

การศึกษาสมบัติเชิงกลและความสามารถในการเจียรไนของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์



นางสาวกมลพัชร ศรีทอง

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

CHULALONGKORN UNIVERSITY

บทคัดย่อและแฟ้มข้อมูลฉบับเต็มของวิทยานิพนธ์ตั้งแต่ปีการศึกษา 2554 ที่ให้บริการในคลังปัญญาจุฬาฯ (CUIR)

เป็นแฟ้มข้อมูลของนิสิตเจ้าของวิทยานิพนธ์ ที่ส่งผ่านทางบัณฑิตวิทยาลัย

The abstract and full text of theses from the academic year 2011 in Chulalongkorn University Intellectual Repository (CUIR) are the thesis authors' files submitted through the University Graduate School.

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวิศวกรรมโลหการและวัสดุ ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ

คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2559

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

STUDY OF THE MECHANICAL PROPERTIES AND GRINDING ABILITY OF  $Al_2O_3$ -TiC  
COMPOSITE MATERIALS

Miss Kamolpach Srithong



A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements  
for the Degree of Master of Engineering Program in Metallurgical and Materials

Engineering

Department of Metallurgical Engineering

Faculty of Engineering

Chulalongkorn University

Academic Year 2016

Copyright of Chulalongkorn University





# # 5770103521 : MAJOR METALLURGICAL AND MATERIALS ENGINEERING

KEYWORDS: AL<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC / MATERIAL PROPERTIES / GRINDING ABILITY

KAMOLPACH SRITHONG: STUDY OF THE MECHANICAL PROPERTIES AND GRINDING ABILITY OF Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC COMPOSITE MATERIALS. ADVISOR: ASSOC. PROF. TACHAI LUANGVARANUNT, Ph.D., 97 pp.

This research studies material properties and grinding ability of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC composite materials that used in hard disk drive as a substrate of read-write head. Study of material properties consist of the mechanical properties are measured by Vickers hardness, fracture toughness, flexural strength and coefficient of friction. For physical properties are measured by density, coefficient of thermal expansion and electrical conductivity. Samples with four different of microstructure and residual stress. Coarse grained materials with an average grain size of 0.570-0.577 micron and fine grained materials with an average size of 0.386-0.397 micron. Residual stress on the surface of wafers are measured using X-ray diffraction method. The experiment results show that microstructure, grain size and distribution of TiC particles have effect on fracture toughness, flexural strength and electrical conductivity. Hardness depends on the type and level of the residual stress. Specific grinding energy and wheel wear are parameter for characterizing the grinding ability. Coarse grained materials with high residual stress result in highest specific grinding energy and thickness loss of wheel wear. Therefore, specific grinding energy correlates with process parameter and material properties, especially hardness and brittleness index while the residual stress has no significant influence to the grinding ability.

Department: Metallurgical Engineering Student's Signature .....

Field of Study: Metallurgical and Materials Engineering Advisor's Signature .....

Academic Year: 2016

## กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สามารถสำเร็จลุล่วงไปด้วยดีจากความช่วยเหลือของทั้งองค์กร และบุคคลต่างๆ ทางผู้วิจัยขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.ธำชาย เหลืองวรานันท์ อาจารย์ที่ปรึกษา ที่ให้คำปรึกษา แนวคิด และแนวทางในการแก้ไขปัญหาต่างๆ รวมถึงคำแนะนำจากผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.บุญรัตน์ โล่ห์วงศ์วัฒน อาจารย์ ดร.เชษฐา พันธุ์เครือบุตร และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.นิติ ยงวนิชย์ คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

ขอขอบพระคุณโครงการพัฒนานักวิจัยและงานวิจัยเพื่ออุตสาหกรรม (พวอ.) ของสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ที่ให้เงินทุนสนับสนุนในการทำวิจัยตามสัญญาเลขที่ MSD5810095 และบริษัท เวสเทิร์น ดิจิตอล (ประเทศไทย) จำกัด สำหรับการเข้าร่วมสนับสนุนโครงการทุนวิจัย อนุเคราะห์สถานที่ เครื่องมือและวัสดุอุปกรณ์ที่ใช้ในงานวิจัย และขอขอบพระคุณ คุณจิตติพงษ์ แดงดีบ และคุณ Michael Miranda สำหรับการให้ความช่วยเหลือและให้คำแนะนำในงานวิจัย

ขอขอบพระคุณคณาจารย์ และเจ้าหน้าที่ธุรการภาควิชาวิศวกรรมโลหการทุกท่าน ที่ให้ความรู้ คำแนะนำ และอำนวยความสะดวกในการดำเนินงานวิจัย

ขอขอบพระคุณผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สมชาย เกียรติกมลชัย ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย สำหรับความอนุเคราะห์ในการใช้สถานที่และเครื่องมือทดสอบ และขอขอบพระคุณศูนย์เครื่องมือ คณะทันตแพทยศาสตร์ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย สถาบันเหล็กและเหล็กกล้าแห่งประเทศไทย และกรมวิทยาศาสตร์บริการ ที่เอื้อเฟื้อเครื่องมือสำหรับการทดสอบในงานวิจัย

สุดท้ายนี้ขอขอบพระคุณบิดา-มารดา และครอบครัว ที่ให้การสนับสนุนและเป็นกำลังใจแก่ผู้วิจัย และขอขอบคุณรุ่นพี่ และเพื่อนนิสิตมหาบัณฑิตทุกท่านที่ให้คำแนะนำ ความช่วยเหลือ และกำลังใจแก่ผู้วิจัย ทั้งด้านการเรียนและการทำวิจัยตลอดมา

## สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ.....	ช
สารบัญรูป .....	ญ
สารบัญตาราง.....	ฎ
บทที่ 1 บทนำ .....	1
1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา .....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย .....	2
1.3 ขอบเขตการศึกษา.....	2
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	3
บทที่ 2 ปรีทรรศน์วรรณกรรม.....	4
2.1 วัสดุผสม .....	4
2.2 วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ .....	4
2.3 กระบวนการผลิตวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์.....	9
2.4 ความเค้นคงค้างภายในวัสดุ.....	10
2.5 กระบวนการตัดและเจียรระไน .....	13
2.6 กระบวนการเจียรระไนวัสดุที่มีความเปราะ .....	15
2.7 กระบวนการเจียรระไนส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์.....	17
2.8 การวัดความแข็งและความต้านทานการแตกหัก .....	19
2.9 การวัดความต้านทานการดัดโค้ง .....	21
2.10 การทดสอบการสึกหรอ.....	22

2.11 การวัดความหยาบผิว.....	24
บทที่ 3 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย .....	26
3.1 วัสดุและอุปกรณ์ในการทดลอง.....	26
3.1.1 วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง.....	26
3.1.2 เครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง .....	26
3.2 วิธีการทดลอง.....	27
3.2.1 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค .....	27
3.2.2 การตรวจสอบความเค้นคงค้าง.....	27
3.2.3 การศึกษาความสามารถในการเจียรระไน.....	28
3.2.4 การเตรียมชิ้นงานสำหรับการพิสูจน์เอกลักษณ์ทางวัสดุ .....	30
3.2.5 การพิสูจน์เอกลักษณ์ทางวัสดุ .....	30
3.3 การวิเคราะห์ผลการทดลอง .....	31
บทที่ 4 ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง.....	32
4.1 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ .....	32
4.1.1 ขนาดเกรนของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ .....	32
4.1.2 องค์ประกอบทางเคมีของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์.....	33
4.2 การตรวจสอบความเค้นคงค้างในวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ .....	35
4.3 การศึกษาสมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์.....	36
4.3.1 ความแข็งและความต้านทานการแตกหัก .....	36
4.3.2 ความต้านทานการดัดโค้ง.....	39
4.3.3 สภาพการนำไฟฟ้า.....	42
4.3.4 ความหนาแน่น.....	43
4.3.5 การขยายตัวทางความร้อน.....	43



4.3.6 ความต้านทานการสีกหรือ .....	44
4.3.7 ผลของโครงสร้างจุลภาคและความเค้นคงค้างต่อสมบัติของวัสดุ .....	47
4.4 การศึกษาความสามารถในการเจียรไน .....	49
4.4.1 การเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ .....	50
4.4.2 การเจียรไนพื้นผิวแบบละเอียด .....	51
4.4.3 การตัดเจียรไน .....	52
4.5 การตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุและความสามารถในการเจียรไน .....	54
บทที่ 5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ .....	58
5.1 สรุปผลการทดลอง .....	58
5.2 ข้อเสนอแนะ .....	59
รายการอ้างอิง .....	60
ภาคผนวก.....	66
ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์ .....	97

## สารบัญรูป

	หน้า
รูปที่ 2.1 โครงสร้างผลึกของ $\text{Al}_2\text{O}_3$ และ TiC.....	4
รูปที่ 2.2 ภาพ SEM ของวัสดุผสม $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC.....	6
รูปที่ 2.3 ภาพ SEM พื้นผิวของรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบความต้านทานแรงดัดโค้ง.....	7
รูปที่ 2.4 การขยายตัวของรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส.....	8
รูปที่ 2.5 ผลของขนาดอนุภาค TiC ต่อความต้านทานการแตกหัก.....	8
รูปที่ 2.6 ระดับความเค้นคงค้างภายในวัสดุ.....	11
รูปที่ 2.7 การวัดความเค้นคงค้างด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์.....	12
รูปที่ 2.8 กระบวนการเจียระไน.....	13
รูปที่ 2.9 การเจียระไนราบ (a) แกนหมุนแนวนอน และ (b) แกนหมุนแนวตั้ง.....	13
รูปที่ 2.10 กระบวนการเจียระไนส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์.....	18
รูปที่ 2.11 กระบวนการเจียระไนผิวด้านหลัง.....	19
รูปที่ 2.12 การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส.....	20
รูปที่ 2.13 รอยแตกที่เกิดจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส.....	21
รูปที่ 2.14 การทดสอบแรงดัดโค้ง 3 จุด (Three-point bending test).....	21
รูปที่ 2.15 การทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-disk.....	22
รูปที่ 2.16 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของวัสดุผสม $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC.....	23
รูปที่ 2.17 ภาพ AFM 2 มิติ และ 3 มิติของฟิล์มวัสดุผสม Al- $\text{Al}_2\text{O}_3$ .....	25
รูปที่ 3.1 แผ่นวัสดุผสม $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC.....	26
รูปที่ 3.2 ตำแหน่งในการวัดความเค้นคงค้าง (ก) ที่มุม 0 องศา และ (ข) ที่มุม 90 องศา.....	28
รูปที่ 3.3 ตำแหน่งสำหรับการวัดความหนา (ก) และความโค้ง (ข) ของเวเฟอร์.....	29

รูปที่ 4.1 ภาพ SEM ของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ โดย (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L...	32
รูปที่ 4.2 EDS สเปกตรัมของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ .....	33
รูปที่ 4.3 การกระจายตัวของธาตุในวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ ซึ่งทดสอบด้วยเทคนิค EDS แบบเส้น .....	34
รูปที่ 4.4 ความเค้นคงค้างในวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ .....	35
รูปที่ 4.5 ความแข็งของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ .....	37
รูปที่ 4.6 ภาพ SEM รอยกดที่เกิดขึ้นจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส โดยที่ (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L .....	37
รูปที่ 4.7 ความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ .....	38
รูปที่ 4.8 ภาพ SEM การขยายตัวของรอยแตกที่เกิดขึ้นจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส โดยที่ (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L .....	39
รูปที่ 4.9 ความต้านทานการดัดโค้งของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ .....	40
รูปที่ 4.10 ภาพ SEM บริเวณพื้นผิวการแตกหักจากการทดสอบความต้านทานการดัดโค้ง .....	41
รูปที่ 4.11 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจากการทดสอบการสีกหรือแบบ Ball-on-disk .....	44
รูปที่ 4.12 การสึกหรอบนลูกบอลที่ทดสอบกับวัสดุผสม (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L .....	46
รูปที่ 4.13 รอยการสึกหรอบนแผ่นวัสดุผสม (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L .....	46
รูปที่ 4.14 ผลของขนาดเกรนต่อสมบัติของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ .....	47
รูปที่ 4.15 ผลของความเค้นคงค้างต่อสมบัติของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ .....	48
รูปที่ 4.16 ผลของขนาดเกรนของวัสดุผสม $Al_2O_3-TiC$ ต่อพลังงานจำเพาะในการเจียรไน .....	53
รูปที่ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุและพลังงานจำเพาะในการเจียรไน .....	56

## สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 2.1 สมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ .....	5
ตารางที่ 2.2 การคำนวณค่าความหยาบผิว .....	25
ตารางที่ 3.1 พารามิเตอร์สำหรับการทดสอบความเค้นคงค้าง .....	28
ตารางที่ 4.1 ขนาดเกรนเฉลี่ยของวัสดุผสม $Al_2O_3$ -TiC .....	33
ตารางที่ 4.2 องค์ประกอบของธาตุจากการทดสอบด้วยเทคนิค EDS แบบพื้นที่ .....	34
ตารางที่ 4.3 สภาพการนำไฟฟ้าของวัสดุผสม $Al_2O_3$ -TiC .....	42
ตารางที่ 4.4 สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสม $Al_2O_3$ -TiC .....	43
ตารางที่ 4.5 การเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ .....	50
ตารางที่ 4.6 การเจียรไนพื้นผิวแบบละเอียด .....	51
ตารางที่ 4.7 การตัดเจียรไน .....	52

## บทที่ 1

### บทนำ

#### 1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา

ในปัจจุบันอุตสาหกรรมเครื่องใช้ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์เป็นอุตสาหกรรมที่มีความสำคัญต่อระบบเศรษฐกิจของประเทศอย่างมาก เนื่องจากการขยายตัวอย่างรวดเร็วและสามารถทำรายได้จากการส่งออก โดยประเภทของอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ที่มีความสำคัญ คือ อุปกรณ์การจัดเก็บข้อมูลในรูปแบบดิจิทัล โดยเฉพาะอย่างยิ่งอุปกรณ์ฮาร์ดดิสก์ไดรฟ์ (Hard disk drive) เนื่องจากมีความสามารถในการเก็บข้อมูลในปริมาณมาก มีความสะดวกในการใช้งาน และสามารถเก็บข้อมูลได้เป็นระยะเวลานาน ส่วนประกอบที่สำคัญในฮาร์ดดิสก์ไดรฟ์ คือ หัวอ่านเขียน (Read-write head) ซึ่งทำหน้าที่อ่านและเขียนข้อมูลในจานบันทึก โดยคุณภาพและประสิทธิภาพของหัวอ่านเขียนจะส่งผลกระทบต่อความถูกต้อง ความแม่นยำ และความรวดเร็วในการบันทึกและการเรียกดูข้อมูล

วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ ( $Al_2O_3$ -TiC composite materials) หรือมีชื่อทางการค้าคือ ALTiC เป็นวัสดุผสมที่สามารถนำมาใช้งานได้หลากหลาย โดยเฉพาะอย่างยิ่งด้านเครื่องมือตัด เนื่องจากมีสมบัติเชิงกลที่เด่น คือ ความแข็งแรง ความแข็ง ความเสถียรทางเคมี และความต้านทานการสึกหรอ และนอกจากนี้ก็มีสมบัติด้านการนำไฟฟ้า โดยถูกนำมาใช้เป็นส่วนรองรับ (substrate) เพื่อใช้ในการปลูกวงจรอิเล็กทรอนิกส์ในหัวอ่านเขียน ซึ่งเป็นส่วนประกอบที่สำคัญในฮาร์ดดิสก์ วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ที่ใช้เป็นส่วนรองรับมีลักษณะเป็นแผ่นเวเฟอร์ขนาด 8 นิ้ว ที่มีวงจรหัวอ่านเขียนอยู่เป็นจำนวนมากกว่า 10,000 ตัว การผลิตหัวอ่านเขียนจำเป็นต้องทำการตัดและเจียรระโนหลายขั้นตอน เพื่อให้ได้หัวอ่านเขียนแต่ละตัวจากเวเฟอร์วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์หนึ่งแผ่น โดยปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อสมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ ได้แก่ ขนาดอนุภาค ขนาดเกรน การกระจายตัว สัดส่วนการเติมไทเทเนียมคาร์ไบด์ และกระบวนการผลิต ซึ่งสมบัติของวัสดุผสมเป็นสิ่งสำคัญที่จะส่งผลกระทบต่อกระบวนการตัดและการเจียรระโนวัสดุผสม เพื่อให้ได้ขนาดตามต้องการ และเกิดความเสียหายจากการตัดและเจียรระโนน้อยที่สุด ที่จะได้ผลิตภัณฑ์หัวอ่านเขียนที่มีคุณภาพและประสิทธิภาพสูง

การศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์และความสามารถในการตัดและการเจียรระโนจึงมีความสำคัญและจำเป็นอย่างมาก โดยสามารถนำไปเป็นแนวทางในการพัฒนาคุณภาพและแก้ปัญหาที่เกิดขึ้นในกระบวนการผลิตหัวอ่านเขียน เพื่อให้ได้ผลิตภัณฑ์ที่มีคุณภาพและมีประสิทธิภาพที่สูงขึ้น

## 1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาผลของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ต่อสมบัติเชิงกล

1.2.2 เพื่อศึกษาผลของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ต่อความสามารถในการเจียรระโน

1.2.3 เพื่อตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์และความสามารถในการเจียรระโน

## 1.3 ขอบเขตการศึกษา

1.3.1 ศึกษาวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ 4 ชนิด ได้แก่ ชนิด CG-H (Coarse-grained materials) คือ วัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นคงค้าง (residual stress) ชนิด CG-L คือ วัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นคงค้างต่ำ ชนิด FG-H (Fine-grained materials) คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นคงค้าง และชนิด FG-L คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นคงค้างต่ำ

1.3.2 ศึกษาโครงสร้างจุลภาค ขนาดเกรนเฉลี่ย และองค์ประกอบทางเคมีของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ และตรวจสอบความเค้นคงค้างภายในวัสดุผสมด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray Diffraction)

1.3.3 ศึกษาความสามารถในการเจียรระโนของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ในกระบวนการเจียรระโนผิวด้านหลัง (Wafer backside grinding) ซึ่งประกอบด้วยการเจียรระโนพื้นผิวแบบหยาบ (Rough grinding) และแบบละเอียด (Fine grinding) และกระบวนการตัดเจียรระโน (Wafer sectioning) โดยความสามารถในการเจียรระโนพิจารณาได้จากพลังงานจำเพาะในการเจียรระโน (Specific grinding energy) และการสึกหรอของล้อเจียรระโน

1.3.4 ตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุและความสามารถในการเจียรระโน โดยพิจารณาจากการพิสูจน์เอกลักษณ์ทางวัสดุด้านสมบัติเชิงกล ได้แก่ การวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ส ความต้านทานการแตกหัก ซึ่งสามารถคำนวณได้จากรอยกดที่เกิดขึ้นจากการวัดความแข็ง ความต้านทานแรงดัดโค้งแบบแรงกด 3 จุด และสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน และด้านสมบัติทางกายภาพ ได้แก่ ความหนาแน่น สภาพการนำไฟฟ้า และสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน

#### 1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.4.1 ทราบถึงผลของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ต่อสมบัติเชิงกล

1.4.2 ทราบถึงผลของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ต่อความสามารถในการเจียรระไน

1.4.3 ทราบถึงความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์และความสามารถในการเจียรระไน

1.4.4 นำองค์ความรู้ที่ได้เกี่ยวกับความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติเชิงกลของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ และความสามารถในการเจียรระไนไปประยุกต์ใช้ในกระบวนการผลิต เพื่อนำไปเป็นแนวทางในการแก้ปัญหาและเลือกใช้ชนิดของวัสดุผสม เพื่อให้งานเจียรระไนมีคุณภาพมากขึ้น



## บทที่ 2

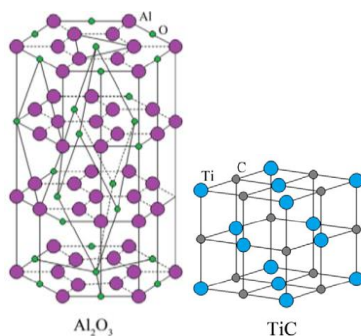
### ปรีทรรคณ์วรรณกรรม

#### 2.1 วัสดุผสม

วัสดุผสม (Composite materials) คือ วัสดุที่ประกอบขึ้นจากสาร 2 ชนิดหรือ 2 เฟสเข้าด้วยกัน โดยเฟสที่มีความต่อเนื่องเรียกว่า เนื้อพื้น (matrix) และมีเฟสกระจายตัว (dispersed phase) หรือตัวเสริมแรง (reinforcement) อยู่ในเฟสเนื้อพื้น โดยเฟสกระจายตัวสามารถเติมลงในเฟสเนื้อพื้นได้ทั้งแบบอนุภาคและเส้นใย ซึ่งเป็นการปรับปรุงสมบัติในด้านต่างๆ ของวัสดุดั้งเดิมให้มีความหลากหลายและเหมาะสมสำหรับการใช้งานมากขึ้น การแบ่งประเภทของวัสดุผสมสามารถแบ่งได้ตามชนิดของเฟสเนื้อพื้น ได้แก่ วัสดุผสมเนื้อพื้นโลหะ (Metallic matrix composite) วัสดุผสมเนื้อพื้นเซรามิกส์ (Ceramic matrix composite) และวัสดุผสมเนื้อพื้นพอลิเมอร์ (Polymeric matrix composite) [1]

#### 2.2 วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

อะลูมินา ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) เป็นวัสดุเซรามิกส์ที่ใช้งานอย่างหลากหลาย เนื่องจากมีสมบัติที่โดดเด่นคือ ความหนาแน่นต่ำ ความแข็งสูง และมีความเสถียรทางความร้อน เนื่องจากมีจุดหลอมเหลวที่สูงถึง 2000 องศาเซลเซียส อะลูมินาบริสุทธิ์หรือ  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  มีโครงสร้างผลึกเป็น Hexagonal close pack ดังรูปที่ 2.1 แต่อะลูมินาบริสุทธิ์มีความเปราะ มีความต้านทานการแตกหัก ความทนทานต่อการคืบ (creep resistance) และความทนทานต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน (thermal shock resistance) ที่ต่ำ จึงทำให้มีข้อจำกัดในการนำไปใช้งาน การปรับปรุงสมบัติเชิงกลทำได้โดยการเติมไทเทเนียมคาร์ไบด์ ซึ่งมีโครงสร้างเป็น Face-center cubic ทำให้เกิดเป็นวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ ( $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  composite materials) ซึ่งเป็นวัสดุผสมเนื้อพื้นเซรามิกส์ โดยมีอะลูมินาเป็นเฟสเนื้อพื้น และมีไทเทเนียมคาร์ไบด์เป็นเฟสเสริมแรงที่กระจายตัวอยู่ในเฟสเนื้อพื้นอย่างสม่ำเสมอ [2-7]



รูปที่ 2.1 โครงสร้างผลึกของ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ TiC [2]



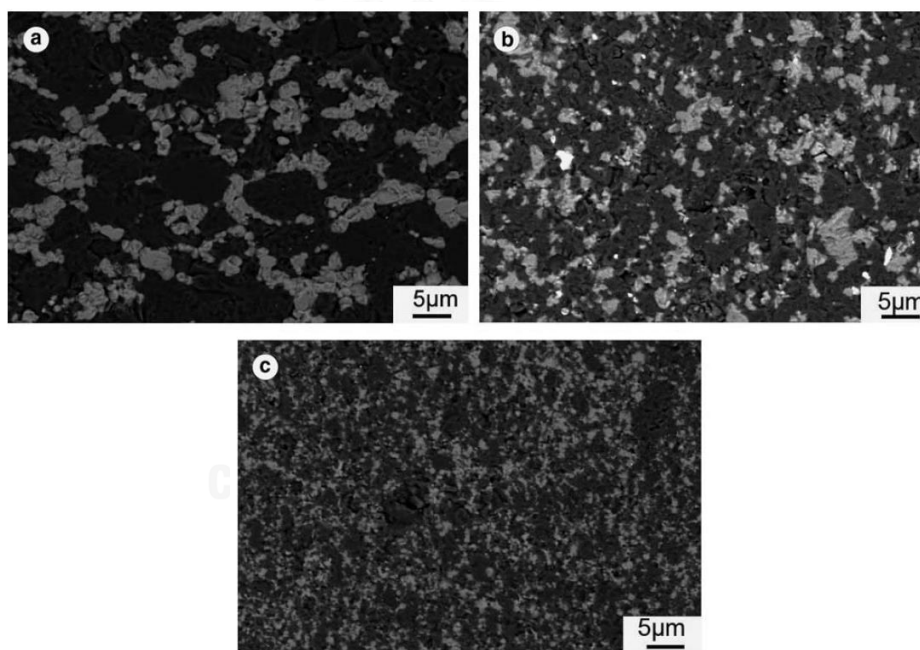
การปรับปรุงสมบัติเชิงกล การลดการเกิดตำหนิ (crack initiation) และการขยายตัวของรอยแตก (crack propagation) สามารถทำได้โดยผ่านการเพิ่มความแข็งแรงและความแกร่ง (strengthening and toughening) เช่น การเพิ่มความแกร่งผ่านการแปลงเฟส (phase transformation toughening) การเพิ่มความแข็งแรงและความแกร่งจากการเติมเส้นใย (fiber strengthening and toughening) การเพิ่มความแข็งแรงและความแกร่งจากการกระจายตัวของอนุภาค (dispersion strengthening) และการเพิ่มความแกร่งจากเฟสเสริมแรง (multi-phase toughening) ซึ่งในกรณีนี้คือทำการเติมอนุภาคไทเทเนียมคาร์ไบด์ลงในเนื้อพื้นอะลูมินา ปัจจัยที่ส่งผลต่อสมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ ได้แก่ ปริมาณและขนาดอนุภาคของไทเทเนียมคาร์ไบด์ การเติมสารเติมแต่ง ความดัน อุณหภูมิและเวลาที่ใช้ในการเผาพูนิก

วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ถูกนำมาใช้งานอย่างหลากหลายโดยเฉพาะด้านงานตัด เพราะมีความแข็งแรงและความแข็งสูง มีความเสถียรทางเคมี และต้านทานการสึกหรอได้ดี [3-7] และนอกจากนี้การเติมไทเทเนียมคาร์ไบด์ยังทำให้วัสดุผสมมีสมบัติด้านการนำไฟฟ้า จึงถูกนำมาใช้เป็นส่วนรองรับเพื่อใช้ในการปลุกวงจรรีเลย์ทรอนิกส์ โดยสมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ถูกแสดงในตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 สมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ [8-10]

Properties	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -30 wt.% TiC composite
Density	4.16 g/cm <sup>3</sup>
Young's modulus	391 GPa
Poisson ratio	0.21
Hardness	20.7 GPa
Fracture toughness	5.2 MPam <sup>1/2</sup>
Bending strength	536 MPa
Surface fracture energy	30.7 J/m <sup>2</sup>
Thermal expansion coefficient	8.2×10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>
Thermal conductivity	20.6 W/mK
Electrical conductivity	1.2787×10 <sup>5</sup> S/m

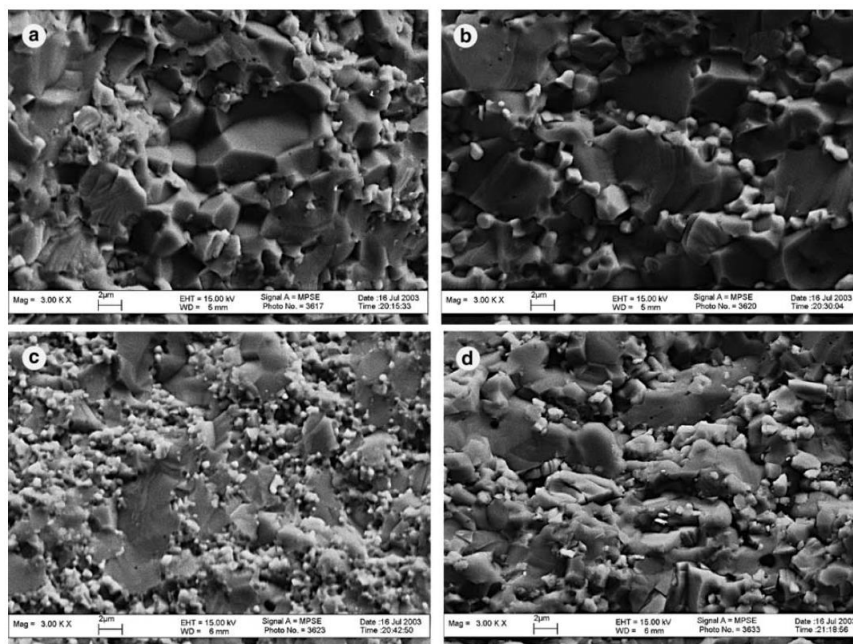
วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์มีสมบัติทางกลที่โดดเด่น เนื่องจากการเติมเฟสไทเทเนียมคาร์ไบด์ โดยช่วยปรับปรุงความแข็งแรง ความต้านทานการแตกหัก ความต้านทานการดัดโค้ง ยับยั้งการเกิดและการโตของรอยแตก N. Liu et al. [4] ศึกษาผลของขนาดอนุภาคเริ่มต้นของ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ TiC ต่อความแข็งแรง ความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการดัดโค้ง โดยเติม TiC ปริมาณ 30 wt.% และผลิตด้วยกระบวนการอัดด้วยความร้อน รูปที่ 2.2 เป็นภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของวัสดุผสมที่มีขนาดอนุภาคเริ่มต้นที่แตกต่างกัน โดยเฟสสีดำที่มีความต่อเนื่องกัน คือ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และเฟสสีขาวที่กระจายอยู่ในเฟสต่อเนื่อง คือ TiC จากการทดลองพบว่าเมื่อลดขนาดอนุภาคทั้ง  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ TiC ความต้านทานการดัดโค้งจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจาก 554 เป็น 712 MPa สำหรับความต้านทานการแตกหักก็จะเพิ่มจาก 5.01 เป็น 5.36 MPam<sup>1/2</sup> และสำหรับความแข็งแรงมีค่าสูงสุด คือ 21.98 GPa เมื่อ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ TiC มีขนาดอนุภาคเริ่มต้นเท่ากับ 150 nm และ 320 nm ตามลำดับ



รูปที่ 2.2 ภาพ SEM ของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC [4]

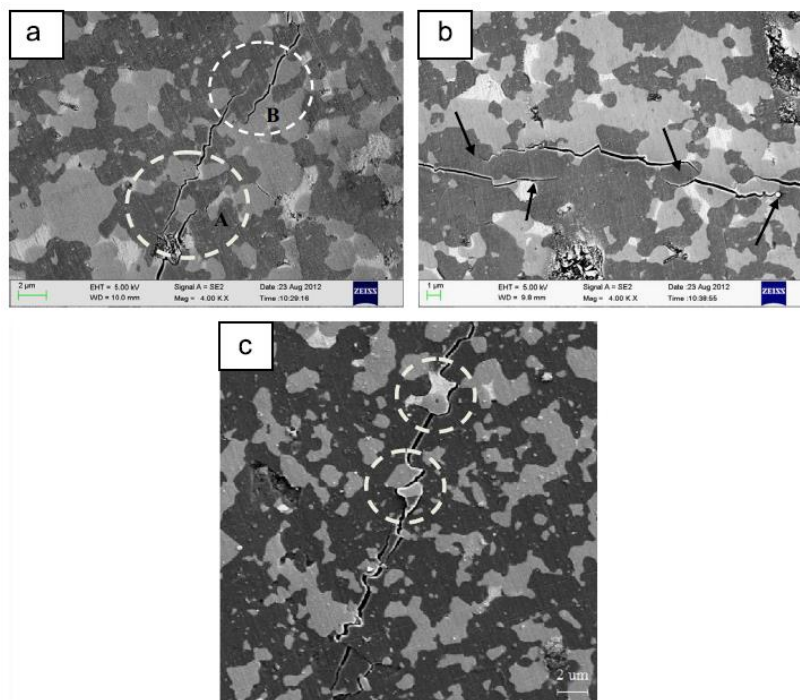
รูปที่ 2.3 แสดงภาพ SEM พื้นผิวของรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบความต้านทานแรงดัดโค้งของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC ซึ่งมีขนาดเกรนที่แตกต่างกัน โดยรูปที่ 2.3 (a) คือ 3120 nm  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ 2000 nm TiC เกิดการแตกหักแบบระหว่างเกรน (intergranular fracture) บางส่วน และเกิดการแตกหักแบบผ่านเกรน (transgranular fracture) ผสมอยู่ด้วย รูปที่ 2.3 (b) คือ 3120 nm  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ 320 nm TiC บริเวณส่วนใหญ่เกิดการแตกหักแบบผ่านเกรน รูปที่ 2.3 (c) คือ 150 nm  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ 320 nm TiC เกิดการแตกหักแบบผ่านเกรนอย่างสมบูรณ์ และรูปที่ 2.3 (d) 150 nm  $\text{Al}_2\text{O}_3$

และ 2000 nm TiC เกิดการแตกหักแบบผ่านเกรน เมื่อขนาดอนุภาคของ TiC เพิ่มขึ้นทำให้วัสดุผสมมีความต้านทานการแตกหักสูงขึ้น แต่การเพิ่มขึ้นของขนาดอนุภาคของ  $Al_2O_3$  ทำให้ความต้านทานการตัดโค้งลดลง การเติมอนุภาค TiC สามารถเพิ่มความแข็งแรงของวัสดุผสมผ่านกลไก crack pinning, micro-crack toughening, residual stress toughening, crack deflection และ crack bridging



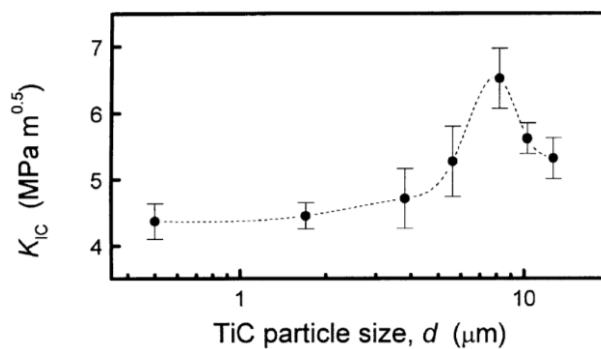
รูปที่ 2.3 ภาพ SEM พื้นผิวของรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบความต้านทานแรงตัดโค้ง [4]

กลไกการเพิ่มความแข็งแรง และความแข็งแรงของวัสดุผสม สามารถศึกษาได้จากภาพถ่าย SEM ของรอยแตกที่เกิดขึ้นจากการทดสอบความแข็งแรงแบบวิกเกอร์ส จากงานวิจัยของ Z. Yin et al. [6] พบว่าการเติมเฟส TiC ลงใน  $Al_2O_3$  จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงและความแข็งแรงผ่านกลไก grain refining, crack deflection, crack branching และ crack bridging เมื่อพิจารณาที่รอยแตกดังรูปที่ 2.4 (a) ในบริเวณ A และ B เกิดการเคลื่อนที่ของรอยแตกบริเวณเฟส  $Al_2O_3$  หรือการเกิด crack deflection อนุภาคแข็ง TiC ทำให้เกิดการเบี่ยงเบนของการโตของรอยแตก ซึ่งในบางครั้งอาจเกิดรอยแตกผ่านเฟส TiC พลังงานที่ทำให้เกิดการแตกหัก (Fracture energy) ถูกทำให้ลดลง เนื่องจากการกระจายตัวของ residual compressive stress ที่บริเวณพื้นผิวสัมผัสระหว่างเฟส  $Al_2O_3$  และ TiC และในอนุภาค TiC รูปที่ 2.4 (b) เกิด crack branching ในเฟสเนื้อพื้น  $Al_2O_3$  ในบริเวณที่ถูกครีชี ซึ่งอาจเกิดจากอันตรกิริยาภายในเฟสเนื้อพื้นระหว่าง tangential compressive stress และ radial tensile stress การเกิด crack branching ในเฟสเนื้อพื้นจะใช้พลังงานที่ทำให้เกิดการแตกหักสูง ส่งผลให้ความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสมเพิ่มขึ้น และรูปที่ 2.4 (c) เกิด crack bridging ซึ่งเกิดจากอนุภาคของ TiC และ Co ที่ใช้เป็นสารเติมแต่ง ทำให้สามารถยับยั้งการโตของรอยแตกได้



รูปที่ 2.4 การขยายตัวของรอยแตกที่เกิดจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส์ [6]

J. Gong et al. [11] ศึกษาผลของขนาดอนุภาคของ TiC ต่อความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC โดยเติม TiC 30 wt.% และผลิตด้วยกระบวนการอัดด้วยความร้อน โดยศึกษาความต้านทานการแตกหักด้วยการทดสอบความต้านทานแรงดัดโค้ง ความต้านทานการแตกหักมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของขนาดอนุภาค TiC โดยมีค่าสูงสุดประมาณ  $6.5 \text{ MPa m}^{1/2}$  ที่ขนาดอนุภาคเท่ากับ  $8.2 \mu\text{m}$  และเมื่อขนาดอนุภาคเพิ่มขึ้นมากกว่านี้ ทำให้ความต้านทานการแตกหักมีค่าลดลง ดังรูปที่ 2.5 ซึ่งการสูญเสียพลังงานในการสร้างพื้นผิวใหม่จากการขยายตัวของรอยแตก มีความสัมพันธ์กับการกระจายพลังงานที่ทำให้เกิดการแตกหักไปสู่เฟสเนื้อพื้น  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ภายในเฟส TiC และปริมาณความเค้นคงค้างที่เกิดจากความร้อน ทำให้วัสดุผสมมีความต้านทานการแตกหักที่เพิ่มขึ้นจากการมีอยู่ของเฟส TiC



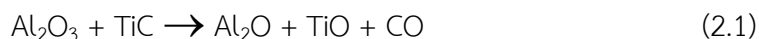
รูปที่ 2.5 ผลของขนาดอนุภาค TiC ต่อความต้านทานการแตกหัก [11]

การรวมกันของสมบัติทางกลระหว่างความแข็งที่สูง และความต้านทานการแตกหักที่สูง สามารถเพิ่มความต้านทานการสึกหรอแบบขัดสีได้ J. Gong et al. [12] ศึกษาผลของขนาดอนุภาคของ TiC ต่อการสึกหรอแบบขัดสี (sliding wear) ในวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC โดยเติม TiC 30 wt.% ที่มีขนาดอนุภาคที่แตกต่างกัน คือ 0.5, 3.8 และ 8.2  $\mu m$  สำหรับการทดสอบการสึกหรอแบบขัดสีจะนำชิ้นงานไปทดสอบกับทรงกลมซิลิคอนไนไตรด์ (Silicon nitride, SiN) โดยใช้แรงกระทำในการทดสอบคือ 10, 20 และ 50 N และระยะการขัดสีเท่ากับ 1800 m จากการทดลองพบว่าอัตราการสึกหรอ (wear rate) จะมีค่าลดลงเมื่อเพิ่มขนาดอนุภาคของ TiC เนื่องจากความต้านทานการแตกหักมีค่าที่สูงขึ้น ซึ่งจะเห็นได้ชัดในบริเวณที่ให้แรงกระทำในการทดสอบสูง โดยวัสดุผสมที่เติม TiC ขนาด 8.2  $\mu m$  มีค่าความต้านทานการแตกหักสูงสุด คือ  $6 MPa^{1/2}$  และมีอัตราการสึกหรอต่ำที่สุดที่แรงกระทำ 50 N เท่ากับ  $20 \times 10^{-6} mm^3/m$  ดังนั้นความต้านทานการสึกหรอ และความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของขนาดอนุภาค TiC

นอกจากนี้การที่วัสดุผสมมีการขยายตัวทางความร้อนที่ต่ำ และสามารถนำความร้อนได้ดีจะช่วยปรับปรุงความต้านทานการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน X.Q. You et al. [7] ศึกษาผลของขนาดเกรนต่อความต้านทานการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน (thermal shock resistance) ของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ที่ผลิตด้วยกระบวนการอัดด้วยความร้อน พบว่าการเติม TiC ปริมาณ 30 wt.% ลงในเฟสเนื้อพื้น  $Al_2O_3$  สามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลและความต้านทานการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน ซึ่งมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการลดลงของขนาดอนุภาค TiC และ critical thermal shock temperature difference ( $\Delta T_c$ ) ของวัสดุผสมที่ประกอบ ด้วย  $Al_2O_3$  (0.24  $\mu m$ ) และ TiC (0.32  $\mu m$ ) มีค่าสูงกว่าวัสดุ  $Al_2O_3$  บริสุทธิ์  $100^\circ C$

### 2.3 กระบวนการผลิตวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

การผลิตวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์นิยมผลิตด้วยกระบวนการทางโลหะผง (powder metallurgy processing) โดยเริ่มจากการผสมผงอะลูมินาและไทเทเนียมคาร์ไบด์ ซึ่งอาจมีการเติมตัวประสาน (binder) เพื่อช่วยให้การผสมมีความสม่ำเสมอเป็นเนื้อเดียวกันและทำให้ชิ้นงานสามารถคงรูปได้ จากนั้นจะทำการอัดขึ้นรูปและเผาที่อุณหภูมิสูง โดยตัวแปรที่สำคัญในกระบวนการผลิตที่ส่งผลต่อสมบัติของวัสดุผสม ได้แก่ อุณหภูมิ ความดัน และเวลาที่ใช้ในการเผาพูน (sintering) เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงจะเกิดปฏิกิริยาระหว่างอะลูมินาและไทเทเนียมคาร์ไบด์ ดังสมการที่ 2.1 ทำให้เกิดรูพรุนขึ้นจากปฏิกิริยาการเกิดแก๊ส เมื่อวัสดุผสมมีความแน่นตัวต่ำก็จะส่งผลเสียต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุ กระบวนการผลิตด้วยวิธีการเผาพูนแบบดั้งเดิม (Conventional sintering) จึงเป็นไปได้ยากที่จะได้รับวัสดุที่มีความแน่นตัวสูง ดังนั้นกระบวนการผลิตที่ใช้ในปัจจุบัน คือ การอัดด้วยความร้อน (Hot pressing, HP) และการอัดด้วยความดันทุกทิศทาง (Hot isostatic pressing, HIP) [3]



กระบวนการผลิตวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์เพื่อให้ได้วัสดุที่มีความแน่นตัวสูง จึงมีความจำเป็นที่ต้องใช้อุณหภูมิและความดันสูงในกระบวนการผลิต Z. Yin et al. [5, 6] ศึกษากระบวนการผลิตวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ด้วยการอัดด้วยความร้อน และใช้แรงดัน 32 MPa พบว่าการเพิ่มอุณหภูมิในการเผาผนึกจาก 1600-1700°C ทำให้วัสดุมีความแน่นตัวมากขึ้น และทำให้รูพรุนมีขนาดที่เล็กลง ส่งผลให้ค่าความแข็งมีค่าสูงขึ้น แต่ที่ 1700°C พบว่าความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการดัดโค้งมีค่าที่ลดลง เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของขอบเกรน (movement of grain boundaries) อย่างรวดเร็ว จึงทำให้เกิดการโตของเกรนขึ้น

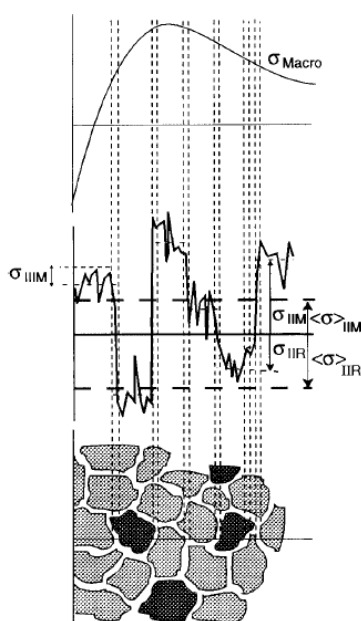
J.H. Lee et al. [13] ศึกษากระบวนการผลิตวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ ด้วยการเผาผนึกแบบดั้งเดิมที่อุณหภูมิ 1890°C และการอัดด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 1650°C และความดัน 36 MPa พบว่าวัสดุผสมที่ผ่านกระบวนการอัดด้วยความร้อนมีความหนาแน่นสูงถึง 99.2% เมื่อเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎี ในขณะที่กระบวนการเผาผนึกแบบดั้งเดิมมีค่า 95.1% สำหรับสมบัติเชิงกลต้านความแข็งและความต้านทานการดัดโค้ง พบว่ามีค่าสูงที่มากกว่าเช่นกัน โดยการอัดด้วยความร้อนมีค่าความแข็ง 20.9 GPa และความต้านทานการดัดโค้ง 810 MPa แต่สำหรับวัสดุผสมที่ผ่านการเผาผนึกแบบดั้งเดิมมีค่า 16.9 GPa และ 420 MPa ตามลำดับ

ความเค้นค้ำภายในวัสดุผสมสามารถเกิดขึ้นได้จากการใช้อุณหภูมิและความดันสูงในกระบวนการผลิต [5, 6] เนื่องจากสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนที่แตกต่างกันระหว่างเฟสอะลูมินา ( $8.0 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ) และไทเทเนียมคาร์ไบด์ ( $2.4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ) [11] ทำให้เกิดความเค้นค้ำภายในเฟสอะลูมินา ซึ่งเป็นเฟสเนื้อพื้น ขณะที่ทำการเย็นตัวจากอุณหภูมิการกดอัดด้วยความร้อน โดยเกิดเป็นความเค้นแรงดึงในแนวเส้นรอบวง (hoop tension) ในเฟสอะลูมินาและเกิดความเค้นอัดในแนวรัศมี (radial compression) ในอนุภาคไทเทเนียมคาร์ไบด์ [14] นอกจากนี้ความเค้นค้ำสามารถเกิดขึ้นจากการได้รับแรงทางกลภายนอก เช่น กระบวนการเจียรไนหรือการกลึงผิว โดยความเค้นค้ำนี้จะส่งผลต่อสมบัติของวัสดุผสม และประสิทธิภาพของวัสดุในการนำไปใช้งานด้วย

## 2.4 ความเค้นค้ำภายในวัสดุ

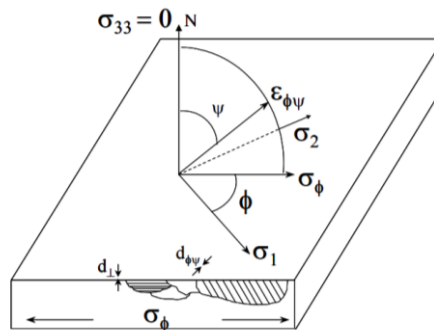
ความเค้นค้ำเป็นความเค้นที่มีอยู่ภายในวัสดุ ซึ่งสาเหตุของการเกิดความเค้นค้ำ ได้แก่ การได้รับแรงทางกลภายนอก เช่น การได้รับแรงกดอัด หรือกระบวนการขัดผิวด้วยการยิงอนุภาคของแข็ง (shot peening) การเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิจากกระบวนการผลิต ซึ่งทำให้เกิดการขยายตัวทางความร้อนที่แตกต่างกันของแต่ละเฟส และการแปลงเฟสของวัสดุ ซึ่งการมีอยู่ของความเค้นค้ำส่วนใหญ่จะส่งผลเสียต่อสมบัติของวัสดุ และประสิทธิภาพในการนำไปใช้งาน เช่น การเกิดความเสียหายจากความล้าของวัสดุที่ระยะเวลาการใช้งานที่สั้นลง

ระดับความเค้นค้ำภายในวัสดุสามารถแบ่งได้เป็น 3 ชนิด ดังรูปที่ 2.6 ได้แก่ ชนิด I เป็นความเค้นค้ำในระดับมหภาค (Macrostress) โดยเกิดความไม่สม่ำเสมอของการเสียรูปแบบถาวร (Plastic deformation) ในบริเวณกว้าง ซึ่งประกอบด้วยเกรนหลายเกรนภายในเนื้อวัสดุ เช่น การเชื่อมโลหะ ชนิด II เป็นความเค้นค้ำในระดับจุลภาค (Microstress) หรือเป็นความเค้นค้ำในระดับเกรน (Intergranular stress) ซึ่งมีอยู่ในโครงสร้างของวัสดุพหุผลึก (Polycrystalline) ที่มีการจัดเรียงตัวที่แตกต่างกันของเกรนข้างเคียง และสำหรับชนิด III เป็นความเค้นค้ำในระดับจุลภาค ซึ่งมีความละเอียดในระดับอะตอม เช่น การแทรกที่ของอะตอมในโครงสร้างผลึก การอยู่ติดกันระหว่างเฟส (Coherency at interface) และการมีอยู่ของสนามความเค้นที่เกิดจากดิสโลเคชัน [15]



รูปที่ 2.6 ระดับความเค้นค้ำภายในวัสดุ [16]

การวัดความเค้นค้ำด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction) เป็นเทคนิคการวัดที่ไม่ทำให้ชิ้นงานทดสอบเกิดความเสียหาย (Non-destructive method) ซึ่งการใช้วิธี  $\sin^2\psi$  เป็นการวัดการเปลี่ยนแปลงของระยะห่างระหว่างระนาบการเลี้ยวเบน (interplanar spacing,  $d$ ) ของชิ้นงานทดสอบที่ไม่มีความเค้น ( $d_0$ ) และมีความเค้น ( $d_n$ ) โดยพิจารณาจากการเลื่อนตำแหน่งของพีคที่มุม  $2\theta$  ที่เกิดจากการปรับมุม  $\psi$  ในการทดสอบ ดังรูปที่ 2.7 ซึ่งวิธีนี้มีสมมติฐานว่าความเค้นค้ำที่ได้รับเป็นการวัดในแนวระนาบ (in-plane stress) และไม่มีความเค้นในทิศทางตั้งฉากกับพื้นผิว ( $\sigma_{31} = 0$ ) ความเค้นค้ำสามารถพิจารณาได้จากความชันของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างระนาบการเลี้ยวเบนที่สนใจ ( $d_{hkl}$ ) และมุม  $\sin^2\psi$  ซึ่งเป็นความสัมพันธ์แบบเชิงเส้นดังสมการที่ 2.2 [16]



รูปที่ 2.7 การวัดความเค้นค้ำด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ [17]

$$\text{Slope of } \sin^2 \psi \text{ versus } d_{hkl} = \left( \frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_{\phi} d_0 \quad (2.2)$$

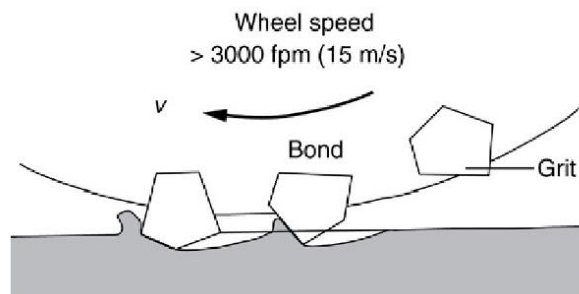
โดยที่  $\nu$  คือ อัตราส่วนปัวซอง (Poisson's ratio)  $E$  คือ โมดูลัสของยัง (Young's modulus)  $\sigma_{\phi}$  คือ ความเค้นค้ำ และ  $d_0$  คือ ระยะห่างระหว่างระนาบของโครงสร้างผลึกที่ไม่มีความเค้น

H. Yang et al. [18] ศึกษาผลของความเค้นค้ำเนื่องจากกระบวนการเจียรไนต่อความต้านทานการดัดโค้ง โดยขึ้นงานทดสอบเป็นวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiCN}$  สำหรับการเจียรไนประกอบด้วยเครื่องเจียรไนราบ (surface grinder) และเครื่องกลึงผิว (universal tooling grinder) ซึ่งการตรวจสอบความเค้นค้ำศึกษาด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ โดยใช้วิธี  $\sin^2 \psi$  และตรวจวัดพีคที่เกิดขึ้นที่มุมการเลี้ยวเบน ( $2\theta$ ) จากการปรับมุม  $\psi$  ในการทดสอบ ซึ่งมุม  $\psi$  เป็นมุมระหว่างขึ้นงานทดสอบและระนาบการเลี้ยวเบน โดยในงานวิจัยนี้พิจารณาที่มุม  $0, 15, 30, 45^\circ$  และระนาบการเลี้ยวเบนของ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (1 3 10) จากการทดลองพบว่าความเค้นค้ำที่ถูกเหนี่ยวนำด้วยกระบวนการเจียรไนส่งผลต่อความต้านทานการดัดโค้ง สำหรับขึ้นงานเริ่มต้นก่อนทำการทดสอบมีความเค้นค้ำ -20 MPa เมื่อนำขึ้นงานไปเจียรไนราบ พบว่าความเค้นค้ำที่เกิดขึ้นเป็นความเค้นดึง (tensile stress) ซึ่งมีค่าเท่ากับ 80 MPa และความเค้นค้ำที่เกิดจากเครื่องกลึงผิวเป็นความเค้นอัด (compressive stress) ซึ่งมีค่าเท่ากับ -50 MPa และเมื่อนำขึ้นงานไปทดสอบความต้านทานการดัดโค้งด้วยการทดสอบแรงกดแบบ 3 จุด พบว่าขึ้นงานวัสดุผสมที่มีความเค้นค้ำเป็นแบบความเค้นอัดมีความต้านทานการดัดโค้งเท่ากับ 720 MPa ซึ่งสูงกว่าขึ้นงานวัสดุผสมที่มีความเค้นดึงเท่ากับ 530 MPa



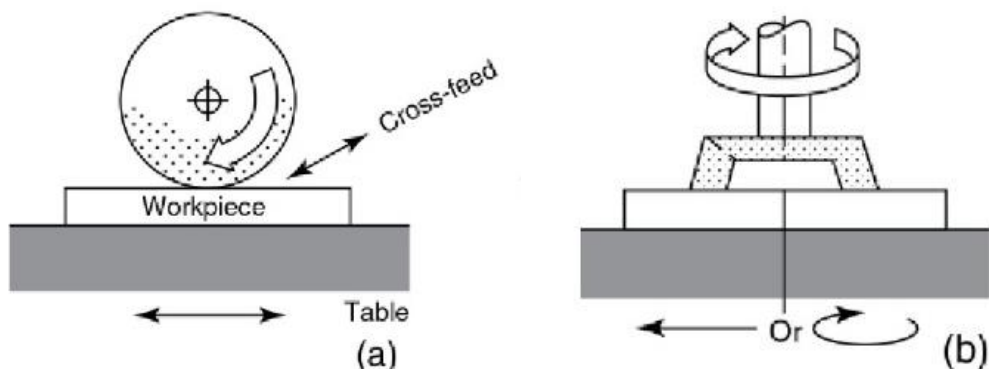
## 2.5 กระบวนการตัดและเจียรระไน

กระบวนการตัดและเจียรระไนเป็นกระบวนการทางกล โดยล้อเจียรระไน (grinding wheel) จะหมุนด้วยความเร็วสูงและกำจัดเนื้อวัสดุที่มีความแข็งที่ต่ำกว่า เพื่อปรับขนาด ความหนา และปรับปรุงพื้นผิวของวัสดุให้มีความเรียบสม่ำเสมอ ซึ่งคุณภาพของพื้นผิวจะส่งผลต่อประสิทธิภาพของวัสดุเมื่อนำไปใช้งาน โดยกระบวนการนี้จะเป็นขั้นตอนเริ่มต้นในการเตรียมส่วนรองรับที่ผลิตจากวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์สำหรับการผลิตหัวอ่านเขียนในฮาร์ดดิสก์



รูปที่ 2.8 กระบวนการเจียรระไน [19]

กระบวนการตัดและเจียรระไนจะใช้ล้อเจียรระไนที่ผลิตจากโลหะ ซึ่งบริเวณผิวหน้าของล้อเจียรระไนจะมีอนุภาคเพชรกระจายตัวอยู่อย่างสม่ำเสมอ และมีขนาดอนุภาคที่แตกต่างกันในแต่ละชั้นตอน ดังรูปที่ 2.8 ในระหว่างขั้นตอนการเจียรระไนจะมีของเหลว (grinding fluid) ซึ่งทำหน้าที่เป็นสารหล่อลื่น เพื่อลดแรงเสียดทานและการสึกหรอของล้อเจียรระไน นอกจากนี้ยังทำหน้าที่เป็นสารหล่อเย็น เพื่อป้องกันไม่ให้อุ่นงานและเครื่องเจียรระไนเกิดความเสียหายจากความร้อนที่เกิดขึ้นในระหว่างการตัดและเจียรระไน [19-22] ทิศทางของแกนหมุนของล้อเจียรระไนในการเจียรระไนราบ (surface grinding) สามารถแบ่งได้เป็น 2 ประเภท คือ แกนหมุนแนวนอน (horizontal spindle) และแกนหมุนแนวตั้ง (vertical spindle) ดังรูปที่ 2.9



รูปที่ 2.9 การเจียรระไนราบ (a) แกนหมุนแนวนอน และ (b) แกนหมุนแนวตั้ง [19]

ในระหว่างการเจียรไน พลังงานที่ต้องใช้ในการเจียรไนเพื่อให้เนื้อวัสดุที่มีความแข็งต่ำกว่าหลุดออกต่อหน่วยปริมาตรเรียกว่า พลังงานจำเพาะในการเจียรไน (Specific grinding energy) ซึ่งเป็นค่าที่แสดงถึงความสามารถในการเจียรไน เพื่อใช้ในการเปรียบเทียบความยากง่ายในการเจียรไนของวัสดุแต่ละชนิด ถ้าเนื้อวัสดุสามารถหลุดออกได้อย่างรวดเร็ว พลังงานที่ใช้ในการเจียรไนก็จะต่ำ โดยนิยามว่าเป็นสัดส่วนระหว่างกำลังในการเจียรไนต่ออัตราการหลุดออกของเนื้อวัสดุ ดังสมการที่ 2.3 [23]

$$\text{Specific grinding energy} = \frac{\text{machining power}}{\text{rate of material removal}} = \frac{P}{Q_w} \quad (2.3)$$

สำหรับวัสดุโลหะ ผลรวมของพลังงานจำเพาะในการเจียรไนประกอบด้วย กลไกการเกิดเศษ การตัด (chip formation) การไถ (plowing) และการตัดเจียรไน (sliding) สำหรับวัสดุเซรามิกส์ และวัสดุที่มีความเปราะชนิดอื่น ความสัมพันธ์ระหว่างกลไกการเจียรไนและพลังงานจำเพาะในการเจียรไนมีความซับซ้อนมากขึ้น ตัวอย่างเช่น การเจียรไนพื้นผิวของ silicon nitride ที่ถูกขึ้นรูปด้วยกระบวนการอัดด้วยความร้อน โดยใช้ล้อเจียรไนที่ผลิตจากอนุภาคเพชร พบว่าช่วงของพลังงานจำเพาะในการเจียรไนมีความกว้าง สำหรับสภาวะที่มีอัตราการหลุดออกของเนื้อวัสดุสูงและต่ำ พลังงานจำเพาะในการเจียรไนมีค่าเท่ากับ  $15 \text{ J/mm}^3$  และ  $800 \text{ J/mm}^3$  ตามลำดับ [19]

จากงานวิจัยของ D. Wenfeng et al. [24] ศึกษาพฤติกรรมของการเจียรไนของวัสดุผสมเนื้อพื้นโลหะไทเทเนียม ( $\text{TiC}_p + \text{TiB}_w$ )/Ti-6Al-4V (PTMCs) และโลหะผสม Ti-6Al-4V พบว่าพลังงานจำเพาะในการเจียรไนขึ้นอยู่กับสมบัติของวัสดุ โดยเฉพาะสมบัติทางกายภาพและสมบัติเชิงกลที่พิจารณาภายใต้สภาวะการเจียรไนที่เหมือนกัน สำหรับโลหะผสม Ti-6Al-4V พบว่าพลังงานจำเพาะในการเจียรไนมีค่ามาก เนื่องจากรูปแบบการหลุดออกของเนื้อวัสดุเป็นแบบเหนียว (ductile-mode removal) แต่สำหรับ PTMCs เนื้อพื้นโลหะผสม (alloy matrix) เกิดการหลุดออกของเนื้อวัสดุเป็นแบบเหนียว แต่ตัวเสริมแรงที่เติมลงในเนื้อวัสดุผสมมีความเปราะ จะเกิดความเสียหายเมื่อสัมผัสกับล้อเจียรไน โดยเกิดการแตกหักแบบเปราะ (brittle fracture) ทำให้พลังงานจำเพาะในการเจียรไนมีค่าลดลง เนื่องจากมีรูปแบบการหลุดออกของเนื้อวัสดุเป็นแบบเปราะ (brittle-mode removal) ร่วมด้วย

## 2.6 กระบวนการเจียรไนวัสดุที่มีความเปราะ

T. G. Bifano et al. [25] ศึกษาเทคนิคสำหรับการเจียรไนวัสดุที่มีความเปราะ ซึ่งกลไกการหลุดออกของเนื้อวัสดุ (material-removal mechanisms) สามารถแบ่งออกเป็น 2 ประเภท คือ แบบเปราะ และแบบเหนียว โดยกลไกการหลุดออกของเนื้อวัสดุแบบเปราะ เกิดจากการขยายตัวและการเชื่อมต่อกันของรอยแตก ในขณะที่กลไกการหลุดออกของเนื้อวัสดุแบบเหนียว เกิดจากการเสีรูปร่างของวัสดุ จากแรงเฉือนที่รุนแรงในการเจียรไน และทำให้เกิดเศษการสึกหรอขึ้น

การเจียรไนวัสดุเปราะภายใต้สภาวะกลไกการหลุดออกของเนื้อวัสดุแบบเหนียว เรียกว่า ductile-regime grinding เป็นเทคนิคที่ใช้ในการเจียรไนวัสดุเปราะ เพื่อไม่ให้เกิดการแตกหักของวัสดุ ซึ่งทำได้โดยกำหนดระยะลึกในการเจียรไน (depth of cut,  $d$ ) ให้มีค่าต่ำ และทำให้เกิดเศษการสึกหรอขนาดเล็ก สมบัติของวัสดุที่ต้านทานการเสีรูปร่างของวัสดุ คือ yield stress ( $\sigma$ ) โดยพลังงานที่ต้องใช้ในการเกิดการเสีรูปร่างของวัสดุที่มีปริมาตรจำเพาะ (specified volume,  $V_p$ ) คือ

$$E_p = \sigma_y V_p \quad (2.4)$$

สมบัติของวัสดุที่ต้านทานการเกิดการแตกหักของวัสดุพิจารณาได้จาก Griffith crack propagation parameter ( $G$ ) โดยพลังงานที่ต้องใช้ในการเกิดการแตกหักเป็นฟังก์ชันของพื้นที่ผิวที่เกิดขึ้นใหม่จากการขยายตัวของรอยแตก คือ

$$E_f = G A_f \quad (2.5)$$

สำหรับระยะลึกในการเจียรไนถูกตั้งสมมติฐานว่ามีความสัมพันธ์กับปริมาตรจำเพาะ และพื้นที่ผิวของรอยแตก ดังนี้

$$V_p \sim d^3 \quad \text{และ} \quad A_f \sim d^2 \quad (2.6)$$

อัตราส่วนระหว่างพลังงานที่ทำให้เกิดการหลุดออกของเนื้อวัสดุถูกแสดงโดย

$$\frac{\text{Plastic flow energy}}{\text{Fracture energy}} \sim \frac{E_p}{E_f} \propto d \quad (2.7)$$

ดังนั้นการลดลงของระยะลึกในการเจียรไน ทำให้การเสีรูปร่างของวัสดุแบบถาวรเป็นกลไกสำคัญในการกำจัดเนื้อวัสดุ ซึ่งระยะลึกในการเจียรไนที่ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงจากการหลุดออกของเนื้อวัสดุแบบเปราะเป็นแบบเหนียว (brittle-ductile transition) เป็นฟังก์ชันของสมบัติวัสดุ โดยควบคุมการเกิดการเสีรูปร่างของวัสดุ และการแตกหัก

การเปรียบเทียบความสามารถในการเจียรไนของวัสดุ พิจารณาได้จากค่าวิกฤตของระยะลึกในการเจียรไน (critical-depth of cut,  $d_c$ ) ซึ่งเป็นค่าที่ใช้สำหรับแบ่งช่วงการเปลี่ยนแปลงจากการหลุดออกของเนื้อวัสดุแบบเปราะเป็นแบบเหนียว โดยจุดอ้างอิงในการพิจารณาค่าวิกฤตของระยะลึกในการเจียรไน คือ พื้นที่ผิวของวัสดุเกิดการแตกหัก 10 % โดยโมเดลดั้งเดิมที่ใช้อธิบายค่าวิกฤตของ

ระยะลึกในการเจียรระโน สำหรับการเกิดการแตกหักขณะที่เกิดรอยกด (indentation) จากวัสดุแข็ง มีพื้นฐานมาจาก Griffith fracture propagation criterion โดยค่าวิกฤตของระยะลึกของรอยกดถูกแสดงในสมการที่ 2.8 โดยที่  $d_c$  คือ ค่าวิกฤตของระยะลึกของรอยกด  $E$  คือ มอดูลัสความยืดหยุ่น  $R$  คือ พลังงานการแตกหักของวัสดุ และ  $H$  คือ ความแข็งของวัสดุ

$$d_c = ER/H^2 \quad (2.8)$$

สำหรับวัสดุที่แสดงพฤติกรรมการเสียรูปแบบถาวรที่บริเวณปลายของรอยแตก พลังงานการแตกหักของวัสดุสามารถคำนวณโดยใช้การวิเคราะห์ Griffith's classical crack propagation และ dimensional analogous โดยพลังงานการแตกหักของวัสดุที่ระดับการแตกหักขนาดเล็ก และทำให้เกิดการขยายตัวของรอยแตกถูกแสดงในสมการที่ 2.9

$$R \sim K_{IC}^2/H \quad (2.9)$$

$$d_c \propto (E/H)(K_{IC}/H)^2 \quad (2.10)$$

จากการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุ และค่าวิกฤตของระยะลึกในการเจียรระโน ที่ได้จากการคำนวณ ซึ่งเปรียบเทียบกับค่าวิกฤตของระยะลึกในการเจียรระโนจากการทดลอง โดยมีจุดอ้างอิง คือ พื้นผิวของวัสดุเกิดการแตกหัก 10 % จะได้ค่าคงที่ของสมการ ดังนี้

$$d_c = 0.15(E/H)(K_{IC}/H)^2 \quad (2.11)$$

Y. H. Ren et al. [26] ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุทั้งสแตนคาร์ไบด์ (WC) ซึ่งมีขนาดเกรนที่แตกต่างกัน และแรงในการเจียรระโน (grinding force) โดยแรงในการเจียรระโนเป็นตัวแปรที่สำคัญ ที่ใช้ในการเปรียบเทียบความสามารถในการเจียรระโนของวัสดุ ซึ่งมีความสัมพันธ์กับสมบัติและโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ และพารามิเตอร์ในกระบวนการเจียรระโน การทำนายและสร้างโมเดลของแรงในการเจียรระโนส่วนใหญ่จะใช้วิธีทางคณิตศาสตร์ (mathematical model) ที่มีพื้นฐานจากรูปร่างเรขาคณิต และจลนศาสตร์ของกระบวนการเจียรระโน โดยไม่เกี่ยวข้องกับสมบัติของวัสดุ ซึ่งโมเดลส่วนใหญ่ใช้สำหรับการทำนายวัสดุโลหะ จากงานวิจัยของ T. G. Bifano et al. [25] แสดงให้เห็นว่าค่าวิกฤตของระยะลึกในการเจียรระโนขึ้นอยู่กับสมบัติของวัสดุด้วย และสำหรับวัสดุเปราะ สิ่งที่ใช้ในการอธิบายพฤติกรรมของวัสดุภายใต้การเกิดรอยกด คือ "brittleness index" ซึ่งเป็นอัตราส่วนระหว่างความแข็งและความต้านทานการแตกหักของวัสดุ ( $H/K_{IC}$ )

ในกระบวนการเจียรระโนวัสดุเปราะ การเกิดรอยแตกจากการเจียรระโน สามารถเกิดขึ้นได้จากการให้แรงกับอนุภาคขัดสี (abrasive grit) ที่มากกว่าค่าวิกฤต ซึ่งทำให้เกิดรอยแตกที่บริเวณพื้นผิวและใต้พื้นผิวของวัสดุ จากการเปลี่ยนแปลงรูปแบบของการหลุดออกของเนื้อวัสดุจากแบบเหนียวเป็นแบบเปราะ ดังนั้นสิ่งที่ควรพิจารณาคือ ค่าวิกฤตของแรงในการเจียรระโน ซึ่งเกี่ยวข้องกับทั้งพารามิเตอร์ในกระบวนการเจียรระโนและสมบัติของวัสดุ สำหรับแรงในการเจียรระโนในทิศทางตั้งฉาก

กับอนุภาคขัดสี (normal grinding force per grit,  $F_{en}$ ) และแรงในการเจียรระโนในทิศทางขนานกับอนุภาคขัดสี (tangential grinding force per grit,  $F_{et}$ ) ถูกแสดงในสมการที่ 2.12 และ 2.13

$$F_{en} = \lambda f(H, H/K_{IC}) a_{gmax}^{2(1-\varepsilon)} \quad (2.12)$$

$$F_{et} = F_{en}/C \quad (2.13)$$

โดยที่  $\lambda$  คือ ค่าคงที่ ซึ่งสำหรับวัสดุเซรามิกมีค่าอยู่ในช่วง  $1.6 \times 10^4 - 2.2 \times 10^4$   $a_{gmax}$  คือ ความหนาของชิ้นงานที่จะถูกเจียรระโน (maximum undeform chip thickness) และ  $C$  คือ อัตราส่วนในการเจียรระโน (grinding ratio) จากการตั้งสมมติฐานว่าฟังก์ชันกำลัง (power function) ของ  $f = (kH^3/K_{IC}^2)^\gamma$  และใช้ dimensional analysis จะได้ว่า

$$F_{en} = C(kH^3/K_{IC}^2)^\gamma a_{gmax}^{2(1-\varepsilon)} \quad (2.14)$$

$$F_{et} = (kH^3/K_{IC}^2)^\gamma a_{gmax}^{2(1-\varepsilon)} \quad (2.15)$$

โดยที่  $\gamma$  และ  $\varepsilon$  คือ ค่าคงที่ ซึ่งขึ้นอยู่กับสมบัติของวัสดุและข้อมูลจากการทดลอง และ  $k$  คือ ค่าคงที่ ซึ่งมีค่าเท่ากับ  $10^{-6}$  เมตร

สำหรับงานวิจัยของ Y. H. Ren et al. [27] ซึ่งศึกษาพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนของ WC ที่มีขนาดเกรนที่แตกต่างกัน โดยพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนถูกนิยามว่า เป็นพลังงานที่ใช้ในการเจียรระโนต่อหน่วยปริมาตรของเนื้อวัสดุที่ถูกเจียรระโน ดังสมการที่ 2.16 โดยที่  $r$  คือ อัตราส่วนระหว่างความกว้างต่อความหนาของเศษการสึกหรอ

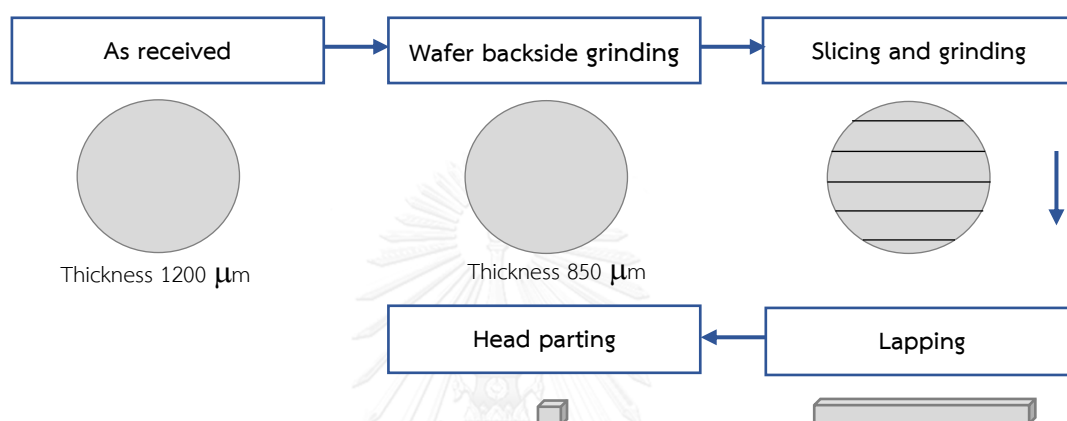
$$u = \frac{4}{r} (kH^3/K_{IC}^2)^\gamma a_{gmax}^{-2\varepsilon} \quad (2.16)$$

จากสมการที่ 2.16 แสดงให้เห็นว่าพลังงานจำเพาะในการเจียรระโน ขึ้นอยู่กับสมบัติของวัสดุและพารามิเตอร์ในกระบวนการเจียรระโน สำหรับ WC ที่มีขนาดเกรนที่แตกต่างกัน พบว่าพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนมีค่าแตกต่างกัน เนื่องจากความแตกต่างของสมบัติทางกายภาพและทางกลของวัสดุ โดยวัสดุเกรนหยาบ ซึ่งมีความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการดัดโค้งที่ต่ำ มีพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนมากกว่าวัสดุเกรนละเอียด

## 2.7 กระบวนการเจียรระโนส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์

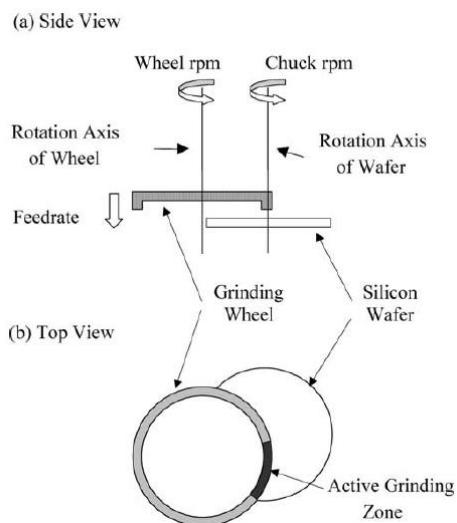
วัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ที่นำมาใช้เป็นส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์ถูกผลิตด้วยกระบวนการอัดด้วยความดันทุกทิศทาง โดยมีสัดส่วนการเติมไทเทเนียมคาร์ไบด์ร้อยละ 35 โดยปริมาตร ซึ่งมีลักษณะเป็นแผ่นเวเฟอร์วงกลม และถูกปลุกวงจรรอิเล็กทรอนิกส์ไว้ด้านหนึ่งของแผ่นเวเฟอร์ ขั้นตอนกระบวนการเจียรระโนส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์ถูกแสดงในรูปที่ 2.10

ขั้นตอนแรกในกระบวนการเจียรระโนส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์ คือ การเจียรระโนผิวด้านหลัง (Wafer backside grinding) ซึ่งจะเจียรระโนพื้นผิวของเวเฟอร์ให้มีความสม่ำเสมอ และลดความหนาของเวเฟอร์ให้เหมาะสมกับการนำไปใช้งานในแต่ละผลิตภัณฑ์ จากนั้นแผ่นเวเฟอร์จะเข้าสู่กระบวนการตัดและเจียรระโน (Slicing and grinding) เพื่อทำให้มีลักษณะเป็นบาร์ (bar) และลดขนาดของบาร์ลงเรื่อยๆ จากนั้นจะนำไปขัดผิวแบบละเอียด (Lapping) เพื่อให้มีความหยาบผิวตามมาตรฐานการผลิต และส่งไปที่กระบวนการ Head parting ต่อไป



รูปที่ 2.10 กระบวนการเจียรระโนส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์

กระบวนการเจียรระโนผิวด้านหลัง เป็นขั้นตอนเริ่มต้นสำหรับกระบวนการเจียรระโนส่วนรองรับในหัวอ่านเขียนฮาร์ดดิสก์ ซึ่งจะเจียรระโนเพื่อปรับความหนา และความเรียบของของพื้นผิวด้านที่ไม่ได้ทำการปลูกลงจอร์อิเล็กทรอนิกส์ให้มีความสม่ำเสมอ รูปที่ 2.11 แสดงการเจียรระโนผิวด้านหลัง โดยในขณะที่ทำการเจียรระโน ล้อเจียรระโนจะเคลื่อนที่ลงสู่เวเฟอร์ด้วยความเร็วตาม feed rate ที่กำหนด และหมุนด้วยความเร็วรอบคงที่ ซึ่งล้อเจียรระโนจะหมุนสวนทางกับการหมุนของเวเฟอร์ [28, 29] จากงานวิจัยของ Z.J. Pei et al. [30] ประสิทธิภาพของกระบวนการเจียรระโนพิจารณาได้จากการที่ล้อเจียรระโนมีอายุการใช้งานที่เหมาะสม แรงกระทำในการเจียรระโนมีค่าต่ำและคงที่ พื้นผิวของเวเฟอร์ได้รับความเสียหายน้อย ไม่ทำให้เกิดรอยแตกหรือความเสียหายที่บริเวณขอบ (edge chipping) และพื้นผิวชิ้นงานมีความราบเรียบสม่ำเสมอ โดยมีความผันแปรของความหนาเวเฟอร์ต่ำกว่าระดับไมครอน (submicron) ซึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อแรงกระทำในการเจียรระโน ได้แก่ ชนิดของตัวประสาน (bond) ระหว่างอนุภาคเพชรและล้อเจียรระโน ความเร็วในการเจียรระโน ตำแหน่งการฉีดยาและอัตราการไหลของสารหล่อเย็น



รูปที่ 2.11 กระบวนการเจียรระโนผิวด้านหลัง [29]

## 2.8 การวัดความแข็งและความต้านทานการแตกหัก

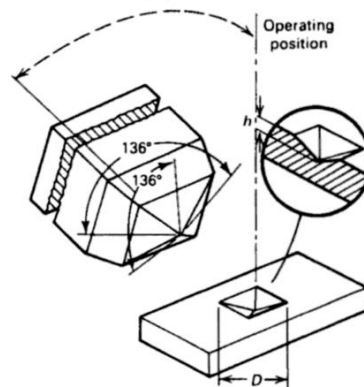
ความแข็ง (Hardness) เป็นสมบัติของวัสดุที่แสดงถึงความต้านทานต่อการเกิดการแปรรูปแบบถาวรเฉพาะที่ เช่น การเกิดรอยกด หรือรอยขีดข่วนบริเวณพื้นผิว ซึ่งขึ้นอยู่กับโครงสร้างผลึก ชนิดของพันธะ ความหนาแน่น ขนาดเกรน และความบริสุทธิ์ ปัจจัยภายนอกที่ส่งผลต่อความแข็ง ได้แก่ อุณหภูมิและสภาพแวดล้อมที่มีสปีชีส์ที่ว่องไวในการเกิดปฏิกิริยา (reactive species) เช่น กรด อัลคาไล หรือแม้กระทั่งน้ำ [31]

การทดสอบความแข็งสามารถทำได้หลายวิธี โดยแบ่งออกเป็น 2 ประเภท คือ การทดสอบความแข็งในระดับมหภาค (macrohardness) และระดับจุลภาค (microhardness) สำหรับการทดสอบความแข็งในระดับมหภาคได้แก่ การทดสอบความแข็งแบบร็อกเวลล์ (Rockwell hardness test) และการทดสอบความแข็งแบบบริเนลล์ (Brinell hardness test) ซึ่งจะใช้แรงกดสูง และทำให้เกิดรอยกดขนาดใหญ่ที่ครอบคลุมเกรนหลายเกรนบนพื้นผิวของวัสดุ รวมถึงรูพรุน ขอบเกรน และความไม่ต่อเนื่องอื่นๆ สำหรับการทดสอบความแข็งในระดับจุลภาคได้แก่ การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส (Vickers micro-hardness test) และการทดสอบความแข็งแบบนูป (Knoop microhardness test) ซึ่งจะใช้แรงกดน้อย โดยทั่วไปไม่เกิน 1 กิโลกรัม [31] การทดสอบความแข็งแต่ละวิธีจะมีรูปร่างของหัวกดที่แตกต่างกัน การเลือกใช้วิธีการทดสอบ แรงกด และขนาดของหัวกดจะขึ้นอยู่กับสมบัติของวัสดุที่นำมาทดสอบ การวัดความแข็งเป็นการทดสอบสมบัติทางกลของวัสดุที่ถูกนำมาใช้บ่อย เนื่องจากเป็นวิธีที่ง่าย ราคาถูก และขึ้นงานทดสอบไม่เกิดการแตกหัก หรือเสียรูปร่าง เพราะจะเกิดรอยกดที่บริเวณพื้นผิวของชิ้นงานเท่านั้น

การวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ส เป็นการทดสอบความแข็งในระดับจุลภาค ซึ่งเหมาะสำหรับทดสอบความแข็งในบริเวณเฉพาะที่แคบๆ บนชิ้นงาน โดยหัวกดจะทำจากเพชรที่มีรูปร่างเป็นพีระมิด (diamond pyramid) ดังรูปที่ 2.12 ค่าความแข็งสามารถคำนวณได้จากความยาวของรอยกดที่เกิดขึ้นผ่านการสังเกตด้วยกล้องจุลทรรศน์ ดังสมการที่ 2.17

$$HV = \frac{2P \sin \theta/2}{D^2} = \frac{1.8544P}{D^2} \quad (2.17)$$

โดยที่ HV คือ ค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ส P คือ แรงกด (kg) D คือ ความยาวเฉลี่ยของรอยกด (mm) และ  $\theta$  คือ มุมระหว่างหน้าตรงข้ามของหัวกด ซึ่งเท่ากับ  $136^\circ$  การแปลงหน่วยจาก HV เป็น Pa สามารถทำได้โดยเปลี่ยนหน่วยของแรงกดจากกิโลกรัมเป็นนิวตัน และเปลี่ยนหน่วยของความยาวรอยกดจากมิลลิเมตรเป็นเมตร



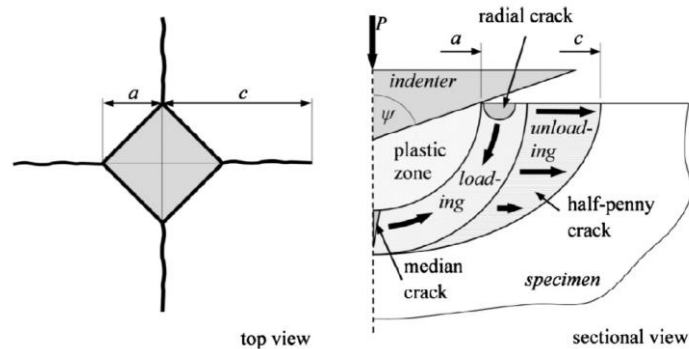
รูปที่ 2.12 การทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส [32]

ความต้านทานการแตกหัก (Fracture toughness) เป็นสมบัติของวัสดุที่แสดงถึงความสามารถในการยับยั้งการเติบโต หรือการขยายของรอยแตก ซึ่งการขยายตัวของรอยแตกนั้นจะนำไปสู่ความเสียหายของวัสดุได้ การคำนวณความต้านทานการแตกหักจากรอยกดที่เกิดจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์สนิยมใช้กับวัสดุเปราะ โดยคำนวณจากความยาวรอยแตกที่เกิดขึ้นจากรอยกดที่ได้จากการทดสอบความแข็ง รอยแตกมี 2 แบบ คือ radial crack ซึ่งเป็นรอยแตกที่เกิดขึ้นบริเวณพื้นผิว และ median crack ซึ่งเป็นรอยแตกที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงาน ดังรูปที่ 2.13 ค่าความต้านทานการแตกหักคำนวณได้จากสมการที่ 2.18 ซึ่งถูกเสนอโดย Evans และ Charles [33, 34]

$$K_{IC} = 0.16H(a)^{0.5} \left(\frac{c}{a}\right)^{-1.5} \quad (2.18)$$

โดยที่  $K_{IC}$  คือ ค่าความต้านทานการแตกหัก ( $\text{MPam}^{1/2}$ ) H คือ ค่าความแข็งแบบวิกเกอร์ส (MPa) a คือ ค่าเฉลี่ยครึ่งหนึ่งของความยาวของรอยกดจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส (m) และ c คือ ความยาวเฉลี่ยของรอยแตกที่เกิดจากปลายของรอยกด (m) ดังรูปที่ 2.12





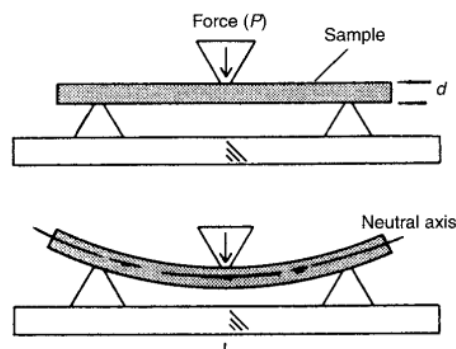
รูปที่ 2.13 รอยแตกที่เกิดจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส [35]

## 2.9 การวัดความต้านทานการดัดโค้ง

ความต้านทานการดัดโค้ง (Flexural strength) เป็นสมบัติของวัสดุที่แสดงถึงความแข็งแรงต่อการดัดโค้ง โดยทดสอบได้จากการทดสอบแรงดัดโค้ง 3 จุด (Three-point bending test) ดังรูปที่ 2.14 ซึ่งสามารถทดสอบได้ทั้งวัสดุเปราะและวัสดุเหนียว ในการทดสอบจะใช้หัวกด กดในทิศทางตั้งฉากลงบนชิ้นงานทดสอบที่มีลักษณะเป็นแท่งสี่เหลี่ยม โดยทั่วไปอัตราการให้แรงกดจะอยู่ในช่วง 0.5-1.0 mm/min ซึ่งชิ้นงานทดสอบจะวางอยู่บนฐานรองรับที่กำหนดระยะห่างระหว่างจุดที่สัมผัสกับชิ้นงาน ทำให้บริเวณกึ่งกลางของชิ้นงานได้รับแรงกดสูงสุด ส่งผลให้เกิดการโค้งงอหรือการแตกหักของวัสดุ โดยค่าความต้านทานการดัดโค้งสามารถคำนวณได้จากการวัดแรงกดที่ทำให้เกิดการแตกหักของชิ้นงานทดสอบดังสมการที่ 2.19 [31, 36]

$$\text{Flexural strength} = \frac{3PL}{2bd^2} \quad (2.19)$$

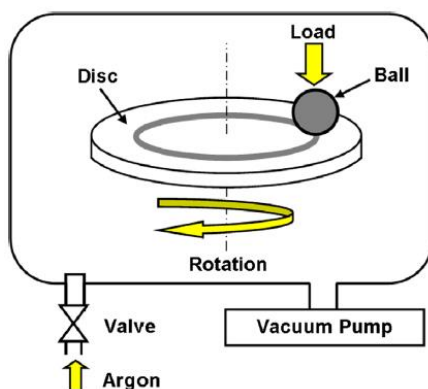
โดยที่ P คือ แรงกดที่ทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหัก (N) L คือ ระยะห่างระหว่างจุดสัมผัสชิ้นงาน (m) b คือ ความกว้างของชิ้นงาน (m) และ d คือ ความหนาของชิ้นงาน (m) ลักษณะรูปร่างของชิ้นงาน การเตรียมพื้นผิว ตำแหน่งการวางชิ้นงาน และอัตราการให้แรงกดเป็นสิ่งสำคัญ ซึ่งอาจส่งผลต่อความคลาดเคลื่อนในการวัดแรงกดสูงสุดที่ทำให้เกิดการแตกหักได้



รูปที่ 2.14 การทดสอบแรงดัดโค้ง 3 จุด (Three-point bending test) [36]

## 2.10 การทดสอบการสึกหรอ

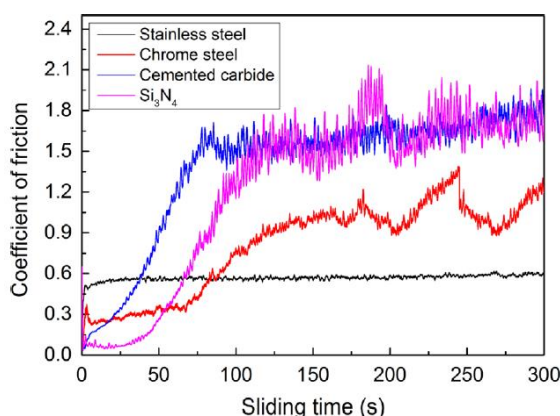
การสึกหรอเป็นการสูญเสียของเนื้อวัสดุจากการขัดสี (abrasion) ระหว่างวัสดุที่มีความแข็งแตกต่างกัน โดยการสึกหรอจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของพื้นที่ผิวสัมผัสของวัสดุที่มีความแข็งต่ำกว่า และทำให้เกิดเป็นเศษการสึกหรอ (wear debris) ขึ้น การสึกหรอของวัสดุเกิดขึ้นได้หลายรูปแบบ โดยขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย เช่น ชนิดของวัสดุ แรงกระทำ สารเคมีและสิ่งแวดล้อม [37] ความต้านทานการสึกหรอสามารถทดสอบได้จากการทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-disk ดังแสดงในรูปที่ 2.15 โดยประกอบไปด้วยลูกบอลที่ใช้ในการทดสอบ และชิ้นงานทดสอบซึ่งมีลักษณะเป็นแผ่นวงกลม ในขณะที่ทำการทดสอบลูกบอลจะถูกกดลงด้วยแรงกดตามที่กำหนด โดยมีทิศทางตั้งฉากกับแผ่นทดสอบ และแผ่นทดสอบจะหมุนด้วยความเร็ว และระยะทางตามที่กำหนด ซึ่งในการทดสอบสามารถเติมสารหล่อลื่น ปรับอุณหภูมิ ความชื้นสัมพัทธ์ และบรรยากาศในการทดสอบได้ ซึ่งค่าที่ได้จากการทดสอบการสึกหรอคือ สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (Coefficient of friction,  $\mu$ ) โดยเป็นอัตราส่วนระหว่างแรงต้านที่เกิดขึ้นในทิศทางขนานระหว่างผิวสัมผัส (tangential force,  $F_x$ ) และแรงกดที่ให้ในทิศทางตั้งฉากกับผิวสัมผัส (normal force,  $F_z$ ) [38]



รูปที่ 2.15 การทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-disk [39]

ความต้านทานการเสียดทานและการสึกหรอของวัสดุเซรามิกส์  $Al_2O_3$  ขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย เช่น โครงสร้างผลึก องค์ประกอบทางเคมี ชนิดของวัสดุที่นำมาทดสอบการสึกหรอ และสภาวะที่ใช้ในการทดสอบ D. Jianxin et al. [40] ทดสอบการสึกหรอของวัสดุผสมที่มี  $Al_2O_3$  เป็นเฟสหลักกับลูกบอลทังสเตนคาร์ไบด์ (WC) ที่ความเร็ว 16-86 m/min และแรงกด 30-150 N พบว่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าลดลง เมื่อเพิ่มความเร็วและแรงกดในการทดสอบ ซึ่งกลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้นกับทุกวัสดุ คือ การแตกหักแบบเปราะ โดยวัสดุผสมที่เติม SiC มีอัตราการสึกหรอที่ต่ำที่สุด เมื่อเทียบกับการเติม TiC Ti(C,N) และ (W,Ti)C เนื่องจากมีความต้านทานการแตกหักและความแข็งสูง

Z. Yin et al. [41] ศึกษาพฤติกรรมการเสียดทาน และการสึกหรอของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ โดยปรับความเร็วในการทดสอบ 30-90 m/min แรงกด 5-15 N และทดสอบกับลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิม เหล็กชุบโครเมียม WC และ  $\text{Si}_3\text{N}_4$  เมื่อทดสอบกับลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิม พบว่าค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าลดลง เมื่อเพิ่มความเร็วและแรงกดที่ใช้ในการทดสอบ ซึ่งค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าต่ำและมีช่วงแคบ (0.458-0.671) เมื่อเทียบกับการทดสอบกับลูกบอลชนิดอื่น ดังรูปที่ 2.16 เนื่องจากเกิดขึ้นฟิล์ม (adhesion layer) ของ  $\text{FeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$  จากปฏิกิริยาเคมีที่บริเวณจุดสัมผัสซึ่งมีอุณหภูมิสูง โดยตรวจสอบองค์ประกอบของธาตุได้จากเทคนิค EDS สำหรับเหล็กชุบโครเมียมพบออกไซด์ของเหล็กที่บริเวณพื้นผิว ในขณะที่การทดสอบการสึกหรอกับลูกบอล WC และ  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าสูง เนื่องจากเป็นวัสดุที่มีความแข็งและไม่เกิดชั้นฟิล์มขณะที่ทำการทดสอบการสึกหรอ จึงทำให้เกิดความเค้นเฉือนสูงที่บริเวณผิวสัมผัส และพื้นผิวบริเวณรอยสึกหรอมีความหยาบ สำหรับกลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้นกับการทดสอบด้วยลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิม คือ การสึกหรอแบบยึดติด (adhesive wear) และการทดสอบกับเหล็กชุบโครเมียม WC และ  $\text{Si}_3\text{N}_4$  คือ การสึกหรอแบบขัดสี (abrasion wear) และการสึกหรอแบบแตกบิ่น (chipping wear)



รูปที่ 2.16 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC  
ทดสอบด้วยแรงกด 10 N และความเร็ว 60 m/min [41]

ผลของขนาดเกรนของวัสดุต่อความต้านทานการสึกหรอเป็นปัจจัยที่สำคัญ ซึ่งมีงานวิจัยจำนวนมากที่ได้ศึกษาในเรื่องนี้ โดยทั่วไปแล้ววัสดุเซรามิกส์ที่มีเกรนขนาดใหญ่จะมีความต้านทานการสึกหรอที่ต่ำกว่าเกรนขนาดเล็ก เนื่องจากเกิดรอยร้าว (flaw) ขนาดใหญ่ ซึ่งนำไปสู่การลดลงของความเค้นที่ทำให้เกิดความเสียหาย [42] แต่สำหรับการทดลองในงานวิจัยให้ผลที่กันข้าม F. Xiong et al. [43] พบว่า  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ที่มีเกรนขนาดใหญ่ ( $14\ \mu\text{m}$ ) มีความต้านทานการสึกหรอที่สูงกว่าเกรนขนาดเล็ก ( $4\ \mu\text{m}$ ) เนื่องจากเกรนขนาดเล็กมีการสะสมของเศษการสึกหรอ ทำให้พื้นผิวสัมผัสจริงระหว่างพิน (pin) และชิ้นงานในการทดสอบการเสียดทานเพิ่มขึ้น และเหนี่ยวนำให้อัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้น เนื่องจากเกิดเป็น Third-body abrasion

T. E. Raghy et al. [38] ศึกษาผลของขนาดเกรนของ  $Ti_3SiC_2$  ต่อความต้านทานแรงเสียดทานและการสึกหรอ โดยวัสดุที่ใช้ทดสอบมีขนาดเกรน 5 และ 100  $\mu m$  เมื่อทดสอบความต้านทานการสึกหรอระหว่างชิ้นงานกับลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิม 440C ด้วยความเร็ว 0.1 m/s และแรงกด 5 N พบว่าค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่วัดได้แบ่งออกเป็น 2 ช่วง คือ initial transition stage ซึ่งมีค่าอยู่ในช่วง 0.15-0.45 และหลังจากนั้นจะเข้าสู่ steady state และมีค่าเท่ากับ 0.83 สำหรับทั้งเกรนหยาบและเกรนละเอียด ซึ่งการเพิ่มขึ้นของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานเกิดขึ้นจากการสะสมเศษสึกหรอระหว่างพื้นและชิ้นงานทดสอบ ทำให้เกิดเป็น third-body abrasion และเมื่อพิจารณาที่อัตราการสึกหรอ พบว่าวัสดุที่มีเกรนหยาบมีความต้านทานการสึกหรอที่มากกว่าวัสดุเกรนละเอียด โดยกลไกการสึกหรอของวัสดุเกรนละเอียด ได้แก่ grain pre-fracture และ grain removal ในขณะที่กลไกการสึกหรอของวัสดุเกรนหยาบ คือ delamination, crack bridging, grain deformation, microcracking และ grain fracture

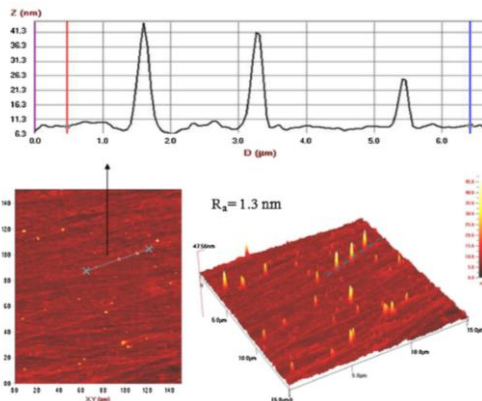
## 2.11 การวัดความหยาบผิว

ความหยาบผิว (surface roughness) คือความขรุขระของพื้นผิว หรือการเบี่ยงเบนจากพื้นผิวเรียบ (flat surface) เนื่องจากมีความแตกต่างของความสูงของยอดแหลม ที่เกิดจากความไม่เรียบของการจัดเรียงตัวของอะตอมที่บริเวณพื้นผิว ซึ่งสามารถสังเกตได้ทั้งในระดับมหภาคและจุลภาค โดยจะส่งผลต่อลักษณะของพื้นผิวและการยึดติดระหว่างผิวสัมผัส ซึ่งแสดงถึงคุณภาพของชิ้นงานหลังจากการขึ้นรูปหรือตกแต่งผิว ค่าความหยาบผิวสามารถวัดได้หลายวิธี เช่น ค่าความหยาบผิวเฉลี่ย (average surface roughness,  $R_a$ ) ค่าความหยาบผิวเฉลี่ยแบบรูท (root mean square roughness,  $R_q$ ) และค่าสูงสุดของความสูงระหว่างยอดสูงและเหวต่ำ (maximum roughness depth,  $R_{max}$ ) ซึ่งเป็นค่าที่นิยมใช้ในการรายงานผลค่าความหยาบผิว โดยมีวิธีการคำนวณทางสถิติที่แตกต่างกันดังตารางที่ 2.2

กล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม (Atomic Force Microscope, AFM) เป็นเครื่องมือที่ใช้ในการตรวจสอบคุณภาพพื้นผิวของวัสดุในระดับอะตอม ซึ่งสามารถรายงานผลเป็นค่าความหยาบผิวและภาพถ่ายพื้นผิวที่แสดงความขรุขระในบริเวณที่ศึกษา โดยการวัดแรงดึงดูดหรือแรงผลักที่เกิดขึ้นระหว่างพื้นผิวและปลายคานที่มีหัวเข็ม (probe) ปลายแหลมในระดับนาโนเมตร เมื่อลากหัวเข็มผ่านพื้นผิวที่ต้องการตรวจสอบ จะเกิดการโก่งงอของปลายคานเนื่องจากเกิดอันตรกิริยากับอะตอมที่บริเวณพื้นผิวที่มีความสูงต่ำแตกต่างกัน ซึ่งสามารถตรวจวัดได้ด้วยการเบี่ยงเบนของลำแสงเลเซอร์ที่ตกกระทบปลายคานและสะท้อนออกมาที่จู่รับแสง โดยแปลงข้อมูลออกมาเป็นสัญญาณไฟฟ้า และแสดงผลเป็นภาพที่แสดงความขรุขระของพื้นผิวดังรูปที่ 2.17 [44]

ตารางที่ 2.2 การคำนวณค่าความหยาบผิว [45]

Parameter	Surface roughness profile
Average surface roughness ( $R_a$ ) $R_a = \frac{1}{L} \int_0^L  Y  dx$	
Root mean square roughness ( $R_q$ ) $R_q = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L Y^2 dx}$	
Maximum roughness depth ( $R_{max}$ )	

รูปที่ 2.17 ภาพ AFM 2 มิติ และ 3 มิติของฟิล์มวัสดุผสม Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [46]

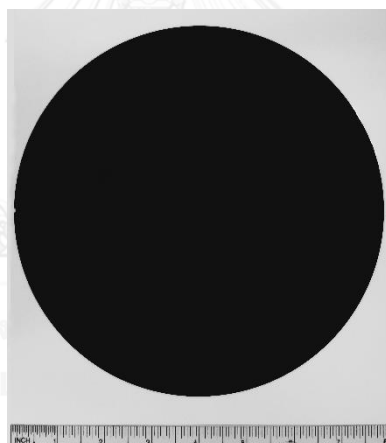
## บทที่ 3

### ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

#### 3.1 วัสดุและอุปกรณ์ในการทดลอง

##### 3.1.1 วัสดุและอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง

3.1.1.1 แผ่นวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ ซึ่งมีลักษณะเป็นแผ่นวงกลม ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 8 นิ้ว ความหนา 1200 ไมโครเมตร และยังไม่ได้ทำการปลูกลงจอร์อิเล็กทรอนิกส์ที่ผิวหน้าของแผ่นวัสดุผสม ดังรูปที่ 3.1 โดยสามารถแบ่งประเภทของวัสดุผสมตามผู้ผลิตกำหนดได้เป็น 4 ชนิด ดังนี้ ชนิด CG-H (Coarse-grained materials) คือ วัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นค้ำง ชนิด CG-L คือ วัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นค้ำงต่ำ ชนิด FG-H (Fine-grained materials) คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นค้ำง และชนิด FG-L คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นค้ำงต่ำ



รูปที่ 3.1 แผ่นวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$

3.1.1.2 ลูกเหล็กสำหรับทดสอบการสึกหรอ ซึ่งเป็นเหล็กกล้าไร้สนิม เกรด 304 (stainless steel 304) และมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1/4 นิ้ว

3.1.1.3 ใบมีดตัดที่ผลิตจากเพชรซึ่งมีขนาดอนุภาค 1200 mesh และใช้โลหะผสมนิกเกิลเป็นตัวประสาน สำหรับเครื่องตัดเจียรไน

3.1.1.4 แท่งอะลูมินาสำหรับลับคมล้อเจียรไน

##### 3.1.2 เครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง

3.1.2.1 เครื่องเจียรไนราบ (Surface Grinding Machine, Okamoto)

3.1.2.2 เครื่องตัดเจียรไน (Automatic Dicing Saw, Disco)

3.1.2.3 เครื่องวัดความหนาของเวเฟอร์ (Proforma 300, MTI)

- 3.1.2.4 เครื่องวัดความโก่งของเวเฟอร์ (Digimatic Indicator, Mitutoyo)
- 3.1.2.5 กล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม (Atomic force microscope, AFM)
- 3.1.2.6 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope, OM)
- 3.1.2.7 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)
- 3.1.2.8 เครื่องวัดความเค้นคงค้างด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, Xstress 3000 G2R)
- 3.1.2.9 เครื่องชั่งน้ำหนัก ความละเอียด 4 ตำแหน่ง
- 3.1.2.10 เครื่องวัดสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน Dilatometer (L75 Horizontal, Linseis)
- 3.1.2.11 เครื่องทดสอบความแข็ง Vickers hardness (MVK-H2, Mitutoyo)
- 3.1.2.12 เครื่องทดสอบความต้านทานการตัดโค้ง (DS2-220, IMADA)
- 3.1.2.13 เครื่องทดสอบการสึกหรอ Tribometer (Multi-specimen test system, UMT)
- 3.1.2.14 Keithley 2700 Multimeter/Data acquisition system และ Keithley 220 Programmable current source สำหรับทดสอบสภาพต้านทานไฟฟ้า

## 3.2 วิธีการทดลอง

### 3.2.1 การศึกษาโครงสร้างจุลภาค

ศึกษาโครงสร้างจุลภาค ขนาดเกรน และองค์ประกอบทางเคมีของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด และเทคนิค Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) สำหรับการหาขนาดเกรนเฉลี่ยศึกษาด้วย ASTM E-112 (Standard Test Methods for Determining Average Grain Size)

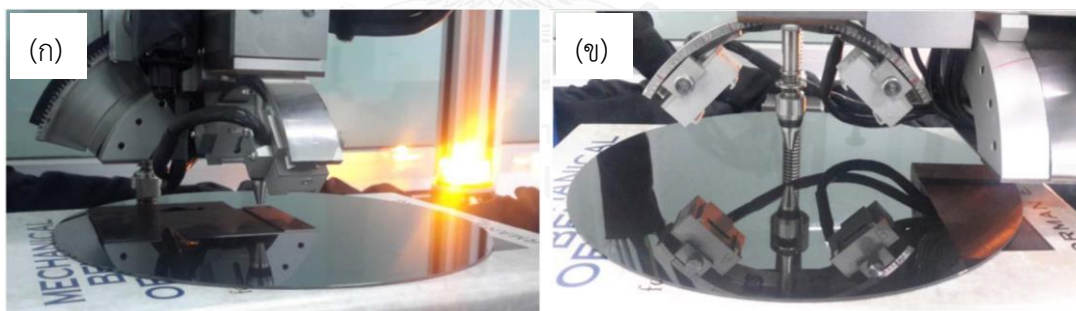
### 3.2.2 การตรวจสอบความเค้นคงค้าง

การผลิตแผ่นวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ด้วยกระบวนการทางโลหะผง และการอัดด้วยความดันทุกทิศทาง โดยใช้อุณหภูมิและความดันสูงในการขึ้นรูป ทำให้เกิดความเค้นคงค้างขึ้นภายในชิ้นงาน การศึกษาความเค้นคงค้างก่อนที่จะนำชิ้นงานไปผ่านกระบวนการเจียระไนผิวด้านหลัง และการตัดเจียระไน สามารถตรวจสอบได้ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-Ray Diffraction, Xstress 3000 G2R) และใช้วิธี  $\sin^2\psi$  ในการคำนวณค่าความเค้นคงค้าง โดยปรับมุม  $\psi$  ที่ใช้ในการทดสอบ ซึ่งในงานวิจัยนี้เลือกเฟส  $\text{Al}_2\text{O}_3$  เป็นเฟสอ้างอิงในการคำนวณค่าความเค้นคง

ค้ำ เนื่องจากเป็นเฟสหลักของวัสดุผสมที่มีสัดส่วนโดยปริมาตรที่มากกว่าเฟส TiC สำหรับพารามิเตอร์ที่ใช้ในการทดสอบความเค้นค้ำถูกแสดงในตารางที่ 3.1 และตำแหน่งที่ทำการวัดความเค้นค้ำถูกแสดงในรูปที่ 3.2

ตารางที่ 3.1 พารามิเตอร์สำหรับการทดสอบความเค้นค้ำ

พารามิเตอร์ในการทดสอบ	ค่าของพารามิเตอร์ในการทดสอบ
หลอดเอ็กซ์เรย์ (X-ray tube)	Cr-K $\alpha$
ความยาวคลื่น (Wave length, $\lambda$ )	0.2291 nm
มุม $\psi$ (X-ray tilt)	0, -16.7, -23.9, -29.8, -35.0, 16.7, 23.9, 29.8, และ 35.0
ทิศทางการทดสอบ	0 และ 90 องศา
ระนาบการเลี้ยวเบน	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (1 0 10)
มุม $2\theta$	135.0 องศา
Collimator diameter	3 mm
Young's Modulus	469 GPa
Poisson ratio	0.19



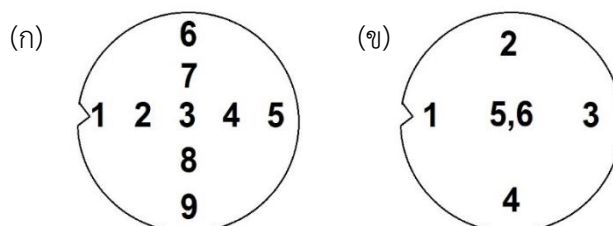
รูปที่ 3.2 ตำแหน่งในการวัดความเค้นค้ำ (ก) ที่มุม 0 องศา และ (ข) ที่มุม 90 องศา

### 3.2.3 การศึกษาความสามารถในการเจียรระโน

กระบวนการเจียรระโนผิวด้านหลัง (Wafer backside grinding) เป็นส่วนหนึ่งของกระบวนการเจียรระโนพื้นผิว การเตรียมชิ้นงานเริ่มจากทำความสะอาดแผ่นเวเฟอร์วัสดุผสม วัดความหนาและความโค้งของเวเฟอร์ก่อนทำการเจียรระโนผิวด้านหลังด้วย Proforma 300 (MTI) และ Digimatic Indicator (Mitutoyo) โดยรูปที่ 3.3 แสดงตำแหน่งที่ทำการวัดความหนาและความโค้งของเวเฟอร์ จากนั้นทำการเจียรระโนผิวด้านหลังชิ้นงานด้วยเครื่องเจียรระโนราบ ซึ่งล้อเจียรระโนมี



อนุภาคเพชรกระจายตัวอยู่บนผิวอย่างสม่ำเสมอ โดยเริ่มจากการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ (Rough grinding) ที่มีอนุภาคเพชรขนาด 230 mesh ด้วยความเร็ว 2400 รอบต่อนาที เพื่อลดความหนาของเวเฟอร์ 100 ไมโครเมตร จากนั้นตามด้วยการเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด (Fine grinding) ที่มีอนุภาคเพชรขนาด 6000 mesh ด้วยความเร็ว 3200 รอบต่อนาที เพื่อลดความหนาของเวเฟอร์ 5 ไมโครเมตร และปรับพื้นผิวของเวเฟอร์ให้มีความสม่ำเสมอ



รูปที่ 3.3 ตำแหน่งสำหรับการวัดความหนา (ก) และความโค้ง (ข) ของเวเฟอร์

ในระหว่างกระบวนการเจียรระไนผิวด้านหลังจะทำการเก็บข้อมูล spindle current เพื่อใช้คำนวณพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน (Specific grinding energy) ซึ่งแสดงถึงพลังงานที่ใช้ในการเจียรระไน เพื่อให้เนื้อวัสดุหลุดออกต่อหน่วยปริมาตร ดังสมการที่ 3.1 โดยนำไปเปรียบเทียบกับความสามารถในการเจียรระไนของเวเฟอร์แต่ละชนิด และศึกษาการสึกหรอของล้อเจียรระไน (wheel wear) เพื่อเปรียบเทียบความเสียหายของล้อเจียรระไน หลังจากกระบวนการเจียรระไนผิวด้านหลัง เนื่องจากความแตกต่างของชนิดของวัสดุที่ถูกเจียรระไน โดยวัดจากความหนาของล้อเจียรระไนที่หายไป หลังจากนั้นจะทำการศึกษาคูณภาพของพื้นผิวหลังกระบวนการเจียรระไนผิวด้านหลัง โดยการวัดความหยาบผิวด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแรงอะตอม (Atomic force microscope, AFM) และวัดความโค้งของชิ้นงาน

$$\text{Specific grinding energy} = \frac{\text{machining power}}{\text{volume loss/grinding time}} = \frac{IV}{V_w/t} \quad (3.1)$$

กระบวนการตัดเจียรระไน (Wafer sectioning) เป็นกระบวนการที่ใช้ตัดเวเฟอร์ เพื่อให้มีลักษณะเป็นบาร์ด้วยเครื่องตัดเจียรระไน ซึ่งใบมีดตัดผลิตจากเพชรที่มีขนาดอนุภาค 1200 mesh และใช้โลหะผสมนิกเกิลเป็นตัวประสาน โดยล้อเจียรระไนหมุนด้วยความเร็ว 10000 รอบต่อนาที ในการตัดเจียรระไนเพื่อให้ได้ชิ้นงานที่มีขนาดตามต้องการ และทำการลับคมด้วยแท่งอะลูมินา ในขณะที่ทำการตัดเจียรระไนจะทำการเก็บข้อมูล spindle current เพื่อใช้ในการคำนวณพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน และเปรียบเทียบความสามารถในการเจียรระไนของวัสดุผสมแต่ละชนิด

### 3.2.4 การเตรียมชิ้นงานสำหรับการพิสูจน์เอกลักษณ์ทางวัสดุ

หลังจากที่เวเฟอร์วัสดุผสมผ่านกระบวนการเจียรไนผิวด้านหลังแล้ว จะทำการตัดเวเฟอร์เพื่อเตรียมสำหรับการนำไปพิสูจน์เอกลักษณ์ทางวัสดุด้วยเครื่องตัดเจียรไน โดยเริ่มจากการทำความสะอาดและวัดความหนาแผ่นเวเฟอร์วัสดุผสม จากนั้นติดแผ่นเวเฟอร์บนฐานรองรับ ซึ่งการกำหนดระยะลึกของการตัดจะตั้งค่าให้มากกว่าความหนาของแผ่นเวเฟอร์ เพื่อให้เกิดการตัดตลอดทั้งความหนาของชิ้นงาน และทำการตัดเจียรไนเพื่อให้ได้ชิ้นงานที่มีขนาด  $0.5 \times 5$  เซนติเมตร

### 3.2.5 การพิสูจน์เอกลักษณ์ทางวัสดุ

3.2.5.1 การวัดความหนาแน่นของชิ้นงานทำได้โดยวิธี Archimedes water immersion method ด้วยเครื่องชั่ง 4 ตำแหน่ง

3.2.5.2 ศึกษาสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน (Thermal expansion coefficient, COE) ที่อุณหภูมิ  $1000^{\circ}\text{C}$  ด้วยเครื่อง Dilatometer (L75 Horizontal, Linseis)

3.2.5.3 การศึกษาความแข็งของวัสดุทดสอบด้วยเครื่อง Vickers hardness (MVK-H2, Mitutoyo) โดยทดสอบด้วยแรงกด 500 กรัม และ dwell time 10 วินาที จากนั้นถ่ายภาพรอยกดและรอยแตกที่เกิดขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด เพื่อคำนวณค่าความแข็งและความต้านทานการแตกหักตามสมการที่ 2.17 และ 2.18 โดยทดสอบทั้งหมด 15 จุดในแต่ละชิ้นงาน

3.2.5.4 การทดสอบสมบัติเชิงกลด้านความต้านทานการดัดโค้ง ศึกษาด้วยการทดสอบ Compressive test (DS2-220, IMADA) โดยวิธีการทดสอบการดัดโค้งแบบแรงกด 3 จุด (Three-point bending) ซึ่งค่าความต้านทานการดัดโค้งคำนวณได้ตามสมการที่ 2.19 โดยทดสอบชิ้นงานชนิดละ 20 ชิ้น และศึกษาลักษณะพื้นผิวของการแตกหักที่บริเวณด้านตัดขวางด้วยภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

3.2.5.5 การทดสอบสมบัติทางไฟฟ้า ศึกษาด้วยการวัดสภาพต้านทานไฟฟ้า (Electrical resistivity) โดยใช้เทคนิค Van der Pauw method ซึ่งประกอบไปด้วยเครื่อง Keithley 2700 Multimeter/Data acquisition system และ Keithley 220 Programmable current source ในการทดสอบจะทำการปรับค่ากระแสที่ให้กับชิ้นงาน คือ  $\pm 1, 2, 4, 6, 8$  และ  $10$  มิลลิแอมป์ จากนั้นอ่านค่าความต่างศักย์ที่ตกคร่อมระหว่างขั้วบนชิ้นงาน และนำไปคำนวณเป็นค่าสภาพต้านทานไฟฟ้าตามสมการที่ 3.2 [47] โดยที่  $\rho$  คือ สภาพต้านทานไฟฟ้า ( $\Omega \cdot \text{m}$ )  $d$  คือ ความหนาของชิ้นงาน  $V_{DC}$  คือ ความต่างศักย์ที่ตกคร่อมระหว่างขั้ว D และ C และ  $I_{AB}$  คือ กระแสที่ไหลผ่านขั้ว A และ B

$$\rho = \frac{\pi d}{\ln 2} \left( \frac{V_{DC}}{I_{AB}} \right) \quad (3.2)$$

3.2.5.6 การทดสอบการสึกหรอ (wear test) ทดสอบด้วยเครื่อง Tribometer (Multi-specimen test system, UMT) โดยใช้วิธี Ball-on-disk ซึ่งลูกบอลสำหรับการทดสอบคือ เหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 304 (Stainless steel 304) ที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1/4 นิ้ว สำหรับ ชิ้นงานวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์จะถูกตัดให้เป็นแผ่นสี่เหลี่ยมขนาด 7×7 เซนติเมตร โดย กำหนดสภาวะในการทดสอบ คือ ความเร็ว (sliding velocity) 0.2 เมตรต่อวินาที แรงกด 4 นิวตัน และระยะทางการขัดสี (sliding distance) 300 เมตร โดยทำการทดสอบ 3 ครั้งต่อชนิดของวัสดุผสม ซึ่งค่าของตัวแปรที่ได้จากการทดสอบ คือ สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (Coefficient of friction, COF) โดยเป็นอัตราส่วนระหว่างแรงต้านที่เกิดขึ้นในทิศทางขนานระหว่างผิวสัมผัส (tangential force,  $F_x$ ) และแรงกดที่ให้นในทิศทางตั้งฉากกับผิวสัมผัส (normal force,  $F_z$ )

### 3.3 การวิเคราะห์ผลการทดลอง

3.3.1 วิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค ขนาดเกรน และองค์ประกอบทางเคมีของวัสดุผสม อะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

3.3.2 วิเคราะห์ความเค้นคงค้างที่มีอยู่ในวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

3.3.3 วิเคราะห์ผลของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ต่อสมบัติของวัสดุ โดยพิจารณาจากสมบัติเชิงกล ได้แก่ ความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก ความต้านทานการดัดโค้ง และสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน และสมบัติทางกายภาพ ได้แก่ ความหนาแน่น สภาพการนำไฟฟ้า และสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน

3.3.4 วิเคราะห์ผลของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ต่อความสามารถในการเจียระไน โดยพิจารณาจากพลังงานจำเพาะในการเจียระไน และการสึกหรอของล้อเจียระไน

3.3.5 ตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุและความสามารถในการเจียระไน

## บทที่ 4

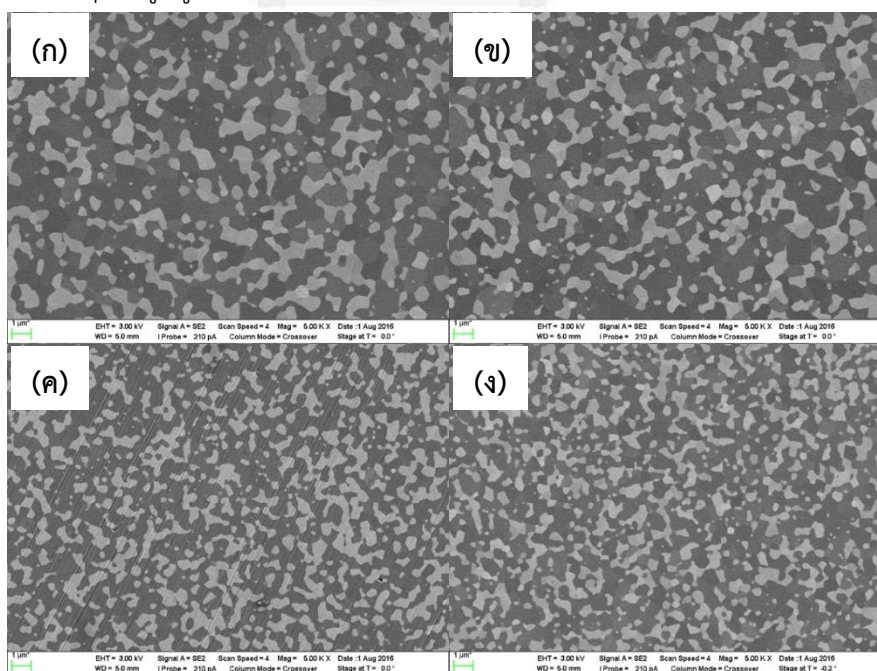
### ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

#### 4.1 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

วัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ที่ใช้ในงานวิจัยสามารถแบ่งได้เป็น 4 ชนิดตามที่ผู้ผลิตได้กำหนด ดังนี้ ชนิด CG-H คือ วัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นค้ำง ชนิด CG-L คือ วัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นค้ำงต่ำ ชนิด FG-H คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นค้ำง และชนิด FG-L คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นค้ำงต่ำ เพื่อตรวจสอบความแตกต่างทางด้านโครงสร้างจุลภาค จึงทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาค ขนาดเกรน องค์ประกอบทางเคมี และความเค้นค้ำงภายในวัสดุ ก่อนที่จะนำไปผ่านกระบวนการเจียรไน และการพิสูจน์เอกลักษณ์ทางวัสดุ

##### 4.1.1 ขนาดเกรนของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

โครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ดังรูปที่ 4.1 โดยลักษณะของโครงสร้างจุลภาคประกอบด้วย 2 เฟส คือ เฟสสีดำที่มีความต่อเนื่องกัน คือ  $Al_2O_3$  และสำหรับเฟสสีขาว คือ TiC ซึ่งกระจายตัวอยู่อย่างสม่ำเสมอในเฟสสีดำ โดยวัสดุผสมชนิด FG-H และ FG-L มีขนาดเกรนที่เล็กกว่า CG-H และ CG-L เกรนของ TiC มีรูปร่างที่ไม่แน่นอน (irregular shape) และเชื่อมต่อกัน เนื่องจากการผลิตแผ่นวัสดุผสมโดยการอัดด้วยความดันทุกทิศทางและใช้อุณหภูมิสูง จึงทำให้เกรนมีลักษณะเปลี่ยนแปลงไปจากตอนเริ่มต้นที่เป็นอนุภาคกลม



รูปที่ 4.1 ภาพ SEM ของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC โดย (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L

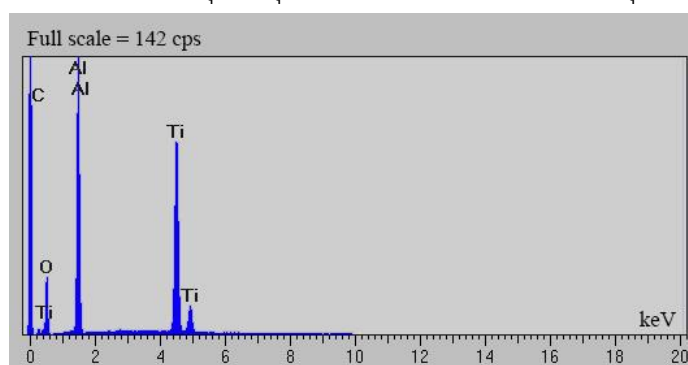
โครงสร้างจุลภาคและขนาดเกรนของวัสดุเป็นปัจจัยที่สำคัญ ซึ่งส่งผลต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุ การหาขนาดเกรนเฉลี่ยศึกษาด้วยวิธี Circular intercept procedure (ASTM E 112) โดยเป็นการนับจำนวนจุดตัดของขอบเกรน ที่ตัดผ่านวงกลม 3 วง ซึ่งมีความยาวรวมทั้งหมด 500 มิลลิเมตร และนำไปคำนวณเป็นขนาดเกรนเฉลี่ยของวัสดุตามขนาดเกรนมาตรฐาน [48] ตารางที่ 4.1 แสดงขนาดเกรนเฉลี่ยของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ซึ่งศึกษาจากภาพถ่าย SEM ในโหมด Back-scattered electrons (BSE) โดยความแตกต่างของสี (contrast) ในภาพเกิดจากความแตกต่างของ atomic number ของธาตุ ทำให้สามารถแยกเกรนของแต่ละเฟสได้ จากตารางพบว่าวัสดุผสมชนิด CG-H และ CG-L มีขนาดเกรนเฉลี่ยที่ใหญ่กว่า FG-H และ FG-L ซึ่งสอดคล้องกับภาพถ่าย SEM ของโครงสร้างจุลภาค จากรูปที่ 4.1 และสอดคล้องกับการแบ่งประเภทของวัสดุผสมตามที่คุณผู้ผลิตกำหนด

ตารางที่ 4.1 ขนาดเกรนเฉลี่ยของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC

AlTiC Type	ขนาดเกรนเฉลี่ย ( $\mu m$ )	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน (SD)
CG-H	0.577	0.057
CG-L	0.570	0.031
FG-H	0.397	0.037
FG-L	0.386	0.021

#### 4.1.2 องค์ประกอบทางเคมีของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

องค์ประกอบทางเคมีของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ถูกตรวจสอบด้วยเทคนิค EDS รูปที่ 4.2 แสดง EDS สเปกตรัมของวัสดุผสมชนิด CG-H สำหรับวัสดุผสมชนิดอื่นมีลักษณะของ EDS สเปกตรัมที่เหมือนกัน โดยธาตุที่เป็นองค์ประกอบในวัสดุผสมทุกชนิด ได้แก่ C, O, Al และ Ti ตารางที่ 4.2 แสดงเปอร์เซ็นต์ของแต่ละธาตุ ซึ่งเป็นค่าเฉลี่ยจากการทดสอบ EDS แบบพื้นที่ (area scan) ทั้งหมด 3 จุดบนพื้นผิวของแต่ละชิ้นงาน พบว่าวัสดุผสมทุกชนิดมีเปอร์เซ็นต์ของแต่ละธาตุที่ใกล้เคียงกัน

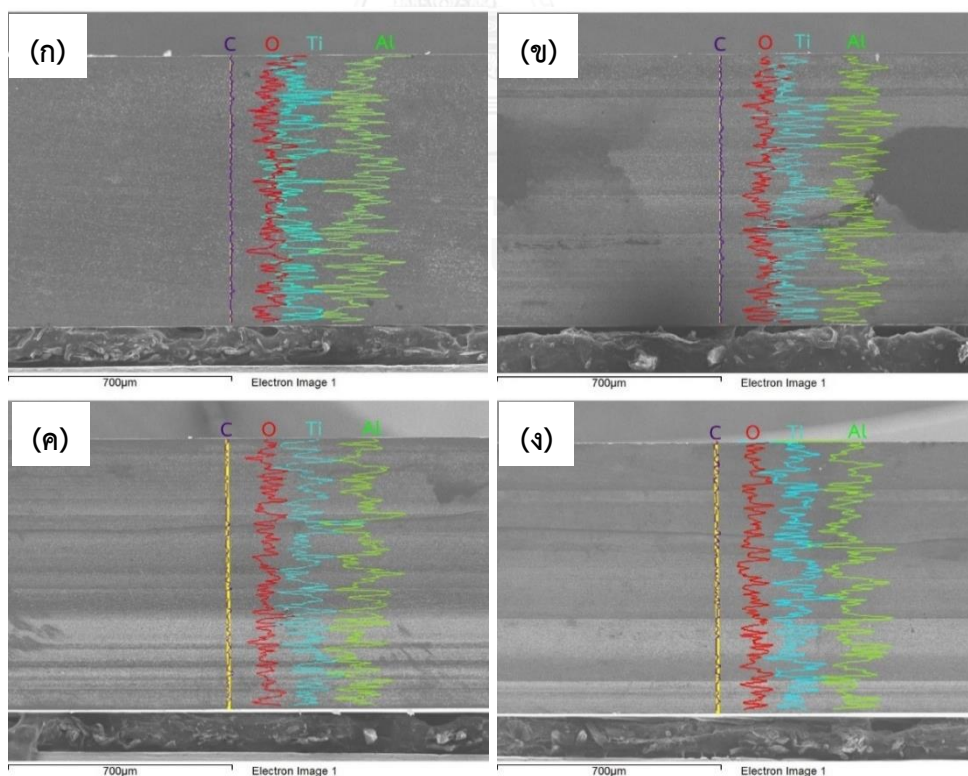


รูปที่ 4.2 EDS สเปกตรัมของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC

ตารางที่ 4.2 องค์ประกอบของธาตุจากการทดสอบด้วยเทคนิค EDS แบบพื้นที่

AlTiC Type	Element percent				Atomic percent			
	C	O	Al	Ti	C	O	Al	Ti
CG-H	2.94	36.70	22.84	37.51	5.88	55.03	20.31	18.78
CG-L	2.90	36.82	22.85	37.43	5.78	55.17	20.30	18.73
FG-H	3.08	34.03	21.67	41.22	6.34	52.56	19.84	21.26
FG-L	3.14	33.53	21.76	41.56	6.48	51.99	20.00	21.52

การกระจายตัวของธาตุที่เป็นองค์ประกอบของวัสดุผสมถูกศึกษาด้วยเทคนิค EDS แบบเส้น (line scan) โดยทดสอบตลอดทั้งความหนาของชิ้นงานในด้านตัดขวาง (cross section) รูปที่ 4.3 แสดงการกระจายตัวของธาตุที่มีอยู่ในวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ซึ่งแกนแนวตั้งเป็นระยะทางที่ใช้ในการสแกน คือ 850 ไมโครเมตร และแกนแนวนอนแสดงถึงปริมาณของธาตุ เมื่อพิจารณาการกระจายตัวของแต่ละธาตุ พบว่าทั้ง C, O, Ti และ Al มีการกระจายตัวที่สม่ำเสมอตลอดทั้งความหนาของชิ้นงาน และมีลักษณะที่เหมือนกันในวัสดุผสมทุกชนิด ดังนั้นการกระจายตัวของเฟส TiC ในเฟสเนื้อพื้น  $Al_2O_3$  จึงมีความสม่ำเสมอ

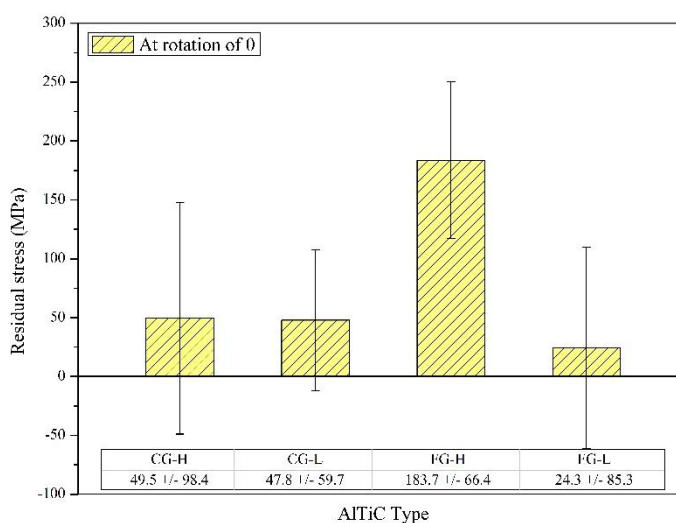


รูปที่ 4.3 การกระจายตัวของธาตุในวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ซึ่งทดสอบด้วยเทคนิค EDS แบบเส้น โดยที่ (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L

## 4.2 การตรวจสอบความเค้นคงค้างในวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

การวัดปริมาณความเค้นคงค้างในวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ศึกษาด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ โดยใช้วิธี  $\sin^2\psi$  ซึ่งทำการปรับมุม  $\psi$  ในการทดสอบ คือ 0, -16.7, -23.9, -29.8, -35.0, 16.7, 23.9, 29.8, และ 35.0 องศา และปรับมุม  $\phi$  คือ 0 และ 90 องศา สำหรับพารามิเตอร์ที่ใช้ในการทดสอบถูกแสดงในตารางที่ 3.1 การมีอยู่ของความเค้นคงค้างสามารถพิจารณาได้จากการเปลี่ยนแปลงของระยะห่างระหว่างระนาบการเลี้ยวเบนเมื่อเทียบกับวัสดุที่ไม่มี ความเค้นคงค้าง โดยความเค้นคงค้างที่วัดได้เป็นความเค้นในแนวระนาบ (in-plane stress) และตั้งสมมติฐานว่าไม่มี ความเค้นในทิศทางตั้งฉากกับพื้นผิว ( $\sigma_{3i} = 0$ ) เนื่องจากมีความลึกของการทะลุผ่าน (depth of penetration) ที่น้อย สำหรับการคำนวณความเค้นคงค้างจะอ้างอิงจากเฟส  $Al_2O_3$  เนื่องจากเป็นเฟส เนื้อพื้นของวัสดุผสม ซึ่งมีปริมาณที่มากกว่าเฟส TiC

ผลการวัดความเค้นคงค้างบริเวณพื้นผิวของชิ้นงานทดสอบถูกแสดงในรูปที่ 4.4 โดยความเค้นคงค้างที่มีค่าบวก คือ ความเค้นคงค้างแบบดึง (tensile residual stress) และค่าลบ คือ ความเค้นคงค้างแบบอัด (compressive residual stress) ซึ่งจากการทดลองพบว่าความเค้นคงค้างที่เกิดขึ้นที่มุม  $\phi = 0$  องศา เกิดความเค้นคงค้างแบบดึงในวัสดุผสมทุกชนิด โดยความเค้นคงค้างที่วัดได้เกิดจากกระบวนการผลิตชิ้นงานวัสดุผสม เนื่องจากการอัดด้วยความดันทุกทิศทางใช้อุณหภูมิและแรงอัดสูง ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Z. Yin et al. [5, 6] และเกิดจากความแตกต่างของสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนที่แตกต่างกันของเฟส  $Al_2O_3$  และ TiC ส่งผลให้เกิดความเค้นคงค้างในขณะที่ชิ้นงานเย็นตัวลงจากอุณหภูมิการกดอัดด้วยความร้อน และนอกจากความแตกต่างของสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนแล้ว จากงานวิจัยของ J. Gong et al. [11] พบว่าความเค้นคงค้างภายในวัสดุเป็นผลมาจากค่ามอดูลัสของยัง และอัตราส่วนปัวซองของแต่ละเฟสด้วย



รูปที่ 4.4 ความเค้นคงค้างในวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC

เมื่อพิจารณาผลของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมต่อการมีอยู่ของความเค้นคงค้าง พบว่า วัสดุผสมชนิด CG-L มีค่าเฉลี่ยของความเค้นคงค้างต่ำกว่า CG-H เล็กน้อย และสำหรับวัสดุผสมชนิด FG-L มีค่าเฉลี่ยของความเค้นคงค้างที่ต่ำกว่า FG-H เช่นกัน โดยความเค้นคงค้างมีมากที่สุดที่วัสดุผสม FG-H และมีค่าต่ำที่สุดในวัสดุผสม FG-L สำหรับการทดลองที่มุม  $\phi$  เท่ากับ 90 องศา มีแนวโน้มในทิศทางเดียวกับ 0 องศา โดยค่าความเค้นคงค้างที่วัดได้มีความคลาดเคลื่อนสูง เนื่องจากข้อมูลมีช่วงกว้าง ซึ่งเกิดจากวัสดุที่ทำการทดสอบเป็นวัสดุผสม การมีอยู่ของทั้ง 2 เฟสทำให้ค่าความเค้นคงค้างที่วัดได้มีความแม่นยำต่ำ เนื่องจากความแตกต่างของความเค้นคงค้างที่อยู่ภายในเฟส  $Al_2O_3$  และ TiC โดยในงานวิจัยนี้พิจารณาความเค้นคงค้างที่เกิดขึ้นภายในเฟส  $Al_2O_3$  เท่านั้น ดังนั้นความเค้นคงค้างของวัสดุผสมทั้ง 4 ชนิดมีความแตกต่างกัน แต่ไม่มีนัยสำคัญ

ผลของขนาดเกรนต่อความเค้นคงค้างของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ - $ZrO_2$  ศึกษาโดย V. Sergio et al. [49] สำหรับวัสดุผสมที่มีปริมาณของเฟส  $Al_2O_3$  20% โดยปริมาตร พบว่าวัสดุเกรนละเอียด ( $ZrO_2$  0.18 ไมโครเมตร) มีความเค้นคงค้าง 105 MPa ซึ่งต่ำกว่าวัสดุเกรนหยาบ ( $ZrO_2$  0.40 ไมโครเมตร) ที่มีความเค้นคงค้าง 210 MPa เนื่องจากวัสดุเกรนละเอียดมีปริมาณขอบเกรนจำนวนมาก ทำให้มีการผ่อนคลายความเค้น (stress relaxation) ที่บริเวณขอบเกรน โดยเกิดผ่านกระบวนการ grain boundary sliding ส่งผลให้เกิดการลดลงของพลังงานความเครียดแบบยืดหยุ่น (elastic strain energy) ที่ถูกสะสมไว้ ซึ่งพารามิเตอร์ที่สำคัญที่ทำให้เกิดการผ่อนคลายความเค้น ได้แก่ 1. Driving energy คือ พลังงานความเครียดแบบยืดหยุ่น 2. Geometry คือ โครงสร้างจุลภาคของวัสดุ และ 3. Transport mechanism คือ การแพร่ที่เกิดขึ้นบริเวณขอบเกรน

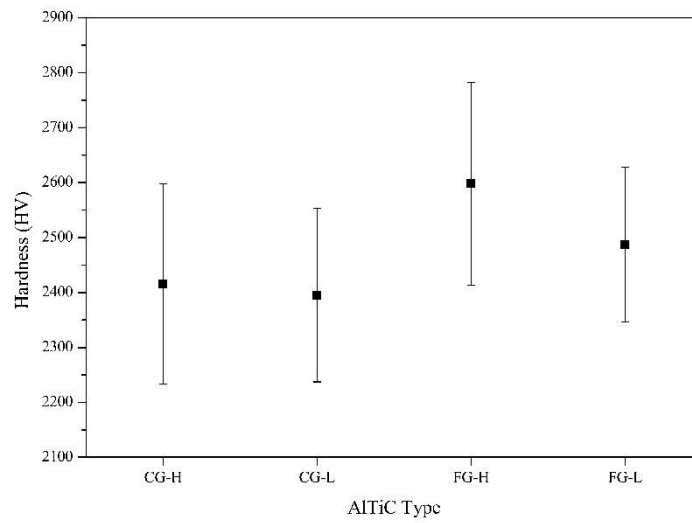
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

#### 4.3 การศึกษาสมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

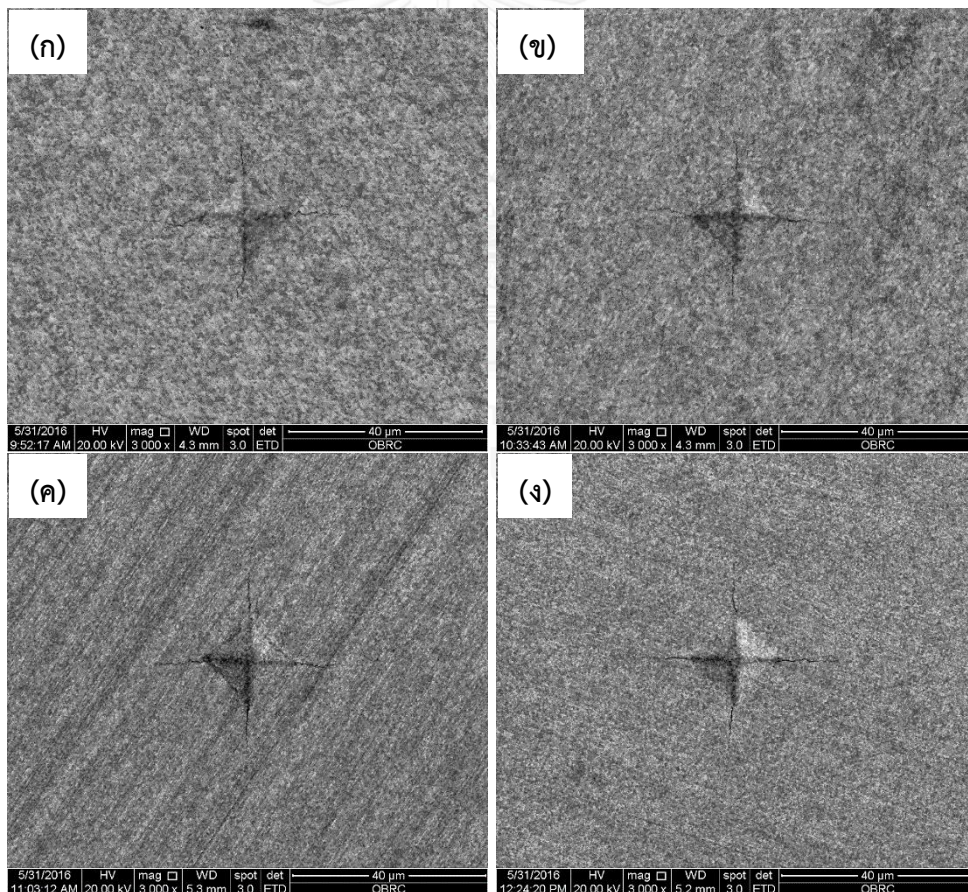
##### 4.3.1 ความแข็งและความต้านทานการแตกหัก

การวัดความแข็งและความต้านทานการแตกหัก ทดสอบด้วยการวัดความแข็งแบบวิกเกอร์ส (MVK-H2, Mitutoyo) โดยใช้แรงกด 500 กรัม และ dwell time 10 วินาที รูปที่ 4.5 แสดงความแข็งของวัสดุผสมทั้ง 4 ชนิด ซึ่งเป็นค่าเฉลี่ยจากการทดสอบ 15 จุด โดยทำการวัดขนาดของรอยกดที่เกิดขึ้น รูปที่ 4.6 แสดงตัวอย่างภาพ SEM รอยกดจากการทดสอบความแข็งของวัสดุผสม ค่าเฉลี่ยของความแข็งของวัสดุผสมชนิด CG-H, CG-L, FG-H และ FG-L มีค่าเท่ากับ 2414, 2395, 2598 และ 2487 HV ตามลำดับ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าขนาดเกรนส่งผลโดยตรงต่อสมบัติเชิงกลของวัสดุผสม โดยวัสดุผสมที่มีเกรนละเอียดมีความแข็งมากกว่าวัสดุเกรนหยาบ โดยสอดคล้องกับงานวิจัยของ N. Liu et al. [4] Z. Yin et al. [5, 6] และ X.Q. You et al. [7]



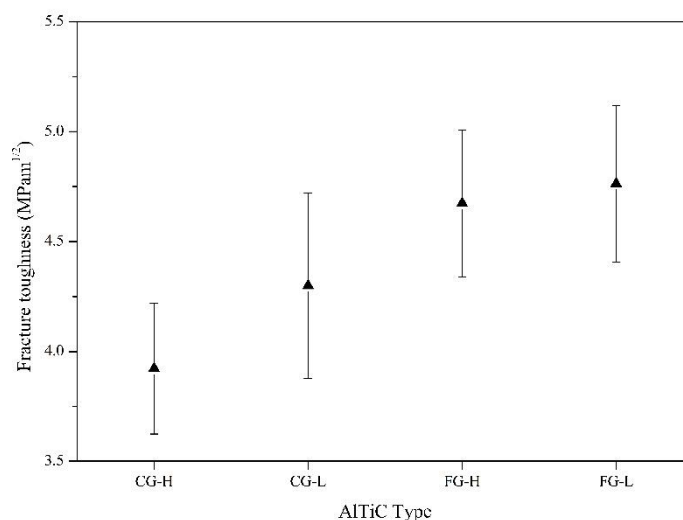


รูปที่ 4.5 ความแข็งของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC



รูปที่ 4.6 ภาพ SEM รอยกตที่เกิดขึ้นจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส

โดยที่ (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L

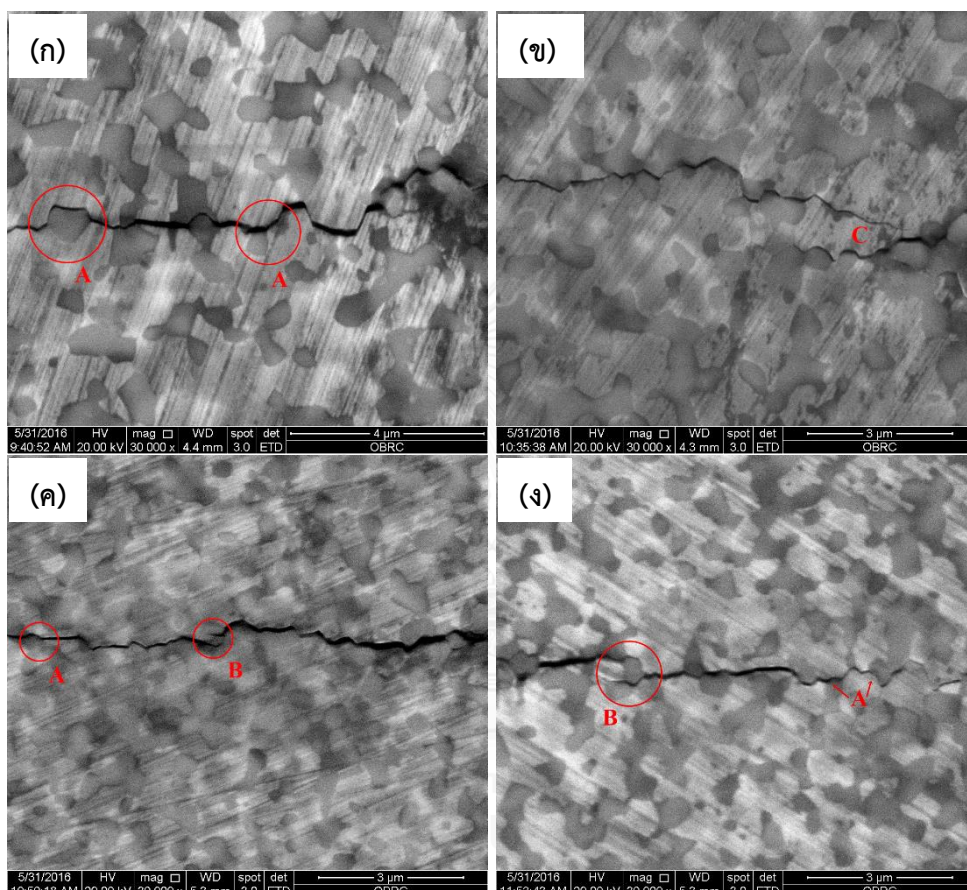


รูปที่ 4.7 ความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$

ความต้านทานการแตกหักเป็นสมบัติของวัสดุที่แสดงถึงความสามารถในการยับยั้งการเกิดและการโตของรอยแตก ซึ่งสามารถคำนวณได้จากการวัดความยาวของรอยแตก ที่เกิดขึ้นจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส จากผลการทดลองพบว่าค่าความต้านทานการแตกหักของวัสดุมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเกรนของวัสดุมีขนาดเล็กลง ค่าเฉลี่ยของความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสมถูกแสดงในรูปที่ 4.7 โดยที่วัสดุผสมชนิด CG-H, CG-L, FG-H และ FG-L มีค่าเท่ากับ 3.92, 4.30, 4.67 และ 4.76  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  ตามลำดับ โดยการมีอยู่ของเฟส TiC ในเฟสเนื้อพื้น  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ทำให้วัสดุผสมมีความต้านทานการแตกหักเพิ่มขึ้น ซึ่งเฟส TiC สามารถยับยั้งการเกิดและการขยายตัวของรอยแตก สำหรับวัสดุผสมเกรนละเอียดที่มีปริมาณขอบเกรน และผิวสัมผัสระหว่างเฟส TiC มากกว่าวัสดุเกรนหยาบ โดยสามารถพิจารณาได้จากภาพ SEM ที่แสดงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมดังรูปที่ 4.1 จึงทำให้วัสดุเกรนละเอียดมีความต้านทานการแตกหักสูงกว่าวัสดุเกรนหยาบ ซึ่งค่าความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสมมีแนวโน้มเหมือนกับค่าความแข็ง โดยสอดคล้องกับงานวิจัยของ N. Liu et al. [4] Z. Yin et al. [5, 6] และ X.Q. You et al. [7]

การศึกษากลไกการแตกหักของวัสดุ สามารถพิจารณาได้จากภาพ SEM ดังรูปที่ 4.8 ซึ่งแสดงการขยายตัวของรอยแตกที่เกิดขึ้นจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส โดยพบว่ากลไกการต้านทานการแตกหักที่เกิดขึ้นส่วนใหญ่ได้แก่ crack deflection (บริเวณ A) ซึ่งเกิดการเลี้ยวเบน หรือเบี่ยงเบนของเส้นทางรอยแตกไปตามขอบเกรนของอนุภาค TiC ทำให้วัสดุผสมมีความแข็งและความต้านทานการแตกหักมากกว่า  $\text{Al}_2\text{O}_3$  บริสุทธิ์ โดยในบางบริเวณเกิดการขยายตัวของรอยแตกที่ทะลุเกรนผ่านเกรน TiC และเกิด crack bridging (บริเวณ B) โดยเป็นการขยายตัวของรอยแตกไปที่ผิวสัมผัสอีกด้านหนึ่งของอนุภาค TiC และเมื่อวัสดุผสมได้รับความเค้นที่เพิ่มขึ้น รอยแตกทั้งสองด้าน จะเกิดการเชื่อมกันและให้เกิดการหลุดออก (particles stripped off) ของอนุภาค TiC จากเฟสเนื้อ

พื้น และ crack branching (บริเวณ C) ซึ่งเป็นการขยายตัวของรอยแตกภายในเฟสเนื้อพื้น โดยเพิ่มจำนวนเส้นทางของรอยแตกที่เกิดขึ้น ทำให้มีการใช้พลังงานที่ทำให้เกิดการแตกหักสูง ส่งผลให้วัสดุผสมมีความต้านทานการแตกหักที่เพิ่มขึ้น ซึ่งจากงานวิจัยของ K.F. Cai et al. [3] N. Liu et al. [4] และ Z. Yin et al. [5, 6] พบกลไกการต้านทานการขยายตัวของรอยแตกในลักษณะเช่นเดียวกัน

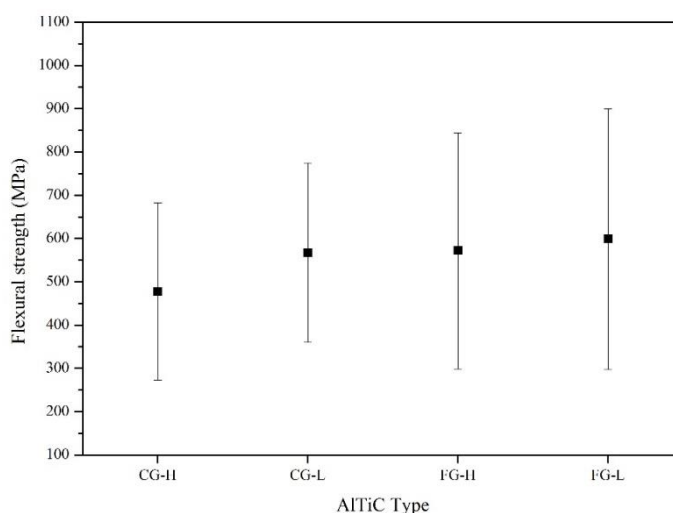


รูปที่ 4.8 ภาพ SEM การขยายตัวของรอยแตกที่เกิดขึ้นจากการทดสอบความแข็งแรงแบบวิกเกอร์ส์ โดยที่ (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L

#### 4.3.2 ความต้านทานการดัดโค้ง

ความต้านทานการดัดโค้งของวัสดุทดสอบได้ด้วยการทดสอบการดัดโค้งแบบแรงกด 3 จุด ซึ่งชิ้นงานจะได้รับแรงกดจนเกิดการแตกหัก โดยแรงกดที่ทำให้เกิดการแตกหักนี้จะถูกนำมาคำนวณเป็นค่าความต้านทานการดัดโค้งของวัสดุตามสมการที่ 2.19 จากการทดสอบพบว่าความต้านทานการดัดโค้งมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อวัสดุมีขนาดเกรนเล็กลง ดังรูปที่ 4.9 โดยค่าเฉลี่ยของความต้านทานการดัดโค้งของวัสดุผสมชนิด CG-H, CG-L, FG-H และ FG-L มีค่าเท่ากับ 477, 567, 571 และ 598 MPa ตามลำดับ ซึ่งวัสดุผสมชนิด FG-H และ FG-L มีค่าเฉลี่ยของความต้านทานการดัดโค้งที่มากกว่า CG-H

และ CG-L ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ N. Liu et al. [4] Z. Yin et al. [5] และ X.Q. You et al. [7] โดยความต้านทานการดัดโค้งของวัสดุมีแนวโน้มเหมือนกับความแข็งแรงและความต้านทานการแตกหัก แต่ในการทดสอบพบว่า การกระจายตัวของข้อมูลในช่วงที่กว้าง แสดงให้เห็นว่าผลการทดลองมีความคลาดเคลื่อนสูง

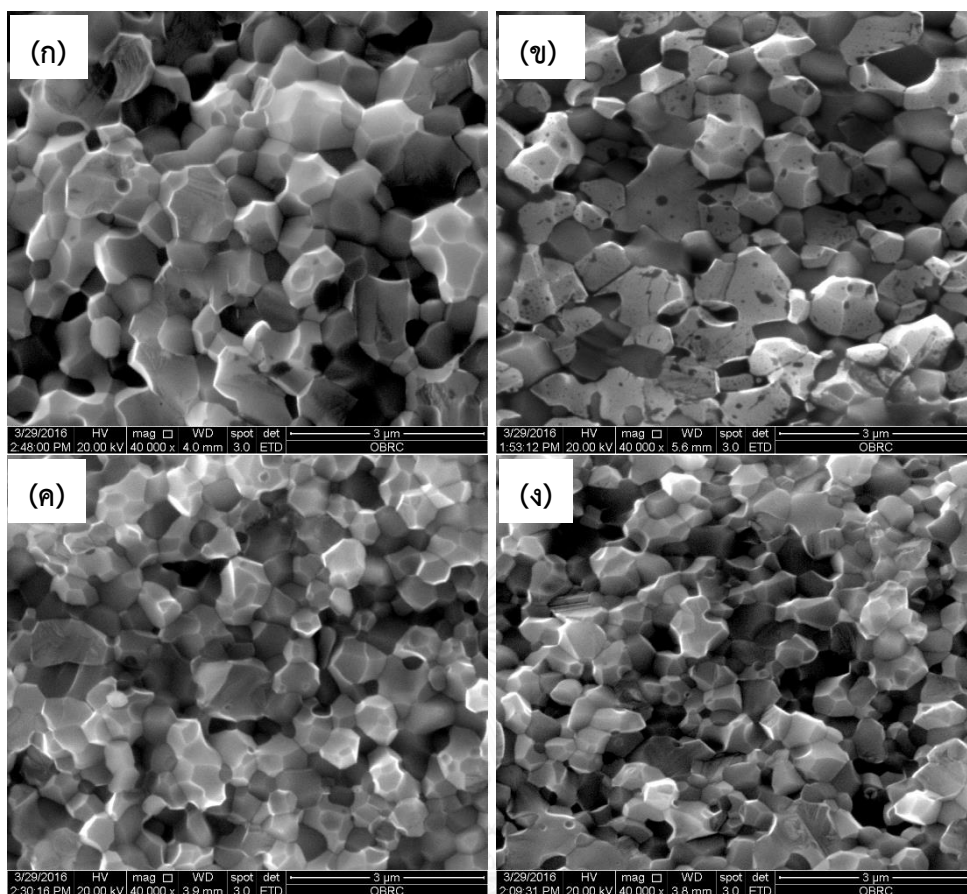


รูปที่ 4.9 ความต้านทานการดัดโค้งของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC

การปรับปรุงสมบัติเชิงกลของวัสดุผสม สามารถทำได้โดยการทำให้เกรนของวัสดุผสมมีขนาดที่เล็กลง Y. Zhang et al. [10] ศึกษาผลของกระบวนการผลิตต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC โดยวัสดุผสมที่เสริมแรงด้วยเฟส TiC ที่มีเกรนละเอียด สามารถปรับปรุงสมบัติเชิงกลของวัสดุผสม เนื่องจากการที่วัสดุมีเกรนละเอียด ส่งผลให้ขนาดของรอยร้าว (flaw size) ที่เกิดขึ้นมีขนาดที่เล็กลง หรือสั้นลงตามไปด้วย สำหรับงานวิจัยของ R. W. Rice et al. [50] โดยทั่วไปแล้วจะประมาณค่าขนาดของรอยร้าว คือ ครึ่งหนึ่งของขนาดเกรน ( $L = G/2$ ) ซึ่งความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของรอยร้าวและสมบัติเชิงกลของวัสดุถูกแสดงในสมการที่ 4.1 โดย  $\sigma$  คือ ความแข็งแรง (strength)  $K_{IC}$  คือ ความต้านทานการแตกหัก  $L$  คือ ขนาดของรอยร้าว และ  $Y$  คือ ค่าคงที่ซึ่งขึ้นอยู่กับรูปร่างของวัสดุ (geometrical factor)

$$\sigma = \frac{Y^{-1} \cdot K_{IC}}{L^{1/2}} \quad (4.1)$$

จากสมการที่ 4.1 แสดงให้เห็นว่าความแข็งแรงของวัสดุเซรามิกส์ สามารถพิจารณาได้จากความต้านทานการแตกหัก และขนาดของรอยร้าว ซึ่งมีความสัมพันธ์อย่างมากกับขนาดเกรนของ  $Al_2O_3$  และ TiC ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าวัสดุผสมที่มีเกรนละเอียด ทำให้ความแข็งแรงของวัสดุผสมมีค่าสูงขึ้น เนื่องจากการลดลงของขนาดรอยร้าว



รูปที่ 4.10 ภาพ SEM บริเวณพื้นผิวการแตกหักจากการทดสอบความต้านทานการตัดโค้ง โดยที่ (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L

การศึกษาพื้นผิวของรอยแตกสามารถตรวจสอบได้จากภาพ SEM ที่บริเวณด้านตัดขวางของชิ้นงาน ดังรูปที่ 4.10 จากรูปแสดงให้เห็นถึงลักษณะการแตกหักของเกรน ซึ่งเกิดการแตกหักทั้งแบบระหว่างเกรน (intergranular fracture) และผ่านเกรน (transgranular fracture) ในวัสดุผสมทุกชนิด โดยบริเวณที่เกิดการแตกหักระหว่างเกรน พื้นผิวของเกรนจะมีความเรียบและเงา ซึ่งสามารถเห็นรูปร่างของเกรนได้อย่างชัดเจน แต่สำหรับบริเวณที่เกิดการแตกหักแบบผ่านเกรน พื้นผิวของเกรนจะขรุขระเป็นริ้ว และมีลักษณะเป็นหน้าตัด ดังนั้นวัสดุผสมทั้ง 4 ชนิดมีรูปแบบการแตกหักของเกรนที่เกิดจากการทดสอบความต้านทานการตัดโค้งที่เหมือนกัน จึงทำให้ค่าความต้านทานการตัดโค้งไม่แตกต่างกันอย่างชัดเจน จากงานวิจัยของ N. Liu et al. [4] Z. Yin et al. [5, 6] X.Q. You et al. [7] และ J. Li et al. [8, 9] พบกลไกการแตกหักของเกรนในวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ลักษณะเดียวกัน คือ การแตกหักทั้งแบบระหว่างเกรนและผ่านเกรน โดยรูปแบบการแตกหักขึ้นอยู่กับขนาดเกรนของวัสดุ

### 4.3.3 สภาพการนำไฟฟ้า

สมบัติทางไฟฟ้าของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  ศึกษาด้วยการวัดสภาพต้านทานไฟฟ้า โดยวิธีที่ใช้ในการวัดสภาพต้านทานไฟฟ้า คือ Van der pawn method ซึ่งสามารถใช้กับวัสดุที่มีรูปร่างแบนเรียบ (flat shape) มีความหนาสม่ำเสมอตลอดทั้งชิ้นงาน มีความเนื้อเป็นเดียวกัน มีสมบัติ isotropic และมีความเป็นรูพรุนต่ำ ในการวัดสภาพต้านทานไฟฟ้าชิ้นงานทดสอบควรมี ohmic contact ที่มุมของชิ้นงาน โดยมีขนาดเล็กมากเมื่อเทียบกับพื้นที่ผิวของชิ้นงาน ในการทดสอบจะทำการป้อนกระแสให้กับชิ้นงาน จากนั้นอ่านค่าความศักย์ที่ตกคร่อมระหว่างขั้วบนชิ้นงาน และนำไปคำนวณสภาพต้านทานไฟฟ้าตามสมการที่ 3.1 ซึ่งค่าที่ได้เป็นสภาพต้านทานไฟฟ้าเฉลี่ยของทั้งชิ้นงาน [51]

สภาพการนำไฟฟ้าคำนวณได้จากสภาพต้านทานไฟฟ้า โดยเป็นส่วนกลับของสภาพต้านทานไฟฟ้า เมื่อพิจารณาสภาพการนำไฟฟ้าของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  ซึ่งถูกแสดงในตารางที่ 4.3 พบว่าวัสดุผสมชนิด FG-H และ FG-L มีสภาพการนำไฟฟ้าที่สูงกว่า CG-H และ CG-L เนื่องจากโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสม FG-H และ FG-L มีการเชื่อมต่อกันของเฟส TiC ดังรูปที่ 4.1 ซึ่งเป็นภาพ SEM ที่แสดงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสม ส่งผลให้สภาพการนำไฟฟ้ามีค่ามากขึ้นไป ด้วย เพราะเฟสที่ทำให้เกิดการนำไฟฟ้า คือ TiC และสำหรับเฟส  $\text{Al}_2\text{O}_3$  มีสมบัติเป็นฉนวนทางไฟฟ้า [3]

ตารางที่ 4.3 สภาพการนำไฟฟ้าของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$

AlTiC Type	สภาพการนำไฟฟ้า (S/m)	ค่าเบี่ยงเบนมาตรฐาน (SD)
CG-H	$1.0376 \times 10^5$	$4.16 \times 10^2$
CG-L	$1.0449 \times 10^5$	$5.38 \times 10^2$
FG-H	$1.4310 \times 10^5$	$1.56 \times 10^3$
FG-L	$1.4460 \times 10^5$	$2.09 \times 10^3$

การนำไฟฟ้าของวัสดุผสมเกิดจากการมีอยู่ของเฟสที่เป็นองค์ประกอบ ซึ่งสามารถนำไฟฟ้าได้ โดยสภาพการนำไฟฟ้าขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสม Y. Zhang et al. [10] ศึกษาผลของกระบวนการผลิตวัสดุผสมต่อโครงสร้างจุลภาค และสมบัติของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  ที่ประกอบด้วยเฟสที่นำไฟฟ้า คือ TiC และเฟสที่เป็นฉนวนทางไฟฟ้า คือ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  โดยมีค่าสภาพการนำไฟฟ้าเท่ากับ  $2 \times 10^6$  และ  $2 \times 10^{-13}$  S/m ตามลำดับ วัสดุผสมเกรนละเอียดที่มีการเชื่อมต่อกันอย่างต่อเนื่องของเฟส TiC ส่งผลให้มีสภาพการนำไฟฟ้าที่สูงกว่าวัสดุเกรนหยาบ เช่นเดียวกับงานวิจัยของ P. Hvizdos et al. [52] ที่ศึกษาสมบัติทางไฟฟ้าของวัสดุผสมเนื้อพื้นเซรามิกส์ที่มีการเสริมแรงด้วย carbon nanotubes โดยพบว่าการเชื่อมต่อกันของ carbon nanotubes ที่บริเวณขอบเกรนของเฟสเนื้อพื้นอย่างต่อเนื่อง (continuous networks) ทำให้สภาพการนำไฟฟ้าของวัสดุผสมมีค่าเพิ่มขึ้น

#### 4.3.4 ความหนาแน่น

ความหนาแน่นของชิ้นงานวัสดุผสมสามารถวัดได้ด้วย Archimedes water immersion method และเครื่องชั่งความละเอียด 4 ตำแหน่ง ซึ่งความหนาแน่นของวัสดุผสม CG-H, CG-L, FG-H และ FG-L มีค่าเท่ากับ 4.35, 4.37, 4.40 และ 4.46 g/cm<sup>3</sup> ตามลำดับ ซึ่งมีค่าใกล้เคียงกัน และไม่มี ความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญ เมื่อเปรียบเทียบกับความหนาแน่นทางทฤษฎีของวัสดุผสมที่มี เปอร์เซนต์โดยปริมาตรของ TiC เท่ากับ 35 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 3.986 g/cm<sup>3</sup> และ TiC = 4.920 g/cm<sup>3</sup> [3]) จากกฎการผสม (rule of mixtures) พบว่าวัสดุผสมมีความหนาแน่นทางทฤษฎีเท่ากับ 4.31 g/cm<sup>3</sup> ซึ่งค่าความหนาแน่นที่วัดได้ของวัสดุผสมทุกชนิด มีค่ามากกว่าความหนาแน่นทางทฤษฎี จากงานวิจัย ของ J. Gong et al. [11] พบว่าความหนาแน่นของวัสดุผสมที่วัดได้ มีค่ามากกว่าความหนาแน่นทาง ทฤษฎีเช่นเดียวกัน เนื่องจากในขณะที่วัสดุผ่านกระบวนการกดอัดด้วยความร้อน อาจเกิดการแพร่ใน สถานะของแข็งอย่างช้าๆ (solid state diffusional reaction) ซึ่งทำให้เกิดชั้นของแข็ง (solid reaction layer) ที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างเกรน Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> และอนุภาคของ TiC

#### 4.3.5 การขยายตัวทางความร้อน

การขยายตัวของวัสดุเนื่องจากการได้รับความร้อนทดสอบด้วย Dilatometer (L75 Horizontal, Linseis) จากอุณหภูมิห้องถึง 1000°C ค่าของสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน ของวัสดุผสมถูกแสดงในตารางที่ 4.4 ซึ่งวัสดุผสม FG-H และ FG-L ที่มีเกรนละเอียดมีค่าสัมประสิทธิ์ การขยายตัวทางความร้อนที่ต่ำกว่า CG-H และ CG-L จากงานวิจัยของ P. G. Klemens [53] ศึกษา การหาผลรวมของสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสม ซึ่งประกอบด้วยเฟสเนื้อพื้น และเฟสเสริมแรงที่มีความแตกต่างกันของสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน และมอดูลัสความ ยืดหยุ่น โดยพบว่าผลรวมของสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสมขึ้นอยู่กับ สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนของเฟสเนื้อพื้นและเฟสเสริมแรง สัดส่วนของเฟสเสริมแรง และรูปร่างของเฟสเสริมแรง

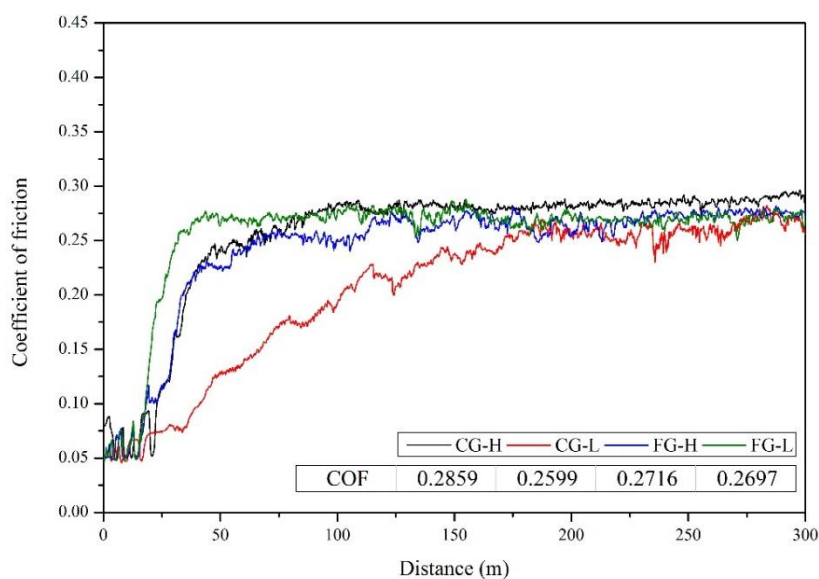
ตารางที่ 4.4 สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสม Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC

AlTiC Type	สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน (°C <sup>-1</sup> )
CG-H	8.29×10 <sup>-7</sup>
CG-L	8.37×10 <sup>-7</sup>
FG-H	8.09×10 <sup>-7</sup>
FG-L	8.20×10 <sup>-7</sup>

จากงานวิจัยของ J. Li et al. [8] สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนของเฟส  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ TiC มีค่าเท่ากับ  $8.5 \times 10^{-6}$  และ  $7.6 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  ตามลำดับ เมื่อวัสดุเกิดการขยายตัวเนื่องจากได้รับความร้อน เฟส  $\text{Al}_2\text{O}_3$  จะมีการขยายตัวมากกว่าเฟส TiC สำหรับวัสดุเกรนละเอียดที่มีปริมาณขอบเกรน และผิวสัมผัสระหว่างเฟส  $\text{Al}_2\text{O}_3$  และ TiC มากกว่าวัสดุเกรนหยาบ โดยสามารถพิจารณาได้จากรูปโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสม ทำให้สามารถยับยั้งการขยายตัวของเฟส  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ส่งผลให้วัสดุเกรนละเอียดมีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนที่ต่ำ และจากงานวิจัยของ Z. Yin et al. [5, 6] พบว่าการมีอยู่ของเฟส TiC ทำให้เกิด pinning effect และขัดขวางการขยายตัวของเฟส  $\text{Al}_2\text{O}_3$

#### 4.3.6 ความต้านทานการสึกหรอ

การทดสอบความต้านทานการสึกหรอศึกษาได้จากการทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-disk โดยทดสอบระหว่างวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -TiC กับลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิมเกรด 304 ในระหว่างการทดสอบลูกบอลจะถูกกดลงบนแผ่นวัสดุผสมด้วยแรงกด 4 นิวตัน ซึ่งหมุนด้วยความเร็ว 0.2 เมตรต่อวินาที และใช้ระยะทางในการทดสอบ 300 เมตร ค่าที่ได้จากการทดสอบการสึกหรอ คือ สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน (Coefficient of friction,  $\mu$ ) โดยเป็นอัตราส่วนระหว่างแรงต้านการเคลื่อนที่ ซึ่งเกิดขึ้นในทิศทางขนานระหว่างผิวสัมผัส (tangential force,  $F_x$ ) และแรงกดที่ให้ในทิศทางตั้งฉากกับผิวสัมผัส (normal force,  $F_z$ ) วัสดุที่มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่มาก แสดงถึงการมีความต้านทานการเคลื่อนที่ระหว่างลูกบอลและชิ้นงานทดสอบที่มาก ซึ่งรอยการสึกหรอที่เกิดขึ้นสามารถศึกษาได้ที่พื้นผิวของลูกบอลและชิ้นงานทดสอบ



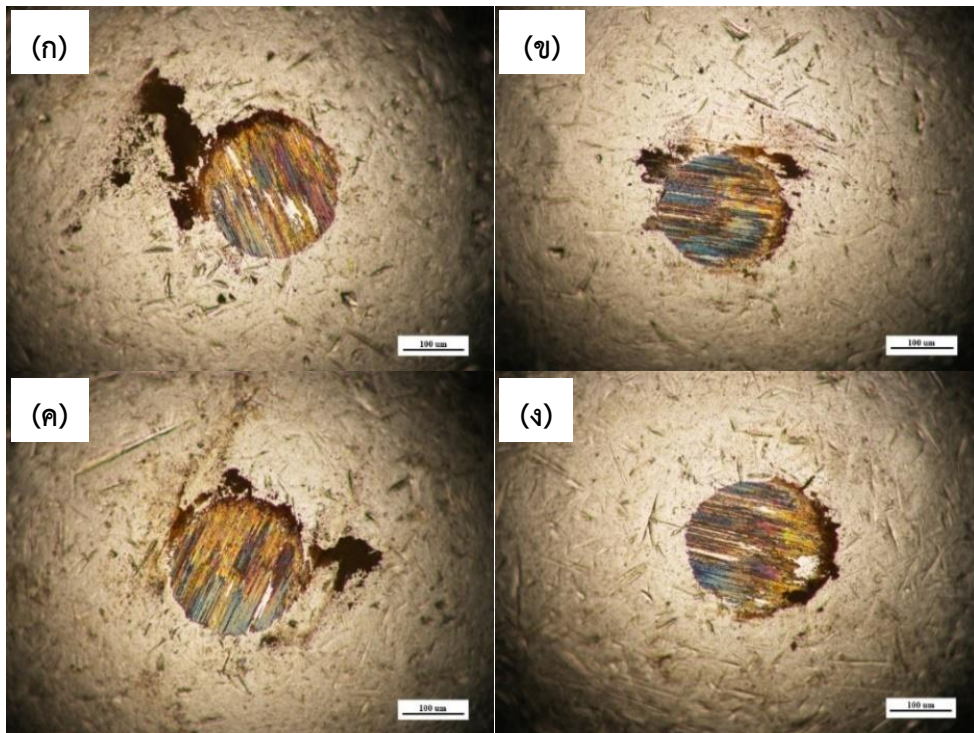
รูปที่ 4.11 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจากการทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-disk



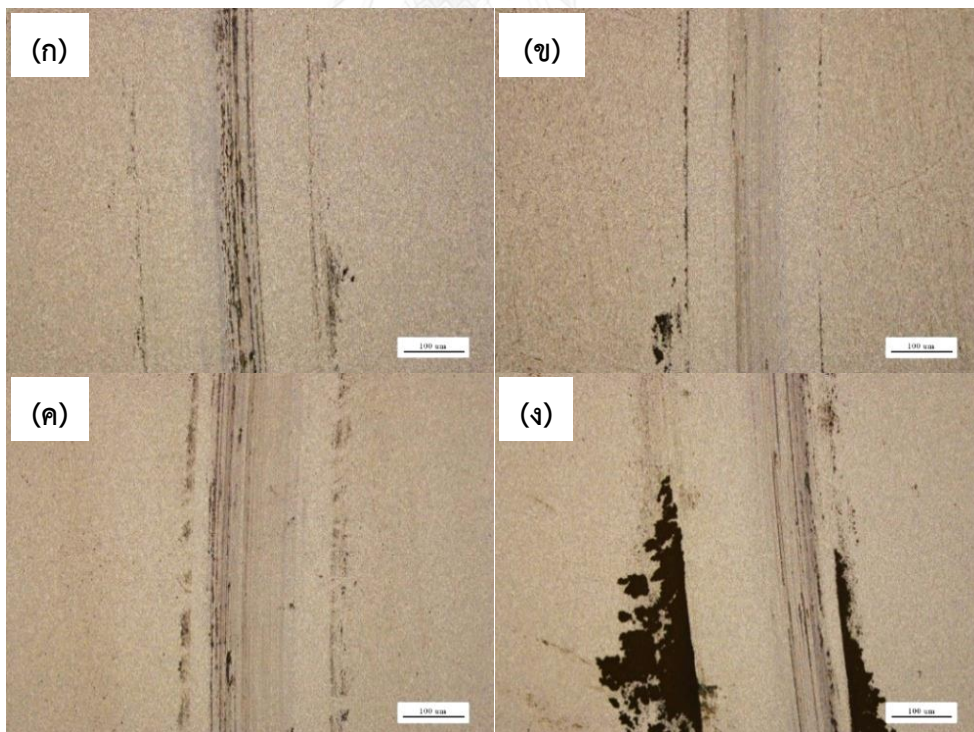
ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในระหว่างการทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-disk ถูกแสดงในรูปที่ 4.11 พบว่าค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานแบ่งออกเป็น 2 ช่วง ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ T. E. Raghy [38] โดยในช่วงแรกจะมีค่าเพิ่มขึ้นเรื่อยๆ และมีการแกว่งของข้อมูลที่สูง เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของพื้นที่ผิวสัมผัสระหว่างลูกบอลและชิ้นงานทดสอบ และเกิดเศษการสึกหรอที่มีลักษณะเป็นผงสีน้ำตาลขึ้น ซึ่งเรียกช่วงนี้ว่า initial transition stage และเมื่อระยะทางในการทดสอบเพิ่มขึ้น ค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจะเริ่มคงที่ ซึ่งเรียกช่วงนี้ว่า steady stage เนื่องจากเกิดการสะสมของเศษการสึกหรอ ซึ่งขัดขวางระหว่างผิวสัมผัสของลูกบอลและแผ่นวัสดุผสม จึงทำให้ความรุนแรงของการสึกหรอลดลง และการเปลี่ยนแปลงของพื้นที่ผิวสัมผัสบนลูกบอลเริ่มช้าลงเมื่อเทียบกับในช่วงแรก

ค่าเฉลี่ยของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานในช่วง steady state พบว่าไม่มีความแตกต่างกันอย่างเห็นได้ชัดสำหรับวัสดุผสมทั้ง 4 ชนิด ซึ่งค่าเฉลี่ยของสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานที่วัดได้จากการทดลอง 3 ครั้ง อยู่ในช่วง 0.2573-0.2764 โดยสอดคล้องกับงานวิจัยของ Y. He et al. [54] ซึ่งศึกษาผลของขนาดเกรน Tetragonal Zirconia Polycrystals (TZP) ต่อการเสียดทานและการสึกหรอในสถานะที่ไม่มีสารหล่อลื่นที่อุณหภูมิห้อง และทดสอบการสึกหรอกับ SiC ด้วยแรงกด 8 นิวตัน และความเร็ว 0.08 เมตรต่อวินาที จากผลการทดลองพบว่าวัสดุที่มีขนาดเกรนต่ำกว่า 0.7 ไมโครเมตร สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าใกล้เคียงกัน คือ 0.38-0.42 ดังนั้นสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานจึงไม่ขึ้นอยู่กับขนาดเกรนของวัสดุ และเกิดขึ้นเช่นเดียวกันกับวัสดุผสม  $Al_2O_3-ZrO_2$  ที่มีขนาดเกรนของ  $Al_2O_3$  คือ 0.8-1.6 ไมโครเมตร และ  $ZrO_2$  คือ 0.3-0.5 ไมโครเมตร ซึ่งพบว่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานมีค่าที่ไม่แตกต่างกัน โดยอยู่ในช่วง 0.33-0.36 [55]

เมื่อพิจารณาความเสียหายที่เกิดขึ้นบนลูกบอลและชิ้นงานทดสอบ ด้วยภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง ดังรูปที่ 4.12 และ 4.13 พบว่าค่าเฉลี่ยของขนาดพื้นที่ผิวที่เกิดขึ้นบนลูกบอลหลังจากทำการทดสอบ 3 ครั้งกับชิ้นงานวัสดุผสมชนิด CG-H, CG-L, FG-H และ FG-L มีค่าเท่ากับ 36,462.77, 29,377.67, 35,237.17 และ 34,448.03 ตารางไมโครเมตร ตามลำดับ และเกิดเศษการสึกหรอติดอยู่ที่ผิวของลูกบอลและชิ้นงานวัสดุผสม สำหรับชิ้นงานวัสดุผสมทุกชนิดพบรอยที่เกิดจากการขัดสี โดยเป็นรอยที่ไม่ชัดเจนและไม่มีความแตกต่างกัน เนื่องจากความแตกต่างของความแข็งระหว่างลูกบอลและแผ่นวัสดุผสมที่นำมาทดสอบการสึกหรอ ซึ่งลูกบอลเหล็กกล้าไร้สนิม 304 มีความแข็งอยู่ในช่วง 286-372 HV แต่แผ่นวัสดุผสม  $Al_2O_3-TiC$  มีความแข็งที่มากกว่า คือ 2395-2598 HV เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานและพื้นที่ของรอยการสึกหรอบนลูกบอล พบว่าวัสดุผสมที่มีค่าสัมประสิทธิ์แรงเสียดทานต่ำ ทำให้เกิดการสึกหรอที่ไม่รุนแรงระหว่างผิวสัมผัสของลูกบอลกับวัสดุผสม CG-L ทำให้ได้พื้นที่ที่เกิดการสึกหรอบนลูกบอลที่น้อย



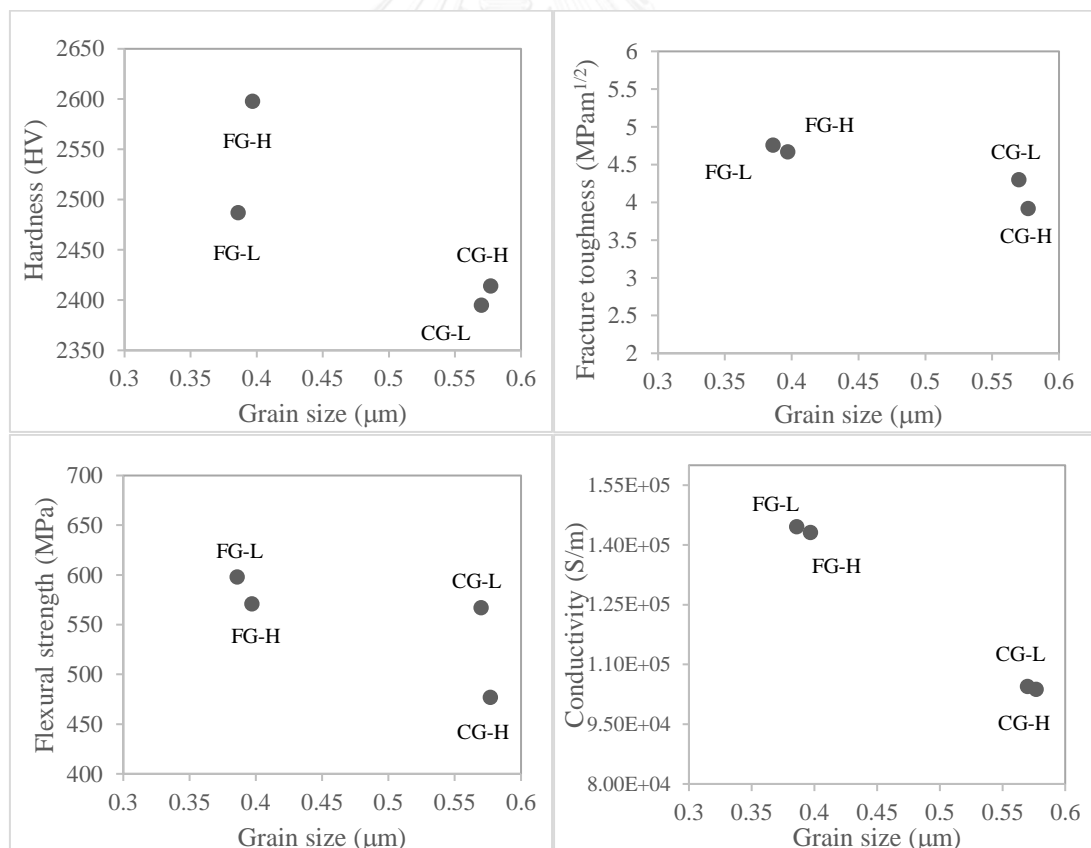
รูปที่ 4.12 การสีทอบนลูกบอลที่ทดสอบกับวัสดุผสม (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L



รูปที่ 4.13 รอยการสีทอบนแผ่นวัสดุผสม (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L

#### 4.3.7 ผลของโครงสร้างจุลภาคและความเค้นคงค้างต่อสมบัติของวัสดุ

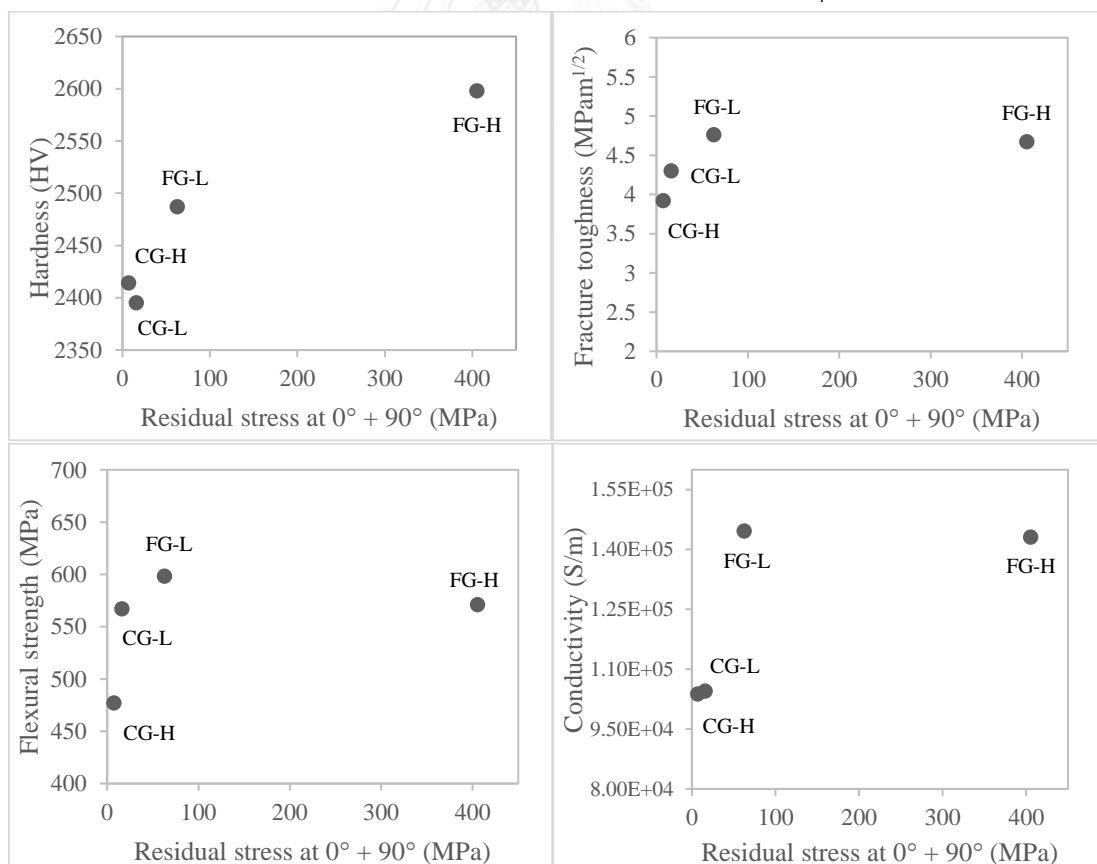
วัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ซึ่งมีโครงสร้างจุลภาคที่แตกต่างกัน เมื่อศึกษาสมบัติของวัสดุ ได้แก่ ความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก ความต้านทานการตัดโค้ง และสภาพการนำไฟฟ้า ดังกราฟความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนและสมบัติของวัสดุในรูปที่ 4.14 พบว่าความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการตัดโค้งของวัสดุ มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการลดลงขนาดเกรนของวัสดุ [4-7, 10] เนื่องจากวัสดุที่มีเกรนขนาดเล็ก ทำให้รอยร้าวและตำหนิที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็กลง ส่งผลให้วัสดุสามารถต้านทานแรงกระทำจากภายนอกที่ทำให้เกิดการเสียรูปแบบถาวร การขยายตัวของรอยแตก และการแตกหักได้มากขึ้น สำหรับสภาพการนำไฟฟ้า พบว่ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามการลดลงของขนาดเกรน เนื่องจากวัสดุที่มีเกรนละเอียด มีการเกาะกลุ่มและการเชื่อมต่อกันของอนุภาค TiC ที่มากกว่าวัสดุเกรนหยาบ ซึ่งสามารถพิจารณาได้จากภาพ SEM ที่แสดงโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสม โดยการวัดสภาพการนำไฟฟ้าสามารถยืนยันการเชื่อมต่อกันของเฟส TiC เนื่องจากการนำไฟฟ้าของวัสดุผสมเกิดจากเฟส TiC และสำหรับเฟส  $Al_2O_3$  มีสมบัติเป็นฉนวนไฟฟ้า [3, 10]



รูปที่ 4.14 ผลของขนาดเกรนต่อสมบัติของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC

จากการยืนยันผลการเชื่อมต่อกันของเฟส TiC ด้วยสภาพการนำไฟฟ้า แสดงให้เห็นว่าวัสดุผสมเกรนละเอียด มีการเกาะกลุ่มและการเชื่อมต่อกันของอนุภาค TiC ซึ่งส่งผลให้ความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการดัดโค้งมีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากโอกาสที่รอยแตกขยายตัวไป ที่ผิวสัมผัสระหว่างเฟส TiC มีมากขึ้น โดยเฟส TiC สามารถยับยั้งการขยายตัวของรอยแตกจากกลไก crack deflection, crack bridging และ crack branching

สำหรับสมบัติของวัสดุ ได้แก่ ความหนาแน่น สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน และสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน พบว่าขนาดเกรนของวัสดุไม่ส่งผลต่อสมบัติของวัสดุที่ชัดเจน เนื่องจากมีค่าที่ใกล้เคียงกัน โดยความหนาแน่นของวัสดุผสมทุกชนิดมีค่าที่ใกล้เคียงกัน เนื่องจากไม่มีความแตกต่างของสัดส่วนการเติม TiC และกระบวนการผลิต และจากการตรวจสอบด้วย EDS พบเปอร์เซ็นต์ของธาตุที่เป็นองค์ประกอบที่ใกล้เคียงกัน สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานระหว่างแผ่นวัสดุผสม และลูกบอล เหล็กกล้าไร้สนิมมีค่าที่ใกล้เคียงกัน โดยอยู่ในช่วง 0.2573-0.2764 เนื่องจากขนาดเกรนของวัสดุไม่แตกต่างกันมากพอที่จะทำให้เกิดการขัดสีที่แตกต่างกัน และสำหรับสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน พบว่าวัสดุผสมเกรนละเอียดมีค่าที่ต่ำกว่า เนื่องจากมีปริมาณขอบเกรน และผิวสัมผัสระหว่างเฟส  $Al_2O_3$  และ TiC ที่มากกว่า ส่งผลให้การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสมมีค่าที่ลดลง



รูปที่ 4.15 ผลของความเค้นดัดโค้งต่อสมบัติของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC

ความเค้นค้ำในวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC เกิดจากกระบวนการผลิตแผ่นวัสดุผสมด้วยอุณหภูมิและความดันสูง เมื่อวัสดุผสมเย็นตัวลงทำให้เกิดความเค้นค้ำขึ้น เนื่องจาก  $Al_2O_3$  และ TiC มีสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนที่ต่างกัน โดย TiC มีค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนที่ต่ำกว่า  $Al_2O_3$  ทำให้ความเค้นค้ำที่เกิดขึ้นภายในเฟส  $Al_2O_3$  เป็นความเค้นแรงดึง และส่งผลให้รอยต่อระหว่างเฟส  $Al_2O_3$  และ TiC มีความเค้นแบบอัด สำหรับวัสดุผสมเกรนละเอียดที่มีปริมาณขอบเกรน และผิวสัมผัสระหว่างเฟส  $Al_2O_3$  และ TiC ที่มากกว่าวัสดุเกรนหยาบ จึงทำให้เกิดการสะสมของปริมาณความเค้นค้ำ

ความเค้นค้ำบนพื้นผิวส่งผลต่อสมบัติของวัสดุ จากรูปที่ 4.15 พบว่าปริมาณความเค้นค้ำส่งผลต่อความแข็งของวัสดุ โดยวัสดุเกรนละเอียดมีปริมาณขอบเกรนที่มากกว่าวัสดุเกรนหยาบ ซึ่งที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างเฟส  $Al_2O_3$  และ TiC มีความเค้นค้ำแบบอัด ทำให้ในขณะที่เกิดพื้นผิวใหม่ของรอยกัด ซึ่งเคลื่อนที่ไปที่บริเวณผิวสัมผัสระหว่างเฟส การมีอยู่ของความเค้นค้ำแบบอัดสามารถยับยั้งการขยายตัวของขนาดรอยกัดได้ ทำให้อายุการใช้งานที่เล็กลง ส่งผลให้วัสดุมีความแข็งเพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของ Y. Wan et al. [14] และ A. G. Lanin et al. [56] โดยทั่วไปแล้วความแข็งของวัสดุเซรามิกส์ขึ้นอยู่กับชนิด และปริมาณของความเค้นค้ำภายในวัสดุที่เกิดจากกระบวนการผลิต และสำหรับความต้านทานการแตกหัก ความต้านทานการดัดโค้ง และสภาพการนำไฟฟ้าไม่มีความแตกต่างกันอย่างมีนัยสำคัญ

#### 4.4 การศึกษาความสามารถในการเจียรระโน

การศึกษาความสามารถในการเจียรระโนของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์ แบ่งออกเป็น 3 กระบวนการ ได้แก่ การเจียรระโนพื้นผิวแบบหยาบ การเจียรระโนพื้นผิวแบบละเอียด และการตัดเจียรระโน โดยในระหว่างกระบวนการเจียรระโน จะทำการเก็บข้อมูล spindle current ซึ่งเป็นกระแสที่เครื่องต้องให้กับล้อเจียรระโน เพื่อให้ล้อเจียรระโนหมุนด้วยความเร็วคงที่ตามที่กำหนดไว้ โดย spindle current ที่ใช้ในการเจียรระโน เมื่อนำไปคำนวณเป็นพลังงานจำเพาะในการเจียรระโน สามารถนำมาเปรียบเทียบความยากหรือง่ายในการเจียรระโน เนื่องจากวัสดุที่ถูกนำมาเจียรระโนมีสมบัติที่แตกต่างกัน ซึ่งจากการศึกษาของ I. D. Marinescu et al. [23] วัสดุที่มีความสามารถในการเจียรระโนต่ำ หรือวัสดุที่ยากต่อการเจียรระโน จะใช้พลังงานจำเพาะในการเจียรระโนสูง เพื่อทำให้เกิดการหลุดออกของเนื้อวัสดุ และได้ระยะการเจียรระโนตามที่กำหนด

#### 4.4.1 การเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ

การเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ เป็นกระบวนการเจียรไนที่ใช้ล้อเจียรไน ซึ่งผลิตจากอนุภาคเพชรที่มีขนาด 230 mesh และใช้ตัวประสานแบบโลหะ (Metal bond) ในขณะที่ทำการเจียรไนพื้นผิว ล้อเจียรไนจะหมุนด้วยความเร็ว 2400 รอบต่อนาที และมีระยะการเจียรไนเพื่อลดความหนาของเวเฟอร์ 100 ไมโครเมตร โดยในการทดสอบจะทำทั้งหมด 3 รอบ สำหรับ spindle current ที่ใช้ระหว่างการเจียรไนจะถูกคำนวณเป็นพลังงานจำเพาะในการเจียรไน ตามสมการที่ 3.1

ตารางที่ 4.5 การเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ

AlTiC Type	Specific grinding energy (J/mm <sup>3</sup> )	Thickness loss of grinding wheel ( $\mu$ m)
CG-H	635.21 $\pm$ 51.34	19.6 $\pm$ 2.8
CG-L	587.12 $\pm$ 33.76	19.6 $\pm$ 2.0
FG-H	578.35 $\pm$ 40.53	17.0 $\pm$ 2.0
FG-L	603.30 $\pm$ 14.96	15.1 $\pm$ 2.8

ตารางที่ 4.5 แสดงพลังงานจำเพาะในการเจียรไนสำหรับการเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ จากผลการทดลองพบว่า วัสดุผสม CG-H มีพลังงานจำเพาะในการเจียรไนสูงที่สุด โดยวัสดุเกรนหยาบมีพลังงานจำเพาะในการเจียรไนมากกว่าวัสดุเกรนละเอียด และความเค้นค้ำไม่ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อค่าพลังงานจำเพาะในการเจียรไนของวัสดุเกรนละเอียด ดังนั้นสำหรับการเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ วัสดุผสมที่มีเกรนหยาบมีความสามารถในการเจียรไนต่ำกว่าวัสดุเกรนละเอียด

เมื่อพิจารณาการสึกหรอของล้อเจียรไน หลังจากผ่านกระบวนการเจียรไนพื้นผิวแบบหยาบ โดยศึกษาจากการเปลี่ยนแปลงความหนา (thickness loss) ของล้อเจียรไน พบว่าการเจียรไนวัสดุผสม CG-H และ CG-L ทำให้ล้อเจียรไนมีการสึกหรอมากกว่า FG-H และ FG-L ซึ่งแสดงให้เห็นว่าวัสดุที่มีเกรนหยาบทำให้เกิดการสึกหรอของล้อเจียรไนที่มากกว่าวัสดุเกรนละเอียด และสอดคล้องกับการมีพลังงานจำเพาะในการเจียรไนที่มากกว่าวัสดุเกรนละเอียด ดังนั้นวัสดุเกรนหยาบจึงมีความสามารถในการเจียรไนที่ต่ำกว่าวัสดุเกรนละเอียด

#### 4.4.2 การเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด

การเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด เป็นกระบวนการเจียรระไนที่ใช้ล้อเจียรระไน ซึ่งผลิตจากอนุภาคเพชรที่มีขนาด 6000 mesh และใช้ตัวประสานแบบเรซิน (Resin bond) ในขณะที่ทำการเจียรระไนล้อเจียรระไนจะหมุนด้วยความเร็ว 3200 รอบต่อนาที และมีระยะการเจียรระไนเพื่อลดความหนาของเวเฟอร์ 5 ไมโครเมตร โดยในการทดสอบจะทำทั้งหมด 3 รอบ สำหรับ spindle current ที่ใช้ระหว่างการเจียรระไนจะถูกคำนวณเป็นพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน ตามสมการที่ 3.1

ตารางที่ 4.6 การเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด

ALTiC Type	Specific grinding energy (J/mm <sup>3</sup> )	Thickness loss of grinding wheel ( $\mu$ m)
CG-H	886.38 $\pm$ 75.31	15.0 $\pm$ 0.8
CG-L	806.78 $\pm$ 9.78	4.8 $\pm$ 0.5
FG-H	793.77 $\pm$ 64.71	8.7 $\pm$ 0.9
FG-L	811.84 $\pm$ 28.52	1.8 $\pm$ 0.7

ตารางที่ 4.6 แสดงพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนสำหรับการเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด จากผลการทดลองพบว่า พลังงานจำเพาะในการเจียรระไนของการเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียดมีแนวโน้มเหมือนกับการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ โดยวัสดุผสม CG-H มีพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนสูงที่สุด ซึ่งวัสดุเกรนหยาบมีพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนมากกว่าวัสดุเกรนละเอียด สำหรับผลของความเค้นค้ำต่อความสามารถในการเจียรระไน พบว่าวัสดุผสม CG-L มีพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนต่ำกว่า CG-H แต่สำหรับวัสดุเกรนละเอียด FG-H และ FG-L พบว่าความเค้นค้ำไม่ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญ

สำหรับการสึกหรอของล้อเจียรระไน หลังจากผ่านกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด พบว่าล้อเจียรระไนมีการสึกหรอมากที่สุดในวัสดุผสม CG-H ซึ่งแสดงให้เห็นว่าวัสดุที่มีเกรนหยาบทำให้เกิดการสึกหรอของล้อเจียรระไนมากกว่าวัสดุเกรนละเอียด โดยการสึกหรอของล้อเจียรระไนสอดคล้องกับพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน ดังนั้นสำหรับการเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด วัสดุเกรนหยาบมีความสามารถในการเจียรระไนต่ำกว่าวัสดุเกรนละเอียด

#### 4.4.3 การตัดเจียรระโน

การตัดเจียรระโนเป็นกระบวนการตัดเวเฟอร์ เพื่อให้มีลักษณะเป็นบาร์ตามขนาดที่กำหนด ซึ่ง ล้อเจียรระโนผลิตจากอนุภาคเพชรที่มีขนาด 1200 mesh และใช้โลหะผสมนิกเกิลเป็นตัวประสาน ในขณะที่ทำการตัดเจียรระโน ล้อเจียรระโนจะหมุนด้วยความเร็ว 10000 รอบต่อนาที โดยทำการลับคม ด้วยแท่งอะลูมินา เมื่อการตัดเจียรระโนผ่านไปทุกๆ 7 pass และเก็บข้อมูล spindle current ในระหว่างการตัดเจียรระโน เพื่อนำไปคำนวณเป็นพลังงานจำเพาะในการเจียรระโน สำหรับการวัดปริมาณ การสึกหรอของล้อเจียรระโน หลังจากผ่านกระบวนการตัดเจียรระโน ไม่สามารถศึกษาได้ เนื่องจากมี ข้อจำกัดด้านเครื่องมือในการวัด

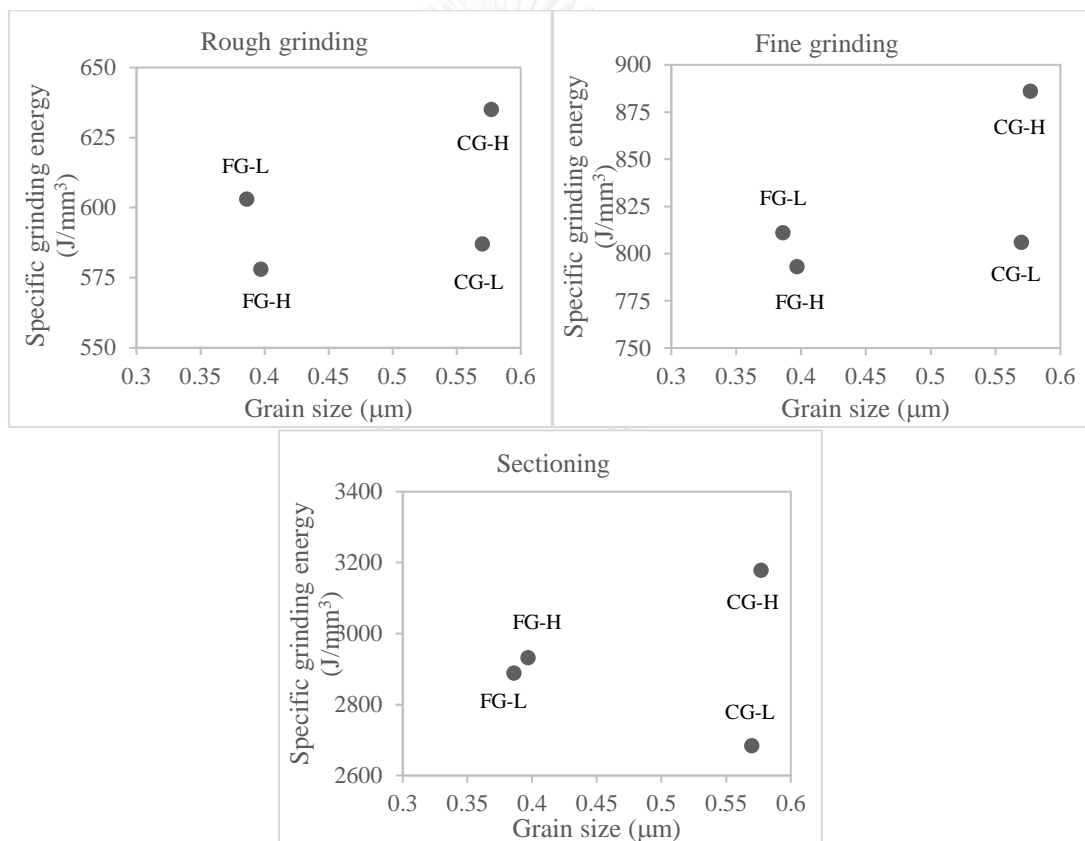
ตารางที่ 4.7 แสดงค่าเฉลี่ยของพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนตลอดทั้งการตัดเวเฟอร์ โดย พบว่าวัสดุผสม CG-H มีพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนสูงที่สุด เมื่อพิจารณาผลของความเค้นค้ำ พบว่า ความเค้นค้ำส่งผลต่อพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนของการตัดเจียรระโนวัสดุผสม CG-H และ CG-L โดยวัสดุผสม CG-L มีพลังงานจำเพาะในการเจียรระโนต่ำกว่า CG-H แต่สำหรับวัสดุผสม FG-H และ FG-L ไม่มีความแตกต่างกันอย่างชัดเจน ดังนั้นวัสดุเกรนหยาบมีความสามารถในการ เจียรระโนต่ำกว่าวัสดุเกรนละเอียด ซึ่งมีแนวโน้มเหมือนกับกระบวนการเจียรระโนพื้นผิวแบบหยาบ และ แบบละเอียด

ตารางที่ 4.7 การตัดเจียรระโน

AlTiC type	Specific grinding energy (J/mm <sup>3</sup> )
CG-H	3179.87 ± 321.79
CG-L	2684.16 ± 166.37
FG-H	2932.17 ± 189.44
FG-L	2889.39 ± 132.70



จากการศึกษาความสามารถในการเจียรระไนของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ซึ่งมีความแตกต่างกันของโครงสร้างจุลภาค และปริมาณความเค้นคงค้าง โดยผลของโครงสร้างจุลภาคต่อพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน สำหรับกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ แบบละเอียด และการตัดเจียรระไน แสดงดังรูปที่ 4.16 พบว่าพลังงานเฉพาะในการเจียรระไนมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อขนาดเกรนของวัสดุเพิ่มขึ้น ซึ่งแสดงถึงความสามารถในการเจียรระไนที่ต่ำของวัสดุเกรนหยาบ ในกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบและแบบละเอียด ในขณะที่กระบวนการตัดเจียรระไนมีแนวโน้มที่ไม่ชัดเจน สำหรับปริมาณความเค้นคงค้างภายในวัสดุ พบว่าส่งผลต่อความแตกต่างของพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนวัสดุเกรนหยาบมากกว่าวัสดุเกรนละเอียด ทั้งในกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ แบบละเอียด และการตัดเจียรระไน



รูปที่ 4.16 ผลของขนาดเกรนของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ต่อพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน

#### 4.5 การตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุและความสามารถในการเจียรระไน

จากการศึกษาผลของโครงสร้างจุลภาคต่อสมบัติของวัสดุผสม  $Al_2O_3-TiC$  พบว่าวัสดุเกรนละเอียด (0.386-0.397 ไมโครเมตร) มีความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการตัดโค้งมากกว่าวัสดุเกรนหยาบ (0.570-0.577 ไมโครเมตร) โดยกลไกการขยายตัวของรอยแตกและการแตกหักของวัสดุผสมทุกชนิดมีลักษณะที่เหมือนกัน เมื่อพิจารณาสภาพการนำไฟฟ้าของวัสดุผสม พบว่าวัสดุเกรนละเอียดมีสภาพการนำไฟฟ้าที่สูงกว่าวัสดุเกรนหยาบ สำหรับความหนาแน่นสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน และสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสมมีค่าที่ใกล้เคียงกัน

ความสามารถในการเจียรระไนวัสดุผสม  $Al_2O_3-TiC$  พิจารณาได้จากพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน ซึ่งวัสดุผสมที่เจียรระไนได้ยาก หรือมีความสามารถในการเจียรระไนต่ำ คือ วัสดุที่มีพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนและการสึกหรอของล้อเจียรระไนสูง เพื่อให้การเจียรระไนพื้นผิว และการตัดเจียรระไนเป็นไปตามระยะการเจียรระไนที่กำหนด จากกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ การเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด และการตัดเจียรระไน พบว่าวัสดุผสมเกรนหยาบมีความสามารถในการเจียรระไนต่ำกว่าวัสดุเกรนละเอียด และสำหรับผลของความเค้นคงค้าง พบว่าความเค้นคงค้างส่งผลต่อความสามารถในการเจียรระไนของวัสดุเกรนหยาบ แต่วัสดุเกรนละเอียดไม่มีความแตกต่างกันอย่างชัดเจน

ความสามารถในการเจียรระไนของวัสดุ พิจารณาได้จากพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน ซึ่งขึ้นอยู่กับสมบัติของวัสดุที่ถูกเจียรระไน โดยเฉพาะอย่างยิ่งกับสมบัติทางกายภาพและสมบัติเชิงกล เมื่อศึกษาภายใต้สภาวะกระบวนการเจียรระไนที่เหมือนกัน [24] จากงานวิจัยของ Y.H. Ren et al. [27] ซึ่งศึกษาความสามารถในการเจียรระไนของ WC ที่มีขนาดเกรนและสมบัติของวัสดุที่แตกต่างกัน โดยพบว่าวัสดุเกรนหยาบ (1.70 ไมโครเมตร) ที่มีความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการตัดโค้งที่ต่ำ มีพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนมากกว่าวัสดุเกรนละเอียด (0.13 ไมโครเมตร) ดังนั้นพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนมีความสัมพันธ์กับทั้งสภาวะในการเจียรระไน และสมบัติของวัสดุที่ถูกเจียรระไน

ความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุ และพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน สำหรับกระบวนการเจียรระไนพื้นผิว พิจารณาได้จากความแข็ง และ Brittleness index ( $H/K_{IC}$ ) ของวัสดุ Y.H. Ren et al. [27] ศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน และสมบัติของวัสดุ โดยสร้างโมเดลในการคำนวณพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน สำหรับงานวิจัยนี้ เมื่อทำการสร้างสมการความสัมพันธ์โดยอ้างอิงจากงานวิจัยของ Y. H. Ren et al. [27] จะได้สมการเริ่มต้น คือ

$$\text{Specific grinding energy (u)} = kH \left( \frac{H}{K_{IC}} \right)^2 \quad (4.2)$$

วัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ที่มีความแตกต่างกันของสมบัติของวัสดุ เมื่อทำการตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุ และความสามารถในการเจียรระไนจากสมการที่ 4.2 เพื่อหาค่าคงที่  $k$  จากสมการของวัสดุแต่ละชนิด ของทั้งกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบและแบบละเอียด ซึ่งสำหรับกระบวนการตัดเจียรระไน ไม่สามารถพิจารณาความสัมพันธ์ได้จากสมการที่ 4.2 เนื่องจากงานวิจัยของ Y. H. Ren et al. [26, 27] ศึกษากระบวนการเจียรระไนพื้นผิว เมื่อแทนค่าลงในสมการจะได้ว่า

- กระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ

$$CG - H; \quad 635.21 = k \frac{(23.67)^3}{(3.92)^2} \quad ; \quad k = 0.736 \times 10^{-6} \text{ m}$$

$$CG - L; \quad 587.12 = k \frac{(23.48)^3}{(4.30)^2} \quad ; \quad k = 0.839 \times 10^{-6} \text{ m}$$

$$FG - H; \quad 578.35 = k \frac{(25.48)^3}{(4.67)^2} \quad ; \quad k = 0.762 \times 10^{-6} \text{ m}$$

$$FG - L; \quad 603.30 = k \frac{(24.39)^3}{(4.76)^2} \quad ; \quad k = 0.942 \times 10^{-6} \text{ m}$$

- กระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด

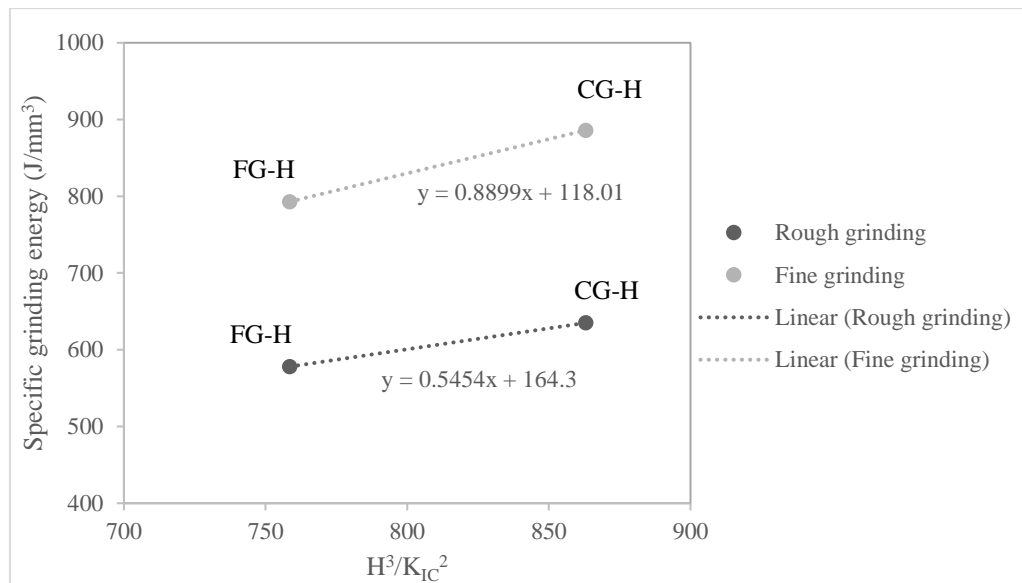
$$CG - H; \quad 886.38 = k \frac{(23.67)^3}{(3.92)^2} \quad ; \quad k = 1.027 \times 10^{-6} \text{ m}$$

$$CG - L; \quad 806.78 = k \frac{(23.48)^3}{(4.30)^2} \quad ; \quad k = 1.152 \times 10^{-6} \text{ m}$$

$$FG - H; \quad 793.77 = k \frac{(25.48)^3}{(4.67)^2} \quad ; \quad k = 1.046 \times 10^{-6} \text{ m}$$

$$FG - L; \quad 811.84 = k \frac{(24.39)^3}{(4.76)^2} \quad ; \quad k = 1.268 \times 10^{-6} \text{ m}$$

เมื่อพิจารณาวัสดุผสมชนิด CG-H และ FG-H พบว่าทั้งกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบและแบบละเอียด มีค่าคงที่  $k$  มีค่าที่ใกล้เคียงกัน (ratio = 0.97 และ 0.98 ตามลำดับ) ดังนั้นสามารถสร้างสมการความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน และสมบัติของวัสดุผสมชนิด CG-H และ FG-H ได้ โดยสร้างกราฟความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน และสมบัติของวัสดุ คือ  $H^3/K_C^2$  ดังรูปที่ 4.17



รูปที่ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุและพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน

สมการแสดงความสัมพันธ์ระหว่างพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน และสมบัติของวัสดุผสม  $Al_2O_3-TiC$  ชนิด CG-H และ FG-H ถูกแสดงในรูปที่ 4.17 และดังสมการที่ 4.3 และ 4.4 พบว่าวัสดุที่มีค่า  $H^3/K_{IC}^2$  สูง ส่งผลให้พลังงานจำเพาะในการเจียรระไนสูงขึ้นด้วย ทั้งในกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบและแบบละเอียด ซึ่งแสดงให้เห็นถึงการมีความสามารถในการเจียรระไนที่ต่ำ เมื่อพิจารณาค่าคงที่  $k$  ของกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ และแบบละเอียด พบว่ามีความแตกต่างกัน โดยมีค่าเท่ากับ  $0.545 \times 10^{-6}$  และ  $0.890 \times 10^{-6}$  เมตร ตามลำดับ เนื่องจากความแตกต่างของพารามิเตอร์ในกระบวนการเจียรระไน ได้แก่ ขนาดอนุภาคของเพชร ความเร็วของล้อเจียรระไน down-feed rate และระยะลึกในการเจียรระไน

$$u_{rough\ grinding} = 0.545 \times 10^{-6} \frac{H^3}{K_{IC}^2} + 164.30 \quad (4.3)$$

$$u_{fine\ grinding} = 0.890 \times 10^{-6} \frac{H^3}{K_{IC}^2} + 118.01 \quad (4.4)$$

จากสมการที่ 4.3 และ 4.4 เมื่อพิจารณาค่าคงที่  $k$  แสดงให้เห็นว่า กระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียดมีพลังงานจำเพาะในการเจียรระไนสูงกว่าแบบหยาบ แสดงให้เห็นว่าการเจียรระไนแบบละเอียดทำได้ยากกว่าการเจียรระไนแบบหยาบ สำหรับค่าคงที่ 164.30 และ 118.01 เป็นพลังงานที่สูญเสียไปในขณะที่ทำการเจียรระไน เนื่องจากงานวิจัยของ Y. H. Ren et al. [26, 27] เป็นการวัด grinding force โดยตรงจาก Piezoelectric dynamometer แต่สำหรับงานวิจัยนี้เป็นการวัด spindle current ที่ทำให้ล้อเจียรระไนเกิดการหมุน ทำให้สมการมีความแตกต่างกัน

จากการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุ และพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน สำหรับกระบวนการเจียรระไนพื้นผิว พบว่าความแข็ง และความต้านทานการแตกหักส่งผลโดยตรงต่อ พลังงานจำเพาะในการเจียรระไน ซึ่งวัสดุที่มี  $H^3/K_C^2$  สูง ส่งผลให้พลังงานจำเพาะในการเจียรระไนสูงขึ้น ด้วย โดยความแข็งและความต้านทานการแตกหักขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาค ขนาดเกรน การกระจายตัวของเฟส TiC และปริมาณความเค้นคงค้าง สำหรับสมบัติของวัสดุได้แก่ ความต้านทานการตัดโค้ง สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน ความหนาแน่น สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน และสภาพการนำไฟฟ้า ไม่ได้ส่งผลโดยตรงต่อความสามารถในการเจียรระไน ที่พิจารณาจากพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน ซึ่งการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติด้านอื่นๆ ของวัสดุ และความสามารถในการเจียรระไนเป็นแนวทางในแผนการดำเนินงานวิจัยในอนาคต



## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

#### 5.1 สรุปผลการทดลอง

การศึกษาสมบัติของวัสดุและความสามารถในการเจียรระไนของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC ซึ่งมีความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาค และปริมาณความเค้นคงค้าง โดยแบ่งชนิดของวัสดุผสม ได้แก่ CG-H คือ วัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นคงค้าง CG-L คือวัสดุเกรนหยาบและมีความเค้นคงค้างต่ำ FG-H คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นคงค้าง และ FG-L คือ วัสดุเกรนละเอียดและมีความเค้นคงค้างต่ำ สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

5.1.1 ขนาดเกรนเฉลี่ยของ TiC ในวัสดุผสม CG-H, CG-L, FG-H และ FG-L มีค่าเท่ากับ 0.577, 0.570, 0.397 และ 0.386 ไมโครเมตร ตามลำดับ สำหรับปริมาณความเค้นคงค้างของวัสดุผสมทุกชนิด พบว่าไม่มีความแตกต่างอย่างมีนัยสำคัญ เนื่องจากข้อมูลมีความคลาดเคลื่อนสูง

5.1.2 วัสดุผสม FG-H และ FG-L มีความแข็ง ความต้านทานการแตกหัก และความต้านทานการตัดโค้งมากกว่าวัสดุผสม CG-H และ CG-L เนื่องจากมีขนาดเกรนของ TiC ที่ละเอียด ทำให้รอยร้าวที่เกิดขึ้นมีขนาดเล็ก และสามารถยับยั้งการขยายตัวของรอยแตก สำหรับสภาพการนำไฟฟ้า พบว่าวัสดุผสม FG-H และ FG-L มีสภาพการนำไฟฟ้าที่สูงกว่า CG-H และ CG-L เนื่องจากมีการเชื่อมต่อกันของอนุภาค TiC และสำหรับความหนาแน่น สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน และสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน พบว่าวัสดุผสมทุกชนิดมีค่าที่ใกล้เคียงกัน

5.1.3 วัสดุผสม CG-H มีความสามารถในการเจียรระไนต่ำที่สุด เนื่องจากมีพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน และการสึกหรอของล้อเจียรระไนที่สูงกว่าวัสดุผสมชนิดอื่น ทั้งในกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบ การเจียรระไนพื้นผิวแบบละเอียด และการตัดเจียรระไน สำหรับความเค้นคงค้างไม่ส่งผลอย่างมีนัยสำคัญต่อความสามารถในการเจียรระไน

5.1.4 ความแข็ง และความต้านทานการแตกหักของวัสดุส่งผลโดยตรงต่อพลังงานจำเพาะในการเจียรระไน โดยความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุและความสามารถในการเจียรระไน ในกระบวนการเจียรระไนพื้นผิวแบบหยาบและแบบละเอียดของวัสดุผสม CG-H และ FG-H พบความสัมพันธ์ดังนี้

$$u_{rough\ grinding} = 0.545 \times 10^{-6} \frac{H^3}{K_{IC}^2} + 164.30$$

$$u_{fine\ grinding} = 0.890 \times 10^{-6} \frac{H^3}{K_{IC}^2} + 118.01$$

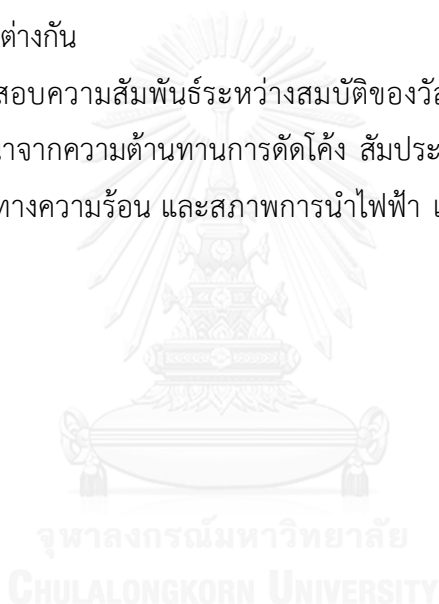
## 5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 การวัดความเค้นค้ำด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ มีความคลาดเคลื่อนของปริมาณความเค้นค้ำสูง ซึ่งช่วงของข้อมูลมีค่าที่ซ้อนทับกัน ทำให้ไม่สามารถแยกความแตกต่างของปริมาณความเค้นค้ำได้อย่างชัดเจน จึงควรเลือกกระบวนการเลี้ยวเบน หรือมุมการเลี้ยวเบนอื่นในการคำนวณความเค้นค้ำ หรือเลือกเทคนิคอื่นในการทดลองที่ให้ผลการทดสอบที่แม่นยำกว่าวิธีนี้

5.2.2 เครื่องมือในการวัดการสึกหรอของล้อเจียร์ไน และความโก่งของชิ้นงานมีความละเอียดต่ำ ซึ่งทำให้ผลการทดลองที่วัดได้มีความแม่นยำต่ำ และมีความคลาดเคลื่อน

5.2.3 การทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-disk เครื่องมือที่ใช้ในการทดสอบมีข้อจำกัด คือ แรงกดสูงสุด 5 นิวตัน ซึ่งอาจไม่เพียงพอในการทดสอบการสึกหรอ จึงทำให้สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของวัสดุผสมมีค่าที่ไม่แตกต่างกัน

5.2.4 การตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างสมบัติของวัสดุผสม และความสามารถในการเจียร์ไน โดยการพิจารณาจากความต้านทานการตัดโค้ง สัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน ความหนาแน่น สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน และสภาพการนำไฟฟ้า เป็นแนวทางในแผนการดำเนินงานวิจัยในอนาคต



## รายการอ้างอิง

1. F.L. Matthews, R.D. Rawlings, *Composite Materials: Engineering and Science*. 1999: Taylor & Francis.
2. Y. Cai, Z. Luo, M. Feng, Z. Liu, Z. Huang, Y. Zeng, *The effect of TiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite ceramic reinforcement on tribological behavior of laser cladding Ni60 alloys coatings*. *Surface and Coatings Technology*, 2016. **291**: p. 222-229.
3. K.F. Cai, D. S. Mclachlan, N. Axen, R. Manyatsa, *Preparation, microstructures and properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC composites*. *Ceramics International*, 2002. **28**(2): p. 217-222.
4. N. Liu, M. Shi, Y.D. Xu, X.Q. You, P.P. Ren, J.P. Feng, *Effect of starting powders size on the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC composites*. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2004. **22**(6): p. 265-269.
5. Z. Yin, C. Huang, B. Zou, H. Liu, H. Zhu, J. Wang, *Preparation and characterization of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiC micro-nano-composite ceramic tool materials*. *Ceramics International*, 2013. **39**(4): p. 4253-4262.
6. Z. Yin, C. Huang, B. Zou, H. Liu, H. Zhu, J. Wang, *Study of the mechanical properties, strengthening and toughening mechanisms of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiC micro-nano-composite ceramic tool material*. *Materials Science and Engineering: A*, 2013. **577**: p. 9-15.
7. X.Q. You, T.Z. Si, N. Liu, P.P. Ren, Y.D. Xu, J.P. Feng, *Effect of grain size on thermal shock resistance of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC ceramics*. *Ceramics International*, 2005. **31**(1): p. 33-38.
8. J. Li, L.-p. Ma, *Influence of cobalt phase on mechanical properties and thermal shock performance of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC composites*. *Ceramics International*, 2005. **31**(7): p. 945-951.
9. J. Li, J. Sun, and L. Huang, *Effects of ductile cobalt on fracture behavior of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC ceramic*. *Materials Science and Engineering: A*, 2002. **323**(1-2): p. 17-20.



10. Y. Zhang, L. Wang, W. Jiang, G. Bai, L. Chen, *Effect of fabrication method on microstructure and properties of  $Al_2O_3$ -TiC composites*. Materials Transactions, 2005. **46**(9): p. 2015-2019.
11. J. Gong, H. Miao, Z. Zhao, *The influence of TiC-particle-size on the fracture toughness of  $Al_2O_3$ -30 wt.%TiC composites*. Journal of the European Ceramic Society, 2001. **21**(13): p. 2377-2381.
12. J. Gong, H. Miao, Z. Zhao, *Effect of TiC-particle size on sliding wear of TiC particulate reinforced alumina composites*. Materials Letters, 2002. **53**(4-5): p. 258-261.
13. J.H. Lee, S.K. Ko, C.W. Won, *Sintering behavior of  $Al_2O_3$ -TiC composite powder prepared by SHS process*. Materials Research Bulletin, 2001. **36**(5-6): p. 989-996.
14. Y. Wan, J. Gong, *Influence of TiC particle size on the load-independent hardness of  $Al_2O_3$ -TiC composites*. Materials Letters, 2003. **57**(22-23): p. 3439-3443.
15. N.S. Rossini, M. Dassisti, K.Y. Benyounis, A.G. Olabi, *Methods of measuring residual stresses in components*. Materials & Design, 2012. **35**: p. 572-588.
16. P.J. Withers, H.K.D.H. Bhadeshia, *Residual stress. Part 1 – Measurement techniques*. Materials Science and Technology, 2001. **17**(4): p. 355-365.
17. M.E. Fitzpatrick, A.T. Fry, P. Holdway, F.A. Kandil, J. Shackleton, L. Suominen, *Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction*. Measurement Good Practice Guide, 2005. **52**(2).
18. H. Yang, L. Gao, R. Yuan, K.R. Kim, J.Y. Jung, *Effect of residual stress on the bending strength of ground  $Al_2O_3$ /TiCN ceramics*. Materials Chemistry and Physics, 2003. **80**(1): p. 305-308.
19. T. Doi, E. Uhlmann, I.D. Marinescu, *Handbook of Ceramics Grinding and Polishing*. 2015: Elsevier Science.
20. S. Ghosh, A.B. Chattopadhyay, S. Paul, *Modelling of specific energy requirement during high-efficiency deep grinding*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2008. **48**(11): p. 1242-1253.

21. I.D. Marinescu, M. Hitchiner, E. Uhlmann, W.B. Rowe, I. Inasaki, *Handbook of Machining with Grinding Wheels*. 2006: CRC Press.
22. V. Singh, P. Venkateswara Rao, S. Ghosh, *Development of specific grinding energy model*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2012. **60**: p. 1-13.
23. I.D. Marinescu, W.B. Rowe, B. Dimitrov, I. Inasaki, *Tribology of Abrasive Machining Processes*. 2004: Elsevier Science.
24. D. Wenfeng, Z. Biao, X. Jiuhua, Y. Changyong, F. Yucan, S. Honghua, *Grinding behavior and surface appearance of (TiC<sub>p</sub> + TiB<sub>w</sub>)/Ti-6Al-4V titanium matrix composites*. Chinese Journal of Aeronautics, 2014. **27**(5): p. 1334-1342.
25. T.G. Bifano, T.A. Dow, R.O. Scattergood, *Ductile-Regime Grinding: A New Technology for Machining Brittle Materials*. Journal of Engineering for Industry, 1991. **113**(2): p. 184-189.
26. Y.H. Ren, R. Zhang, Z.X. Zhou, *Grinding force prediction for tungsten carbides with various grain sizes*. Nanotechnology and precision engineering, 2008. **6**(6): p. 415-423.
27. Y.H. Ren, B. Zhang, Z.X. Zhou, *Specific energy in grinding of tungsten carbides of various grain sizes*. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2009. **58**(1): p. 299-302.
28. J.H. Liu, Z.J. Pei, G.R. Fisher, *Grinding wheels for manufacturing of silicon wafers: A literature review*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2007. **47**(1): p. 1-13.
29. Z.J. Pei, G.R. Fisher, M. Bhagavat, S. Kassir, *A grinding-based manufacturing method for silicon wafers: an experimental investigation*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2005. **45**(10): p. 1140-1151.
30. Z.J. Pei, A. Strasbaugh, *Fine grinding of silicon wafers*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2001. **41**(5): p. 659-672.
31. M. Bengisu, *Engineering Ceramics*. 2013: Springer Berlin Heidelberg.
32. H. Chandler, A. International, *Hardness Testing, 2nd Edition*. 1999: ASM International.

33. J. Cuppoletti, *Nanocomposites with Unique Properties and Applications in Medicine and Industry*. 2011: InTech.
34. R. Spiegler, S. Schmadder, L.S. Sigl, *Fracture Toughness Evaluation of WC-Co Alloys by Indentation Testing*. *Journal of hard materials*, 1990. **1**(3): p. 147-158.
35. F. Rickhey, K.P. Marimuthu, J.H. Lee, H. Lee, J.H. Hahn, *Evaluation of the fracture toughness of brittle hardening materials by Vickers indentation*. *Engineering Fracture Mechanics*, 2015. **148**: p. 134-144.
36. S. Lampman, *Characterization and Failure Analysis of Plastics*. 2003: A S M International.
37. Batchelor, G.W.S.a.A.W., *Engineering Tribology*, ed. T. Edition. 2005: Elsevier Butterworth-Heinemann.
38. T. El-Raghy, P. Blau, M.W. Barsoum, *Effect of grain size on friction and wear behavior of  $Ti_3SiC_2$* . *Wear*, 2000. **238**(2): p. 125-130.
39. K. Edalati, M. Ashida, Z. Horita, T. Matsui, H. Kato, *Wear resistance and tribological features of pure aluminum and Al- $Al_2O_3$  composites consolidated by high-pressure torsion*. *Wear*, 2014. **310**(1-2): p. 83-89.
40. D. Jianxin, D. Zeliang, Z. Jun, L. Jianfeng, C. Tongkun, *Unlubricated friction and wear behaviors of various alumina-based ceramic composites against cemented carbide*. *Ceramics International*, 2006. **32**(5): p. 499-507.
41. Z. Yin, J. Yuan, C. Huang, Z. Wang, L. Huang, Y. Cheng, *Friction and wear behaviors of  $Al_2O_3/TiC$  micro-nano-composite ceramic sliding against metals and hard materials*. *Ceramics International*, 2016. **42**(1, Part B): p. 1982-1989.
42. T. Hisakado, *Wear Mechanism of Ceramics and Surface Topography*. *Journal of Tribology*, 1986. **108**: p. 9-15.
43. F. Xiong, R.R. Manory, L. Ward, M. Terheci, *Effect of Grain Size and Test Configuration on the Wear Behavior of Alumina*. *Journal of the American Ceramic Society*, 1997. **80**(5): p. 1310-1312.
44. B. Bhushan, *Nanotribology and Nanomechanics: An Introduction*. 2008: Springer Berlin Heidelberg.
45. H. Hocheng, *Machining Technology for Composite Materials: Principles and Practice*. 2011: Elsevier Science.

46. V. Senay, S. Ozen, S. Pat, S. Korkmaz, *Optical, morphological and mechanical properties of an Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposite thin film grown by thermionic vacuum arc*. Optik - International Journal for Light and Electron Optics, 2016. **127**(6): p. 3383-3387.
47. R. Chwang, B.J. Smith, C.R. Crowell, *Contact size effects on the van der Pauw method for resistivity and Hall coefficient measurement*. Solid-State Electronics, 1974. **17**(12): p. 1217-1227.
48. *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size E 112-96*. ASTM international, 1996.
49. V. Sergo, G. Pezzotti, O. Sbaizero, T. Nishida, *Grain size influence on residual stresses in alumina/zirconia composites*. Acta Materialia, 1998. **46**(5): p. 1701-1710.
50. R.W. Rice, *Ceramic tensile strength-grain size relations: grain sizes, slopes, and branch intersections*. Journal of Materials Science, 1997. **32**(7): p. 1673-1692.
51. J. Banaszczyk, A. Schwarz, G. De Mey, L. Van Langenhove, *The Van der Pauw method for sheet resistance measurements of polypyrrole-coated paraaramide woven fabrics*. Journal of Applied Polymer Science, 2010. **117**: p. 2553-2558.
52. P. Hvizdos, V. Puchy, A. Duszova, J. Dusza, C. Balazsi, *Tribological and electrical properties of ceramic matrix composites with carbon nanotubes*. Ceramics International, 2012. **38**(7): p. 5669-5676.
53. P.G. Klemens, *Theory of thermal expansion of composites*. International Journal of Thermophysics, 1988. **9**(2): p. 171-177.
54. Y. He, L. Winnubst, A.J. Burggraaf, H. Verweij, *Grain size dependence of sliding wear in tetragonal zirconia polycrystals*. Journal of the American Ceramic Society, 1996. **79**(12): p. 3090-3096.
55. Y.J. He, A.J.A. Winnubst, A.J. Burggraaf, H. Verweij, P.G.T. van der Varst, G. de With, *Sliding wear of ZrO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite ceramics*. Journal of the European Ceramic Society, 1997. **17**(11): p. 1371-1380.

56. A.G. Lanin, *Effect of residual stresses on the strength of ceramic materials* (Review). Russian Metallurgy (Metally), 2012. **2012**(4): p. 307-322.



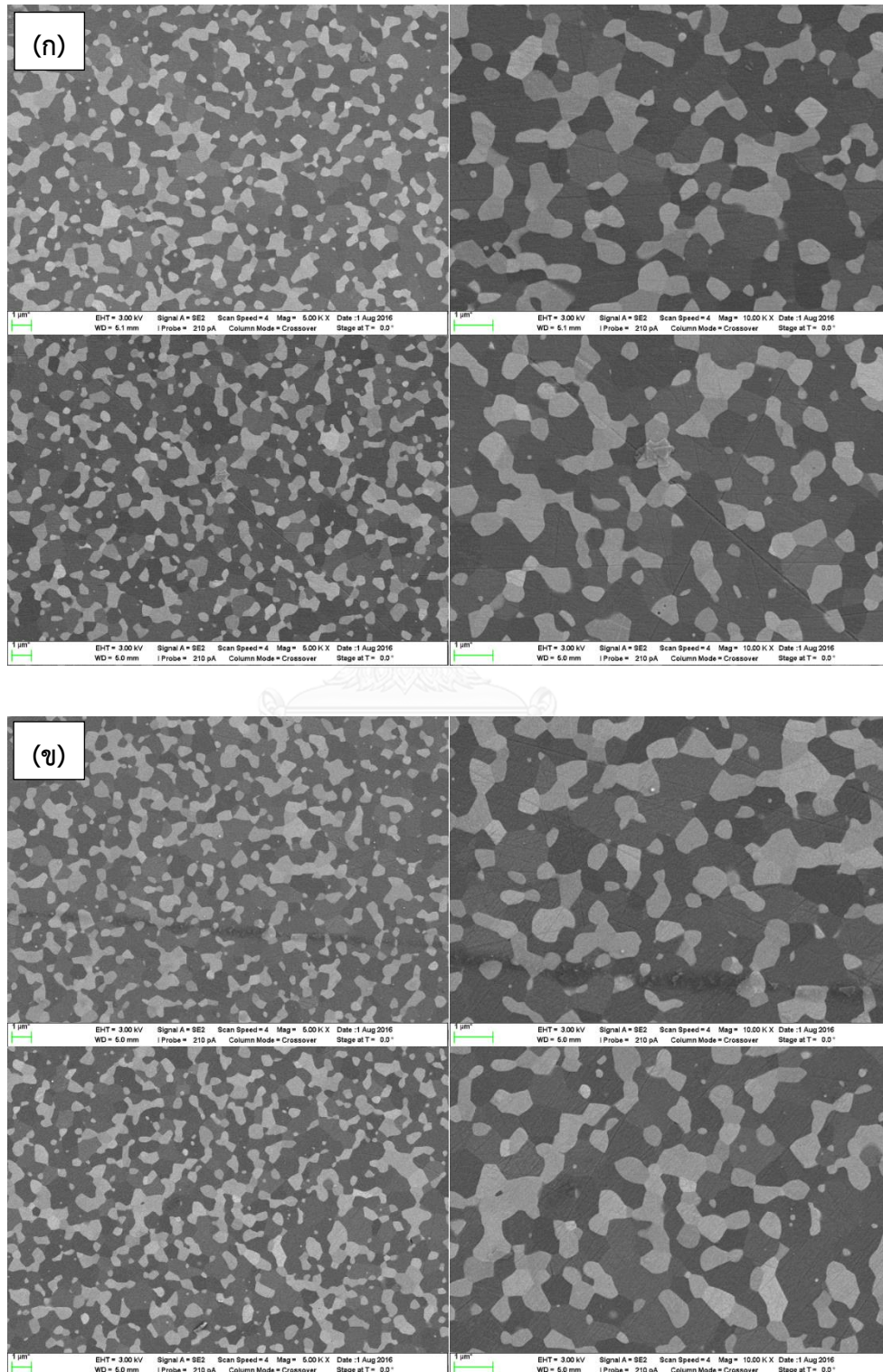


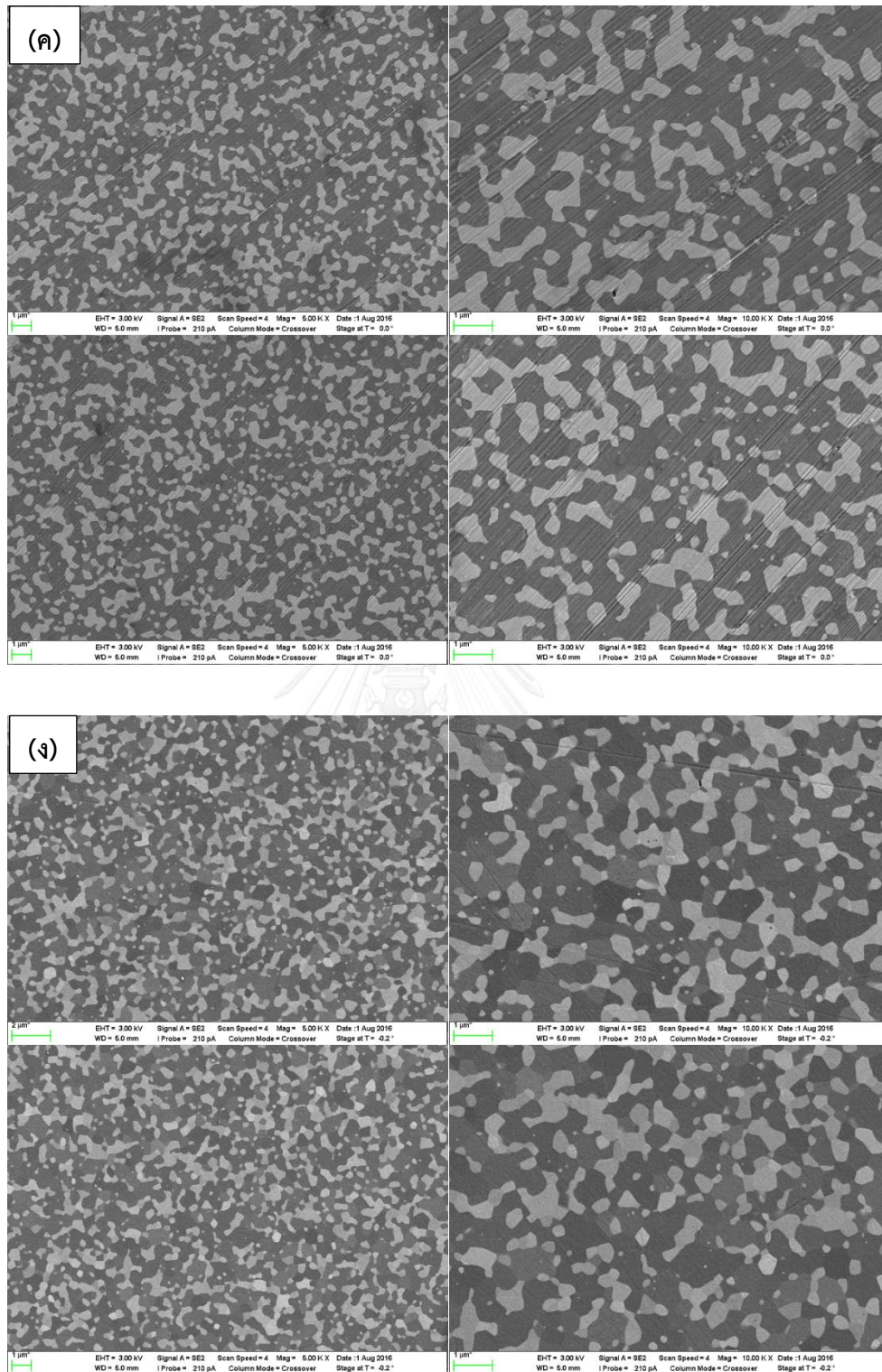
ภาคผนวก

จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย  
CHULALONGKORN UNIVERSITY

## ภาคผนวก ก

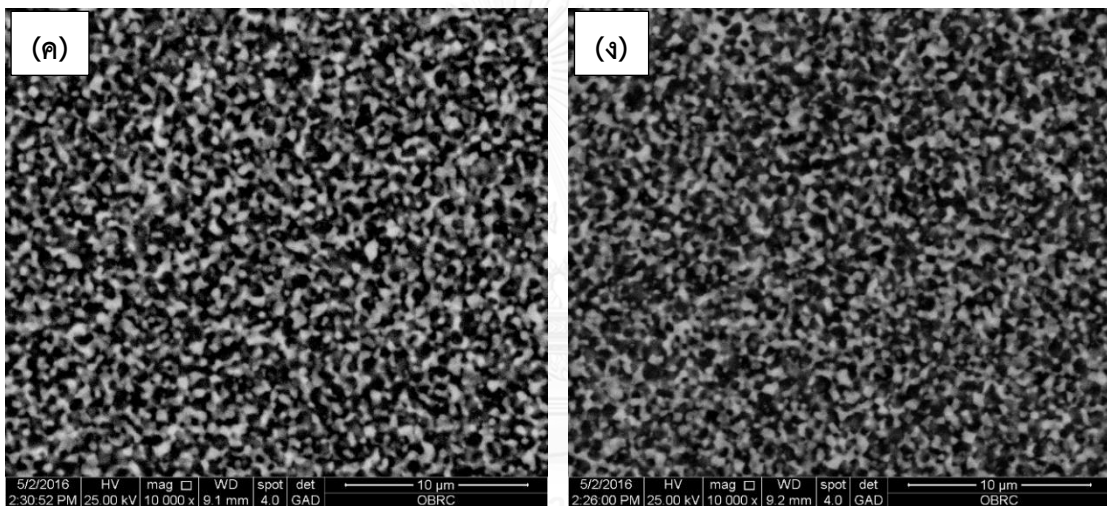
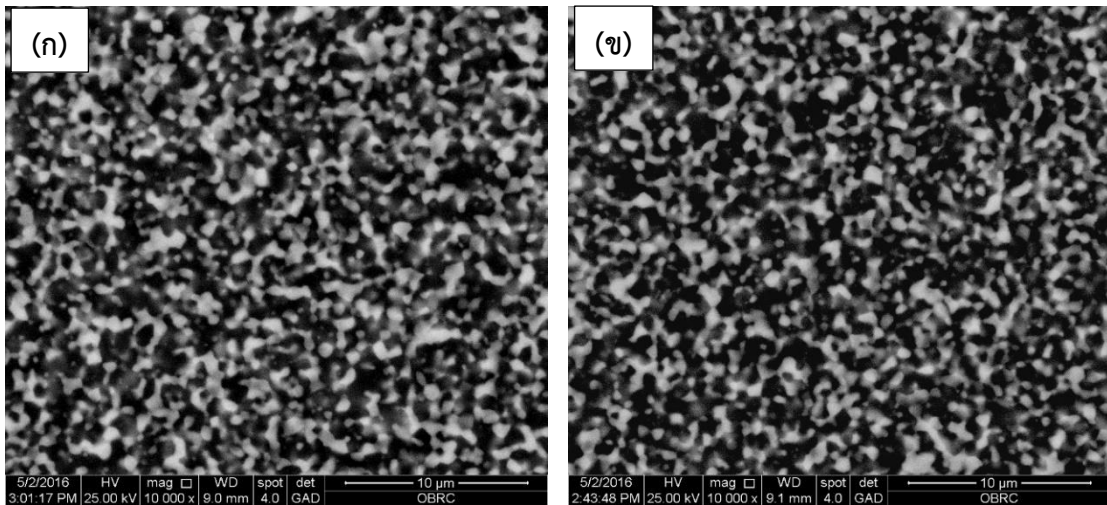
## โครงสร้างจุลภาคของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

รูปที่ ก-1 ภาพ SEM ของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  (ก) ชนิด CG-H และ (ข) ชนิด CG-L

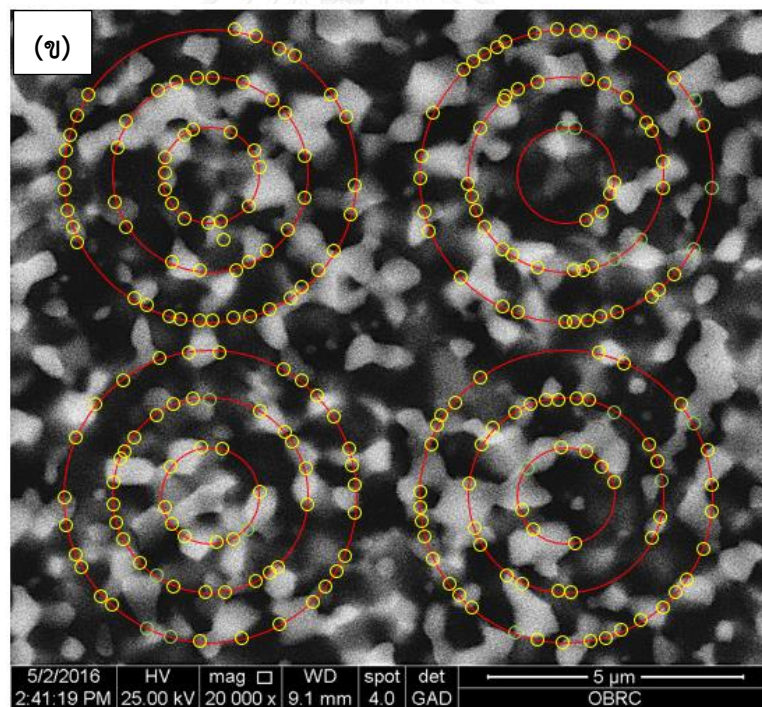
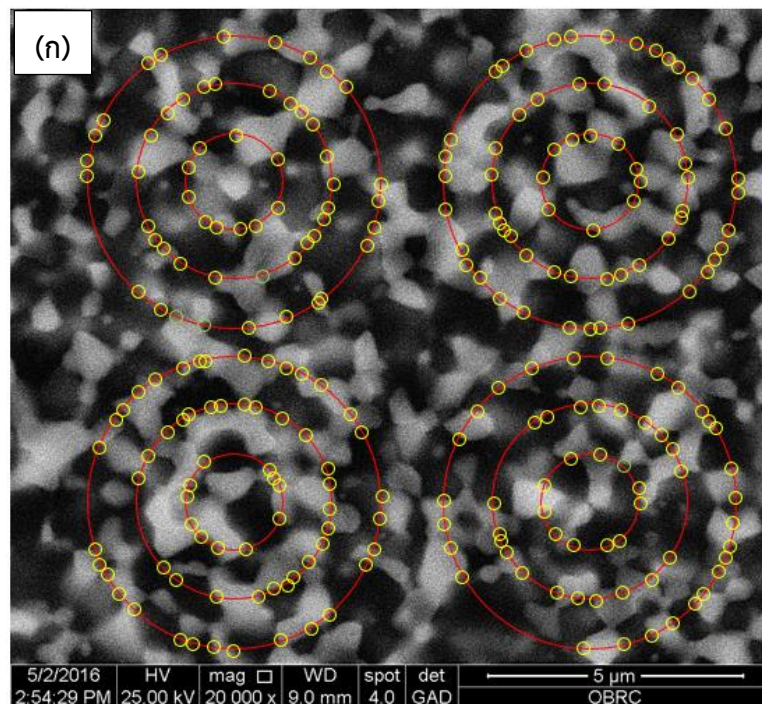


รูปที่ ก-1 ภาพ SEM ของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  (ค) ชนิด FG-H และ (ง) ชนิด FG-L (ต่อ)

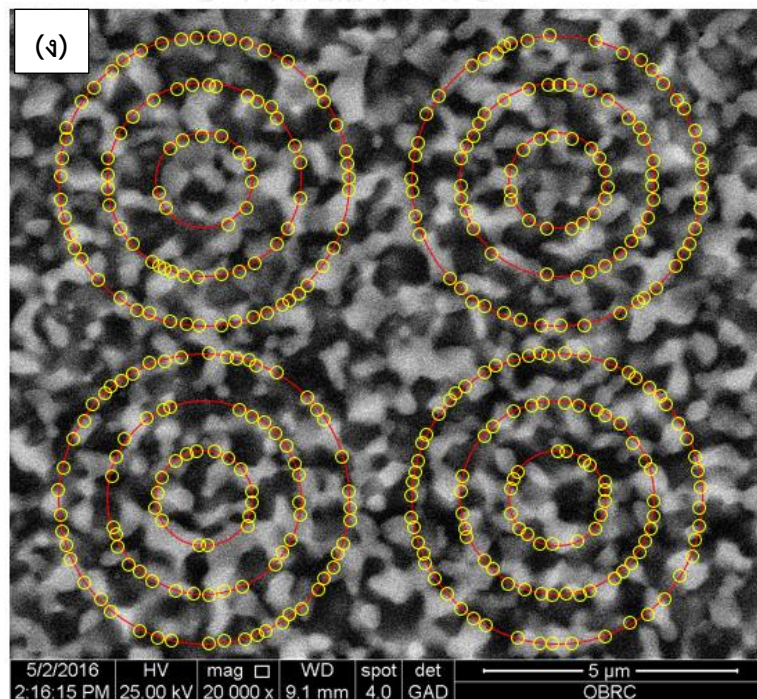
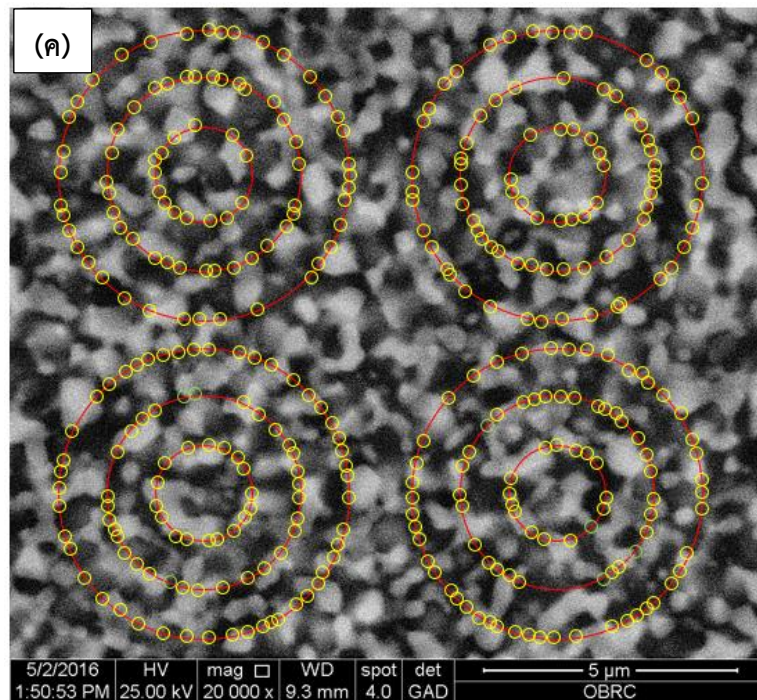




รูปที่ ก-2 ภาพ SEM ของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  โดยใช้โหมด Backscattered Electron (BSE) และใช้กำลังขยาย 10000 เท่า (ก) ชนิด CG-H (ข) ชนิด CG-L (ค) ชนิด FG-H และ (ง) ชนิด FG-L



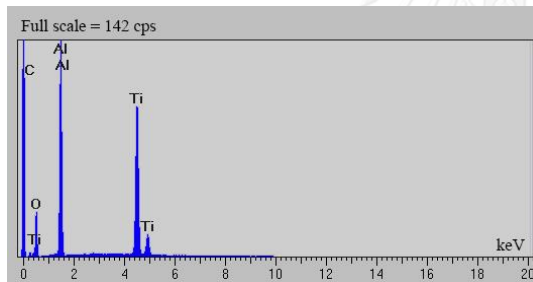
รูปที่ ก-3 ภาพแสดงการคำนวณขนาดเกรนด้วยวิธี Circular intercept procedure (ASTM E 112) ของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  โดยใช้โหมด Backscattered Electron (BSE) (ก) ชนิด CG-H (ข) ชนิด CG-L (ค) ชนิด FG-H และ (ง) ชนิด FG-L



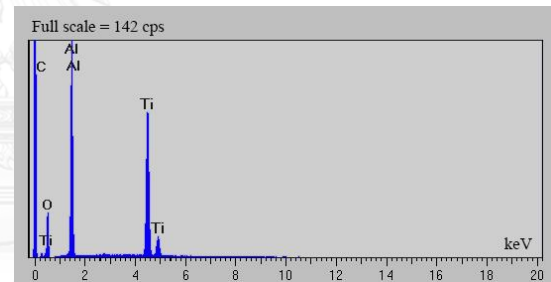
รูปที่ ก-3 ภาพแสดงการคำนวณขนาดเกรนด้วยวิธี Circular intercept procedure (ASTM E 112) ของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  โดยใช้โหมด Backscattered Electron (BSE) (ก) ชนิด CG-H (ข) ชนิด CG-L (ค) ชนิด FG-H และ (ง) ชนิด FG-L (ต่อ)

ตารางที่ ก-1 การคำนวณขนาดเกรนด้วยวิธี Circular intercept procedure (ASTM E 112)

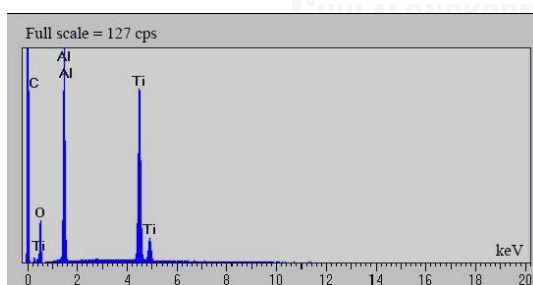
Grain Size No. G	$\bar{N}_A$ Grains/Unit Area		$\bar{A}$ Average Grain Area		$\bar{d}$ Average Diameter		$\bar{T}$ Mean Intercept		$\bar{N}_L$ No./mm
	No./in. <sup>2</sup> at 100X	No./mm <sup>2</sup> at 1X	mm <sup>2</sup>	μm <sup>2</sup>	mm	μm	mm	μm	
00	0.25	3.88	0.2581	258064	0.5080	508.0	0.4525	452.5	2.21
0	0.50	7.75	0.1290	129032	0.3592	359.2	0.3200	320.0	3.12
0.5	0.71	10.96	0.0912	91239	0.3021	302.1	0.2691	269.1	3.72
1.0	1.00	15.50	0.0645	64516	0.2540	254.0	0.2263	226.3	4.42
1.5	1.41	21.92	0.0456	45620	0.2136	213.6	0.1903	190.3	5.26
2.0	2.00	31.00	0.0323	32258	0.1796	179.6	0.1600	160.0	6.25
2.5	2.83	43.84	0.0228	22810	0.1510	151.0	0.1345	134.5	7.43
3.0	4.00	62.00	0.0161	16129	0.1270	127.0	0.1131	113.1	8.84
3.5	5.66	87.68	0.0114	11405	0.1068	106.8	0.0951	95.1	10.51
4.0	8.00	124.00	0.00806	8065	0.0898	89.8	0.0800	80.0	12.50
4.5	11.31	175.36	0.00570	5703	0.0755	75.5	0.0673	67.3	14.87
5.0	16.00	248.00	0.00403	4032	0.0635	63.5	0.0566	56.6	17.68
5.5	22.63	350.73	0.00285	2851	0.0534	53.4	0.0476	47.6	21.02
6.0	32.00	496.00	0.00202	2016	0.0449	44.9	0.0400	40.0	25.00
6.5	45.25	701.45	0.00143	1426	0.0378	37.8	0.0336	33.6	29.73
7.0	64.00	992.00	0.00101	1008	0.0318	31.8	0.0283	28.3	35.36
7.5	90.51	1402.9	0.00071	713	0.0267	26.7	0.0238	23.8	42.04
8.0	128.00	1984.0	0.00050	504	0.0225	22.5	0.0200	20.0	50.00
8.5	181.02	2805.8	0.00036	356	0.0189	18.9	0.0168	16.8	59.46
9.0	256.00	3968.0	0.00025	252	0.0159	15.9	0.0141	14.1	70.71
9.5	362.04	5611.6	0.00018	178	0.0133	13.3	0.0119	11.9	84.09
10.0	512.00	7936.0	0.00013	126	0.0112	11.2	0.0100	10.0	100.00
10.5	724.08	11223.2	0.000089	89.1	0.0094	9.4	0.0084	8.4	118.9
11.0	1024.00	15872.0	0.000063	63.0	0.0079	7.9	0.0071	7.1	141.4
11.5	1448.15	22446.4	0.000045	44.6	0.0067	6.7	0.0060	5.9	168.2
12.0	2048.00	31744.1	0.000032	31.5	0.0056	5.6	0.0050	5.0	200.0
12.5	2896.31	44892.9	0.000022	22.3	0.0047	4.7	0.0042	4.2	237.8
13.0	4096.00	63488.1	0.000016	15.8	0.0040	4.0	0.0035	3.5	282.8
13.5	5792.62	89785.8	0.000011	11.1	0.0033	3.3	0.0030	3.0	336.4
14.0	8192.00	126976.3	0.000008	7.9	0.0028	2.8	0.0025	2.5	400.0



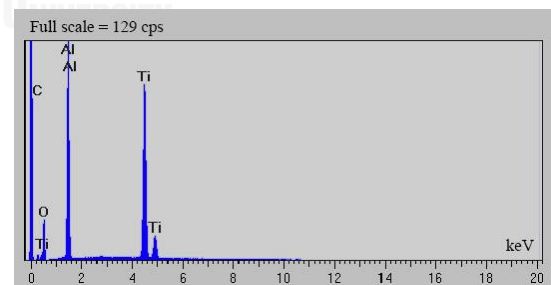
(ก)



(ข)



(ค)



(ง)

รูปที่ ก-4 EDS สเปกตรัมของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC (ก) CG-H (ข) CG-L (ค) FG-H และ (ง) FG-L

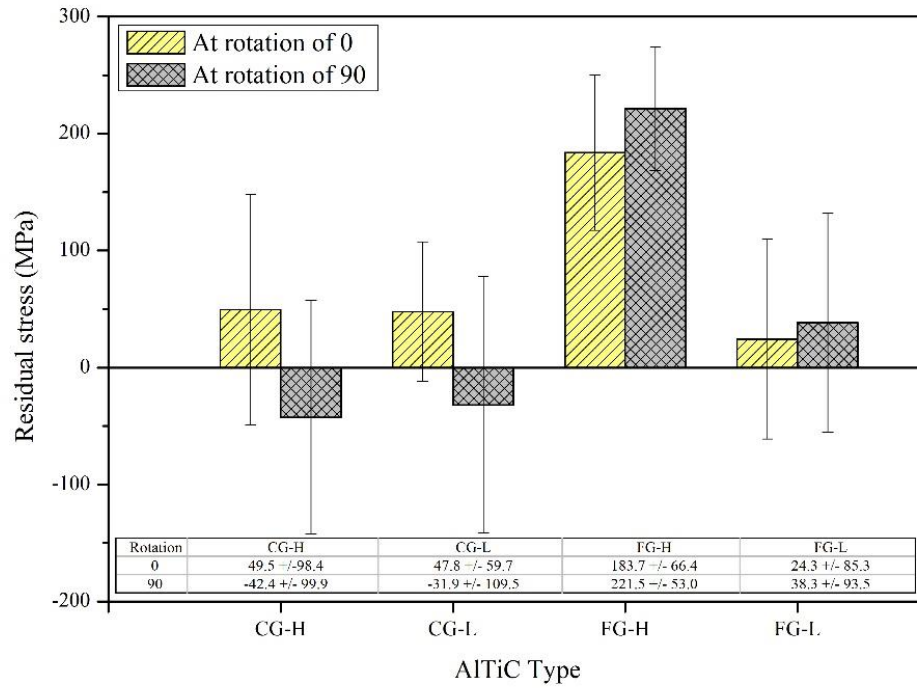
ตารางที่ ก-2 องค์ประกอบของธาตุจากการทดสอบด้วยเทคนิค EDS แบบพื้นที่ (area scan)

Type	Element percent				Atomic percent			
	C	O	Al	Ti	C	O	Al	Ti
CG-H	2.99	36.7	22.73	37.58	5.97	55.01	20.21	18.81
	2.84	36.82	23.00	37.33	5.68	55.19	20.45	18.69
	3.00	36.58	22.80	37.61	6.00	54.88	20.28	18.84
Average	2.94	36.70	22.84	37.51	5.88	55.03	20.31	18.78
CG-L	2.76	36.99	22.90	37.35	5.50	55.44	20.35	18.70
	2.96	36.85	22.89	37.29	5.90	55.14	20.31	18.64
	2.98	36.62	22.76	37.64	5.95	54.94	20.25	18.86
Average	2.90	36.82	22.85	37.43	5.78	55.17	20.30	18.73
FG-H	2.95	34.22	21.59	41.24	6.08	52.87	19.77	21.28
	3.20	33.89	21.77	41.14	6.57	52.31	19.92	21.21
	3.09	33.99	21.65	41.27	6.36	52.51	19.83	21.30
Average	3.08	34.03	21.67	41.22	6.34	52.56	19.84	21.26
FG-L	3.22	33.28	21.92	41.58	6.65	51.64	20.16	21.55
	2.99	33.77	21.62	41.62	6.18	52.38	19.88	21.56
	3.21	33.55	21.75	41.49	6.62	51.95	19.97	21.46
Average	3.14	33.53	21.76	41.56	6.48	51.99	20.00	21.52

ตารางที่ ก-3 องค์ประกอบของธาตุจากการทดสอบด้วยเทคนิค EDS แบบเส้น (line scan)

Type	Element percent				Atomic percent			
	C	O	Al	Ti	C	O	Al	Ti
CG-H	7.23	28.82	18.78	45.17	14.90	44.56	17.21	23.33
	6.19	26.31	18.68	48.82	13.32	42.48	17.88	26.33
	15.18	52.03	18.54	14.25	22.98	59.12	12.49	5.41
Average	9.53	35.72	18.67	36.08	17.07	48.72	15.86	18.36
CG-L	6.93	38.00	26.13	28.95	12.75	52.49	21.4	13.36
	8.15	30.31	26.84	34.70	15.81	44.13	23.18	16.88
	4.94	38.56	24.32	32.18	9.36	54.84	20.51	15.29
Average	6.67	35.62	25.76	31.94	12.64	50.49	21.70	15.18
FG-H	5.51	32.39	21.33	40.78	11.11	49.09	19.16	20.64
	4.16	37.47	26.01	32.35	8.00	54.12	22.27	15.61
	5.14	35.55	24.76	34.55	9.98	51.81	21.39	16.82
Average	4.94	35.14	24.03	35.89	9.70	51.67	20.94	17.69
FG-L	4.00	35.63	25.93	34.44	7.85	52.53	22.66	16.96
	3.46	35.22	24.63	36.69	6.91	52.82	21.90	18.37
	3.91	33.10	23.97	39.03	7.94	50.49	21.68	19.89
Average	3.79	34.65	24.84	36.72	7.57	51.95	22.08	18.41

ภาคผนวก ข  
การตรวจสอบความเค้นคงค้างในวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

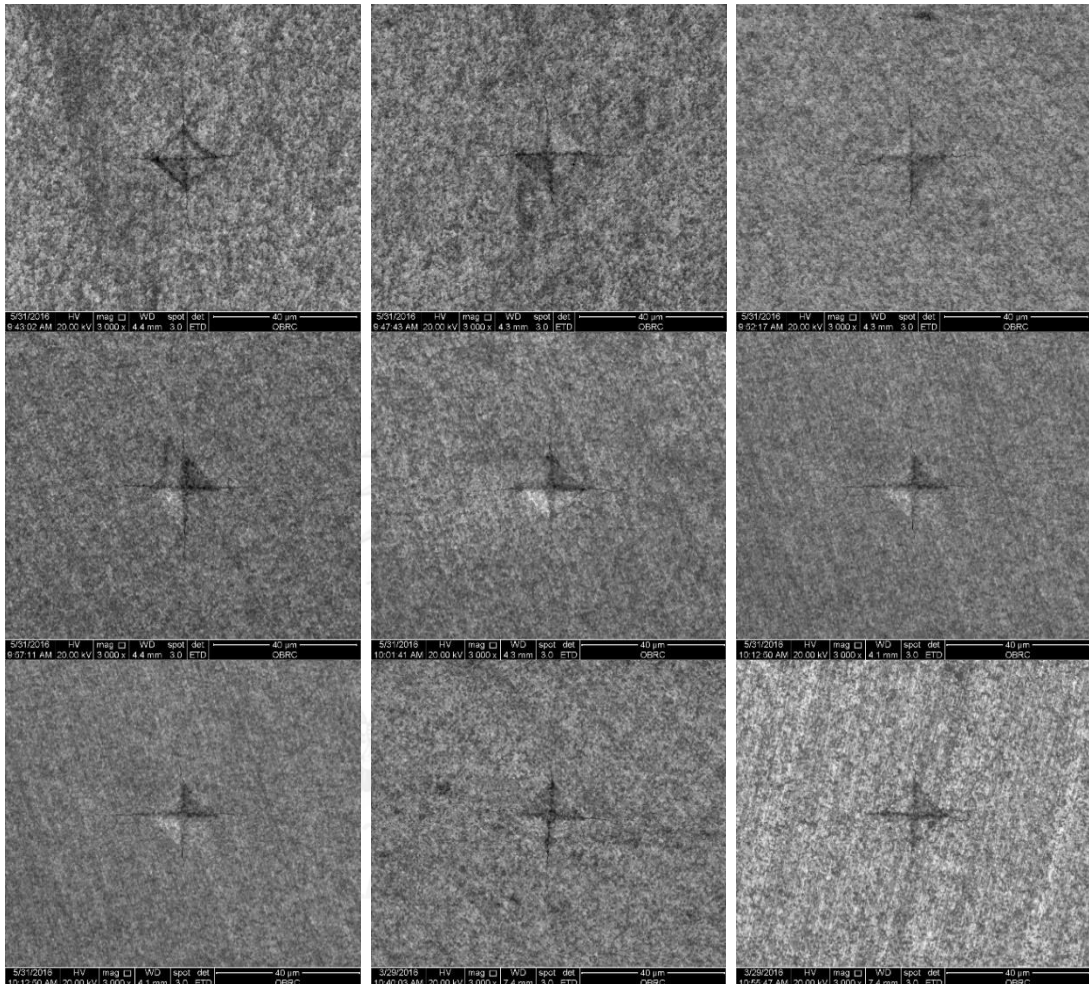


รูปที่ ข-1 ความเค้นคงค้างของวัสดุผสม  $Al_2O_3$ -TiC

## ภาคผนวก ค

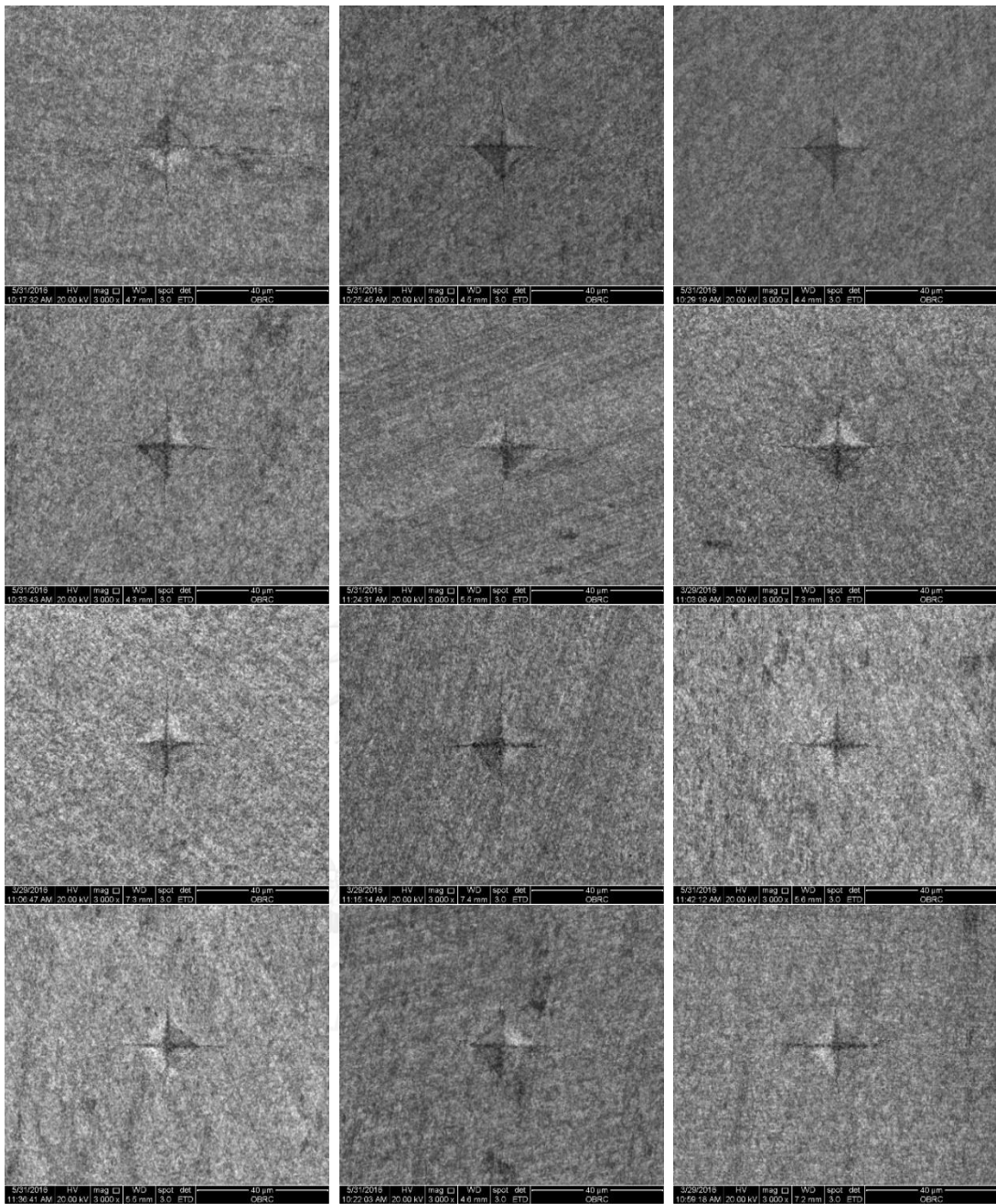
## การศึกษาสมบัติของวัสดุผสมอะลูมินา-ไทเทเนียมคาร์ไบด์

## การวัดความแข็งและความต้านทานการแตกหัก

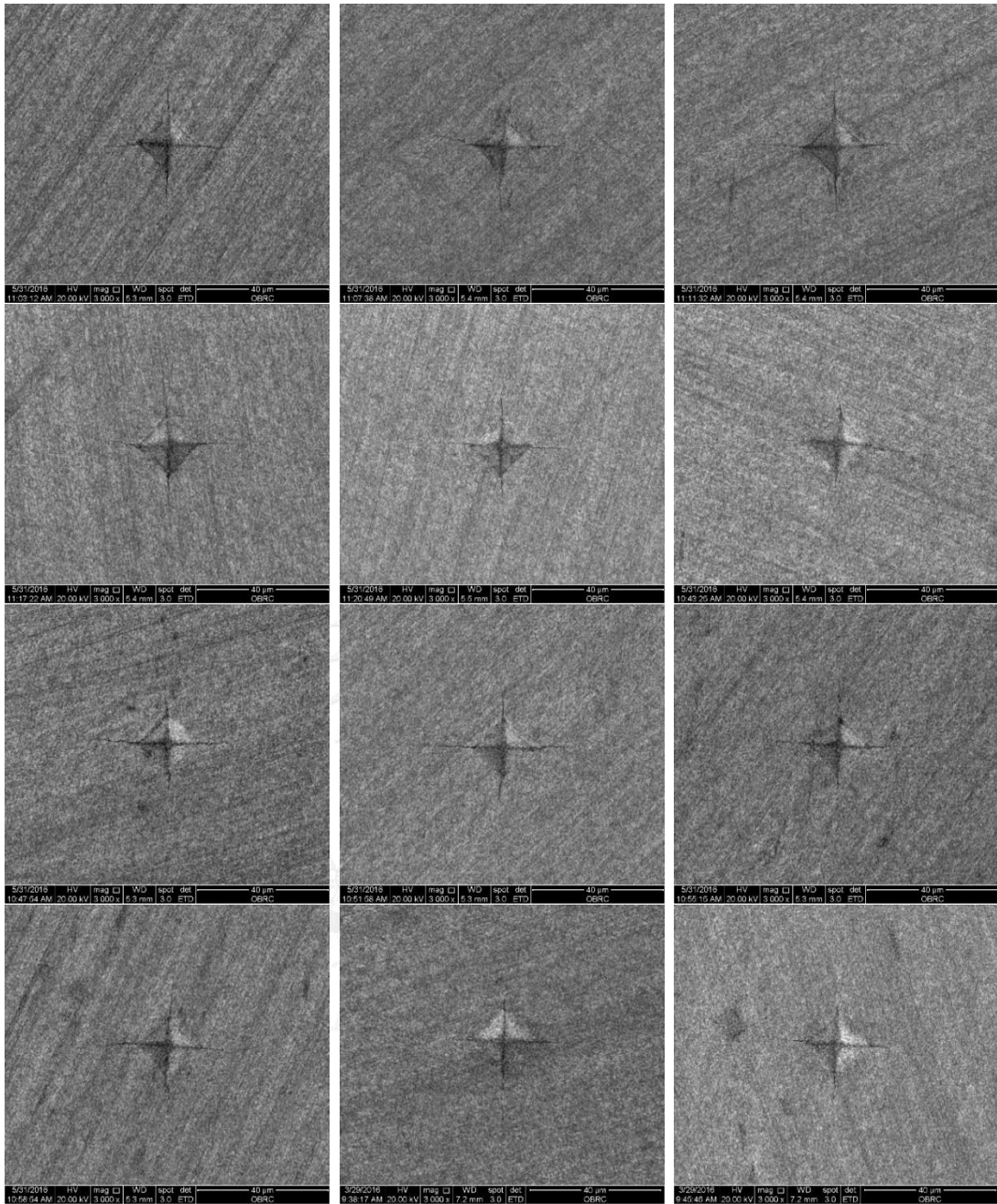


รูปที่ ค-1 ภาพ SEM ตัวอย่างการคำนวณความแข็ง และความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  จากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์สด้วยแรงกด 500 กรัม ชนิด CG-H

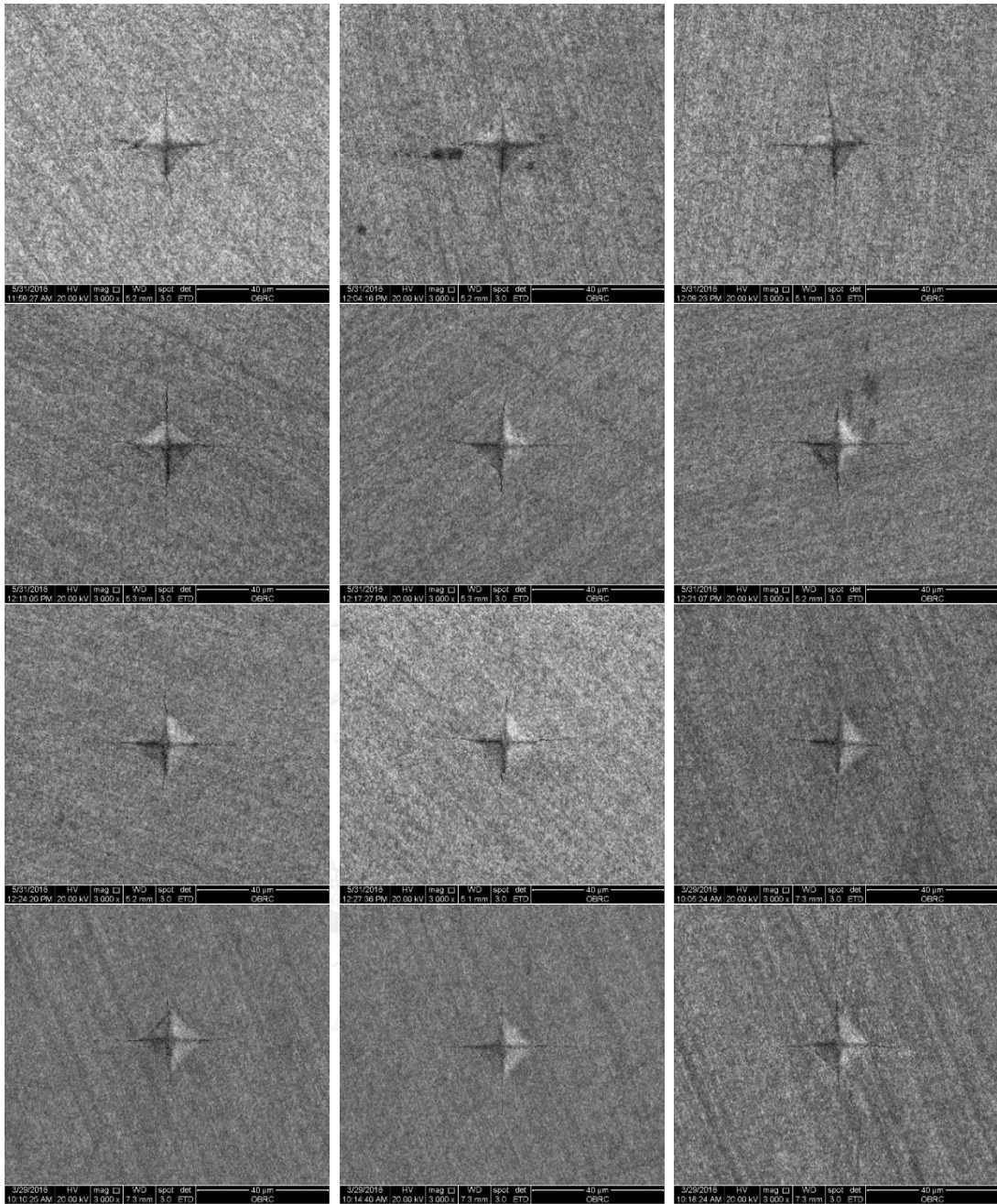




รูปที่ ค-2 ภาพ SEM ตัวอย่างการคำนวณความแข็ง และความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  จากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส์ด้วยแรงกด 500 กรัม ชนิด CG-L

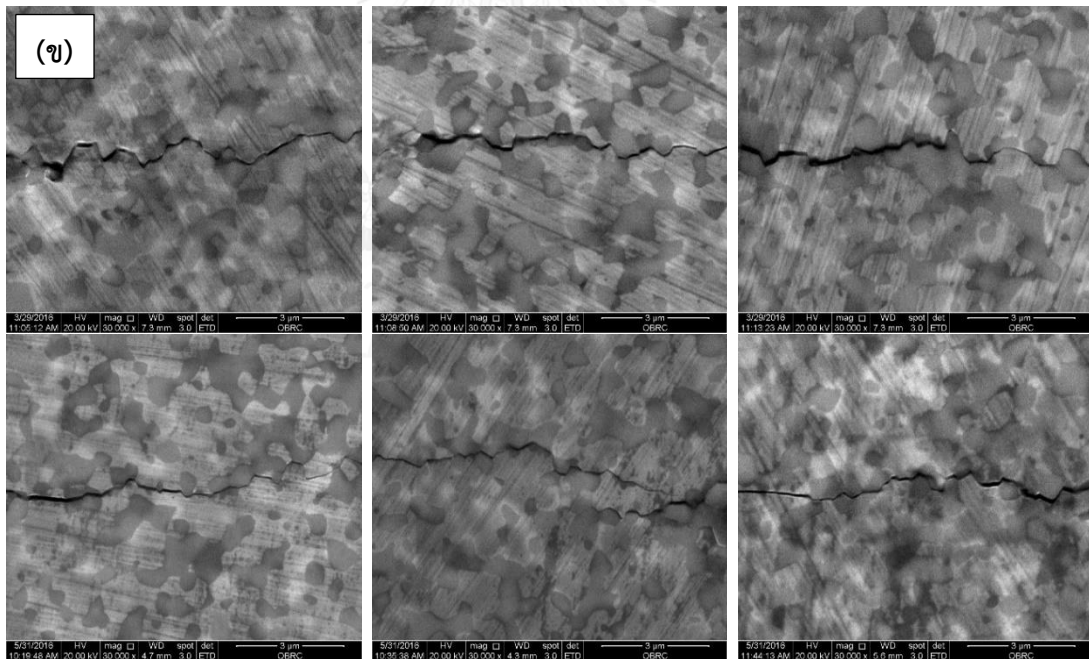
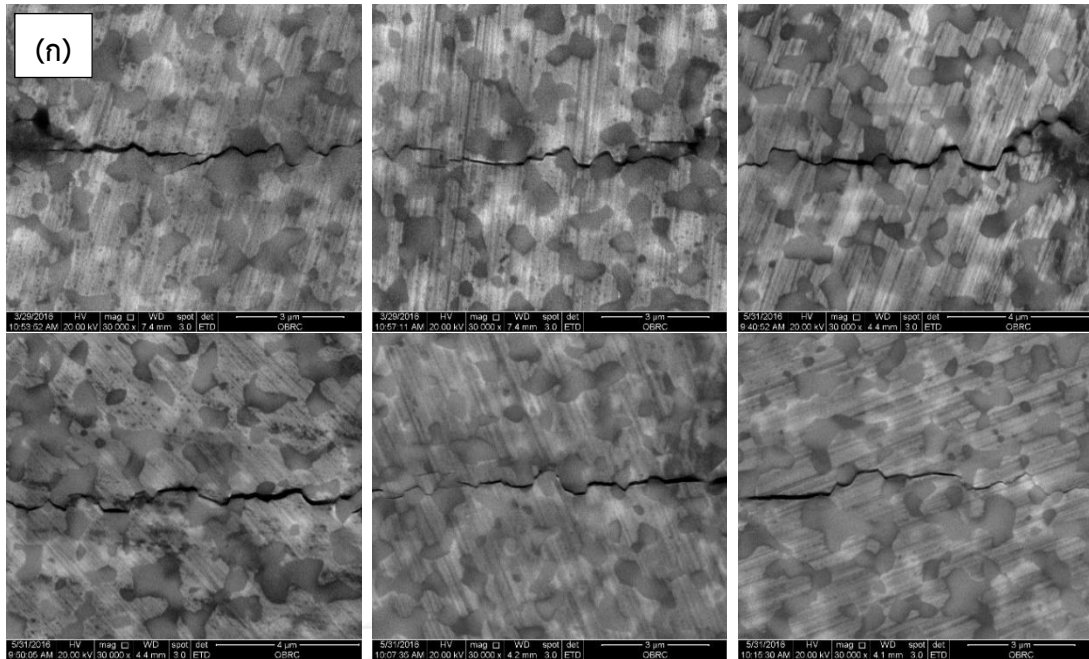


รูปที่ ค-3 ภาพ SEM ตัวอย่างการคำนวณความแข็ง และความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  จากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์สด้วยแรงกด 500 กรัม ชนิด FG-H



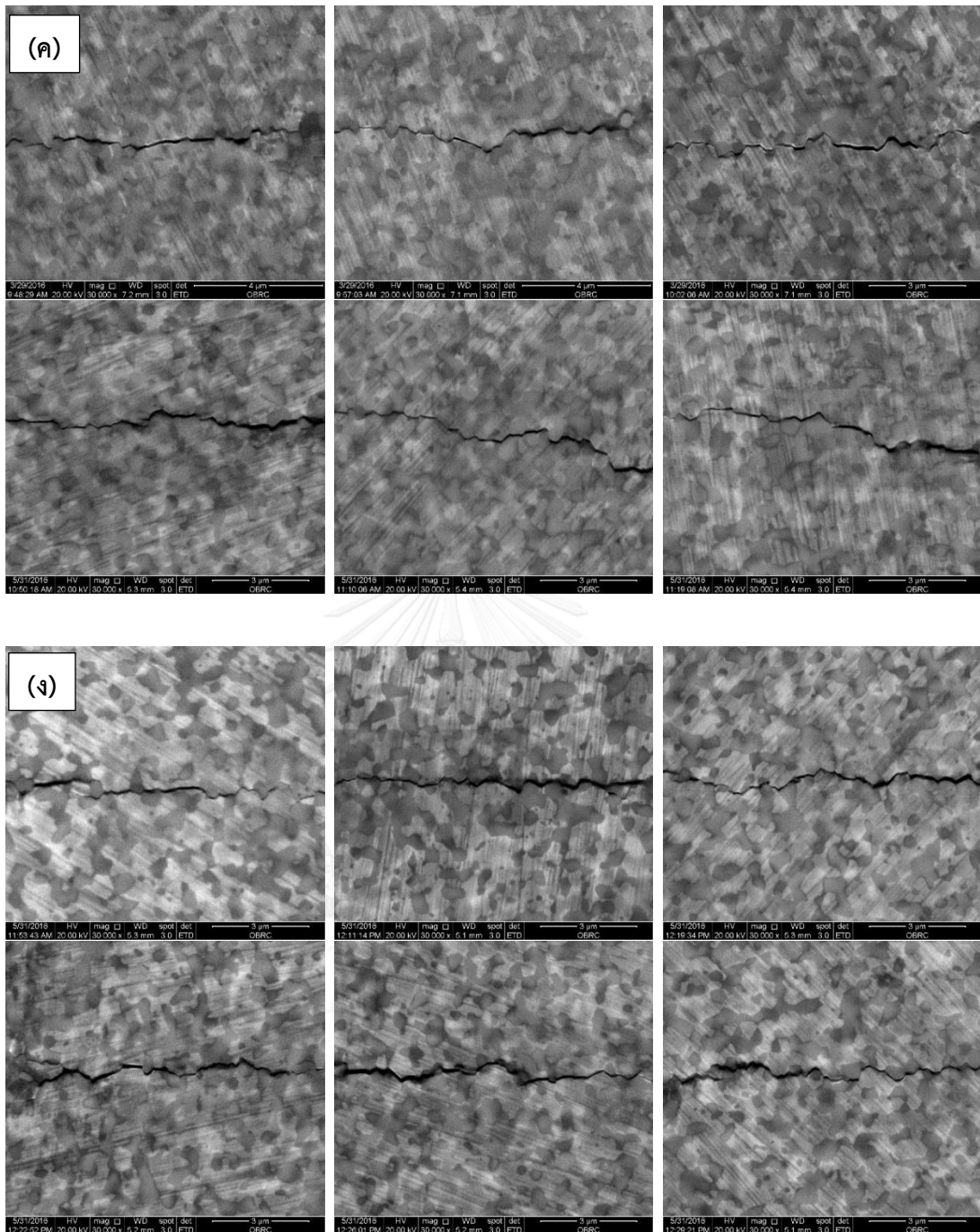
รูปที่ ค-4 ภาพ SEM ตัวอย่างการคำนวณความแข็ง และความต้านทานการแตกหักของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  จากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์สด้วยแรงกด 500 กรัม ชนิด FG-L

### การขยายตัวของรอยแตก



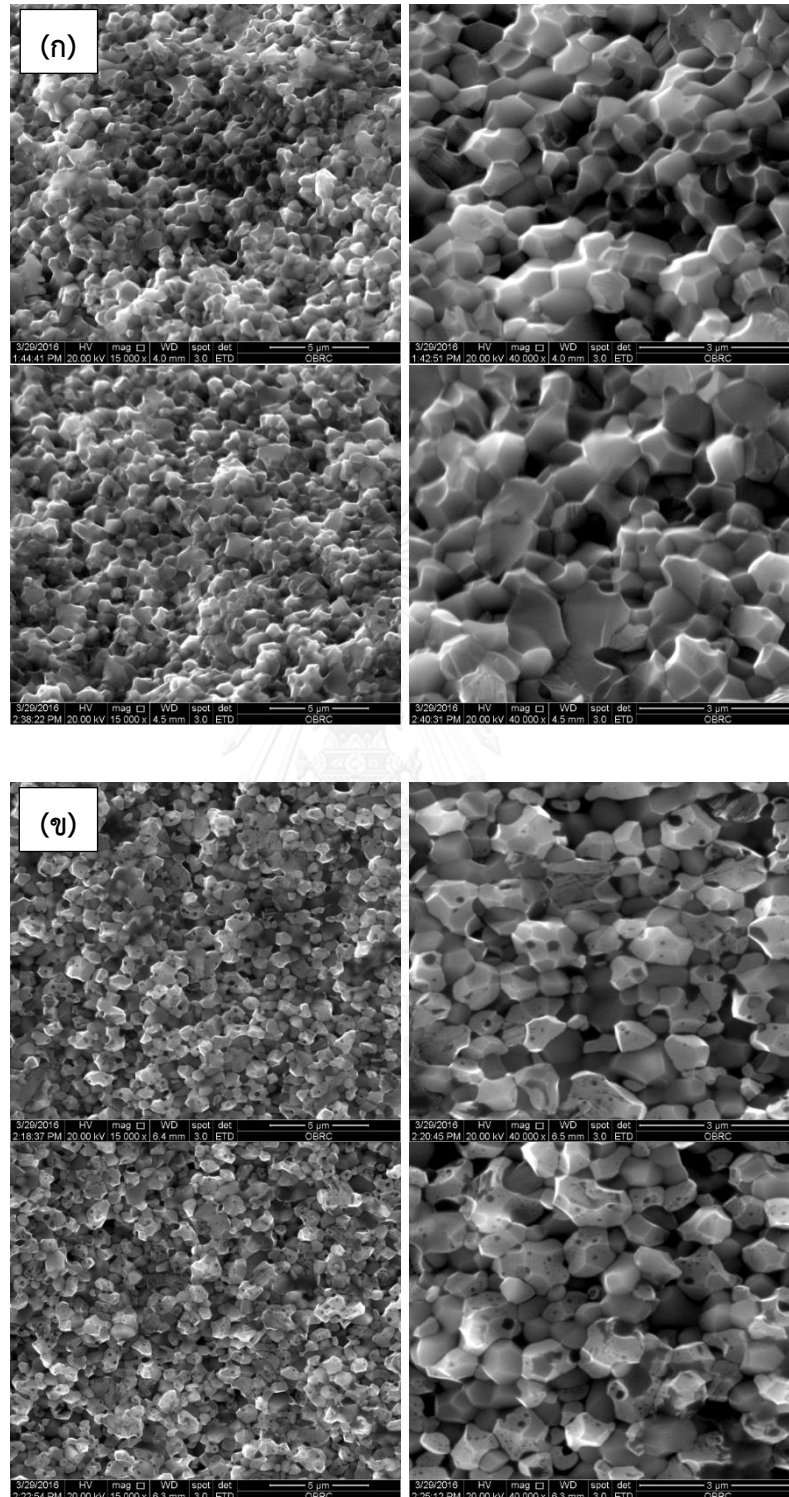
รูปที่ ค-5 การขยายตัวของรอยแตกจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์สด้วยแรงกด 500 กรัม

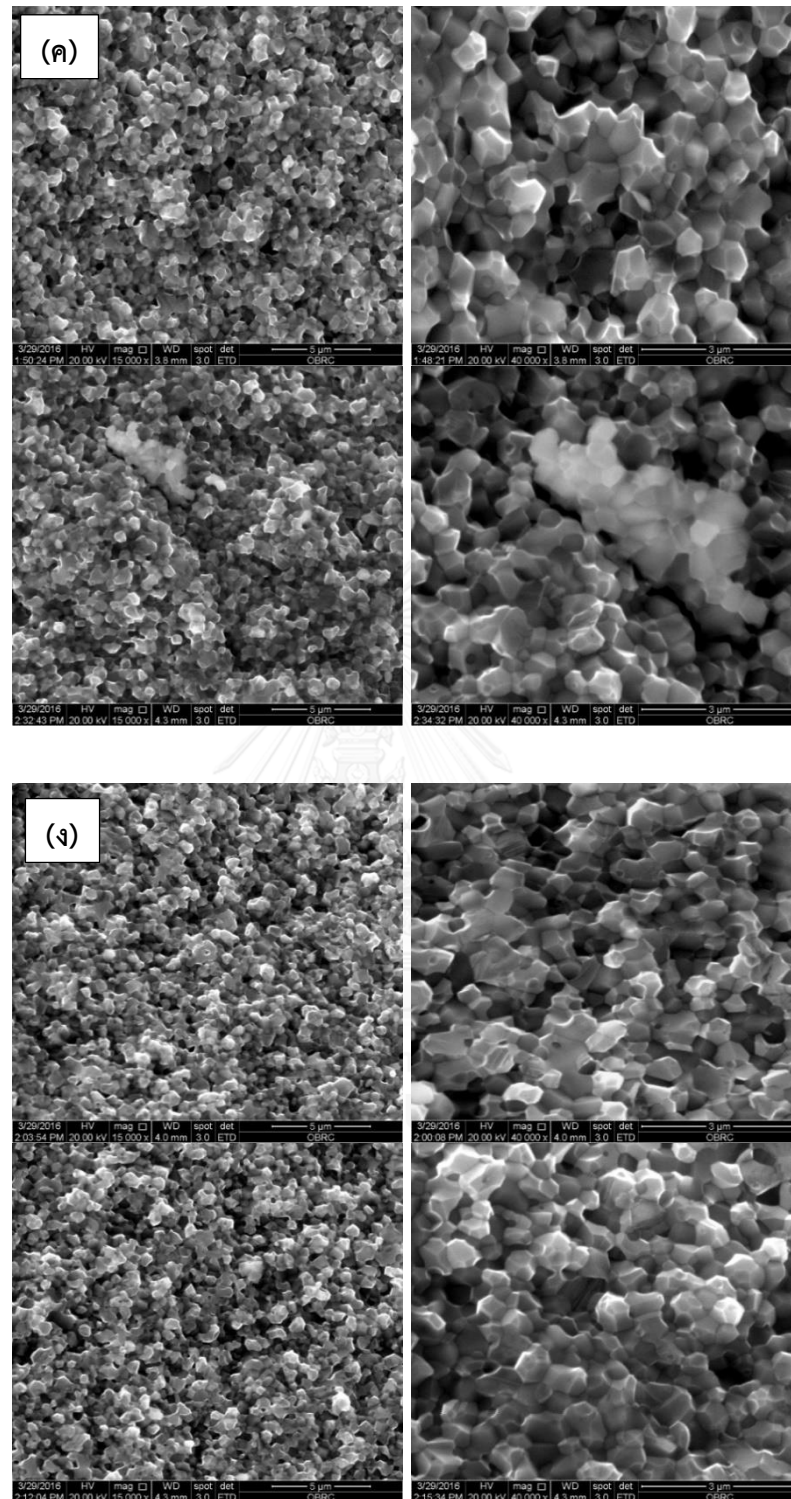
(ก) ชนิด CG-H (ข) ชนิด CG-L



รูปที่ ค-5 การขยายตัวของรอยแตกจากการทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส์ด้วยแรงกด 500 กรัม  
 (ค) ชนิด FG-H (ง) ชนิด FG-L (ต่อ)

## การวัดความต้านทานการตัดโค้ง

รูปที่ ค-6 ภาพ SEM บริเวณการแตกหักของวัสดุผสม Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC (ก) ชนิด CG-H และ (ข) ชนิด CG-L



รูปที่ ค-6 ภาพ SEM บริเวณการแตกหักของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  (ค) ชนิด FG-H และ (ง) ชนิด FG-L

ตารางที่ ค-1 การทดสอบสภาพต้านทานไฟฟ้าด้วย Van der pauw method

Type	I (mA)	Ch.	V ( $\mu\text{m}$ )		R ( $\text{m}\Omega$ )			$\rho$ ( $\mu\Omega\cdot\text{m}$ )	
					R	R <sub>1</sub>	R <sub>2</sub>	$\rho_1$	$\rho_2$
CG-H	1	1	1.0	-3.8	2.4000	2.4500		9.4258	
		2	1.2	-3.8	2.5000				
		3	0.8	-4.7	2.7500	2.6000		9.9812	
		4	1.0	-3.9	2.4500				
	2	1	3.7	-6.3	2.5000	2.4875		9.5782	
		2	3.9	-6.0	2.4750				
		3	3.5	-6.5	2.5000	2.5125		9.6745	
		4	3.8	-6.3	2.5250				
	4	1	8.6	-11.5	2.5125	2.5063		9.6517	
		2	8.8	-11.2	2.5000				
		3	8.6	-11.6	2.5250	2.5000		9.6237	
		4	8.6	-11.2	2.4750				
	6	1	13.5	-16.5	2.5000	2.4833		9.5613	
		2	13.6	-16.0	2.4667				
		3	13.5	-16.8	2.5250	2.5083		9.6575	
		4	13.4	-16.5	2.4917				
	8	1	18.7	-21.8	2.5313	2.5125		9.6732	
		2	18.8	-21.1	2.4938				
		3	18.6	-21.8	2.5250	2.5031		9.6364	
		4	18.4	-21.3	2.4813				
10	1	23.3	-26.6	2.4950	2.4900		9.5894		
	2	23.6	-26.1	2.4850					
	3	23.3	-26.8	2.5050	2.4925		9.5974		
	4	23.3	-26.3	2.4800					
Average 9.6375									
SD $\pm$ 0.0388									



ตารางที่ ค-1 การทดสอบสภาพต้านทานไฟฟ้าด้วย Van der pauw method (ต่อ)

Type	I (mA)	Ch.	V ( $\mu\text{m}$ )		R ( $\text{m}\Omega$ )			$\rho$ ( $\mu\Omega\cdot\text{m}$ )	
					R	R <sub>1</sub>	R <sub>2</sub>	$\rho_1$	$\rho_2$
CG-L	1	1	0.9	-4.3	2.6000	2.4750		9.5329	
		2	1.0	-3.7	2.3500				
		3	0.3	-4.8	2.5500	2.4750		9.5441	
		4	1.0	-3.8	2.4000				
	2	1	3.7	-6.7	2.6000	2.5125		9.6862	
		2	3.3	-6.4	2.4250				
		3	2.8	-7.3	2.5250	2.4750		9.5496	
		4	3.3	-6.4	2.4250				
	4	1	8.3	-11.8	2.5125	2.4563		9.4758	
		2	7.8	-11.4	2.4000				
		3	8.0	-12.2	2.5250	2.4625		9.4986	
		4	7.9	-11.3	2.4000				
	6	1	13.2	-17.2	2.5333	2.4792		9.5647	
		2	12.8	-16.3	2.4250				
		3	13.0	-17.7	2.5583	2.4917		9.6103	
		4	12.7	-16.4	2.4250				
	8	1	18.6	-22.4	2.5625	2.4969		9.6307	
		2	17.8	-21.1	2.4313				
		3	18.1	-22.5	2.5375	2.4750		9.5468	
		4	17.5	-21.1	2.4125				
10	1	24.1	-27.0	2.5550	2.4975		9.6348		
	2	22.8	-26.0	2.4400					
	3	22.9	-28.0	2.5450	2.4825		9.5758		
	4	22.4	-26.0	2.4200					
Average 9.5709									
SD $\pm$ 0.0491									

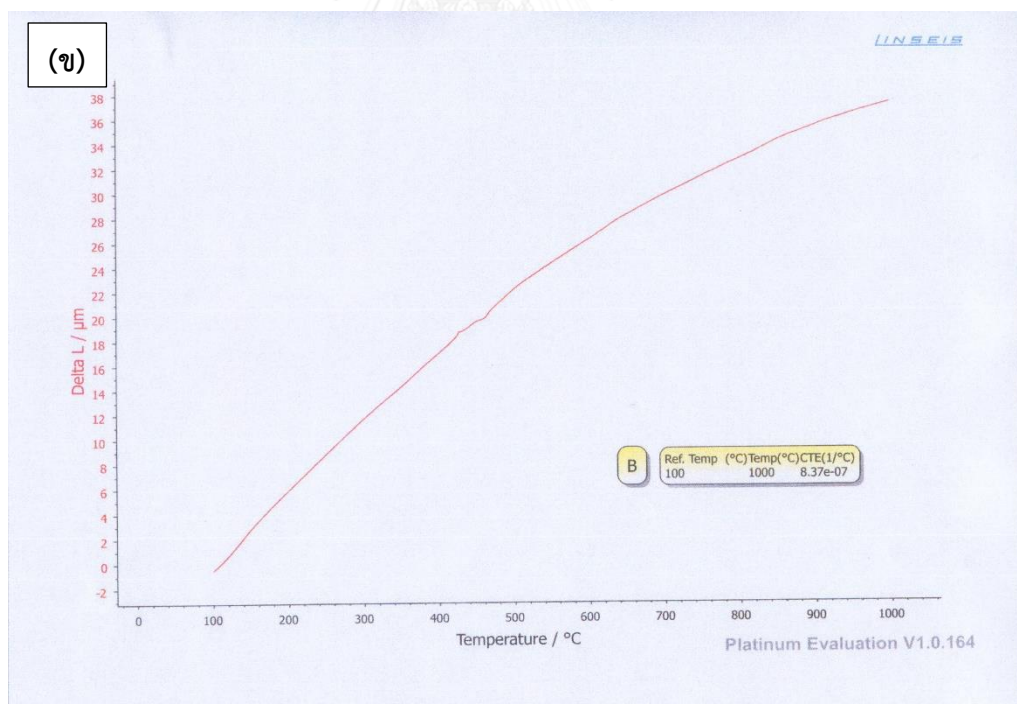
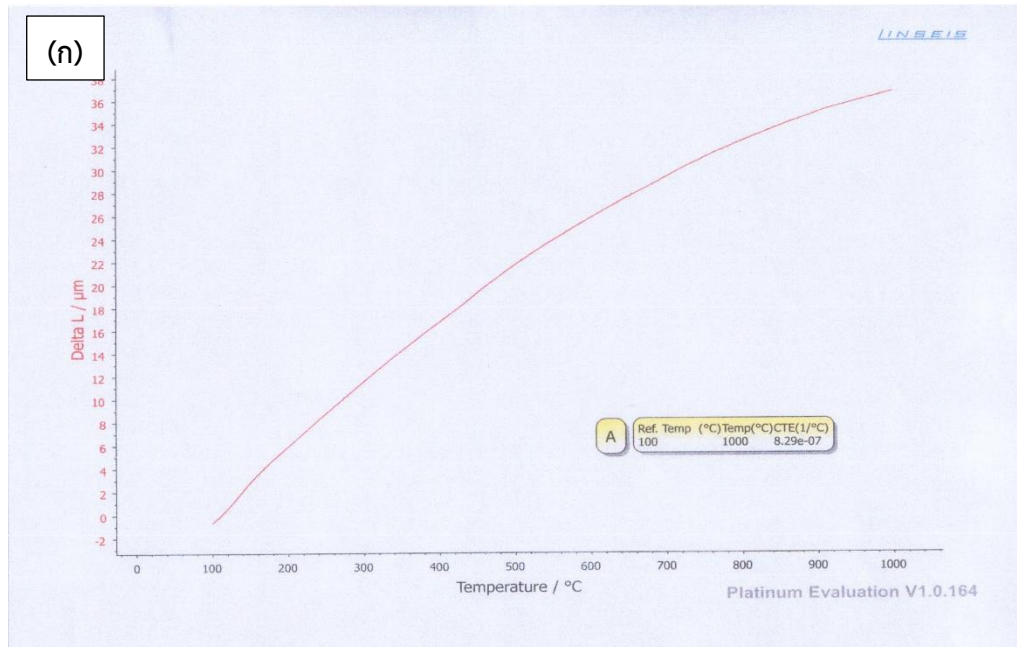
ตารางที่ ค-1 การทดสอบสภาพต้านทานไฟฟ้าด้วย Van der pauw method (ต่อ)

Type	I (mA)	Ch.	V ( $\mu\text{m}$ )		R ( $\text{m}\Omega$ )			$\rho$ ( $\mu\Omega\cdot\text{m}$ )	
					R	R <sub>1</sub>	R <sub>2</sub>	$\rho_1$	$\rho_2$
FG-H	1	1	0.3	-3.2	1.7500	1.7750		6.8470	
		2	0.8	-2.8	1.8000				
		3	0.5	-3.3	1.9000	1.8250		7.0291	
		4	0.5	-3.0	1.7500				
	2	1	2.2	-5.3	1.8750	1.8750		7.2383	
		2	2.8	-4.7	1.8750				
		3	2.3	-5.0	1.8250	1.8125		6.9944	
		4	2.5	-4.7	1.8000				
	4	1	5.7	-8.9	1.8250	1.8000		6.9435	
		2	6.2	-8.0	1.7750				
		3	6.0	-8.5	1.8125	1.7938		6.9207	
		4	5.6	-8.6	1.7750				
	6	1	9.5	-12.6	1.8417	1.8417		7.1096	
		2	10.8	-11.3	1.8417				
		3	9.9	-12.2	1.8417	1.8125		6.9909	
		4	9.3	-12.1	1.7833				
	8	1	12.6	-16.1	1.7938	1.7969		6.9360	
		2	14.1	-14.7	1.8000				
		3	13.5	-15.4	1.8063	1.7969		6.9347	
		4	13.1	-15.5	1.7875				
10	1	16.1	-20.2	1.8150	1.8025		6.9558		
	2	17.5	-18.3	1.7900					
	3	17.0	-19.3	1.8150	1.8050		6.9660		
	4	16.6	-19.3	1.7950					
Average 6.9888									
SD $\pm$ 0.0768									

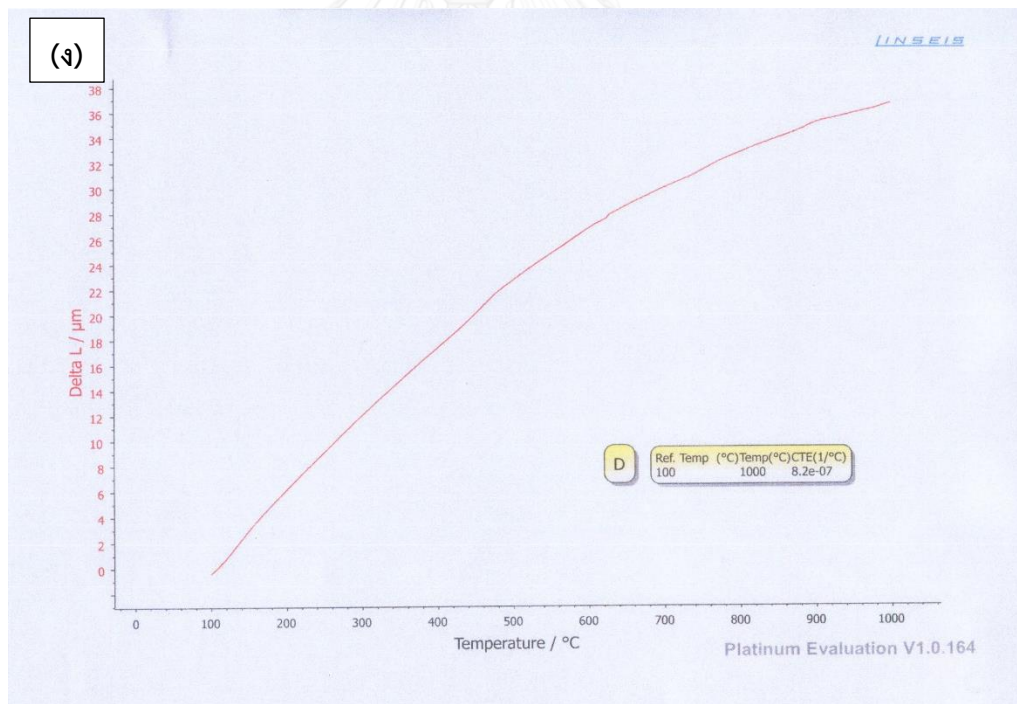
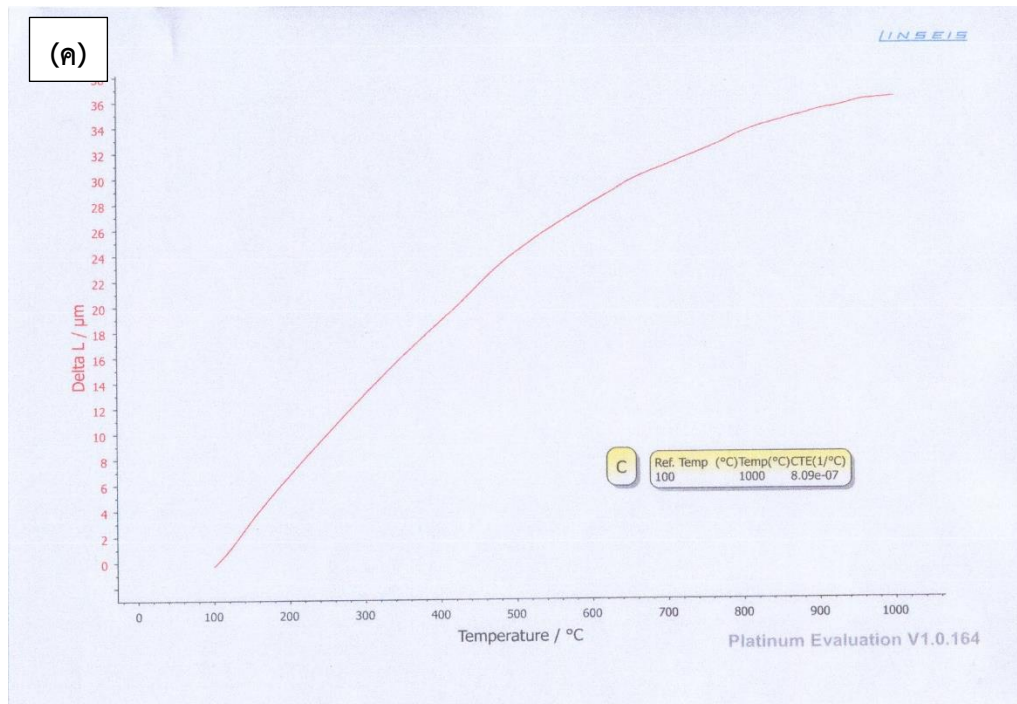
ตารางที่ ค-1 การทดสอบสภาพต้านทานไฟฟ้าด้วย Van der pauw method (ต่อ)

Type	I (mA)	Ch.	V ( $\mu\text{m}$ )		R ( $\text{m}\Omega$ )			$\rho$ ( $\mu\Omega\cdot\text{m}$ )	
					R	R <sub>1</sub>	R <sub>2</sub>	$\rho_1$	$\rho_2$
FG-L	1	1	1.0	-2.9	1.9500	1.8000		6.9206	
		2	0.8	-2.5	1.6500				
		3	0.5	-2.9	1.7000	1.7000		6.5681	
		4	0.5	-2.9	1.7000				
	2	1	2.7	-4.8	1.8750	1.8500		7.1424	
		2	2.6	-4.7	1.8250				
		3	2.4	-5.0	1.8500	1.8000		6.9438	
		4	2.3	-4.7	1.7500				
	4	1	6.3	-8.5	1.8500	1.8063		6.9693	
		2	6.0	-8.1	1.7625				
		3	6.0	-8.6	1.8250	1.7688		6.8217	
		4	5.4	-8.3	1.7125				
	6	1	9.8	-12.5	1.8583	1.7958		6.9249	
		2	9.0	-11.8	1.7333				
		3	9.8	-12.3	1.8417	1.7917		6.9116	
		4	9.0	-11.9	1.7417				
	8	1	13.4	-16.4	1.8625	1.8000		6.9410	
		2	12.6	-15.2	1.7375				
		3	13.4	-16.3	1.8563	1.7938		6.9169	
		4	12.2	-15.5	1.7313				
10	1	17.3	-20.2	1.8750	1.8150		6.9996		
	2	16.3	-18.8	1.7550					
	3	17.2	-20.0	1.8600	1.8000		6.9416		
	4	15.7	-19.1	1.7400					
Average 6.9168									
SD $\pm$ 0.0992									

### การวัดสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน

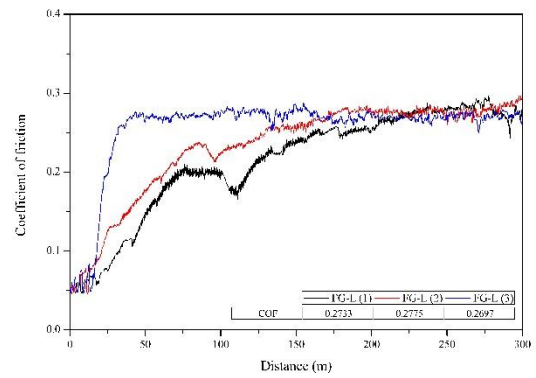
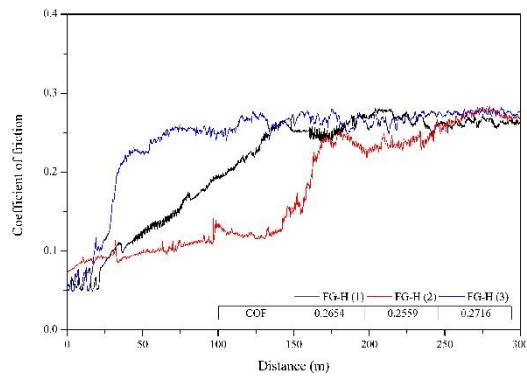
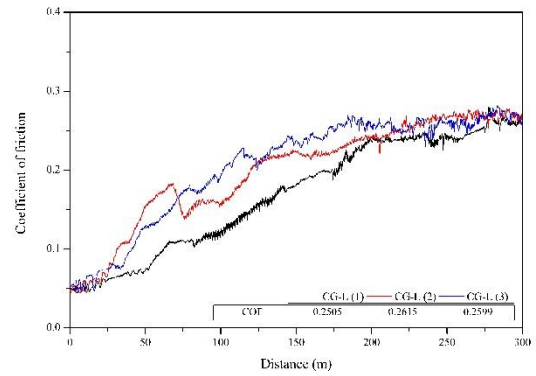
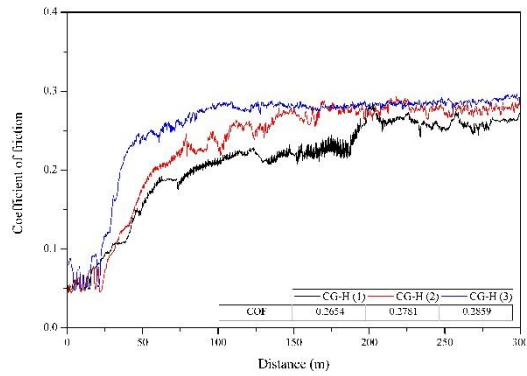


รูปที่ ค-7 การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  โดย (ก) ชนิด CG-H (ข) ชนิด CG-L (ค) ชนิด FG-H และ (ง) ชนิด FG-L

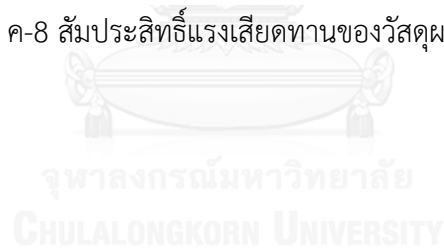


รูปที่ ค-7 การขยายตัวทางความร้อนของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$  โดย (ก) ชนิด CG-H (ข) ชนิด CG-L (ค) ชนิด FG-H และ (ง) ชนิด FG-L (ต่อ)

## การวัดสัมประสิทธิ์แรงเสียดทาน

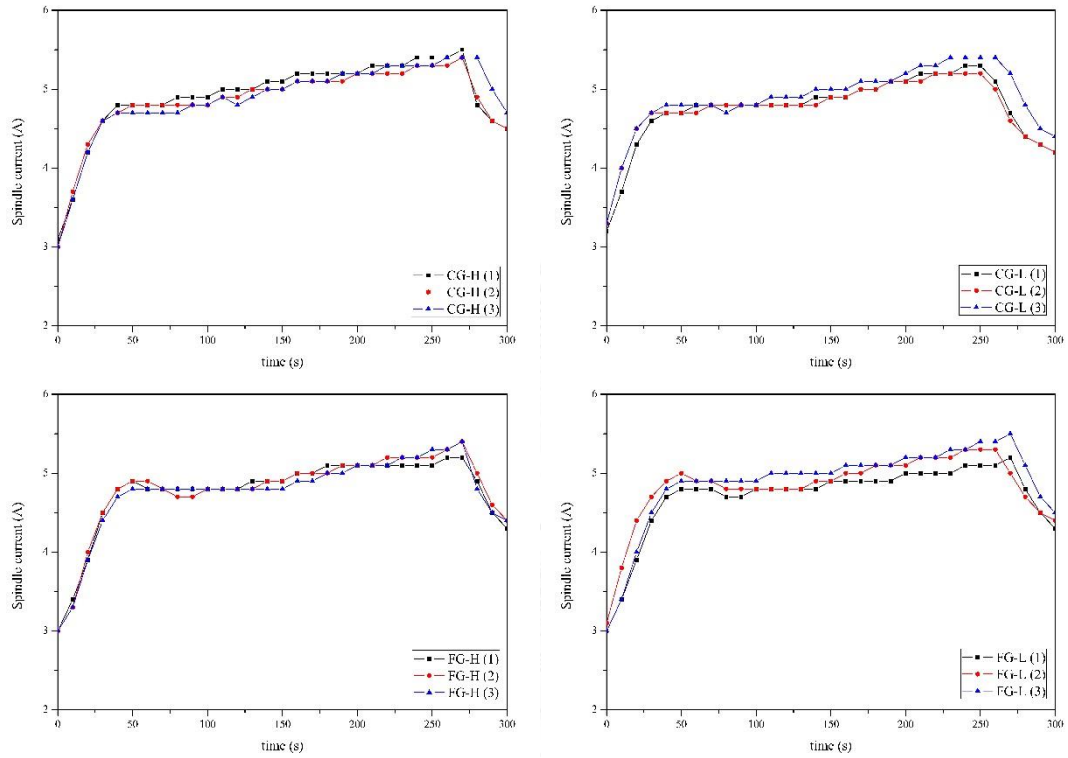


รูปที่ ค-8 สัมประสิทธิ์แรงเสียดทานของวัสดุผสม  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiC}$



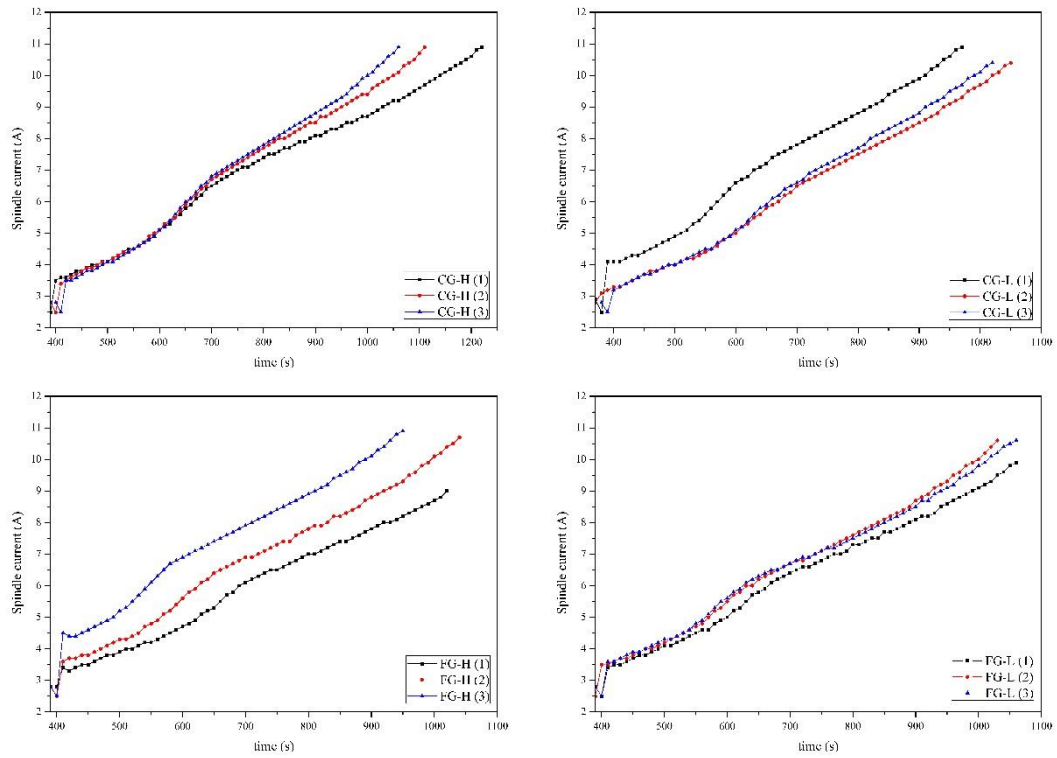
ภาคผนวก ง  
การศึกษาความสามารถในการเจียรระโน

การเจียรระโนพื้นผิวแบบหยาบ



รูปที่ ง-1 spindle current ในกระบวนการเจียรระโนพื้นผิวแบบหยาบ

## การเจียรไนพื้นผิวแบบละเอียด



รูปที่ ง-2 spindle current ในกระบวนการเจียรไนพื้นผิวแบบละเอียด



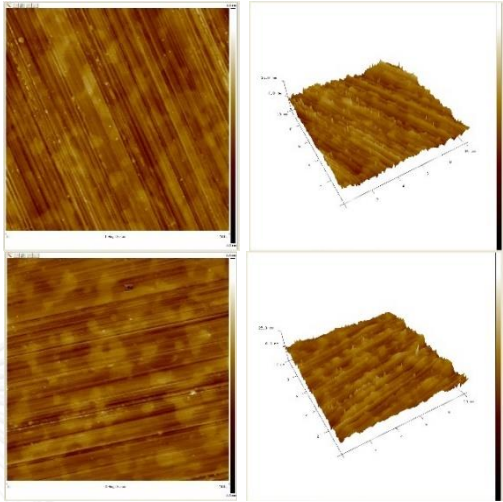
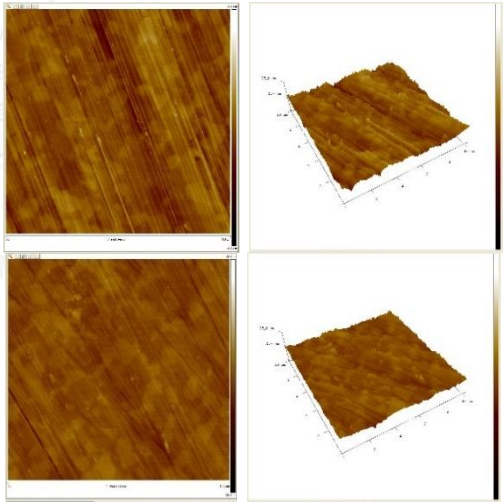
ตารางที่ ง-1 การวัดความหนาของเวเฟอร์

Point	Thickness of ALTiC wafer ( $\mu\text{m}$ )							
	Before surface grinding				After surface grinding			
	CG-H	CG-L	FG-H	FG-L	CG-H	CG-L	FG-H	FG-L
1	1208.20	1209.15	1209.45	1210.00	890.20	900.85	896.85	893.40
2	1208.10	1209.20	1209.45	1209.85	890.90	901.65	897.70	894.00
3	1208.10	1209.40	1209.65	1209.95	889.75	900.90	896.90	894.35
4	1208.15	1209.10	1209.45	1209.85	890.90	901.05	897.25	894.10
5	1208.25	1209.20	1209.60	1209.85	890.55	901.95	898.10	895.40
6	1208.25	1209.00	1209.50	1209.65	890.15	900.90	896.95	894.00
7	1208.10	1209.05	1209.55	1209.60	890.75	901.90	897.65	895.05
8	1208.10	1209.20	1209.45	1209.75	890.15	901.25	897.05	893.85
9	1208.30	1209.15	1209.65	1209.85	890.85	901.80	897.90	895.35
Av	1208.17	1209.16	1209.53	1209.82	890.47	901.36	897.37	894.39
SD	0.0795	0.1140	0.0870	0.1299	0.4176	0.4622	0.4724	0.7105

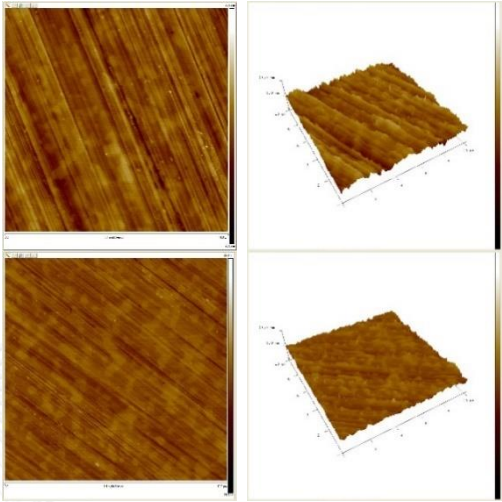
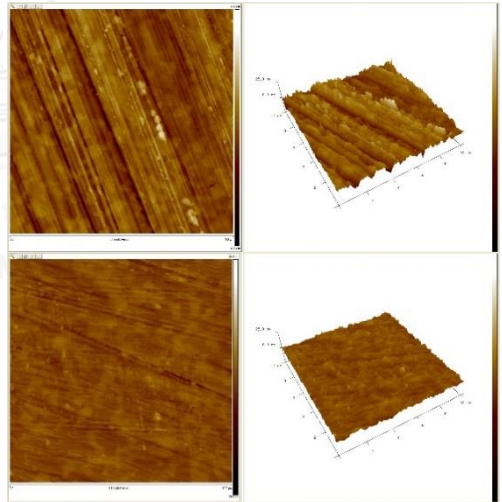
ตารางที่ ง-2 การวัดความโค้งของเวเฟอร์

Point	Bow of ALTiC wafer ( $\mu\text{m}$ )							
	Before surface grinding				After surface grinding			
	CG-H	CG-L	FG-H	FG-L	CG-H	CG-L	FG-H	FG-L
1	1225.5	1219.0	1217.5	1217.5	900.0	911.5	911.5	906.0
2	1222.5	1218.5	1217.5	1217.0	899.5	911.0	907.5	906.5
3	1223.0	1218.5	1217.5	1217.0	899.5	910.5	907.5	905.0
4	1224.0	1218.5	1218.0	1217.5	899.0	909.5	906.0	904.5
5	1223.0	1218.5	1219.0	1218.5	901.0	913.0	912.0	911.5
6	1220.0	1215.5	1216.0	1215.5	896.5	908.0	904.0	901.5
Bow	3.0	3.0	3.0	3.0	4.5	5.0	8.0	10.0

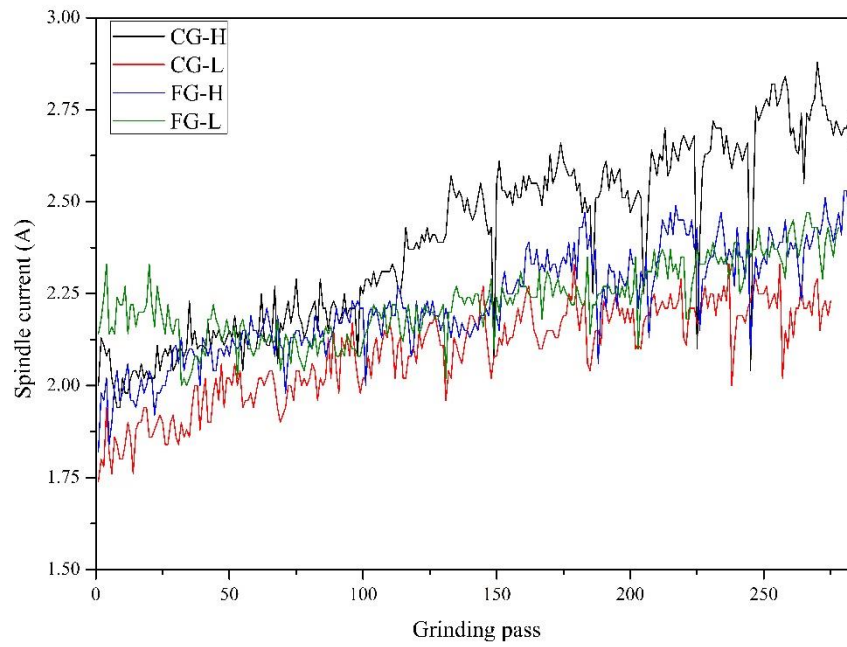
ตารางที่ ง-3 การวัดความหยาบผิวหลังผ่านกระบวนการเจียระไนผิวด้านหลัง

Type	point	Wafer roughness (nm)			AFM images
		R <sub>a</sub>	R <sub>q</sub>	R <sub>max</sub>	
CG-H	1	2.320	2.930	26.000	
	2	2.170	2.780	32.000	
	3	2.660	3.390	31.500	
	4	2.140	2.750	34.800	
	5	1.400	1.760	19.800	
	Av	2.138	2.722	28.820	
	SD	0.461	0.596	5.966	
CG-L	1	2.080	2.630	23.800	
	2	1.790	2.340	27.400	
	3	1.950	2.550	28.900	
	4	1.880	2.440	35.600	
	5	1.350	1.720	21.700	
	Av	1.810	2.336	27.480	
	SD	0.278	0.361	5.360	

ตารางที่ ง-3 การวัดความหยาบผิวหลังผ่านกระบวนการเจียระไนผิวด้านหลัง (ต่อ)

Type	point	Wafer roughness (nm)			AFM images
		R <sub>a</sub>	R <sub>q</sub>	R <sub>max</sub>	
FG-H	1	2.490	3.160	33.800	
	2	2.000	2.570	31.400	
	3	1.990	2.520	32.700	
	4	2.650	3.400	44.700	
	5	1.600	2.020	22.800	
	Av	2.146	2.734	33.080	
	SD	0.423	0.549	7.813	
FG-L	1	2.640	3.450	39.800	
	2	1.620	2.060	19.300	
	3	2.170	2.780	29.200	
	4	1.890	2.480	27.400	
	5	1.350	1.730	21.800	
	Av	1.934	2.500	27.500	
	SD	0.499	0.665	7.967	

## การตัดเจียรระโน



รูปที่ ง-3 spindle current ในกระบวนการตัดเจียรระโน

### ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นางสาวกมลพัชร ศรีทอง เกิดเมื่อวันที่ 9 กันยายน พ.ศ. 2534 จบการศึกษาระดับปริญญาตรีจากภาควิชาวิทยาการและวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์และเทคโนโลยีอุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยศิลปากร และได้เข้ารับการศึกษาคือต่อในหลักสูตรวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิตที่ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ในปีการศึกษา 2557

