตกต่างกันไปในแต่ละตำแหน่งการตรวจวัด เป็นผลมาจากอิทธิพลของฟลักซ์ไอออน จะเห็นได้ชัดเจนในฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 V ที่ตำแหน่งการตรวจวัด

15 mm สัดส่วน  $sp^2$  มีค่าประมาณ 40% ซึ่งต่ำกว่าค่าที่ได้จากการตรวจวัด ณ.ตำแหน่ง 8 และ 22 mm ที่มีค่าสัดส่วน  $sp^2$  ประมาณ 51% และ 67% ตามลำดับ ซึ่งแตกต่างกันอย่างชัดเจน เนื่องจากฟิล์ม a-C:H ที่เติบโตภายใต้การระดมชนด้วยฟลักซ์ไอออนที่สูง ทำให้อะตอมไฮโดรเจนลดน้อยลง (สังเกตได้จากความเข้มพีค C-H) ซึ่งนั่นหมายถึงบริเวณที่ตกสะสมภายใต้ฟลักซ์ไอออนสูงมีอะตอมไฮโดรเจนน้อยและมีอะตอมคาร์บอนอิสระเพิ่มมากขึ้น จึงมีความเป็นไปได้ที่จะจับพันธะระหว่างคาร์บอนด้วยกันเองและนำมาสู่การจับแบบพันธะ  $\sigma^*$  ซึ่งเกิดขึ้นได้ง่าย เมื่อฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนอยู่ในย่านที่เหมาะสม แตกต่างจากบริเวณที่ถูกระดมชนด้วยฟลักซ์ไอออนที่น้อยกว่า (ที่ตำแหน่ง 22 mm) บริเวณที่เต็มไปด้วยการทับถมกันของโมเลกุลไฮโดรคาร์บอน อะตอมคาร์บอน อะตอมไฮโดรเจน ทำให้เกิดการเติบโตที่ไม่เป็นระเบียบมากขึ้น และที่สำคัญพลังงานจลน์ของอนุภาคที่ระดมชนอาจไม่เหมาะสมและไม่สามารถเอื้อต่อการเกิดพันธะ  $\sigma^*$  ของอะตอมเหล่านี้ได้ นั่นหมายถึงโอกาสที่จะก่อตัวเป็นพันธะ  $sp^3$  น้อยลง ทำให้ฟิล์มมีความเป็นแกรไฟต์มากขึ้น

จากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค NEXAFS ทำให้สามารถยืนยันได้ว่าฟิล์มที่ตกสะสมด้วยเทคนิค FALIS ซึ่งใช้ศักย์ดิสชาร์จยานมากกว่า 1000 V สามารถสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ที่มีปริมาณ  $sp^2$  ต่ำ และเมื่อใช้ศักย์ดิสชาร์จยานต่ำกว่า 620 V จะได้ฟิล์มที่มีสัดส่วน  $sp^2$  เฉลี่ย 50-55% เป็นผลโดยตรงจากอิทธิพลของฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออน ซึ่งอาจจะส่งผลให้มีคุณสมบัติเชิงกลและคุณสมบัติต้านไตรโบโลยี เพื่อยืนยันข้อมูลโครงสร้าง องค์ประกอบ ลักษณะทางกายภาพของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS จึงได้มีการถ่ายภาพลักษณะทางสัณฐานวิทยาและภาพตัดตามขวางของฟิล์มด้วยเทคนิค SEM มีรายละเอียดแสดงในหัวข้อต่อไป

#### 4.2.2.4 การวิเคราะห์ลักษณะทางสัณฐานวิทยา

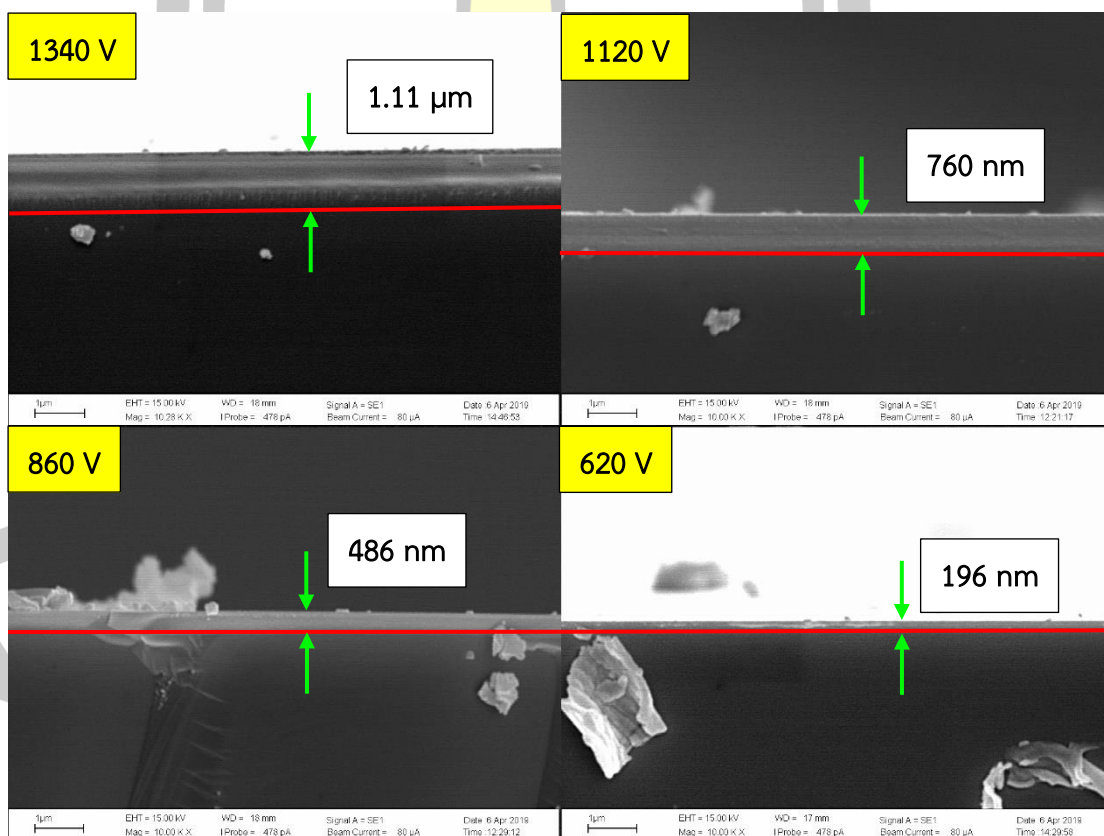
ลักษณะทางสัณฐานวิทยา ธาตุองค์ประกอบ และความหนาของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ถูกตรวจสอบและเปิดเผยด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Variable Pressure Scanning Electron Microscope; SEM) ยี่ห้อ LEO รุ่น 1450VP (variable pressure) ใช้ศักย์เร่งอิเล็กตรอน 15 kV ตรวจวัดที่กำลังขยาย 10000 เท่า เนื่องจากฟิล์ม a-C:H เป็นฟิล์มฉนวน ก่อนตรวจวัดชิ้นงานได้รับการเคลือบทองเพื่อเอื้อต่อการเกิดอิเล็กตรอนทุติยภูมิซึ่งจำเป็นต่อการเกิดสัญญาณภาพ ภาพถ่ายอิเล็กตรอนสามารถบ่งชี้ถึงความสม่ำเสมอ การกระจายตัวของอะตอมสาร ธาตุองค์ รวมประกอบสิ่งปนเปื้อนบนแผ่นฟิล์มได้ โดยผลการตรวจวัดแสดงดังภาพประกอบ 4.31



ภาพประกอบ 4.31 ลักษณะทางสัณฐานวิทยา และสเปกตรัมธาตุองค์ประกอบของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS (ตำแหน่งการตรวจวัด 14 mm)

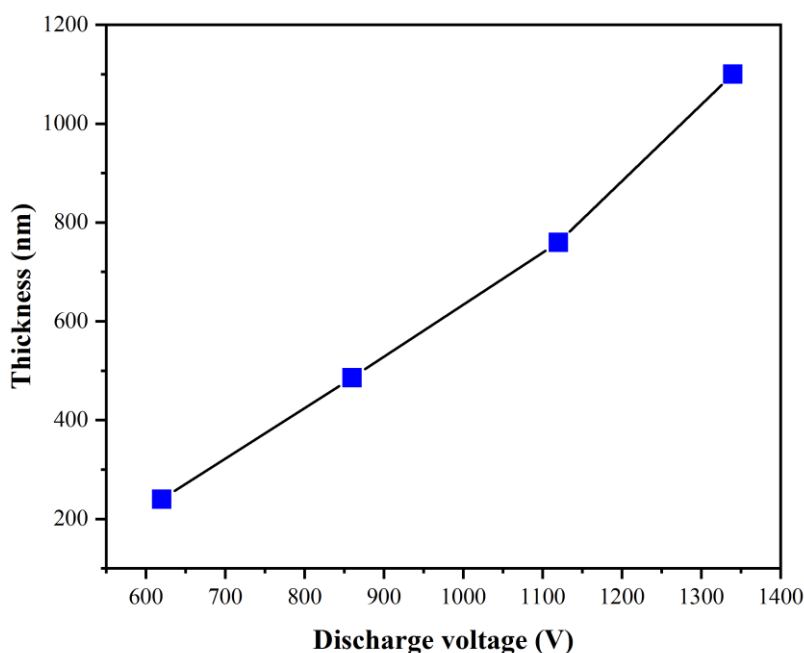


จากภาพประกอบ 4.31 จะเห็นได้ว่าพื้นผิวฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์โดย FALIS ด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 1120 860 และ 620 V มีความเรียบ ไม่เกิดรอยแตกร้าว และมีสิ่งปนเปื้อนบนผิวเล็กน้อย เนื่องจาก ก่อนการเตรียมชิ้นงานสำหรับนำไปตรวจวัดพื้นผิว ชิ้นงานถูกนำมาแบ่งเป็นชั้นย่อยโดยการใช้มีดตัดแผ่นฐานกริด และหักชิ้นงาน จึงเกิดเศษฟิล์มและเศษกระดาษชำระปนเปื้อนบนแผ่นฟิล์ม a-C:H นอกจากนี้จากการตรวจวัดด้วยเทคนิค Energy-dispersive X-ray spectroscopy หรือ EDS พบว่าธาตุองค์ประกอบหลักบนผิวฟิล์มทุกเงื่อนไขการดิสชาร์จคือ คาร์บอน (C) เป็นธาตุหลักที่มีอยู่ภายในฟิล์ม a-C:H ซิลิกอน (Si) เป็นธาตุของแผ่นฐาน ทอง (Au) ซึ่งมีแหล่งที่มาจากการเคลือบทองก่อนตรวจวัด และออกซิเจน (O) ที่แทรกอยู่ภายในฟิล์ม เกิดจากออกซิเจนที่หลงเหลืออยู่ในระบบสุญญากาศ หรือออกซิเจนในอากาศที่เข้าทำปฏิกิริยากับผิวฟิล์มหลังจากการสังเคราะห์ โดยการตรวจพบธาตุเหล่านี้สอดคล้องกับผลการตรวจวัดด้วยเทคนิค XPS และ NEXAFS ซึ่งยืนยันความถูกต้องของการวิเคราะห์ก่อนหน้านี้นี้ได้ อย่างไรก็ตามความหนาของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS พิจารณาจากภาคตัดตามขวางดังภาพประกอบ 4.32 และ 4.33



ภาพประกอบ 4.32 ภาคตัดตามขวางของฟิล์ม a-C:H สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS (ตำแหน่งการตรวจวัด 14 mm)



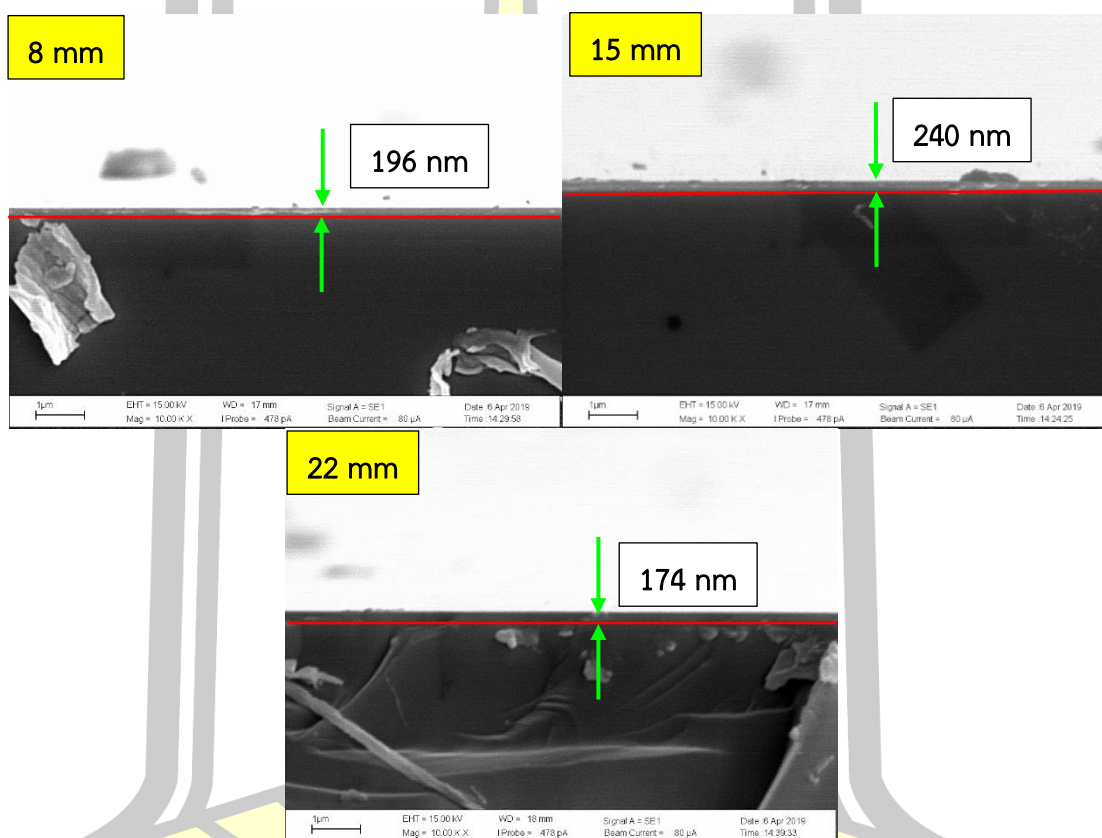


**ภาพประกอบ 4.33** แนวโน้มการเพิ่มขึ้นของความหนาฟิล์ม a-C:H ที่เตรียมจากเทคนิค FALIS

จากภาพตัดตามขวางของฟิล์ม a-C:H (ตำแหน่งการตรวจวัด 14 mm) แสดงให้เห็นว่า ความหนาของฟิล์มเป็น 240 486 760 และ 1100 nm สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 860 1120 และ 1340 V ตามลำดับ นั้นหมายถึงความหนาของฟิล์มมีค่าเพิ่มเมื่อลดศักย์ดิสชาร์จจาก 620 V สู่ 1340 V โดยอัตราการเปลี่ยนแปลงความหนาเฉลี่ยเป็น 1.17 nm/V โดยผลการตรวจวัดภาพตัดตามขวางของฟิล์มสามารถยืนยันข้อสันนิษฐานในหัวข้อการวิเคราะห์รามาน ซึ่งได้ระบุว่า ฟิล์ม a-C:H ที่ตกสะสมด้วยการใช้ศักย์ดิสชาร์จ 1340 V มีความหนามากกว่าฟิล์มที่ตกสะสมด้วยการใช้ศักย์ดิสชาร์จ 620 V เนื่องจากการใช้ศักย์ดิสชาร์จสูงย่าน 1000 V สามารถทำให้แก๊สอะเซทิลีนอยู่ในสถานะถูกกระตุ้น แยกตัว และทำปฏิกิริยาได้ ดังนั้นจึงเกิดการเปลี่ยนสถานะจากแก๊สเป็นของแข็งหรือแผ่นฟิล์ม a-C:H

นอกจากนี้ภาพตัดตามขวางของฟิล์ม a-C:H ในเงื่อนไขการดิสชาร์จ 620 V ได้รับการเปิดเผยเช่นกัน โดยตรวจวัดในตำแหน่งประมาณ 8 15 และ 22 mm ซึ่งภาพตัดตามขวางแสดงดังภาพประกอบ 4.34 พบว่าฟิล์ม a-C:H มีความหนา 196 240 และ 174 nm ที่ตำแหน่งการตรวจวัด 8 15 และ 22 mm ตามลำดับ จะเห็นได้ว่าที่ตำแหน่ง 15 mm ฟิล์มมีความหนาที่สุด โดยเป็น

ตำแหน่งที่วัดปริมาณฟลักซ์ไอออนได้มากที่สุด จากรายงานของ Kahn et al. [105] เขาได้ระบุว่า บริเวณลำไอออนจะให้อัตราการตกสะสมมากกว่าบริเวณภายนอกและในท่อลำไอออน เนื่องจาก ไอออนที่ตกกระทบพื้นผิวเปรียบเสมือนอะตอมของคาร์บอน ซึ่งหากมีจำนวนมากจะก่อให้เกิดชั้นของ อะตอมคาร์บอนที่มีความหนาแน่นมากกว่าพื้นผิวที่ได้รับการระดมชนด้วยไอออนจำนวนที่น้อยกว่า ดังนั้น ที่ตำแหน่งการตรวจวัด 15 mm ฟิล์มจึงมีความหนาแน่นมากกว่าที่ตำแหน่ง 8 และ 22 mm สอดคล้อง กับความเข้มฟลักซ์ไอออนที่สังเกตได้โดยเทคนิครามาสเปกโตรสโคปี



ภาพประกอบ 4.34 ภาคตัดตามขวางของฟิล์ม a-C:H สังเคราะห์เทคนิค FALIS ที่ใช้ศักย์ดิสชาร์จ 620 V และตรวจวัดตามตำแหน่งของฟิล์ม

พหุ ประ โท ชี เว

## บทที่ 5 สรุปและข้อเสนอแนะ

### 5.1 สรุปผลการทดลอง

งานวิจัยนี้เกี่ยวข้องกับการสังเคราะห์ฟิล์มไฮโดรเจนเตตระอะมอร์ฟัสคาร์บอนโดยแหล่งพลาสมาพลังงานสูง ซึ่งสามารถสร้างได้โดยการใช้คัลย์ไบอัสเหนี่ยวนำสำหรับเทคนิคการตกสะสมดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง และกำเนิดได้โดยตรงสำหรับแหล่งกำเนิดไอออน FALIS เพื่อศึกษาถึงอิทธิพลของปริมาณฟลักซ์ไอออนในพลาสมาและพลังงานไอออนที่มีผลต่อสัดส่วนของพันธะ  $sp^2$  และ  $sp^3$  สำหรับระบบดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริง ฟลักซ์ไอออนวัดได้จากหัววัดแลงเมียร์มีค่าอยู่ในย่าน  $10^{18}$  ถึง  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  โดยปริมาณฟลักซ์ไอออนขึ้นตรงกับกำลังไฟฟ้าที่ใช้ขับหัวแมกนีตรอนและเป็นอิสระจากคัลย์ไบอัส ผลการทดลองวัดปริมาณฟลักซ์ไอออนมีความสอดคล้องกับแบบจำลองชั้นพื้นฐานที่พิจารณาจากเหตุการณ์การชนกันระหว่างอิเล็กตรอนและอนุภาคแก๊สในพลาสมา นอกจากนี้เมื่อใช้เปรียบเทียบการใช้คัลย์แบบกระแสตรงและคัลย์แบบไบโพลาร์พัลส์สำหรับขั้วรับกระแส คัลย์แบบกระแสตรงลบจะเหนี่ยวนำไอออนให้เคลื่อนที่เข้าระดมชนหัววัดมากกว่าอิเล็กตรอน แต่สำหรับการใช้คัลย์ไบอัสแบบไบโพลาร์จะเหนี่ยวนำอิเล็กตรอนเข้าระดมชนหัววัดเมื่อคัลย์อยู่ในฝั่งบวก และเหนี่ยวนำไอออนให้ระดมชนหัววัดเมื่อคัลย์อยู่ในฝั่งลบ ซึ่งสามารถนำมาประยุกต์ใช้กับการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ที่มีความเป็นฉนวนทางไฟฟ้าสูง จากเทคนิครามานสเปกโตรสโคปีแสดงให้เห็นถึงโครงสร้างระดับจุลภาคของฟิล์ม a-C:H พบว่าปริมาณคาร์บอนพันธะ  $sp^3$  ซึ่งเป็นโครงสร้างพื้นฐานของเพชรมีแนวโน้มลดลงสำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยปริมาณฟลักซ์ไอออนที่สูง เนื่องจากอิทธิพลของอุณหภูมิผิวที่เพิ่มขึ้นตามกำลังที่ผิวฟิล์มขณะเติบโต ในทางตรงข้ามปริมาณคาร์บอนพันธะ  $sp^3$  มีแนวโน้มเพิ่มขึ้น สำหรับฟิล์มที่ใช้คัลย์ไบอัสตั้งแต่ -200 V ดังนั้นการกำหนดปริมาณฟลักซ์ไอออนและคัลย์ไบอัสที่เหมาะสม จึงมีความสำคัญอย่างยิ่งในการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H

สำหรับเทคนิค Anode layer ion source และ Focused anode layer ion source ฟลักซ์ไอออนที่วัดได้จากหัววัดแลงเมียร์มีค่าอยู่ในย่าน  $10^{17}$  ถึง  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  โดยปริมาณฟลักซ์ไอออนขึ้นอยู่กับความดันแก๊สดีสชาร์จและคัลย์ดีสชาร์จ สามารถใช้โมเดลเดียวกันกับการวัดฟลักซ์ไอออนจากเทคนิคดีซีแมกนีตรอนสปัตเตอริงในการอธิบาย แต่การวัดฟลักซ์ไอออนตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิดทำให้ทราบว่า ไอออนที่เกิดขึ้นมีรูปร่างเป็นทรงกระบอกและทรงกรวย เส้นผ่านศูนย์กลาง 30 mm และ 22 mm พุ่งตรงจากแหล่งกำเนิด ALIS และ FALIS ตามลำดับ ฟลักซ์ไอออน

มีค่าสูงสุดที่ตำแหน่งรัศมีของกระบอกไอออนย่าน  $6.5 \times 10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  และมีค่าน้อยลงเมื่ออยู่ห่างจากแหล่งกำเนิดตามแนวรัศมี การประยุกต์ใช้แหล่งกำเนิดประเภทนี้สำหรับการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H โดยใช้แก๊สอะเซทิลีนเพียงอย่างเดียว และมุ่งเน้นศึกษาผลของการกระจายตัวของฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออน จากการสังเคราะห์ พบว่า ฟิล์ม a-C:H ที่ได้มีลักษณะเป็นแทบสีตามแนวรัศมี แหล่งกำเนิดสำหรับการดิสชาร์จด้วยศักย์ 620 V และมีสื่อน้ำตาลอมดำสำหรับการดิสชาร์จด้วยศักย์ 1340 V และมีความสม่ำเสมอมากกว่าเมื่อสังเกตด้วยตามเปล่า โครงสร้างภายในฟิล์มถูกเปิดเผยด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี XPS NEXAFS และ SEM ปรากฏว่า ในทุก ๆ เงื่อนไขการตกสะสมฟิล์มมีธาตุคาร์บอน ออกซิเจน และไฮโดรเจนเป็นองค์ประกอบหลัก โดยฟิล์มที่สังเคราะห์ด้วยศักย์ดิสชาร์จ 1340 V มีสัดส่วน  $sp^2$  ต่ำ 30% ถึง 40% และสัดส่วน  $sp^2$  มีค่าเพิ่มขึ้นเป็น 40 50 และ 60% สำหรับการใช้ศักย์ดิสชาร์จ 1120 860 และ 620 V ตามลำดับ ซึ่งบริเวณที่ฟิล์มเติบโตภายใต้ฟลักซ์ไอออนต่ำย่าน  $10^{17} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  มีสัดส่วน  $sp^2/sp^3$  สูงกว่าบริเวณที่ถูกไอออนระดมชนด้วยปริมาณสูง ย่าน  $10^{19} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$  (ตำแหน่งรัศมี 14-15 mm) นอกจากนี้พื้นผิวฟิล์มที่ตรวจวัดได้จากเทคนิค SEM มีความเรียบปราศจากรอยแตกร้าวขนาดไมโครและไม่มีธาตุโลหะเจือปน (บ่งชี้ว่าไม่มีอะตอมโลหะซึ่งเป็นอะตอมของชิ้นส่วนแหล่งกำเนิด FALIS หลุดออกมาเจือปนบนฟิล์ม) อย่างไรก็ตามจากการตรวจวัดภาพตัดตามขวางของฟิล์ม ทำให้ทราบว่าฟิล์มมีความหนาประมาณ 240 486 760 และ 1100 nm สำหรับฟิล์มที่ตกสะสมด้วยศักย์ดิสชาร์จ 620 860 1120 และ 1340 V ตามลำดับ ซึ่งถือว่าสามารถสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ด้วยอัตราการตกสะสมสูง อย่างไรก็ตามฟิล์มมีความไม่สม่ำเสมอตามแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด โดยที่ตำแหน่งรัศมี 14-15 mm (บริเวณที่โดนไอออนระดมชนมากที่สุด) ฟิล์มมีความหนามากกว่าทุกตำแหน่งบนแผ่นฟิล์ม

ด้วยองค์ความรู้ที่ได้จากการศึกษานี้ ทำให้สามารถยืนยันได้ว่าการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ด้วยแหล่งกำเนิดชนิดใด ๆ จำเป็นต้องควบคุมปริมาณฟลักซ์ไอออนและพลังงานไอออนให้มีความสม่ำเสมอทั่วทั้งผิวชิ้นงาน จึงจะสามารถควบคุมองค์ประกอบและคุณสมบัติของฟิล์มได้

เมื่อเปรียบเทียบระหว่างเทคนิคการตกสะสมดีซีแมกนีตรอนสปีดเตอริงกับเทคนิค FALIS ในการสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H จะเห็นได้ว่าเทคนิค FALIS มีความซับซ้อนและใช้งบประมาณที่น้อยกว่า ทั้งการใช้แก๊สเพียงอะเซทิลีน และการใช้แหล่งจ่ายไฟกระแสตรงเพียงอย่างเดียว หากมีการออกแบบระบบหมุนชิ้นงานให้เคลื่อนที่ผ่านลำไอออน ไป - กลับ และด้วยฟังก์ชันการใช้งานที่

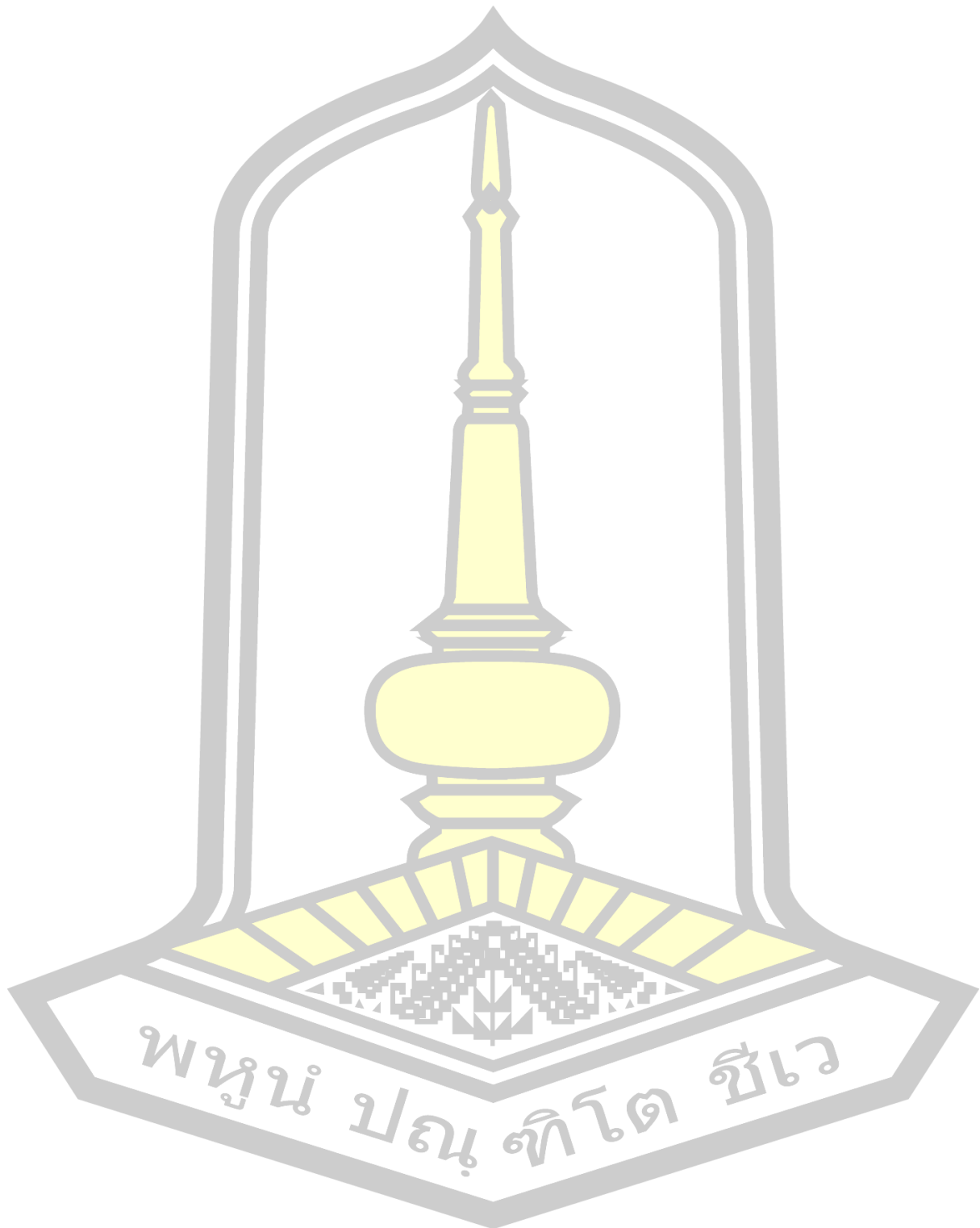
หลากหลายของแหล่งกำเนิด ALIS ในอนาคตอาจปรับแต่งให้กลายเป็นแหล่งกำเนิดพลาสมาซึ่งสามารถสังเคราะห์ฟิล์ม a-C:H ที่มีความแข็งสูงได้

## 5.2 ข้อเสนอแนะ

สำหรับการวิเคราะห์โครงสร้างของฟิล์ม a-C:H ที่สังเคราะห์ด้วยเทคนิค FALIS ตามตำแหน่งแนวรัศมีของแหล่งกำเนิด ด้วยเทคนิครามานสเปกโตรสโคปี XPS และ NEXAFS อาจเกิดความผิดพลาดในการวัดค่อนข้างมาก หากไม่หักชิ้นงานเป็นชิ้นย่อยเพื่อให้ใกล้เคียงตำแหน่งที่ต้องการตรวจวัดมากที่สุด เนื่องจากต้องเลื่อนตำแหน่งของฟิล์มหลังจากการวัดสำเร็จในตำแหน่งที่ 1 ซึ่งอาจเป็นสาเหตุของการวัดผิดตำแหน่งได้ นำมาสู่ข้อมูลและการตีความที่ผิดพลาด รวมถึงสิ้นเปลืองทรัพยากรในการสังเคราะห์และวิเคราะห์ฟิล์มอีกด้วย



บรรณานุกรม





### บรรณานุกรม

- [1] Y. Wang, Y. Ye, H. Li, L. Ji, J. Chen, and H. Zhou, "A magnetron sputtering technique to prepare a-C:H films: Effect of substrate bias," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 257, no. 6, pp. 1990–1995, 2011.
- [2] A. H. Lettington, "Applications of diamond-like carbon thin films," *Carbon N. Y.*, vol. 36, no. 5–6, pp. 555–560, 1998.
- [3] K. Bewilogua and D. Hofmann, "Surface & Coatings Technology History of diamond-like carbon films - From first experiments to worldwide applications," *Surf. Coat. Technol.*, vol. 242, pp. 214–225, 2014.
- [4] S. S. Roy and J. A. McLaughlin, "PT US CR," *Diam. Relat. Mater.*, no. Dlc, 2017.
- [5] A. Erdemir and C. Donnet, "Tribology of diamond-like carbon films : recent progress and future prospects," vol. 311, 2006.
- [6] K. P. Furlan, A. N. Klein, and D. Hotza, "Diamond-like carbon films deposited by hydrocarbon plasma sources," *Rev. Adv. Mater. Sci.*, vol. 34, no. 2, pp. 165–172, 2013.
- [7] M. Weiler *et al.*, "Preparation and properties of highly tetrahedral hydrogenated amorphous carbon," *Physical Review B*, 1996. [Online]. Available: <http://journals.aps.org/prb/abstract/10.1103/PhysRevB.53.1594>.
- [8] S. Flege, R. Hatada, A. Hanauer, W. Ensinger, T. Morimura, and K. Baba, "Preparation of Metal-Containing Diamond-Like Carbon Films by Magnetron Sputtering and Plasma Source Ion Implantation and Their Properties," *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2017, 2017.
- [9] R. F. Bunshah, *Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings*. 1994.
- [10] J. -E. Sundgren and H. T. G. Hentzell, "A review of the present state of art in hard coatings grown from the vapor phase," *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 4, no. 5, pp. 2259–2279, 1986.

- [11] S. Zhang, D. Sun, Y. Fu, and H. Du, "Toughening of hard nanostructural thin films : a critical review," vol. 198, pp. 2–8, 2005.
- [12] D. Jianxin, W. Fengfang, L. Yunsong, X. Youqiang, and L. Shipeng, "Int . Journal of Refractory Metals and Hard Materials Erosion wear of CrN , TiN , CrAlN , and TiAlN PVD nitride coatings," *RMHM*, vol. 35, pp. 10–16, 2012.
- [13] P. Taylor, R. Cherukuri, and P. Molian, "Machining Science and Technology : An International Lathe Turning of Titanium Using Pulsed Laser Deposited , Ultra - Hard Boride Coatings of Carbide Inserts Lathe Turning of Titanium Using Pulsed Laser Deposited ," no. October 2013, pp. 37–41, 2007.
- [14] B. R. Hauert and J. Patscheider, "From Alloying to Nanocomposites ð Improved Performance of Hard Coatings" no. 5, pp. 247–259, 2000.
- [15] Y. C. Chen *et al.*, "Synthesis and characterization of smooth ultrananocrystalline diamond films via low pressure bias-enhanced nucleation and growth Synthesis and characterization of smooth ultrananocrystalline diamond films via low pressure bias-enhanced nucleation and growth," vol. 133113, no. 2008, pp. 2–5, 2014.
- [16] J. C. Angus and C. C. Hayman, "Low-Pressure , Metastable Growth of Diamond and " Diamondlike " Phases."
- [17] C. Technology and N. P. Labs, "Review Properties of diamond-like carbon," vol. 50, pp. 185–203, 1992.
- [18] N. Mounet and N. Marzari, "First-principles determination of the structural, vibrational and thermodynamic properties of diamond, graphite, and derivatives," pp. 1–14, 2005.
- [19] C. V Deshpandey and R. F. Bunshah, "Diamond and diamondlike films : Deposition processes and properties," vol. 2294, no. 1989, 2014.

- [20] A. Erdemir and C. Donnet, "Tribology of diamond-like carbon films: Recent progress and future prospects," *J. Phys. D. Appl. Phys.*, vol. 39, no. 18, pp. 311–327, 2006.
- [21] R. Wa and A. Cordery, "Effects of post-deposition annealing on different DLC films," vol. 8, pp. 504–509, 1999.
- [22] I. S. Trakhtenberg, O. M. Bakunin, I. N. Korneyev, S. A. Plotnikov, A. P. Rubshtein, and K. Uemura, "Substrate surface temperature as a decisive parameter for diamond-like carbon film adhesion to polyethylene substrates," vol. 9, pp. 711–714, 2000.
- [23] M. Kamiya, H. Tanoue, H. Takikawa, and M. Taki, "Preparation of various DLC films by T-shaped filtered arc deposition and the effect of heat treatment on film properties," vol. 83, pp. 510–514, 2009.
- [24] S. Chowdhury, M. T. Laugier, and I. Z. Rahman, "Characterization of DLC coatings deposited by rf magnetron sputtering," vol. 154, pp. 804–810, 2004.
- [25] R. Wei, P. J. Wilbur, A. Erdemir, and F. M. Kustas, "The effects of beam energy and substrate temperature on the tribological properties of hard-carbon films on aluminum," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 51, no. 1–3, pp. 139–145, 1992.
- [26] S. Bhargava, H. D. Bist, A. V. Narlikar, S. B. Samanta, J. Narayan, and H. B. Tripathi, "Effect of substrate temperature and heat treatment on the microstructure of diamondlike carbon films Effect of substrate temperature and heat treatment on the microstructure of diamondlike carbon films," vol. 1917, no. 1996, 2007.
- [27] <http://www.protoneurope.org>
- [28] C. Hybridization and G. Peschel, "Manifestation of Carbon Hybridization," vol. 2, pp. 1–6.
- [29] <http://www.atom.rmutphysics.com/charud/oldnews/0/286/16/2/pic10/science/chemistry/chemistry/lesson1-9.htm>.

- [30] <http://www.atom.rmutphysics.com/charud/oldnews/0/286/16/2/pic10/science/chemistry/chemistry/lesson1-8.htm>.
- [31] [http://www.satriwit3.ac.th/external\\_newsblog.php?links=1287&sp=vote](http://www.satriwit3.ac.th/external_newsblog.php?links=1287&sp=vote).
- [32] <http://enacademic.com/dic.nsf/enwiki/736>.
- [33] A. Grill, "Diamond-like carbon : state of the art," vol. 8, no. September 1998, pp. 428–434, 1999.
- [34] J. C. Angus, Y. Wang, and M. Sunkara, "Metastable Growth of Diamond and Diamond-Like Phases," *Annu. Rev. Mater. Sci.*, vol. 21, no. 1, pp. 221–248, 1991.
- [35] J. Robertson, "Diamond-like amorphous carbon," vol. 37, pp. 129–281, 2002.
- [36] D. R. Mckenzie, R. C. Mcphedran, N. Savvides, and L. C. Botten, "Properties and structure of amorphous hydrogenated carbon films," *Philos. Mag. Part B*, vol. 48, no. 4, pp. 341–64, 1983.
- [37] P. Gupta, "Synthesis, Structure and Properties of Nanolayered DLC/DLC Films," *Structure*, no. May, 2003.
- [38] J. C. Phillips, "„ S," vol. 42, no. 17, pp. 1151–1154, 1979.
- [39] M. F. Thorpe, "Continuous deformations in random networks," *J. Non. Cryst. Solids*, vol. 57, no. 3, pp. 355–370, 1983.
- [40] M. A. Tamor and C. H. Wu, "Graphitic network models of 'diamondlike' carbon," *J. Appl. Phys.*, vol. 67, no. 2, pp. 1007–1012, 1990.
- [41] H. A. Castillo, E. Restrepo-Parra, and P. J. Arango-Arango, "Chemical and morphological difference between TiN/DLC and a-C:H/DLC grown by pulsed vacuum arc techniques," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 257, no. 7, pp. 2665–2668, 2011.
- [42] B. Segura-Giraldo, E. Restrepo-Parra, and P. J. Arango-Arango, "On the influence of a TiN interlayer on DLC coatings produced by pulsed vacuum arc discharge: Compositional and morphological study," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 256, no. 1, pp. 136–141, 2009.

- [43] P. Sou *et al.*, “Surface & Coatings Technology Superhard nanocomposite nc-TiC/a-C:H coatings : The effect of HiPIMS on coating microstructure and mechanical properties,” vol. 311, pp. 257–267, 2017.
- [44] Y. Wang, X. Zhang, X. Wu, H. Zhang, and X. Zhang, “Superhard nanocomposite nc-TiC/a-C:H film fabricated by filtered cathodic vacuum arc technique,” vol. 254, pp. 5085–5088, 2008.
- [45] M. Bonelli, A. P. Fioravanti, A. Miotello, and P. M. Ossi, “Structural and mechanical properties of ta-C films grown,” vol. 50, no. May, pp. 501–506, 2000.
- [46] M. Weiler *et al.*, “Highly tetrahedral , diamondlike amorphous hydrogenated carbon prepared from a plasma beam source Highly tetrahedral , diamond-like amorphous prepared from a plasma beam source hydrogenated carbon,” vol. 2797, no. 1994, pp. 9–12, 2012.
- [47] W. Dai, H. Zheng, G. Wu, and A. Wang, “Effect of bias voltage on growth property of Cr-DLC film prepared by linear ion beam deposition technique,” *Vaccum*, vol. 85, no. 2, pp. 231–235, 2010.
- [48] P. Guo, P. Ke, and A. Wang, “Incorporated W Roles on Microstructure and Properties of W-C:H Films by a Hybrid Linear Ion Beam Systems,” vol. 2013, pp. 23–29, 2013.
- [49] V. Dudnikov and A. Westner, “Ion source with closed drift anode layer plasma acceleration,” vol. 729, no. 2002, pp. 2000–2003, 2020.
- [50] G. S. Bumbrah and R. M. Sharma, “Raman spectroscopy – Basic principle , instrumentation and selected applications for the characterization of drugs of abuse,” *Egypt. J. Forensic Sci.*, vol. 6, no. 3, pp. 209–215, 2016.

- [51] M. Fan, G. F. S. Andrade, and A. G. Brolo, "Analytica Chimica Acta A review on the fabrication of substrates for surface enhanced Raman spectroscopy and their applications in analytical chemistry," *Anal. Chim. Acta*, vol. 693, no. 1–2, pp. 7–25, 2011.
- [52] H. J. Butler *et al.*, "Using Raman spectroscopy to characterize biological materials," *Nat. Protoc.*, vol. 11, no. 4, pp. 664–687, 2016.
- [53] <http://bwtek.com/raman-theory-of-raman-scattering/>.
- [54] L. Bokobza, J. Bruneel, and M. Couzi, "Vibrational Spectroscopy Raman spectroscopy as a tool for the analysis of carbon-based materials ( highly oriented pyrolytic graphite , multilayer graphene and multiwall carbon nanotubes ) and of some of their elastomeric composites," *Vib. Spectrosc.*, vol. 74, pp. 57–63, 2014.
- [55] J. Hodkiewicz and T. F. Scientific, "Characterizing Carbon Materials with Raman Spectroscopy."
- [56] D. A. Lima-Oliveira, "Adhesion Studies of Diamond-Like Carbon Films Deposited on Ti6Al4V Alloy after Carbonitriding," *Open J. Met.*, vol. 02, no. March, pp. 1–7, 2012.
- [57] F. Jalilehvand, "X-ray Absorption Spectroscopy ( XAS )," pp. 0–2.
- [58] S. E. Fibers and C. G. Pantano, "XPS Analysis of Silane Coupling Agents and," vol. 15, no. April, pp. 498–501, 1990.
- [59] R. C. Glass, L. M. Spellman, R. F. Davis, and N. C. State, "Chemical and structural analyses of the titanium nitride/alpha," pp. 1625–1630, 1992.
- [60] G. Mattogno, G. Righini, and E. Traversa, "XPS analysis of the interface of ceramic thin films for humidity sensors," vol. 71, pp. 363–366, 1993.
- [61] A. P. Grosvenor, M. C. Biesinger, R. S. C. Smart, and N. S. McIntyre, "New interpretations of XPS spectra of nickel metal and oxides," vol. 600, pp. 1771–1779, 2006.



- [62] <https://www.slri.or.th/th/bl5-3-xps.html>.
- [63] [https://en.wikipedia.org/wiki/X-ray\\_photoelectron\\_spectroscopy](https://en.wikipedia.org/wiki/X-ray_photoelectron_spectroscopy).
- [64] V. A. Davydov, I. Kireev, and V. Agafonov, "Solid state synthesis of carbon-encapsulated iron carbide nanoparticles and their interaction with living cells," no. January, 2014.
- [65] J. Yano and V. K. Yachandra, "X-ray absorption spectroscopy," *Photosynth. Res.*, vol. 102, no. 2, pp. 241–254, 2009.
- [66] X. Spectroscopies, "Biochim. Biophys. Acta 683, 1 (1982).," vol. 246, no. 1982, pp. 638–675, 1995.
- [67] C. S. Schnorr and M. C. Ridgway, "Introduction to X-Ray Absorption Spectroscopy."
- [68] <https://www.slri.or.th/th/index.php/beamline/sut-nanotec-slri.html?view=article&id=4590:data-and-spectrum-xas>.
- [69] S. Tunmee *et al.*, "Study of synchrotron radiation near-edge X-ray absorption fine-structure of amorphous hydrogenated carbon films at various thicknesses," *J. Nanomater.*, vol. 2015, no. Dlc, 2015.
- [70] NEXAFS and EXAFS
- [71] D. M. DeLongchamp, E. K. Lin, and D. A. Fischer, "Organic semiconductor structure and chemistry from Near-edge X-ray absorption fine structure (NEXAFS) spectroscopy."
- [72] E. Broitman *et al.*, "Structural and mechanical properties of diamond-like carbon films deposited by direct current magnetron sputtering Structural and mechanical properties of diamond-like carbon films deposited by direct current magnetron sputtering," vol. 851, no. 2003, 2014.
- [73] B. I. Retzko and W. E. S. Unger, "Analysis of Carbon Materials by X-ray Photoelectron Spectroscopy and X-ray Absorption Spectroscopy," vol. 1, no. 7, pp. 519–522, 2003.

- [74] I. Ahmad, S. S. Roy, A. Rahman, T. I. T. Okpalugo, P. D. Maguire, and J. A. Mclaughlin, "Substrate effects on the microstructure of hydrogenated amorphous carbon films," *Curr. Appl. Phys.*, vol. 9, no. 5, pp. 937–942, 2009.
- [75] A. Saikubo, N. Yamada, K. Kanda, S. Matsui, and T. Suzuki, "Comprehensive classification of DLC films formed by various methods using NEXAFS measurement," vol. 17, pp. 1743–1745, 2008.
- [76] S. Ohmagari *et al.*, "Near-Edge X-Ray Absorption Fine Structure of Ultrananocrystalline Diamond / Hydrogenated Amorphous Carbon Films Prepared by Pulsed Laser Deposition," vol. 2009, no. i, 2009.
- [77] G. A. Abbas, P. Papakonstantinou, and J. A. Mclaughlin, "Investigation of local ordering and electronic structure in Si- and hydrogen-doped tetrahedral amorphous carbon thin films Investigation of local ordering and electronic structure in Si- and hydrogen-doped tetrahedral amorphous carbon thin films," vol. 251918, no. 2005, pp. 85–88, 2010.
- [78] G. B. A. Podest, "Electronic properties and applications of cluster-assembled carbon films Electronic properties and applications of cluster-assembled," no. May 2014, 2006.
- [79] M. Kiguchi, J. Joly, and T. Enoki, "Observation of Magnetic Edge State and Dangling Bond State on Nanographene in Activated Carbon Fibers," no. May 2014, 2011.
- [80] <https://www.britannica.com/technology/scanning-electron-microscope>.
- [81] F. Chen, "Langmuir probe diagnostics," *Course Plasma Diagnostics, IEEE-ICOPS Meet. ...*, p. 42, 2003.
- [82] G. Shugar and J. Ballinger, "Cleaning procedures for glass substrates," *Chem. Tech. Ready Handb.*, pp. 1–3, 1996.
- [83] U. Irvine, "Cleaning Procedures for Silicon Wafers," *Fabrication*, no. Di, pp. 2–5, 2010.

- [84] P. Chabert and N. Braithwaite, *Physics of radio-frequency plasmas*, vol. 9780521763. 2011.
- [85] J. Sellers, "Asymmetric bipolar pulsed DC: The enabling technology for reactive PVD," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 98, no. 1–3, pp. 1245–1250, 1998.
- [86] Henderson, "Investigation into the properties of titanium based films deposited using pulsed magnetron sputtering," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 174–175, pp. 720–724, 2003.
- [87] A. Grill, "Electrical and optical properties of diamond-like carbon," vol. 356, pp. 189–193, 1999.
- [88] C. Corbella, I. Bialuch, M. Kleinschmidt, and K. Bewilogua, "Modified DLC coatings prepared in a large-scale reactor by dual microwave/pulsed-DC plasma-activated chemical vapour deposition," *Thin Solid Films*, vol. 517, no. 3, pp. 1125–1130, 2008.
- [89] X. . Peng, Z. . Barber, and T. . Clyne, "Surface roughness of diamond-like carbon films prepared using various techniques," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 138, no. 1, pp. 23–32, 2001.
- [90] P. Li, F. Zhang, S. Geng, J. Zhao, and D. Tang, "Surface & Coatings Technology Three-dimensional Particle-In-Cell simulation of ion characteristics in anode layer ion source," *Surf. Coat. Technol.*, no. March, pp. 1–7, 2018.
- [91] L. Berkeley, "Plasma and ion sources in large area coating : A review," vol. 200, pp. 1893–1906, 2005.
- [92] S. Lee, J. Kim, D. Kim, S. Lee, J. Kim, and D. Kim, "Effects of electrode geometry on the ion beam extraction of closed drift type anode layer linear ion source Effects of electrode geometry on the ion beam extraction of closed drift type anode layer linear ion source," vol. 703, pp. 2–5, 2012.

- [93] K. W. R. Gilkes, S. Praver, K. W. Nugent, J. Robertson, and H. S. Sands, "Direct quantitative detection of the  $sp^3$  bonding in diamond-like carbon films using ultraviolet and visible Raman spectroscopy Direct quantitative detection of the  $sp^3$  bonding in diamond-like carbon films using ultraviolet and visible Raman spectroscopy," vol. 7283, 2000.
- [94] E. Asari, "An effect of the extended cascade on the Raman spectra of ion-irradiated graphite," vol. 38, pp. 1857–1861, 2000.
- [95] A. C. Ferrari and J. Robertson, "Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon," vol. 61, no. 20, pp. 95–107, 2000.
- [96] N. Menegazzo, M. Kahn, R. Berghauser, and B. Mizaikoff, "Nitrogen-doped diamond-like carbon as optically transparent electrode for infrared attenuated total reflection spectroelectrochemistry," pp. 1831–1839, 2011.
- [97] F. C. Tai, S. C. Lee, C. H. Wei, and S. L. Tyan, "Correlation between  $I_D = I_G$  Ratio from Visible Raman Spectra and  $sp^2 / sp^3$  Ratio from XPS Spectra of Annealed Hydrogenated DLC Film," vol. 47, no. 7, pp. 6–11, 2006.
- [98] W. Seok and B. Hong, "The effect of annealing on the properties of diamond-like carbon protective antireflection coatings," vol. 33, pp. 226–231, 2008.
- [99] A. C. Ferrari *et al.*, "Density,  $sp^3$  fraction, and cross-sectional structure of amorphous carbon films determined by x-ray reflectivity and electron energy-loss spectroscopy," vol. 62, no. 16, pp. 89–103, 2000.
- [100] M. S. Dresselhaus, "MODEL FOR RAMAN SCATTERING FROM INCOMPLETELY," no. 5, pp. 427–431, 2000.
- [101] J. Schwan *et al.*, "Raman spectroscopy on amorphous carbon films," vol. 440, no. 1996, 2013.
- [102] S. Adhikari, D. Chandra, H. Ram, G. Kalita, and M. Umeno, "Effect of substrate bias voltage on the properties of diamond-like carbon thin films deposited by microwave surface wave plasma CVD," vol. 17, pp. 696–699, 2008.

- [103] M. Weiler, K. Lang, E. Li, and J. Robertson, "Deposition of tetrahedral hydrogenated amorphous carbon using a novel electron cyclotron wave resonance reactor Deposition of tetrahedral hydrogenated amorphous carbon using a novel electron cyclotron wave resonance reactor," vol. 1314, no. 1998, pp. 1–4, 2002.
- [104] M. Zhong, C. Zhang, J. Luo, and X. Lu, "Applied Surface Science The protective properties of ultra-thin diamond like carbon films for high density magnetic storage devices," vol. 256, pp. 322–328, 2009.
- [105] M. Kahn *et al.*, "Structural and mechanical properties of diamond-like carbon films deposited by an anode layer source," vol. 517, pp. 6502–6507, 2009.
- [106] R. K. Roy, H. Choi, S. Park, and K. Lee, "Author ' s personal copy Surface energy of the plasma treated Si incorporated diamond-like carbon films."
- [107] Q. Zeng, "Thermally Induced Superlow Friction of DLC Films in Ambient Air," pp. 0–6, 2018.
- [108] D. Wang, C. Chang, and W. Ho, "Oxidation behavior of diamond-like carbon films," vol. 121, pp. 138–144, 1999.
- [109] V. A. Online, X. Dong, L. Li, C. Zhao, H. Liu, and Z. Guo, "Controllable synthesis of RGO / Fe x O y nanocomposites as high-performance anode materials for lithium ion batteries †," pp. 9844–9850, 2014.
- [110] K. Yamada, T. Harigai, and H. Takikawa, "XPS SPECTRUM OF DLC THIN FILMS CHANGED BY ARGON ION," vol. 1, pp. 15–19, 2018.
- [111] V. Surdu, M. Husanu, B. Bitu, and R. Ghisleni, "The Role of Ambient Gas and Pressure on the Structuring of Hard Diamond-Like Carbon Films Synthesized by Pulsed Laser Deposition," no. April, pp. 3284–3305, 2015.
- [112] B. Subramanian *et al.*, "Biom mineralization of osteoblasts on DLC coated surfaces for bone implants Biom mineralization of osteoblasts on DLC coated surfaces for bone implants," vol. 041002, 2018.

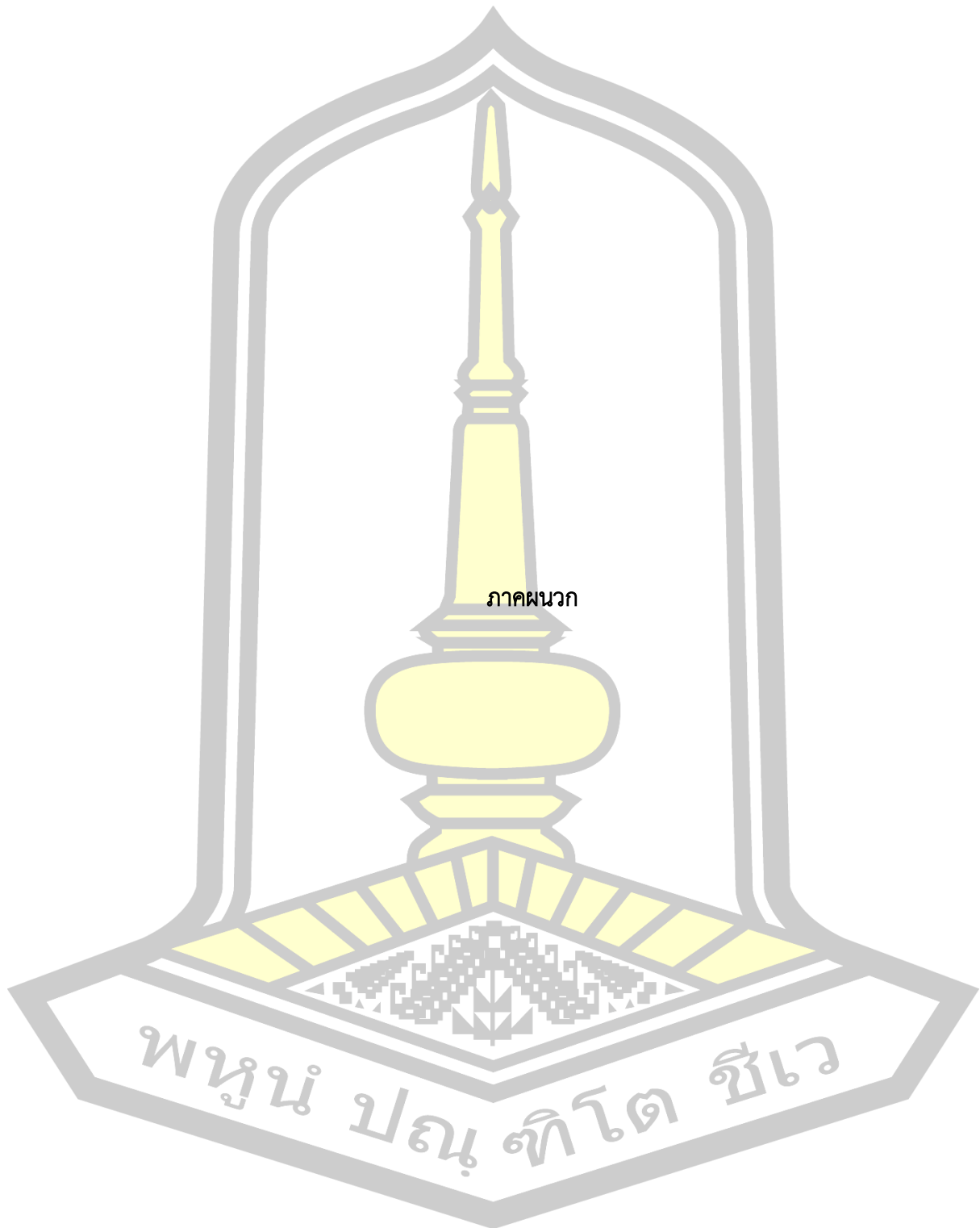
- [113] H. Li, T. Xu, C. Wang, J. Chen, H. Zhou, and H. Liu, "Friction-induced physical and chemical interactions among diamond-like carbon film , steel ball and water and / or oxygen molecules," vol. 15, pp. 1228–1234, 2006.
- [114] C. Series, "XPS and XAS preliminary studies of diamond-like carbon films prepared by HiPIMS technique XPS and XAS preliminary studies of diamond-like carbon films prepared by HiPIMS technique," pp. 6–10, 2018.
- [115] Q. Zeng, "Thermally Induced Superlow Friction of DLC Films in Ambient Air," vol. 37, no. 8, pp. 725–731, 2018.
- [116] F. L. Coffman, R. Cao, P. A. Pianetta, S. Kapoor, and M. Kelly, "Nearedge xray absorption of carbon materials for determining bond hybridization in mixed sp<sup>2</sup> / sp<sup>3</sup> bonded materials hybridization in mixed sp<sup>2</sup> / sp<sup>3</sup> bonded materials," vol. 568, no. 1996, pp. 3–6, 2010.
- [117] D. A. Outka and J. Stöhr, "Curve fitting analysis of nearedge core excitation spectra of free , adsorbed , and polymeric molecules Curve fitting analysis of near-edge core excitation spectra of free , adsorbed , and polymeric molecules," vol. 3539, no. 1988, 2006.
- [118] A. V Sumant *et al.*, "Surface composition , bonding , and morphology in the nucleation and growth of ultra-thin , high quality nanocrystalline diamond films," vol. 16, pp. 718–724, 2007.
- [119] T. K. Itagawa, K. M. Iyauchi, K. K. Anda, Y. S. Himizugawa, and N. T. Oyoda, "Near Edge X-Ray Absorption Fine Structure Study for Optimization of Hard Diamond-Like Carbon Film Formation with Ar Cluster Ion Beam Near Edge X-Ray Absorption Fine Structure Study for Optimization of Hard Diamond-Like Carbon Film Formation with Ar Cluster Ion Beam," vol. 3971.

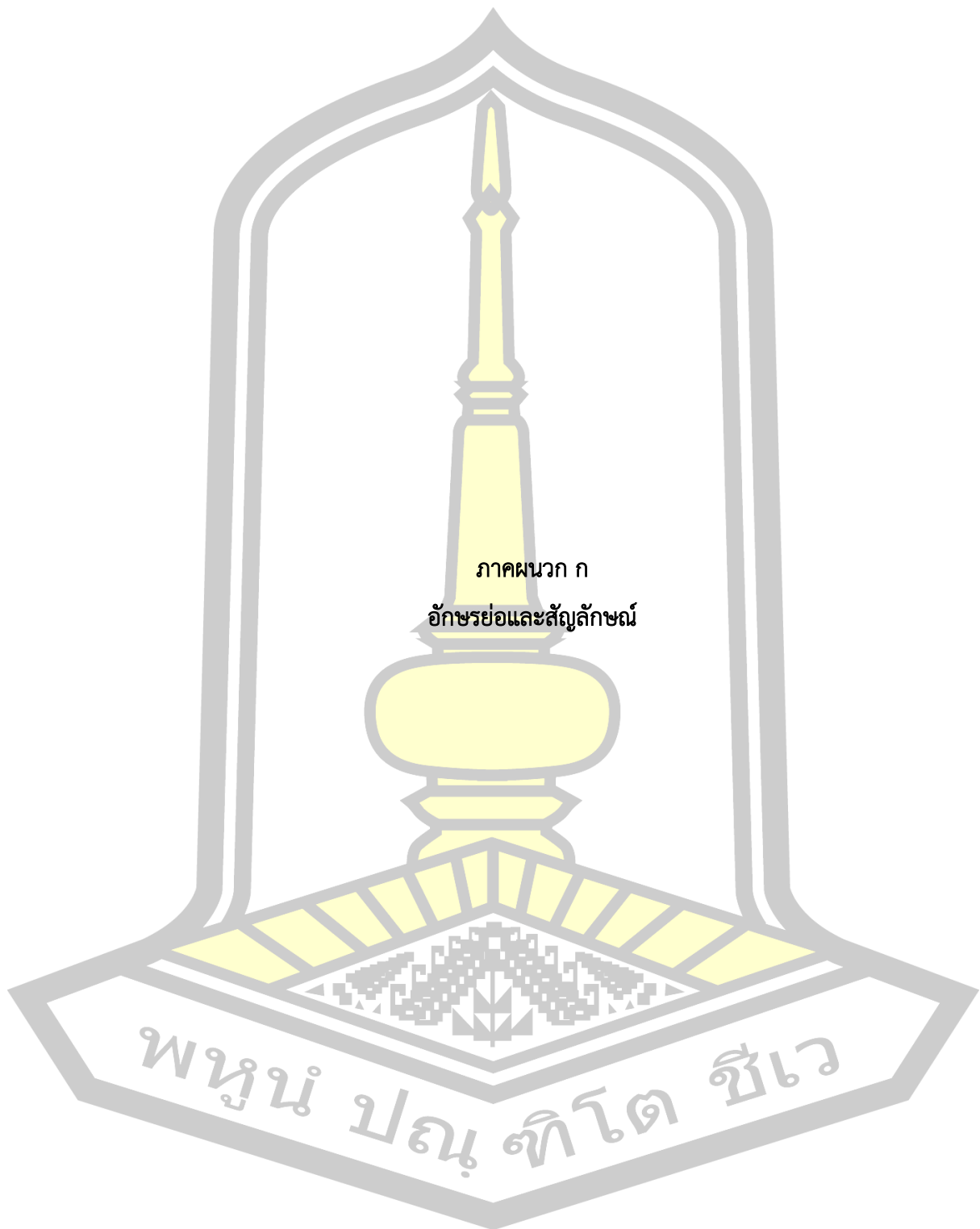
- [120] C. Lenardi, P. Piseri, V. Briois, C. E. Bottani, and A. L. Bassi, "Near-edge x-ray absorption fine structure and Raman characterization of amorphous and nanostructured carbon films of amorphous and nanostructured carbon films," vol. 7159, 1999.
- [121] "NEXAFS Spectroscopy," vol. 25, no. 0, p. 6221, 1992.
- [122] J. G. Buijnsters and R. Gago, "Hydrogen stability in hydrogenated amorphous carbon films with polymer-like and diamond-like structure," vol. 093502, pp. 1–7, 2012.
- [123] F. Mangolini, J. B. McClimon, F. Rose, and R. W. Carpick, "Accounting for Nanometer-Thick Adventitious Carbon Contamination in X - ray Absorption Spectra of Carbon-Based Materials," 2014.
- [124] H. Search, C. Journals, A. Contact, M. Iopscience, and I. P. Address, "X-ray absorption spectroscopy ( XAS ) study of dip deposited a-C : H ( OH ) thin films," vol. 5713.
- [125] S. Ohmagari, T. Yoshitake, A. Nagano, S. Al-riyami, and R. Ohtani, "Near-Edge X-Ray Absorption Fine Structure of Ultrananocrystalline Near-Edge X-Ray Absorption Fine Structure of Ultrananocrystalline Diamond / Hydrogenated Amorphous," no. March 2009, 2014.
- [126] F. Piazza, D. Grambole, D. Schneider, C. Casiraghi, A. C. Ferrari, and J. Robertson, "Protective diamond-like carbon coatings for future optical storage disks," vol. 14, pp. 994–999, 2005.
- [127] J. C. Damasceno, S. S. C. Jr, and M. Cremona, "Optical and mechanical properties of DLC-Si coatings on polycarbonate," vol. 433, pp. 199–204, 2003.
- [128] K. Bewilogua and D. Hofmann, "History of diamond-like carbon films - From first experiments to worldwide applications," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 242, pp. 214–225, 2014.



- [129] R. P. Gandhiraman, D. Nordlund, C. Javier, J. E. Koehne, and B. Chen, "X - ray Absorption Study of Graphene Oxide and Transition Metal Oxide Nanocomposites," 2014.
- [130] [http://yoshitake.private.coocan.jp/univ\\_lab/exper-UNCD-e.htm](http://yoshitake.private.coocan.jp/univ_lab/exper-UNCD-e.htm).
- [131] F. Mangolini, J. B. McClimon, and R. W. Carpick, "Quantitative Evaluation of the Carbon Hybridization State by Near Edge X - ray Absorption Fine Structure Spectroscopy," 2016.





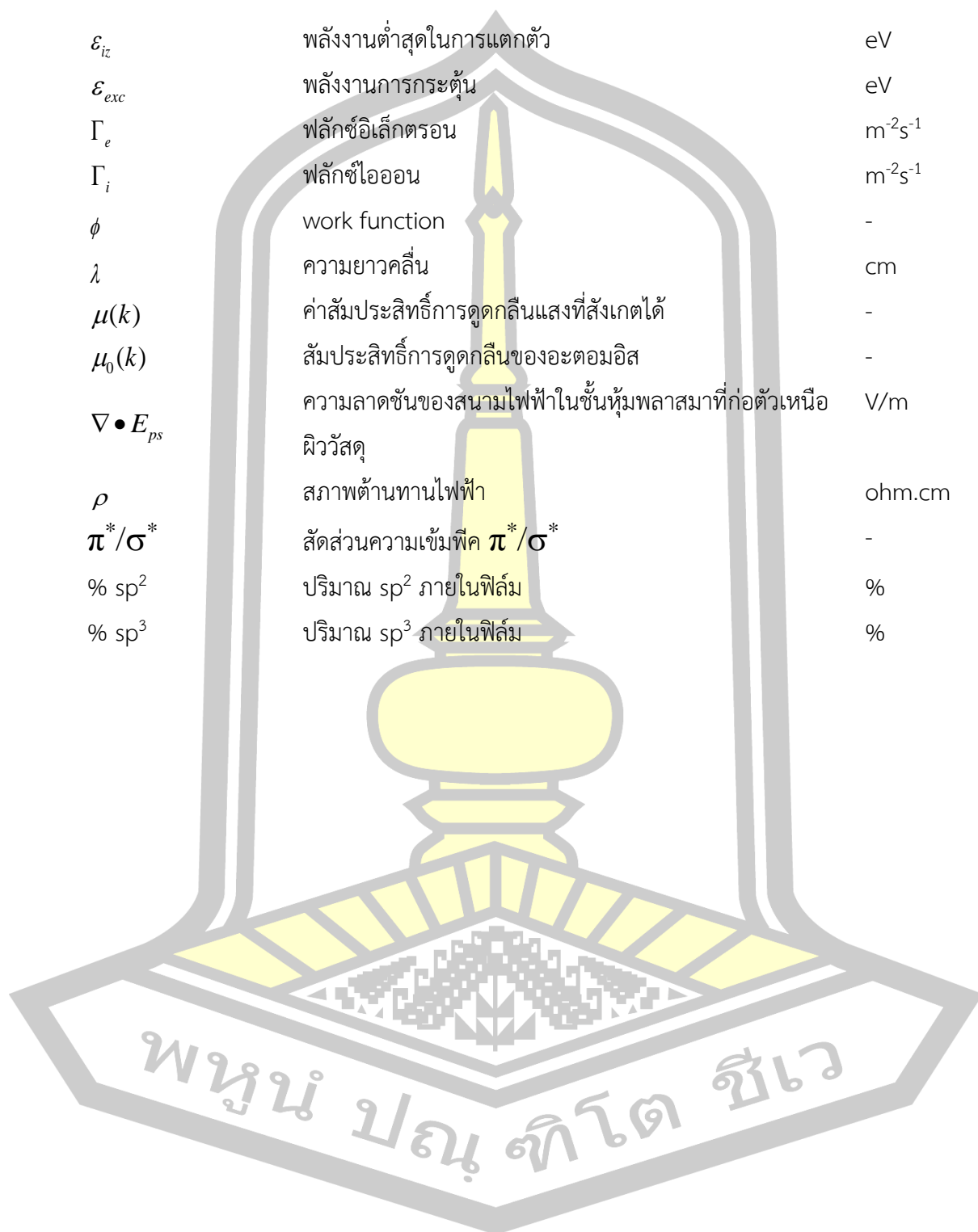


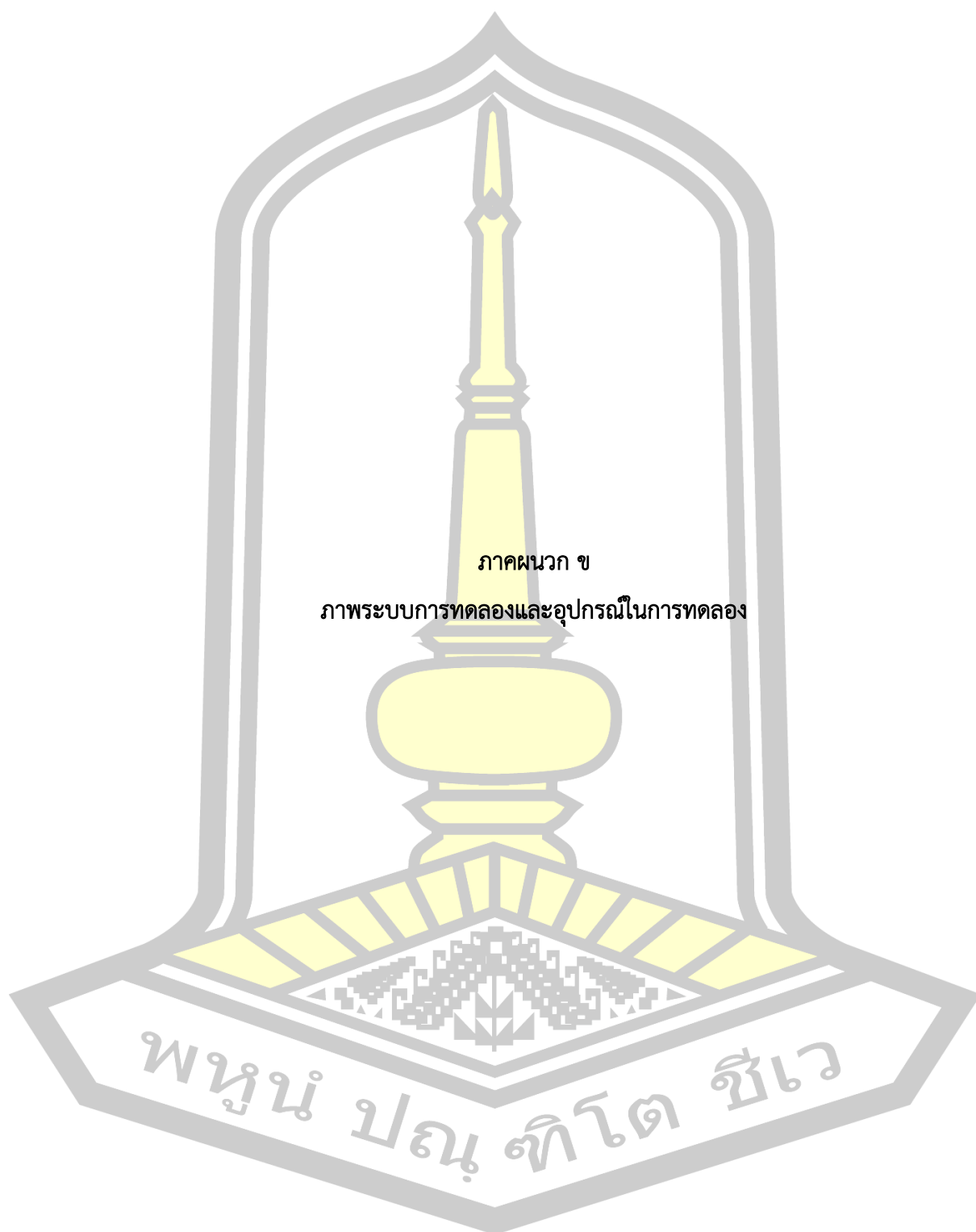
## อักษรย่อและสัญลักษณ์

สัญลักษณ์	ความหมาย	หน่วย
$A$	พื้นที่ขั้วรับกระแส	$\text{mm}^2$
ALIS	Anode layer ion source	-
$e$	ค่าประจุอิเล็กตรอน	C
$E$	สนามไฟฟ้า	V/m
$E$	พลังงานโฟตอน	J
$E_0$	พลังงานแสงตกกระทบ	eV
$E_B$	binding energy	eV
$E_k$	พลังงานจลน์ของโฟโตอิเล็กตรอน	eV
FALIS	Focused anode layer ion source	-
$F$	แรงคูลอมป์	N
G peak position	ตำแหน่งพีค G	$\text{cm}^{-1}$
G peak FWHM	ค่าความกว้างครึ่งความสูงของพีค G	$\text{cm}^{-1}$
$h$	ค่าคงที่ของพลังค์	J.s
$h\nu$	พลังงานแสงกระตุ้นให้เกิดการปลดปล่อยโฟโตอิเล็กตรอน	eV
$I_d$	กระแสดีสชาร์จ	A
$I_e$	กระแสอิเล็กตรอน	A
$I_i$	กระแสไอออน	A
$I_p$	กระแสหัววัด	A
$I_0$	ความเข้มของลำแสงโฟตอนตกกระทบ	a.u
$I_{sam}^{\pi^*}$	ความเข้มพีคของ $\pi^*$	a.u
$I_{ref}^{\pi^*}$	ค่า Highly Ordered Pyrolytic Graphite หรือ HOPG อ้างอิง	a.u
$I_{sam,all}(\Delta E)$	พื้นที่ใต้พีคที่คำนวณได้จากพีคอื่น ๆ	a.u
$I_{ref}(\Delta E)$	ความเข้มพีค $\pi^*$ (ตำแหน่ง 284.6 eV) ที่ได้จากค่ามาตรฐาน HOPG	a.u
$I_D/I_G$	สัดส่วนความเข้มพีค D ต่อความเข้มพีค G	-
$k$	เวกเตอร์คลื่นโฟโตอิเล็กตรอน	$\text{\AA}^{-1}$
$k_B$	ค่าคงที่โบลทซ์มันน์	J/K

สัญลักษณ์	ความหมาย	หน่วย
$K_{iz}$	สัมประสิทธิ์อัตราการชนกันแล้วแตกตัว	$m^3s^{-1}$
$K_{exc}$	สัมประสิทธิ์อัตราการชนแบบกระตุ้น	$m^3s^{-1}$
$K_{el}$	สัมประสิทธิ์อัตราการชนแบบยืดหยุ่น	$m^3s^{-1}$
$m_e$	มวลของอิเล็กตรอน	kg
$M$	มวลของไอออน	kg
$n_o$	ความหนาแน่นพลาสมา	$m^{-3}$
$n_e$	ความหนาแน่นอิเล็กตรอน	$m^{-3}$
$n_i$	ความหนาแน่นไอออน	$m^{-3}$
$n_g$	ความหนาแน่นอะตอมแก๊ส	$m^{-3}$
$n_n$	ความหนาแน่นของอนุภาคที่เป็นกลางทางไฟฟ้า	$m^{-3}$
$P_{input}$	งานที่จ่ายให้กับอิเล็กตรอน	$W/m^3$
$P_{loss}$	อัตราการสูญเสียพลังงานอิเล็กตรอน	$W/m^3$
$P_{loss,coll}$	อัตราการสูญเสียพลังงานของอิเล็กตรอนให้กับอะตอมแก๊ส	$W/m^3$
$p$	ความดันแก๊สในภาชนะสุญญากาศ	Pa
$q_i$	ประจุไอออน	C
$T_e$	อุณหภูมิอิเล็กตรอน	K
$T_g$	อุณหภูมิแก๊ส	K
$t_{neg}$	ช่วงเวลาที่ศักย์ไฟฟ้าไบอัสมีค่าเป็นลบ	s
$t_{pos}$	ช่วงเวลาที่ศักย์ไฟฟ้าไบอัสมีค่าเป็นบวก	s
$u_B$	ความเร็วโบห์ม	m/s
$u_i$	ความเร็วของไอออน	m/s
$v$	ความเร็วอิเล็กตรอน	m/s
$v_0$	ความถี่เริ่มต้น	Hz
$v_m$	ความถี่ที่เปลี่ยนไป	Hz
$V_d$	ศักย์ดิสชาร์จ	V
$V_g$	ปริมาตรแก๊ส	$m^3$
$V_{bias}$	ศักย์ไฟฟ้าที่ไบอัสหัววัดแสงเมียร์	V
$\epsilon_0$	ค่าเพอร์มิติวิตีของสุญญากาศ	$C^2/(N.m^2)$
$\epsilon_i$	พลังงานไอออนในพลาสมา	eV

สัญลักษณ์	ความหมาย	หน่วย
$\varepsilon_{iz}$	พลังงานต่ำสุดในการแตกตัว	eV
$\varepsilon_{exc}$	พลังงานการกระตุ้น	eV
$\Gamma_e$	ฟลักซ์อิเล็กตรอน	$m^{-2}s^{-1}$
$\Gamma_i$	ฟลักซ์ไอออน	$m^{-2}s^{-1}$
$\phi$	work function	-
$\lambda$	ความยาวคลื่น	cm
$\mu(k)$	ค่าสัมประสิทธิ์การดูดกลืนแสงที่สังเกตได้	-
$\mu_0(k)$	สัมประสิทธิ์การดูดกลืนของอะตอมอิสระ	-
$\nabla \cdot E_{ps}$	ความลาดชันของสนามไฟฟ้าในชั้นหุ้มพลาสมาที่ก่อตัวเหนือผิววัสดุ	V/m
$\rho$	สภาพต้านทานไฟฟ้า	ohm.cm
$\pi^*/\sigma^*$	สัดส่วนความเข้มฟลัก $\pi^*/\sigma^*$	-
% sp <sup>2</sup>	ปริมาณ sp <sup>2</sup> ภายในฟิล์ม	%
% sp <sup>3</sup>	ปริมาณ sp <sup>3</sup> ภายในฟิล์ม	%





ภาคผนวก ข  
ภาพระบบการทดลองและอุปกรณ์ในการทดลอง

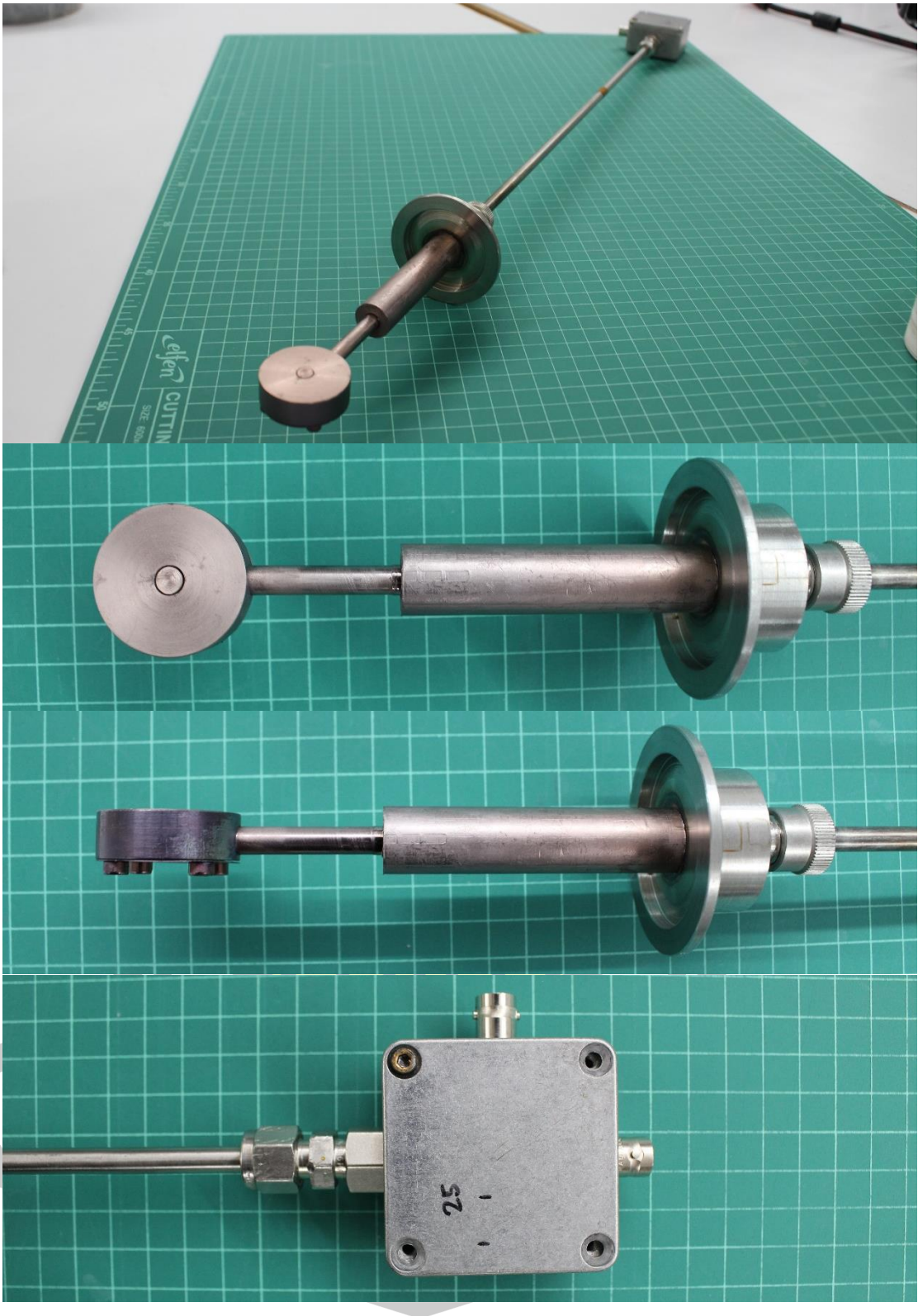
พหุมนุ ปรณุ ทิโต ชีเว





ภาพประกอบ ข.1 ภาพถ่ายระบบและอุปกรณ์ในการทดลอง



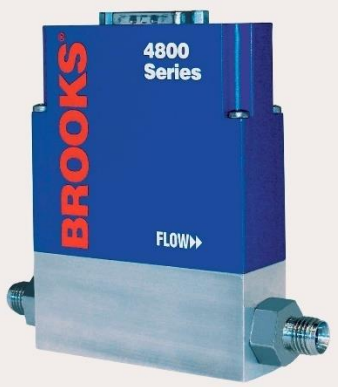





ภาพประกอบ ข.2 ภาพถ่ายหัววัดแลงเมียร์ที่ใช้ในงานวิจัย





## เครื่องมือและอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง

### ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง





ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
1.	ปั๊มโรตารี ยี่ห้อ EDWARDS รุ่น 12	
2.	ปั๊มไอแพร์ Edwards Diffstak 100/300M ระบบ Manually Operated Isolation Valve	
3.	เครื่องควบคุมอัตราการไหลของแก๊ส (Mass flow controller) ยี่ห้อ Brooks instrument รุ่น 4800 ควบคุมอัตราการไหลได้ 0 -100 sccm	
4.	เครื่องควบคุมอัตราการไหลของแก๊ส (Mass flow controller) ยี่ห้อ Brooks instrument รุ่น SLA5800	







ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)

ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
5.	<p>เครื่องควบคุมอัตราการไหลของแก๊ส (Mass flow controller) ยี่ห้อ Brooks instrument รุ่น GF series</p>	
6.	<p>จอแสดงอัตราการไหลของแก๊ส (Mass flow monitor) ยี่ห้อ Brooks instrument รุ่น 0254 ใช้แรงดันไฟฟ้าขณะทำงาน 12-24 V, 2 A</p>	
7.	<p>เกจคาปาซิแตนส์ (capacitance gauge) ยี่ห้อ Brooks instrument รุ่น CMX45</p>	
8.	<p>เกจวัดความดันแบบพิรานี (The pirani gauge) แบบ Active Pirani vacuum gauge ยี่ห้อ Edwards รุ่น APG-M-NW25 ST/ST</p>	






ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)

ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
9.	<p>เกจชนิดไอออน (Active ion gauge) ยี่ห้อ BOC ADWARDS, 30V dc, 14 W</p>	
10.	<p>จอแสดงผลความดัน (gauge monitor) ยี่ห้อ crotech ใช้แรงดันไฟฟ้าขณะทำงาน 100-200 V กำลังสูงสุด 75 W</p>	
11.	<p>แก๊สอะเซทิลีน (Acetylene, <math>C_2H_2</math>) ความบริสุทธิ์ 99.999%</p>	
12.	<p>แก๊สอาร์กอน (Argon, Ar) ความจุ 14 MPa ที่อุณหภูมิ 27°C ความบริสุทธิ์ 99.999%</p>	

ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)

ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
13.	แก๊สออกซิเจน (Oxygen, O <sub>2</sub> ) ความบริสุทธิ์ 99.999%	
14.	แก๊สฮีเลียม (Helium, He) ความบริสุทธิ์ 99.999%	
15.	ภาชนะสุญญากาศ (Vacuum chamber) ความจุ 6.5 ลิตร	
16.	แหล่งกำเนิดแมกนีตรอน (Magnetron source)	

ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)





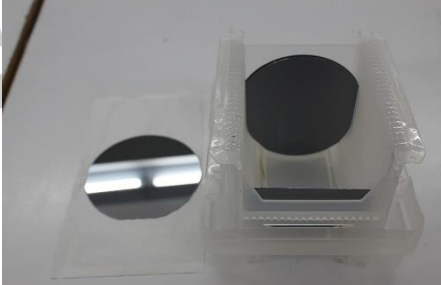
ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
17.	แหล่งกำเนิดไอออนพลังงานสูง (Focusing anode layer ion source)	
18.	เป้าไทเทเนียมTi target จากบริษัท Kurt J. Lesker ขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 2 นิ้วหนา 6 มิลลิเมตร ความบริสุทธิ์ 99.995%	
19.	ฟังก์ชันเจนเนอเรเตอร์ (function generator)Tektronix รุ่น APG310 ทำหน้าที่ให้สัญญาณไซน์ ความถี่ 10KHZ แอมพลิจูด 0.55	
20.	แหล่งจ่ายไฟกระแสตรง (programmable power supply) ยี่ห้อ HAMAG instrument รุ่น HM 8142แบบ 2 ช่อง Output ใช้กระแสและแรงดัน0-30 V, 0-1 A ตามลำดับ	
21.	Automatic Voltage Regulator Model EVR-6K	



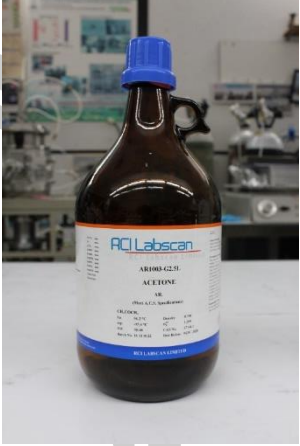
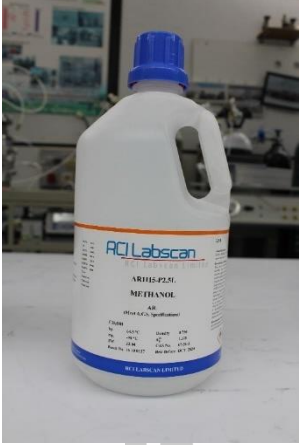


ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)

ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
22.	หน่วยจ่ายตรงออกแบบและประกอบโดย ท่าน ผศ.ดร.พิชญ์ พูลเจริญศิลป์ และ คณะ	
23.	หน่วยจ่ายไฟอิมพัลส์ออกแบบและ ประกอบโดยท่าน ผศ.ดร.พิชญ์ พูลเจริญ ศิลป์ และคณะ	
24.	เครื่องขยายเสียง (Power amplifier) รุ่น MEGA9004 ใช้เป็นส่วนขยายกำลังภาคกำเนิดศักย์ ไฟฟ้าแรงสูงในหน่วยจ่ายไฟตรง และใน หน่วยจ่ายไฟอิมพัลส์	
25.	แหล่งจ่ายไฟฟ้ากระแสตรง ยี่ห้อ ADVANCED ENERGY DC pinnacle plus	
26.	ออสซิลโลสโคปแบบดิจิทัล (Digital Oscilloscope) ยี่ห้อ Agilent technologies รุ่น DSO1002A แสดงผลของสัญญาณ แรงดันไฟฟ้าและกระแสไฟฟ้า	


ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)

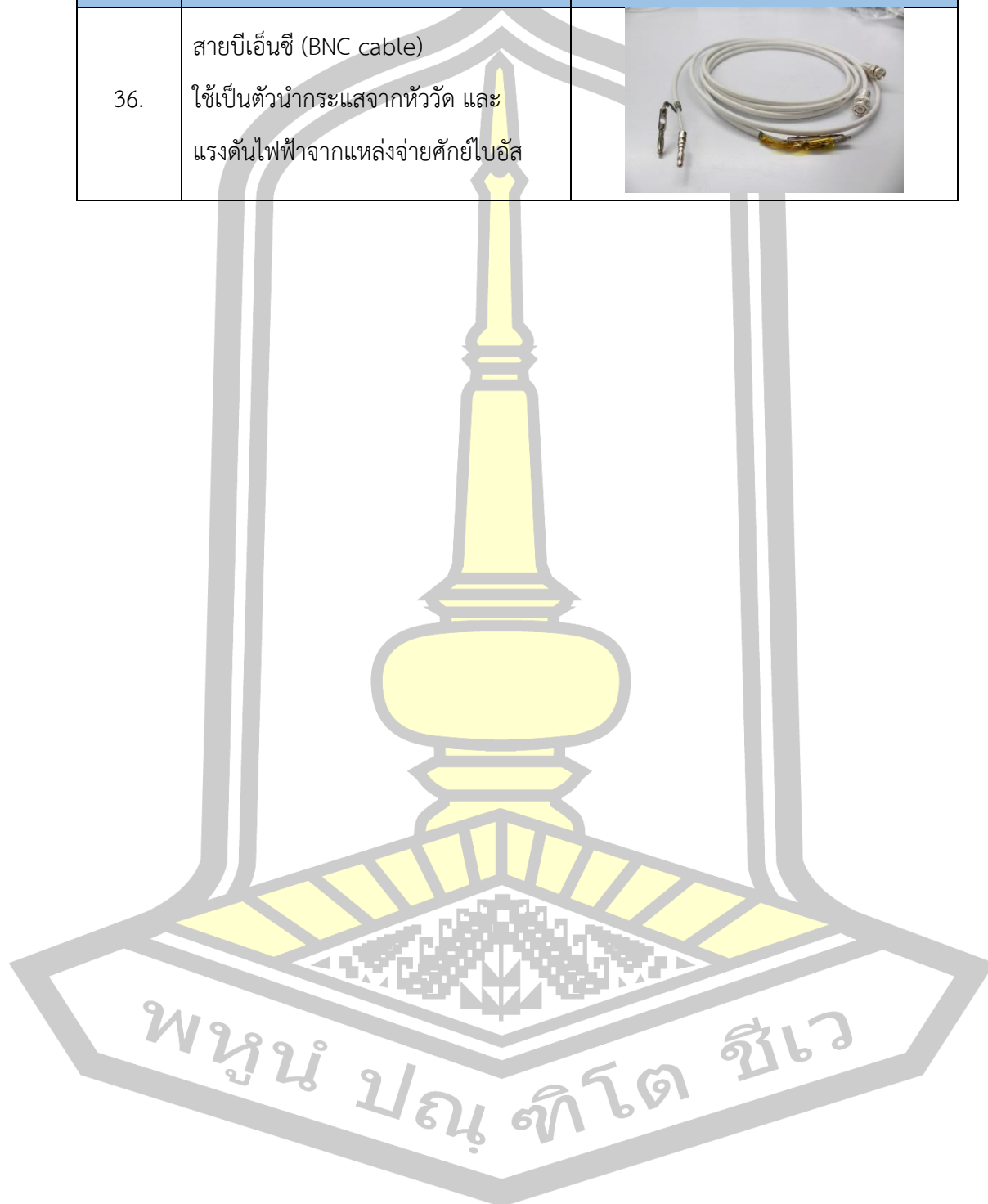
ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
27.	<p>โพรบวัดแรงดันไฟฟ้าแรงสูง (High voltage probe)</p> <p>ยี่ห้อ Agilent technologies รุ่น 10076B</p> <p>วัดแรงดันไฟฟ้าสูงสุด 4000 V(peak to peak) มาตรฐานวัด 100:1</p>	
28	<p>มัลติมิเตอร์ (multimeter)</p> <p>ยี่ห้อ hp รุ่น 973A</p>	
29.	<p>แคปตอนเทป KAPTON TAPE (POLYIMIDE) (โพลีอิมายด์เทป)</p> <p>คุณสมบัติทนต่ออุณหภูมิได้กว้างมาก ตั้งแต่ -73 จนถึง 260 °C</p>	
30.	<p>แกนส่งชิ้นงาน</p> <p>ใช้สำหรับวางหัววัดกระแสแบบมีกริด</p>	
31.	<p>แผ่นซิลิกอนชนิดพี (p-type) หนา 100 ไมครอน เจือด้วยโบรอน (boron) มีค่าสภาพต้านทาน 100 ohm.cm</p>	

ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)

ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
32.	สารละลายอะซิโตน $C_3H_6O$	
33.	สารละลายเมทานอล $CH_3OH$	
34.	เคอร์เรนทิมอนิเตอร์ Pearson Electronics Model 4100 Current Monitors -Maximum peak current 500 A -Maximum rms current 5 A ใช้สำหรับวัดแรงดันและกระแสไฟฟ้าขา ออกของแหล่งจ่ายไฟอิมพัลส์	
35.	สายบีเอ็นซีสัญญาณรบกวนต่ำ (BNC-low noise cable)	

ตารางที่ ข.1 รายละเอียดและภาพถ่ายอุปกรณ์ใช้ในการทดลอง (ต่อ)

ลำดับ	รายละเอียดอุปกรณ์	ภาพประกอบ
36.	สายบีเอ็นซี (BNC cable) ใช้เป็นต้นนำกระแสจากหัววัด และ แรงดันไฟฟ้าจากแหล่งจ่ายศักย์ไบอัส	



## ประวัติผู้เขียน

ชื่อ	นายพนพล เสาเวียง
วันเกิด	19 เมษายน 2537
สถานที่เกิด	โรงพยาบาลศรีสะเกษ
สถานที่อยู่ปัจจุบัน	128/2 หมู่ 13 บ้านผักขะ ตำบลลิ้นฟ้า อำเภอขามเฒ่า จังหวัดศรีสะเกษ รหัสไปรษณีย์ 33190
ตำแหน่งหน้าที่การงาน	นิสิต
สถานที่ทำงานปัจจุบัน	ภาควิชาฟิสิกส์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม
ประวัติการศึกษา	พ.ศ. 2553 มัธยมตอนต้น โรงเรียนบ้านผักขะ จังหวัดศรีสะเกษ พ.ศ. 2556 มัธยมตอนปลาย โรงเรียนสตรีสิริเกศ จังหวัดศรีสะเกษ พ.ศ. 2560 ปริญญาวิทยาศาสตรบัณฑิต (วท.บ.) สาขาฟิสิกส์ คณะ วิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม พ.ศ. 2562 ปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต (วท.ม.) สาขาฟิสิกส์ คณะ วิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหาสารคาม

พนุน์ ปณฺ ทิโต ชีเว