

ผลของสารเติมแต่งต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบ
อะลูมินาและถังสแตนคาร์ไบด์



นางสาวจิราพร บุญพอ

ศูนย์วิทยทรัพยากร จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาเทคโนโลยีเซรามิก ภาควิชาวัสดุศาสตร์

คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ปีการศึกษา 2553

ลิขสิทธิ์ของจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



5 1 7 2 2 4 6 4 2 3

EFFECTS OF ADDITIVES ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES
OF ALUMINA/TUNGSTEN CARBIDE COMPOSITES



Miss Jiraporn Boonpo

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย
A Thesis Submitted in Partial Fulfillment of the Requirements
for the Degree of Master of Science in Ceramic Technology

Department of Materials Science

Faculty of Science

Chulalongkorn University

Academic Year 2010

Copyright of Chulalongkorn University

530562

หัวข้อวิทยานิพนธ์

ผลของสารเติมแต่งต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของ
วัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์

โดย

นางสาวจิราพร บุญพอ

สาขาวิชา

เทคโนโลยีเซรามิก

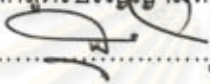
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

อาจารย์ ดร. วันทนีย์ พุกกะคุปต์

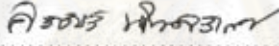
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

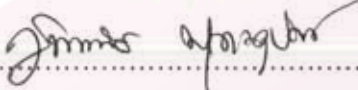
อาจารย์ ดร. ณัฐริตา ขวนเกริกกุล


คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย อนุมัติให้นับวิทยานิพนธ์ฉบับนี้เป็นส่วน
หนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาโททางด้านนี้


..... คณบดีคณะวิทยาศาสตร์
(ศาสตราจารย์ ดร. สุพจน์ หารหนองบัว)

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์


..... ประธานกรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ศิริฉันทวี เจียมศิริเลิศ)


..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก
(อาจารย์ ดร. วันทนีย์ พุกกะคุปต์)


..... อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม
(อาจารย์ ดร. ณัฐริตา ขวนเกริกกุล)


..... กรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธนากร วาสนาเพียรพงศ์)


..... กรรมการภายนอกมหาวิทยาลัย
(อาจารย์ ดร. จิราภรณ์ เอื้อชิตานุกุล)

จรรยา บุญพอ : ผลของสารเติมแต่งต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของ
วัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก :
อาจารย์ ดร. วันทนีย์ พุกกะคุปต์, อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม : อาจารย์ ดร.
ณัฐริตา ชวนเกริกกุล, 104 หน้า.

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาผลของสารเติมแต่งเซอร์โคเนีย 2 ชนิด คือ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อสมบัติทางกายภาพและทางกล ตลอดจนโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบ อะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ การทดลองในงานวิจัยนี้แบ่งออกเป็น 2 ส่วน ส่วนแรกเป็นการศึกษา ผลของอุณหภูมิต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่เติมและไม่เติม สารเติมแต่งและเผาผนึก ณ อุณหภูมิช่วง 1400 ถึง 1600 องศาเซลเซียส ส่วนที่สองเป็น การศึกษาผลของปริมาณสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ ทังสเตนคาร์ไบด์ โดยใช้ปริมาณตั้งแต่ร้อยละ 0 1.5 3.0 4.5 และ 6.0 โดยน้ำหนัก จาก การทดลองพบว่าอุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส ทำให้วัสดุมีสมบัติทางกลดีที่สุดและวัสดุทุก ชนิดมีความหนาแน่นมากกว่า 95%TD อะลูมินาบริสุทธิ์มีการโตของเกรนซึ่งส่งผลให้สมบัติ ทางกลต่ำ การเสริมแรงอะลูมินาด้วยทังสเตนคาร์ไบด์ก่อให้เกิดการยับยั้งการโตของเกรนใน โครงสร้างจุลภาคส่งผลให้ความแข็งแรงสูงถึง 19 กิกะพาสคัล นอกจากนี้ยังมีความต้านทานต่อ การคัดโค้งสูงกว่าอะลูมินาบริสุทธิ์โดยมีค่าเท่ากับ 324 เมกะพาสคัล ส่วนการเบี่ยงเบนของ รอยแตกที่เกิดขึ้นเพียงเล็กน้อยส่งผลให้ความเหนียวมีค่าใกล้เคียงกันกับอะลูมินาโดยมี ความเหนียวเท่ากับ 3.8 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2} สำหรับการเติมแต่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Mg-PSZ และ Ca-PSZ ส่งผลให้ความเหนียวของวัสดุชนิดนี้มีแนวโน้ม เพิ่มขึ้นตามปริมาณของสารเติมแต่งโดยมีความเหนียวสูงที่สุดเท่ากับ 5 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2} และ 5.7 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2} ตามลำดับ แต่ให้ความหนาแน่น ความแข็งแรงและความต้านทาน ต่อการคัดโค้งที่ลดลง วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์เสริมแรงด้วยเซอร์โคเนียและ เตรียมด้วยการอัดและเผาแบบธรรมดาให้ค่าความเหนียวในช่วงเดียวกันกับวัสดุตัดเนื้อพื้น อะลูมินาทางการค้า แต่สมบัติด้านอื่นๆ ยังคงจำเป็นต้องปรับปรุงต่อไป

ภาควิชา วัสดุศาสตร์.....
สาขาวิชา เทคโนโลยีเซรามิก.....
ปีการศึกษา 2553.....

ลายมือชื่อนิสิต จรรยา บุญพอ.....
ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก *ณัฐริตา ชวนเกริกกุล*.....
ลายมือชื่อ อ.ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม *ณัฐริตา ชวนเกริกกุล*.....

5172246423 : MAJOR CERAMIC TECHNOLOGY

KEYWORDS : CUTTING TOOL MATERIALS / CERAMIC MATRIX COMPOSITE /
Al₂O₃/WC COMPOSITE / PARTIALLY STABILIZED ZIRCONIA

JIRAPORN BOONPO : EFFECTS OF ADDITIVES ON MICROSTRUCTURE
AND PROPERTIES OF ALUMINA/TUNGSTEN CARBIDE COMPOSITES.
THESIS ADVISOR : WANTANEE BUGGAKUPTA, Ph. D., THESIS CO-
ADVISOR : NUTTHITA CHUANKRERKKUL, Ph. D., 104 pp.

The project focuses on a variation in physical and mechanical properties of the alumina/tungsten carbide composites as a presence of two type of partially stabilized zirconia additives : Mg-PSZ and Ca-PSZ. This experiment was divided in two parts. The first part was study the effect of sintering temperatures between 1400 °C and 1600 °C on the properties of the Al₂O₃/WC composites with and without additives. The effects of the Mg-PSZ and Ca-PSZ contents ranging from 0 - 6 wt% on the properties of the Al₂O₃/WC composites, sintered at 1600 °C for 2 hours were investigated in the second part. High density values up to 95%TD were achieved at 1600 °C for all materials, and provided acceptable mechanical properties. A grain growth in monolithic Al₂O₃ resulted in poor mechanical properties at this temperature. The hardness value of 19 GPa and flexural strength of 324 MPa was obtained from the Al₂O₃ reinforced with WC particles due to grain growth inhibition, whereas the fracture toughness of composites was similar to the monolithic Al₂O₃ because of slight crack deflection around WC particles. Compared to the non-additive composition, the presence of Mg-PSZ and Ca-PSZ enhanced the fracture toughness of the Al₂O₃/WC composites from 3.8 MPa.m^{1/2} to 5 MPa.m^{1/2} and 5.7 MPa.m^{1/2}, respectively. The Al₂O₃/WC reinforced with partially stabilized zirconia and prepared by conventional powder processing can provide a product with fracture toughness in the same range of the commercial alumina matrix cutting tools, however, other properties are still needed to be improved.

Department : Materials Science.....

Student's Signature 

Field of Study : Ceramic Technology.....

Advisor's Signature 

Academic Year : 2010.....

Co-Advisor's Signature 

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เล่มนี้สำเร็จได้ด้วยดี ต้องขอขอบคุณความช่วยเหลือทั้งในด้านวิชาการ และการดำเนินการวิจัย จากบุคคลและหน่วยงานต่างๆ ดังนี้

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ อาจารย์ ดร. วันทนีย์ พุกกะคุปต์ และอาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม อาจารย์ ดร. ณัฐฐิตา ขวณเกริกกุล ที่ให้ความรู้ ความช่วยเหลือ และช่วยชี้แนะแนวทางในการแก้ไขปัญหาในการทำงานวิจัยและการดำเนินชีวิต

คณาจารย์และเจ้าหน้าที่ประจำภาควิชาวัสดุศาสตร์ คณะวิทยาศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ทุกท่านที่ให้ความรู้และคำชี้แนะ ตลอดจนอำนวยความสะดวกในด้านต่างๆ

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์ทุกท่านสำหรับคำแนะนำและการตรวจแก้ไขรูปเล่มวิทยานิพนธ์ จนทำให้วิทยานิพนธ์เล่มนี้มีความสมบูรณ์มากขึ้น

ขอขอบคุณ ศาสตราจารย์ ดร.ชigetake วาดะ ที่เชื้อเพื่อผงอะลูมินาและผงตัวเติม ดร.กมลจิรา สุจิโรจน์ จากศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ ที่เชื้อเพื่อผงทังสเตนคาร์ไบด์ และผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธนากร วาสนาเพียรพงศ์ ที่เชื้อเพื่อพอลิไวนิลปิวิตรอล พร้อมทั้งให้ความรู้และคำชี้แนะในการใช้เครื่องมือต่างๆ

ขอขอบคุณ ศูนย์ความเป็นเลิศแห่งชาติด้านปิโตรเลียม ปิโตรเคมีและวัสดุขั้นสูง (ADB) ที่ให้ทุนสนับสนุนด้านการศึกษา ตลอดทั้งทุนที่ใช้ในการทำงานวิจัย

ขอขอบคุณวิรพงษ์ ครอบนม เจ้าหน้าที่ประจำเครื่องมือ XRD และคุณธนากร เทพามาตย์ เจ้าหน้าที่ประจำเครื่องมือ SEM จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย ที่ช่วยอำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือวิเคราะห์ผลการทดลอง

ขอขอบคุณ พี่ๆ เพื่อนๆ ภาควิชาวัสดุศาสตร์ สาขาเทคโนโลยีเซรามิกทุกคนที่คอยให้กำลังใจและให้ความช่วยเหลือในด้านต่างๆ มาโดยตลอด

ขอขอบพระคุณพ่อและคุณแม่ ที่ให้การอบรมสั่งสอน เลี้ยงดู คอยเป็นกำลังใจ พร้อมทั้งมอบโอกาสและประสบการณ์ที่ดีแก่ข้าพเจ้าเสมอมา และขอขอบคุณแรงสนับสนุนจากสมาชิกทุกคนในครอบครัวในการทำให้งานวิจัยนี้สำเร็จได้

สารบัญ

หน้า

บทคัดย่อภาษาไทย.....	ง
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	จ
กิตติกรรมประกาศ.....	ฉ
สารบัญ	ช
สารบัญตาราง.....	ญ
สารบัญภาพ	ฎ
คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ.....	ฒ
บทที่ 1 บทนำ.....	1
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	3
1.3 ขอบเขตของการวิจัย	3
1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	3
บทที่ 2 ปรีทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	4
2.1 วัสดุตัด.....	4
2.1.1 ประเภทและสมบัติของวัสดุตัด.....	4
2.1.2 วัสดุตัดเซรามิก	9
2.2 วัสดุเชิงประกอบ (Composite materials)	11
2.2.1 วัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิก (Ceramic matrix composites, CMCs)	12
2.3 วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์.....	13
2.3.1 อะลูมินา.....	13
2.3.2 ทังสเตนคาร์ไบด์.....	14
2.3.3 การขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์	16
2.4 เซอร์โคเนีย	20
2.4.1 โครงสร้างผลึกของเซอร์โคเนีย.....	20
2.4.2 รูปแบบเสถียรของเซอร์โคเนีย.....	21
2.4.3 กลไกการเพิ่มความเหนียว (Transformation toughening)	25
บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย.....	27
3.1 วัสดุดิบและสารเคมี	27

3.2	ระเบียบวิธีทดลอง	27
3.2.1	การออกแบบการทดลอง	27
3.2.2	การเตรียมตัวอย่าง	28
3.3	การตรวจสอบลักษณะเฉพาะของผงวัสดุดิบ	32
3.3.1	การกระจายขนาดของอนุภาค (Particle size distribution)	32
3.3.2	สัณฐานวิทยา (Morphology)	32
3.3.3	องค์ประกอบทางเฟส (Phase content)	32
3.4	การวิเคราะห์สมบัติของตัวอย่าง (Characterization)	33
3.4.1	ความหนาแน่นของตัวอย่าง (Density)	33
3.4.2	การหาองค์ประกอบทางเฟสของตัวอย่าง (Phase content)	34
3.4.3	การทดสอบความแข็งและความเหนียว (Hardness and fracture toughness) ..	34
3.4.4	การทดสอบความต้านทานต่อการดัดโค้ง (Flexural strength)	36
3.4.5	การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค (Microstructure)	36
บทที่ 4	ผลการทดลองและการอภิปรายผล	38
4.1	ลักษณะเฉพาะของผงวัสดุดิบ	38
4.1.1	การกระจายขนาดอนุภาค	38
4.1.2	สัณฐานวิทยา	39
4.1.3	องค์ประกอบทางเฟส	40
4.2	ผลของอุณหภูมิต่อสมบัติของอะลูมินาและวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ ทังสเตนคาร์ไบด์ ที่มีและไม่มีสารเติมแต่ง	41
4.2.1	ความหนาแน่น	42
4.2.2	องค์ประกอบทางเฟส	43
4.2.3	โครงสร้างจุลภาค	52
4.2.4	ความแข็ง	57
4.2.5	ความเหนียว	59
4.2.6	ความต้านทานต่อการดัดโค้ง	62
4.3	ผลของชนิดและปริมาณของสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อสมบัติของ วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์	65
4.3.1	ความหนาแน่น	65
4.3.2	องค์ประกอบทางเฟส	66
4.3.3	โครงสร้างจุลภาค	69

4.3.4 ความแข็ง 74

4.3.5 ความเหนียว 75

4.3.6 ความต้านทานต่อการดัดโค้ง..... 76

บทที่ 5 สรุปผลการวิจัย อภิปรายผล และข้อเสนอแนะ 77

5.1 สรุปผลการวิจัย..... 77

5.2 ข้อเสนอแนะ 78

รายการอ้างอิง..... 79

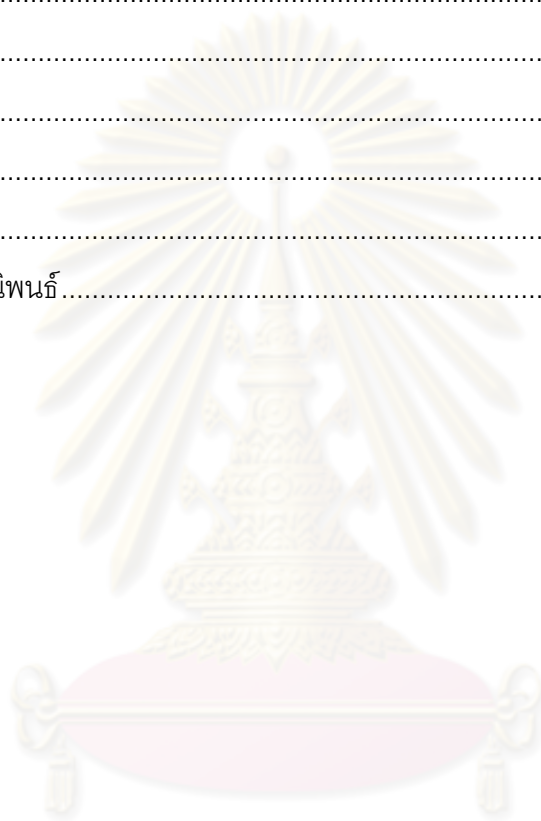
ภาคผนวก..... 84

 ภาคผนวก ก..... 85

 ภาคผนวก ข..... 87

 ภาคผนวก ค..... 102

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์..... 104



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญตาราง

หน้า

ตารางที่ 2.1 สมบัติและการใช้งานวัสดุตัดชนิดต่างๆ.....	6
ตารางที่ 2.2 ช่วงของอุณหภูมิที่เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันและเกิดการเปลี่ยนโครงสร้างของวัสดุเครื่องมือ.....	8
ตารางที่ 2.3 สมบัติของอะลูมินาบริสุทธิ์.....	14
ตารางที่ 2.4 สมบัติของทั้งสแตนคาร์ไบด์และไดทังสแตนคาร์ไบด์.....	16
ตารางที่ 3.1 ตัวแปรที่ใช้ในการหาค่าประกอบทางเฟสด้วยเครื่อง X- ray Diffractometer.....	32
ตารางที่ 3.2 ความหนาแน่นของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ Mg-PSZ และ Ca-PSZ	34



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

สารบัญญภาพ

หน้า

รูปที่ 2.1	การพัฒนาความเร็วรอบในการตัดสำหรับวัสดุตัดแต่ละชนิดในช่วงเวลาต่างๆ.....	5
รูปที่ 2.2	วัสดุตัดหลักๆ ที่ใช้กันทั่วโลกในปี ค.ศ. 2005	6
รูปที่ 2.3	ช่วงของความต้านทานแรงดึงและความแข็งวิกเกอร์ของวัสดุตัดทางการค้า.....	7
รูปที่ 2.4	ความแข็งขณะร้อนของวัสดุตัดชนิดต่างๆ	8
รูปที่ 2.5	วัสดุตัดเซรามิกชนิดต่างๆ : C1 – อะลูมินา (สีขาว), C2 – อะลูมินา/ ไททาเนียมคาร์ไบด์ (สีดำ), C3 – ซิลิคอนไนไตรด์, CT – เซอร์เมท, CBN – คิวบิกโบรอนไนไตรด์.....	10
รูปที่ 2.6	การแบ่งประเภทของวัสดุเชิงประกอบตามลักษณะการเสริมแรง.....	11
รูปที่ 2.7	แผนภาพกลไกการเพิ่มความเหนียวในวัสดุเชิงประกอบเนื้อพินเซรามิก (a) การเบี่ยงเบนของรอยแตก (b) การบีบอัดของเนื้อพินเนื่องจากความเค้น (c) การเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส และ (d) รอยแตกระดับจุลภาค ของเนื้อพิน	12
รูปที่ 2.8	โครงสร้างของอะลูมินา.....	14
รูปที่ 2.9	เฟสไดอะแกรมของระบบ W – C.....	15
รูปที่ 2.10	ส่วนประกอบภายในห้องอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน	18
รูปที่ 2.11	รอยแตกในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์	19
รูปที่ 2.12	โครงสร้างผลึกของเซอร์โคเนีย (a) มอนอคลินิก (b) เททระโกนัล และ (c) ลูกบาศก์...21	21
รูปที่ 2.13	ลักษณะโครงสร้างของรูปแบบเสถียรของเซอร์โคเนีย	21
รูปที่ 2.14	เฟสไดอะแกรมของ MgO – ZrO ₂	22
รูปที่ 2.15	เฟสไดอะแกรมของ CaO – ZrO ₂	23
รูปที่ 2.16	เฟสไดอะแกรมของ Y ₂ O ₃ - ZrO ₂	24
รูปที่ 2.17	(a) บริเวณของความเค้นอัดที่เกิดจากการเปลี่ยนเฟส และ (b) การเกิด martensitic transformation บนผิวหน้าวัสดุที่ได้รับการขัดซึ่งทำให้เกิดความเค้นอัดบริเวณผิว ด้านหน้า	25
รูปที่ 2.18	การเปลี่ยนเฟสของเซอร์โคเนียซึ่งก่อให้เกิดรอยแตกระดับจุลภาครอบอนุภาค เซอร์โคเนีย (a) รอยแตกเคลื่อนเข้าไปยังอนุภาคและ (b) รอยแตกแยกออกเป็น 2 ส่วน ซึ่งช่วยเพิ่มความเหนียว	26
รูปที่ 3.1	แผนผังงานวิจัย	29

รูปที่ 3.2 แผนผังงานวิจัย (ต่อ) 30

รูปที่ 3.3 เตาเผาควบคุมบรรยากาศ (High-Multi 5000, FV PHP-R-5, FRET-25) 31

รูปที่ 3.4 ตารางการเผาผนึกสารตัวอย่าง..... 31

รูปที่ 3.5 (a) Vickers hardness tester และ (b) การวัดขนาดของรอยกดและความยาว
ของรอยแตกด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง 35

รูปที่ 3.6 ภาคตัดขวางภายในตัวเรือน 35

รูปที่ 4.1 (a) การกระจายขนาดอนุภาคของผงวัสดุดิบ (b) การกระจายขนาดสะสมของ
อนุภาค..... 39

รูปที่ 4.2 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของผงวัสดุดิบจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบ
ส่องกราด (a) อะลูมินา (b) ทังสเตนคาร์ไบด์ (c) Mg-PSZ และ (d) Ca-PSZ..... 40

รูปที่ 4.3 องค์ประกอบทางเฟสของผงวัสดุดิบ (a) อะลูมินา (b) ทังสเตนคาร์ไบด์
(c) Mg-PSZ และ (d) Ca-PSZ..... 41

รูปที่ 4.4 ความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผา ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบ
อะลูมินาทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี
Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก..... 43

รูปที่ 4.5 องค์ประกอบทางเฟสของอะลูมินา ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1400 1500 และ 1600
องศาเซลเซียส 44

รูปที่ 4.6 องค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์
ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1400 1500 และ 1600 องศาเซลเซียส 45

รูปที่ 4.7 เฟสไดอะแกรมของ W – C ในช่วงอุณหภูมิ 700 – 4700 องศาเซลเซียส 46

รูปที่ 4.8 องค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ
เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1400 1500 และ 1600
องศาเซลเซียส 48

รูปที่ 4.9 โครงสร้างจุลภาคของอะลูมินา ณ อุณหภูมิเผาผนึก (a) 1400 (b) 1500 และ
(c) 1600 องศาเซลเซียส..... 54

รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของธาตุด้วยเทคนิค EDS ของ
วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิเผาผนึก (a) 1400
(b) 1500 (c) 1600 องศาเซลเซียส (d) จุดที่หาองค์ประกอบทางเคมี
ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส (e) บริเวณเนื้อพื้นสีเทาและ
(f) บริเวณอนุภาคสีขาว 55

รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของธาตุด้วยเทคนิค EDS ของ
 วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6
 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาผนึก (a) 1400 (b) 1500 (c) 1600 องศาเซลเซียส
 (d) จุดที่หาองค์ประกอบทางเคมี ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส
 (e) บริเวณเนื้อพื้นสีเทา (f) บริเวณอนุภาคสีขาวขนาดใหญ่และ (g) บริเวณ
 อนุภาคสีขาวขนาดเล็ก 56

รูปที่ 4.12 รอยกตวิคเกอร์บนผิวของชิ้นงาน ณ อุณหภูมิเผาผนึกต่างๆ (a, d, g) อะลูมินา
 (b, e, h) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ และ (c, f, i)
 วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง
 ร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก 57

รูปที่ 4.13 ความแข็ง ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/
 ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี
 Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก 59

รูปที่ 4.14 ความเหนียว ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/
 ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี
 Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก 60

รูปที่ 4.15 ลักษณะของรอยแตกจากห้วงกตวิคเกอร์บนผิวของชิ้นงาน (a) อะลูมินา
 (b) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ และ (c) วัสดุเชิงประกอบ
 อะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก
 ณ อุณหภูมิ เผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส 61

รูปที่ 4.16 ความต้านทานต่อการดัดโค้ง ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบ
 อะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี
 Ca - PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก 63

รูปที่ 4.17 ลักษณะรอยแตกของ (a) อะลูมินา (b) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์
 และ (c) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง
 ร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส 64

รูปที่ 4.18 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์ก่อนเผาของ
 วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ 65

รูปที่ 4.19 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผาของ
 วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่เผา ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส . 66

- รูปที่ 4.20 ปริมาณ Mg-PSZ ต่อองค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/
ทังสเตนคาร์ไบด์ (a) ไม่มีสารเติมแต่ง (b) 1.5 wt% (c) 3.0 wt% (d) 4.5 wt%
และ (e) 6.0 wt% 68
- รูปที่ 4.21 ปริมาณ Ca-PSZ ต่อองค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/
ทังสเตนคาร์ไบด์ (a) ไม่มีสารเติมแต่ง (b) 1.5 wt% (c) 3.0 wt% (d) 4.5 wt% และ
(e) 6.0 wt% 69
- รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของธาตุด้วยเทคนิค EDS ของ
วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ เป็นสารเติมแต่ง
ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส (a) 1.5 wt% (b) 3.0 wt% (c) 4.5 wt%
(d) 6.0 wt% (e) จุดที่หาองค์ประกอบทางเคมี (f) บริเวณเนื้อพื้นสีเทา
(g) บริเวณอนุภาคสีขาวขนาดใหญ่และ (h) บริเวณอนุภาคสีขาวขนาดเล็ก 71
- รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ
เป็นสารเติมแต่ง ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส (a) 1.5 wt%
(b) 3.0 wt% (c) 4.5 wt% และ (d) 6.0 wt% 73
- รูปที่ 4.24 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อขนาดเกรนเนื้อพื้นอะลูมินาของ
วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ 73
- รูปที่ 4.25 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความแข็งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/
ทังสเตนคาร์ไบด์ 74
- รูปที่ 4.26 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ความเหนียวของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/
ทังสเตนคาร์ไบด์ 75
- รูปที่ 4.27 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความต้านทานต่อการดัดโค้งของ
วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ 76

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ

\bar{c}	= ความยาวของรอยแตกเฉลี่ย (เมตร)
\bar{d}	= ความยาวเส้นทแยงมุมของรอยกุดเฉลี่ย (มิลลิเมตร)
H_V	= ค่าความแข็ง (กิกะพาสคัล)
K_C	= ค่าความเหนียว (เมกะพาสคัล.เมตร ^{1/2})
L	= ความกว้างของจุดรองรับตัวอย่าง (มิลลิเมตร)
m	= น้ำหนักของตัวอย่างก่อนเผา (กรัม)
P	= แรงที่ใช้กด (นิวตัน)
P_f	= ขนาดของแรงกดที่ทำให้ตัวอย่างแตกหัก (นิวตัน)
ρ_a, ρ_b, \dots	= ความหนาแน่นจริงของสารตั้งต้น a, b, ... ตามลำดับ (กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร)
ρ_{bulk}	= ความหนาแน่นรวม (กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร)
ρ_{green}	= ความหนาแน่นก่อนเผา (กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร)
ρ_{th}	= ความหนาแน่นเชิงทฤษฎี (กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร)
ρ_{water}	= ความหนาแน่นของน้ำ (กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร)
t	= ความหนาของตัวอย่าง (มิลลิเมตร)
V	= ปริมาตรของตัวอย่างก่อนเผา (ลูกบาศก์เซนติเมตร)
w	= ความกว้างของตัวอย่าง (มิลลิเมตร)
W_a, W_b, \dots	= น้ำหนักของสารตั้งต้น a, b, ... ตามลำดับ (กรัม)
W_{dry}	= น้ำหนักแห้งของตัวอย่าง (กรัม)
W_{sat}	= น้ำหนักเปียกของตัวอย่าง (กรัม)
W_{sus}	= น้ำหนักของตัวอย่างในน้ำ (กรัม)
W_{total}	= น้ำหนักของสารตั้งต้นทั้งหมด (กรัม)
σ_f	= ความต้านทานต่อการดัดโค้ง (เมกะพาสคัล)

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

ปัจจุบันกระบวนการผลิตทางอุตสาหกรรมในประเทศไทยมีการพัฒนาอย่างรวดเร็ว อาทิ เช่น อุตสาหกรรมเครื่องกล อุตสาหกรรมยานยนต์และอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ อุตสาหกรรมต่างๆ เหล่านี้ล้วนแล้วแต่มีการใช้แม่พิมพ์และชิ้นส่วนต่างๆ ซึ่งมักทำจากโลหะ อุตสาหกรรมโลหะจึงเป็นอุตสาหกรรมหนึ่งที่มีความสำคัญต่ออุตสาหกรรมอื่นๆ และในอุตสาหกรรมนี้มีขั้นตอนการตัด กิ่งและไสส่วนเกินของโลหะที่ได้จากการขึ้นรูปโลหะเบื้องต้นให้ได้รูปร่างตามต้องการซึ่งต้องอาศัยเครื่องมือตัดที่มีความแม่นยำ รักษาความคมและความแข็งแรงไว้ได้ ความแข็งแรงสูง ทนต่อการเกิดออกซิเดชัน มีสัมประสิทธิ์การขยายตัวเชิงความร้อนต่ำและมีการนำความร้อนที่ดีเพื่อปรับปรุงการผลิต⁽¹⁾

เซรามิกเป็นวัสดุตัดชนิดหนึ่งที่มีสมบัติทางเคมีและสมบัติทางกลที่ดีไม่ว่าจะเป็นความแข็งแรง ความทนต่อการสึกกร่อน ความทนต่อความร้อนที่เกิดจากกระบวนการตัดและเฉื่อยต่อปฏิกิริยาทางเคมี สามารถนำมาใช้ในงานตัดโลหะหรือชิ้นงานที่มีความแข็งแรงสูงและมีรูปร่างซับซ้อนได้ สามารถเพิ่มอัตราการตัด ยืดอายุในการใช้งานพร้อมทั้งลดต้นทุนการผลิต เครื่องมือตัดที่ผลิตจากวัสดุเซรามิกจึงได้รับความนิยมแต่ความเปราะของเซรามิกทำให้ความน่าเชื่อถือในการนำมาใช้งานค่อนข้างต่ำ การปรับปรุงสมบัติของวัสดุตัดเซรามิกเพื่อทำให้วัสดุตัดเซรามิกสามารถใช้งานได้หลากหลายจึงเป็นเรื่องที่น่าสนใจและเป็นประโยชน์อย่างยิ่ง⁽¹⁻³⁾

วัสดุตัดเซรามิกชนิดหนึ่งที่ยอมรับในปัจจุบันคือ ซีเมนเตตคาร์ไบด์ เช่น ทั้งสแตนคาร์ไบด์ - โคบอลต์ ซึ่งมีข้อดีคือความแข็งแรง ความแข็งแรงและความเหนียวสูง แต่การมีโลหะโคบอลต์ทำหน้าที่เป็นตัวเชื่อมประสานอนุภาคทั้งสแตนคาร์ไบด์อยู่นั้นก่อให้เกิดการเสีรูปร่างอย่างรวดเร็วที่อุณหภูมิสูงและทำให้ความแข็งแรงลดลง⁽⁴⁾ อะลูมินาเป็นวัสดุเซรามิกอีกชนิดหนึ่งที่ทนทานต่อการสึกกร่อนและมีความแข็งแรงขณะร้อนสูง อีกทั้งมีความเสถียรทางเคมีมากกว่าเหล็กกล้าความเร็วรอบสูงและคาร์ไบด์ จึงนิยมนำอะลูมินามาใช้งานด้านวิศวกรรมเซรามิกอย่างแพร่หลาย อย่างไรก็ตาม อะลูมินาก็ยังค่อนข้างเปราะทำให้การนำอะลูมินาไปประยุกต์ใช้ในงานที่ต้องการสมบัติความทนต่อแรงกระแทก เช่น เครื่องตัดความเร็วรอบสูงนั้นเป็นไปได้ยาก การนำอะลูมินามาทำเป็นวัสดุเชิงประกอบสามารถเพิ่มความต้านทานต่อการตัดโค้งและความเหนียวได้โดยอาศัยกลไกการเบี่ยงเบนของรอยแตกพร้อมทั้งยับยั้งการโตของเกรนของอะลูมินา โดยทั่วไปวัสดุตัดเซรามิก

สามารถทำให้ความเหนียวเพิ่มขึ้นโดยการกระจายของอนุภาค เส้นใยหรือวิสเกอร์ในเนื้อพื้น รวมทั้งอาศัยการเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส อนุภาคที่นิยมนำมาเสริมแรงในอะลูมินามาก เป็นสารประกอบคาร์ไบด์และไนไตรด์ สารประกอบคาร์ไบด์ที่มีความน่าสนใจคือทังสเตนคาร์ไบด์ เนื่องจากมีความแข็งสูง เชื่อยต่อปฏิกิริยาทางเคมี ทนต่อการกัดกร่อน มีมอดูลัสของความยืดหยุ่นสูงและมีค่าความเหนียวสูง⁽⁵⁻⁸⁾ การขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ในปัจจุบันมีหลายวิธีและการเผาผนึกแบบปราศจากแรงดันเป็นอีกวิธีหนึ่งที่มีค่าใช้จ่ายในการผลิตไม่สูงมาก สามารถผลิตชิ้นงานได้จำนวนมากอีกทั้งมีกระบวนการผลิตที่ไม่ซับซ้อนเหมือนวิธีอื่นๆ แต่ก็มีข้อจำกัดคือสมบัติทางกลโดยเฉพาะความเหนียวของวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้อาจยังด้อยกว่าการขึ้นรูปด้วยวิธีอื่น

เซอร์โคเนียเป็นวัสดุเซรามิกอีกชนิดหนึ่งที่มีสมบัติเด่นหลากหลายโดยเฉพาะความเหนียวที่มีค่าสูง เซอร์โคเนียมีรูปผลึกอยู่ 3 รูปด้วยกัน โดยมีรูปผลึกเป็นมอโนคลินิก ($m\text{-ZrO}_2$) ที่อุณหภูมิห้องและจะเปลี่ยนไปเป็นเทตระโกนัล ($t\text{-ZrO}_2$) และลูกบาศก์ ($c\text{-ZrO}_2$) ที่อุณหภูมิสูงขึ้น การเปลี่ยนรูปผลึกนี้ทำให้เกิดขยายตัวเชิงปริมาตรประมาณร้อยละ 3-5 ซึ่งก่อให้เกิดความเครียดสูง ในการใช้งานโดยทั่วไปได้มีการเติมสารประกอบออกไซด์ เช่น แมกนีเซียมออกไซด์ (MgO) อิตเทรียมออกไซด์ (Y_2O_3) แคลเซียมออกไซด์ (CaO) และซีเรียมออกไซด์ (CeO_2)⁽⁹⁾ ในปริมาณที่เหมาะสม การใช้งานในบางกรณีต้องการให้เทตระโกนัลเปลี่ยนเป็นมอโนคลินิกซึ่งอยู่ในสภาวะกึ่งเสถียร เนื่องจากเมื่อมีแรงภายนอกมากกระทำกับวัสดุจะทำให้เกิดความเครียดที่ปลายรอยแตก ทำให้เทตระโกนัลเปลี่ยนเฟสเป็นมอโนคลินิก ก่อให้เกิดการเปลี่ยนแปลงเชิงปริมาตรและเกิดแรงอัดที่รอยแตกช่วยทำให้หยุดการโตของรอยแตกและเพิ่มความเหนียวในวัสดุซึ่งกลไกนี้เรียกว่า การเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส (transformation toughening) การเติมสารประกอบออกไซด์ต่างชนิดกันและใช้ปริมาณต่างกันทำให้ได้เซอร์โคเนียที่มีลักษณะโครงสร้างจุลภาคต่างกัน โดยทั่วไปการเติมแมกนีเซียมออกไซด์และแคลเซียมออกไซด์เป็นสารสร้างความเสถียรในเซอร์โคเนีย (Mg-PSZ และ Ca-PSZ) จะทำให้ได้โครงสร้างของเซอร์โคเนียบางส่วนเสถียรในรูปผลึกแบบเทตระโกนัลแล้วกระจายตัวอยู่ในรูปผลึกลูกบาศก์ซึ่งเรียกว่า Partially Stabilized Zirconia (PSZ) โดยผลึกของเทตระโกนัลนี้สามารถเปลี่ยนรูปผลึกเป็นมอโนคลินิกได้เมื่อมีแรงภายนอกมากกระทำ ดังนั้นการเติม Mg-PSZ และ Ca-PSZ เข้าไปในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์อาจมีส่วนช่วยให้วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์มีสมบัติทางกลดีขึ้น

งานวิจัยนี้จึงทำการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ และ Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งในปริมาณต่างกัน เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลให้เหมาะแก่การนำไปประยุกต์ใช้เป็นวัสดุตัด

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1.2.1 เพื่อศึกษาผลของปริมาณสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

1.2.2 เพื่อศึกษาผลของอุณหภูมิในการเผาผนึกของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1.3.1 เตรียมและศึกษาโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ และ Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งตั้งแต่ร้อยละ 1.5 3.0 4.5 และ 6.0 โดยน้ำหนัก

1.3.2 ศึกษาผลของอุณหภูมิการเผาผนึกในช่วง 1400 องศาเซลเซียส ถึง 1600 องศาเซลเซียส ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งในปริมาณร้อยละ 6.0 โดยน้ำหนัก

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ได้วัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีสมบัติทางกลดีและเหมาะสมสำหรับการนำไปประยุกต์ใช้เป็นวัสดุตัด

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 2

ปริทัศน์วรรณกรรมและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ในบทนี้ได้กล่าวถึงหัวข้อหลัก 4 หัวข้อ โดยหัวข้อแรกกล่าวถึงสมบัติและประเภทของวัสดุตัด หัวข้อที่สองกล่าวถึงวัสดุเชิงประกอบซึ่งเน้นเนื้อหาเกี่ยวกับวัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิก หัวข้อที่สามครอบคลุมเนื้อหาเกี่ยวกับวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ซึ่งกล่าวถึงสมบัติและกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้ และหัวข้อสุดท้ายคือลักษณะและกลไกการเพิ่มความเหนียวด้วยเซอร์โคเนีย

2.1 วัสดุตัด

2.1.1 ประเภทและสมบัติของวัสดุตัด^(1, 10)

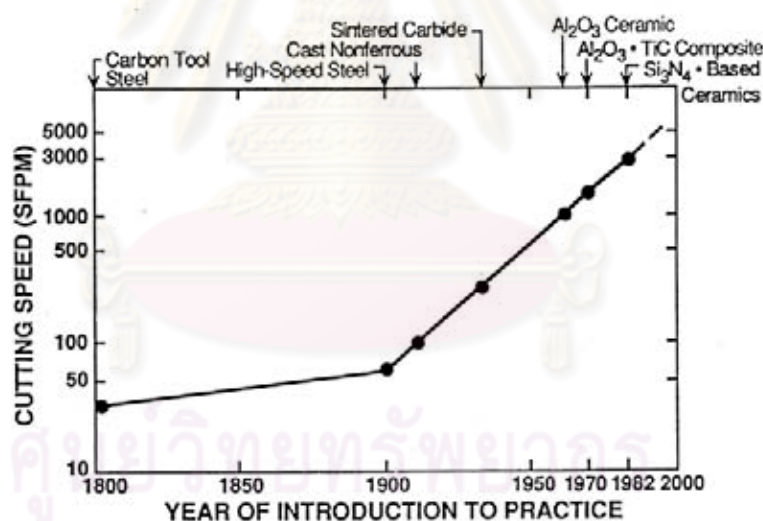
วัสดุตัด (cutting tool materials) เป็นวัสดุที่ใช้เจาะหรือตัดแต่งชิ้นงาน วัสดุตัดที่ดีควรมีสมบัติที่เหมาะสมกับสภาวะการใช้กล่าวคือ

1. มีความแข็งสูงเมื่อทำงานที่อุณหภูมิสูง (hot hardness) เพื่อป้องกันการเสียมหรือสึกกร่อนของวัสดุ
2. มีความต้านทานต่อการเสียรูป (deformation resistance) สูงเพื่อป้องกันการเกิดการเปลี่ยนรูปอย่างถาวร (plastic deformation) ที่ขอบของวัสดุตัดภายใต้ความเครียดสูงและอุณหภูมิสูงที่เกิดขึ้นขณะใช้งาน
3. มีความเหนียว (fracture toughness) สูง เพื่อป้องกันการเสียหายจากชิ้นส่วนขนาดเล็กที่เกิดจากการตัดซึ่งอาจทำให้เกิดการหยุดชะงักขณะทำงาน
4. เฉื่อยต่อปฏิกิริยาเคมี (chemical inertness) ซึ่งมีความสัมพันธ์กับวัสดุที่ใช้งานเพื่อป้องกันการทำปฏิกิริยากับชิ้นงานที่ตัดและสารหล่อเย็นขณะตัด
5. มีสภาพการนำความร้อน (thermal conductivity) ที่ดี เพื่อลดอุณหภูมิใกล้ๆกับขอบของวัสดุตัด (cutting edge) ลดโอกาสการบิดเบี้ยวเสียรูปของวัสดุตัดจากความร้อน
6. มีความทนทานต่อความล้า (fatigue resistance) ซึ่งจำเป็นสำหรับวัสดุที่อยู่ภายใต้แรงกระทำแบบสลับไปมาเป็นเวลานาน
7. มีความทนทานต่อความเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างเฉียบพลัน (thermal shock resistance) สูงซึ่งมีผลกับสมบัติทางกลของวัสดุตัด
8. มีความแข็งตึง (stiffness) สูงเพื่อรักษาความแม่นยำในการตัด

9. มีความลื่น (lubricity) เพียงพอหรือมีความเสียดทานต่ำเพื่อลดความเสียดทานและป้องกันการสึกของวัสดุตัด

โดยรวมแล้วหากแบ่งสมบัติที่กล่าวมาข้างต้นออกเป็นกลุ่มใหญ่สามารถแบ่งออกได้เป็น 3 กลุ่ม คือ สมบัติทางกล (mechanical property) สมบัติทางกายภาพ (physical property) และสมบัติทางเคมี (chemical property) สมบัติดังที่กล่าวมาข้างต้นเหล่านี้เป็นสมบัติในอุดมคติของวัสดุ กล่าวคือยังไม่มีวัสดุชนิดใดชนิดหนึ่งเพียงชนิดเดียวที่มีสมบัติดังที่กล่าวมาข้างต้นครบทุกประการ

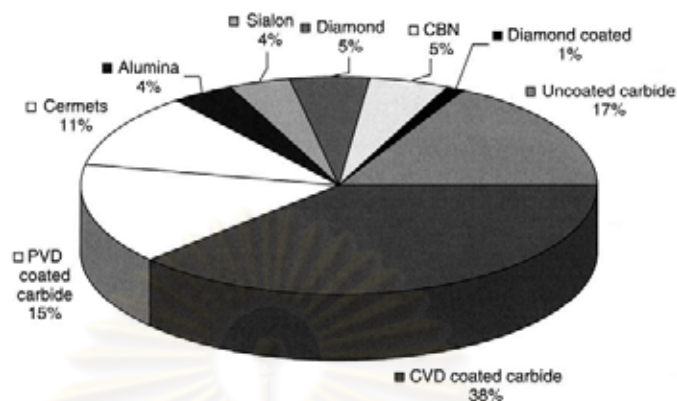
สำหรับสมบัติทางด้านการทนต่อการสึกหรอ (wear resistance) และความแข็งแรงขณะร้อน นั้นได้รับการพัฒนาอย่างต่อเนื่องเพื่อให้วัสดุตัดมีความเร็วรอบในการตัดสูงขึ้นซึ่งมีผลต่อความสามารถในการผลิตชิ้นงาน จากรูปที่ 2.1 แสดงถึงการพัฒนาของชนิดของวัสดุตัดและความสัมพันธ์ระหว่างชนิดของวัสดุกับความเร็วรอบในการตัด จะเห็นว่าวัสดุตัดมีอายุการใช้งานยาวนานขึ้นหรือมีความเร็วรอบในการตัดสูงขึ้นเรื่อยๆ อีกทั้งยังเกี่ยวข้องกับอุณหภูมิที่เกิดขึ้นระหว่างการตัด กล่าวคือวัสดุใดที่มีความแข็งแรงขณะร้อนสูงนั้นย่อมสามารถทนความร้อน คงรูปทรง และความคมหรือความแข็งแรงไว้ได้ ส่งผลให้อัตราเร็วในการตัดสูงทำให้อัตราการผลิตชิ้นงานสูงขึ้น



รูปที่ 2.1 การพัฒนาความเร็วรอบในการตัดสำหรับวัสดุตัดแต่ละชนิดในช่วงเวลาต่างๆ⁽¹⁾

วัสดุตัดสามารถแบ่งออกได้หลายกลุ่ม⁽¹⁰⁾ อาทิ เหล็กกล้าความเร็วรอบสูง (high speed steels : HSS) และเหล็กกล้าความเร็วรอบสูงที่มีโคบอลต์เป็นธาตุผสมหลัก (cobalt enriched high speed steels : HSS-Co) ทังสเทนคาร์ไบด์ (sintered tungsten carbides, WC) เซอร์เมท (cermets) เซรามิก (อาทิ อะลูมินาและซิลิคอนไนไตรด์) super/ultra-hard materials เช่น คิวบิก โบรอนไนไตรด์ (polycrystalline cubic boron nitride, PCBN) และเพชร (polycrystalline diamond, PCD) เมื่อสังเกตแผนภูมิวงกลมแสดงชนิดและปริมาณของวัสดุตัดที่ใช้กันทั่วโลกในปี

ค.ศ. 2005 ดังรูปที่ 2.2 พบว่า CVD และ PVD coated carbide tools เป็นวัสดุที่นิยมใช้กันมากที่สุดโดยรวมแล้วมากถึงร้อยละ 53 ส่วนสมบัติทางกลและการประยุกต์ใช้วัสดุเครื่องมือชนิดต่างๆ แสดงดังตารางที่ 2.1

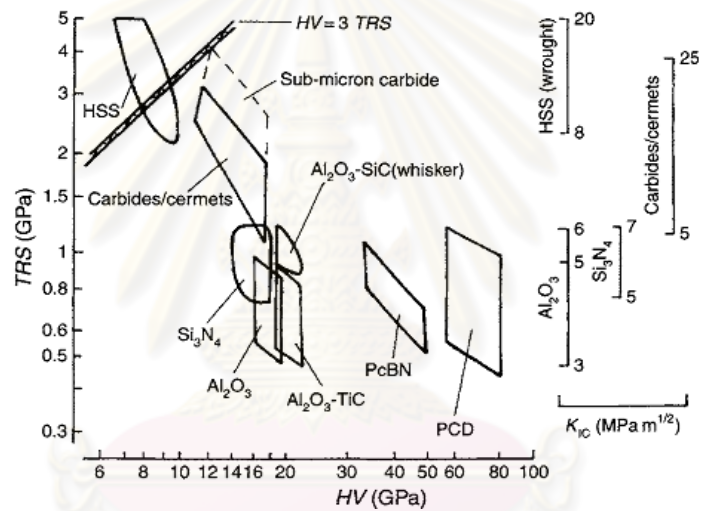


รูปที่ 2.2 วัสดุตัดหลักๆ ที่ใช้กันทั่วโลกในปี ค.ศ. 2005⁽¹⁰⁾

ตารางที่ 2.1 สมบัติและการใช้งานวัสดุตัดชนิดต่างๆ⁽¹¹⁾

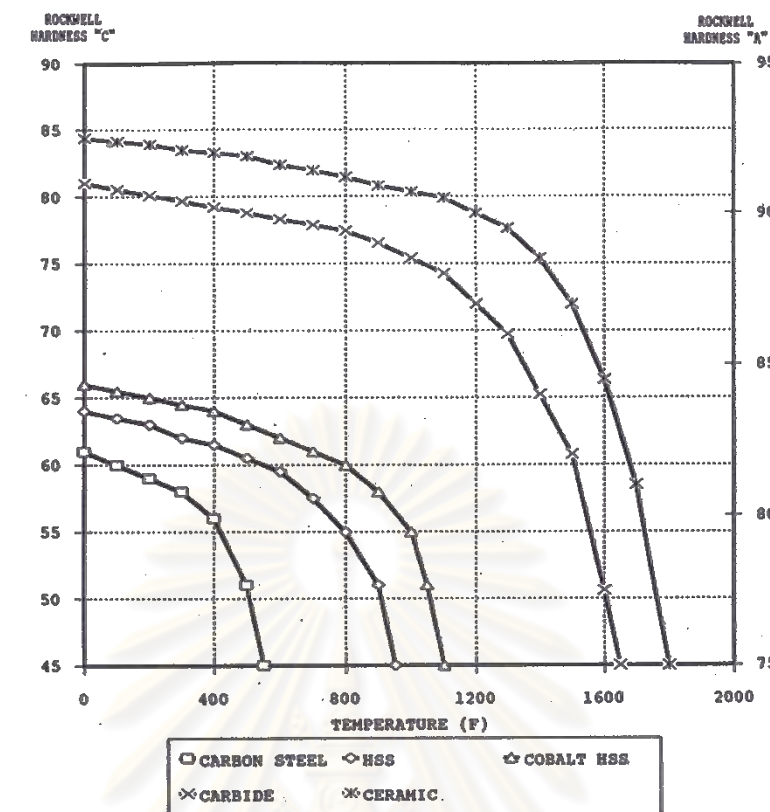
Material	Strengths	Weaknesses	Typical Applications
HSS	Superior Shock Resistance Versatility	Poor Speed Capabilities Poor Wear Resistance	Screw Machine and Other Low-Speed Operations Interrupted Cuts, Low- Horsepower Machining
Carbide	Most Versatile Cutting Material; High Shock Resistance	Limited Speed Capabilities	Finishing to Heavy Rough- ing of Most Materials, In- cluding Irons, Steels, Ex- otics, and Plastics
Coated Carbide	High Versatility; Good Performance at Moderate Speeds	Limited to Moderate Speeds	Same as Carbide, Except with Higher Speed Capa- bilities
Cermet	High Versatility; Good Per- formance at Moderate Speeds	Low Shock Resistance; Limited to Moderate Speeds	Finishing Operations on Irons, Steels, Stainless Steels, and Aluminum Alloys
Ceramic Hot/Cold Pressed	High Abrasion Resistance; High Speed Capabilities; Versatility	Low Mechanical Shock Resistance; Low Thermal Shock Resistance	Steel Mill-Roll Resurfacing, Finishing Operations on Cast Irons and Steels
Ceramic Silicon Nitride	High Shock Resistance; High Thermal Shock Resistance	Very Limited Applications	Roughing and Finishing Operations on Cast Irons
Ceramic Whisker Reinforced	High Shock Resistance; High Thermal Shock Resistance	Limited Versatility	High-Speed Roughing and Finishing of Hardened Steels, Chilled Cast Iron, High-Nickel Superalloys
Cubic Boron Nitride	High Hot Hardness; High Strength; High Thermal Shock Resistance	Limited Performance on Materials Following: 38 RC; Limited Applica- tions; High Cost	Hardened Work Materials in 45-70 Rockwell C Range
Polycrystalline Diamond	High Abrasion Resistance; High Speed Capabilities	Limited Applications; Low Mechanical Shock Resis- tance	Roughing and Finishing Operations on Abrasive Non-Ferrous or Non- Metallic Materials

หลักการสำคัญในการพิจารณาเลือกวัสดุตัดที่เหมาะสมคือสมบัติทางกล เช่น ความแข็งและความเหนียวที่อุณหภูมิสูง ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งวิกเกอร์และความต้านทานแรงดึง (tensile rupture strength, TRS) ที่อุณหภูมิห้องสำหรับวัสดุตัดบางชนิดแสดงดังรูปที่ 2.3 ประกอบด้วยเส้นเฉียงซึ่งมีความแข็งเป็น 3 เท่าของความต้านทานแรงดึง วัสดุที่มีช่วงอยู่ด้านบนของเส้นเฉียงนี้จะมีการเคลื่อนตัวแบบเหนียว (ductile flow) ก่อนแตกหักซึ่งแสดงให้เห็นว่าเหล็กกล้าความเร็วรอบสูงและคาร์ไบด์ที่มีความละเอียดสูงมีบางส่วนที่มีพฤติกรรมของความเหนียวก่อนเกิดการแตกหัก ส่วนบริเวณด้านล่างของเส้นเฉียงจะเกิดการแตกแบบยืดหยุ่น (elastic fracture) วัสดุที่อยู่บริเวณนี้จะไม่มีการเคลื่อนตัวแบบเหนียวก่อนการแตกหัก สำหรับด้านขวามือเป็นการเปรียบเทียบช่วงของความเหนียว (K_{IC}) และความต้านทานแรงดึงของวัสดุชนิดต่างๆ พบว่าเหล็กกล้าความเร็วรอบสูง คาร์ไบด์และเซอรัมมีความเหนียวสูงกว่าวัสดุชนิดอื่นๆ



รูปที่ 2.3 ช่วงของความต้านทานแรงดึงและความแข็งวิกเกอร์ของวัสดุตัดทางการค้า⁽¹⁰⁾

ความแข็งขณะร้อนคือความแข็งที่ขึ้นอยู่กัอุณหภูมิ วัสดุที่มีความแข็งขณะร้อนสูงสามารถเพิ่มผลผลิตได้มากกว่าวัสดุที่มีความแข็งขณะร้อนต่ำเนื่องจากมีอัตราเร็วในการตัดสูงกว่า ในรูปที่ 2.4 จะเห็นว่าความแข็งของวัสดุทุกชนิดมีลักษณะเช่นเดียวกันคือความแข็งของวัสดุมีแนวโน้มลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น อีกทั้งยังพบว่าเซรามิกมีความแข็งขณะร้อนสูงกว่าเมื่อเทียบกับวัสดุตัดชนิดอื่นๆ



รูปที่ 2.4 ความแข็งขณะร้อนของวัสดุตัดชนิดต่างๆ⁽¹⁾

ส่วนความเสถียรทางความร้อนหรือสมบัติของวัสดุที่เปลี่ยนแปลงไปตามอุณหภูมิและส่งผลให้เกิดความไม่เสถียรขององค์ประกอบทางเคมีหรือโครงสร้างจุลภาค การเสื่อมสภาพและสมบัติเกิดขึ้นอย่างรวดเร็ว ณ อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิวิกฤติ โดยทั่วไปเป็นการเกิดออกซิเดชันทำให้ความแข็งและความต้านทานต่อการแตกหักต่ำกว่าปกติ เกิดการเปลี่ยนเฟสและโครงสร้างจุลภาครวมทั้งสมบัติทางกลและมอดูลัสความยืดหยุ่นตามอุณหภูมิตั้งแสดงในตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 ช่วงของอุณหภูมิที่เกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันและเกิดการเปลี่ยนโครงสร้างของวัสดุเครื่องมือ⁽¹⁰⁾

Tool material	Temperature range (°C) for	
	Oxidation	Structural change (nature)
High speed steel	-	> 600 (over tempering)
WC-Co carbide	> 500	> 900-950 (solution of WC in Co binder)
Mixed carbides/cermets	> 700	-
Ceramics	-	> 1350-1500 (intergranular liquids)
PCBN	-	>1100-1350 (transform to hexagonal form)
PCD	> 900	> 700 (change to graphite)

เนื่องจากเซรามิกมีจุดหลอมเหลวสูง มีความแข็งสูง ทนต่อการสึกกร่อน เชื้อยต่อปฏิกิริยา และมีความแข็งขณะร้อนสูง จึงอาจกล่าวได้ว่ามีสมบัติทางกลและสมบัติทางเคมีที่ดีมาก และมีแนวโน้มในการนำข้อดีของเซรามิกไปประยุกต์ใช้เป็นเครื่องมือตัด โดยหลักสำคัญในการนำวัสดุตัดเซรามิกมาใช้งานนั้นก็คือสามารถทนความร้อนได้ดีกว่าวัสดุตัดชนิดอื่นๆ และแม้ว่า CVD และ PVD coated carbide tools มีการใช้งานมากกว่าวัสดุตัดชนิดอื่นๆ ดังในรูปที่ 2.2 แต่สมบัติทางกลโดยรวมก็ยังคงดีกว่าวัสดุตัดเซรามิก⁽¹⁰⁾

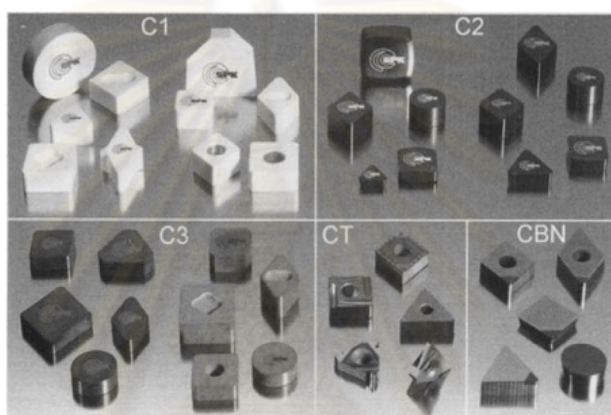
2.1.2 วัสดุตัดเซรามิก^(1, 10)

วัสดุตัดเซรามิกมักถูกนำไปประยุกต์ใช้ในด้านงานกลึง (turning) และเครื่องเซาะ (milling) โลหะและโลหะผสม รวมถึงตกแต่งวัสดุที่มีความแข็งต่างๆ เซรามิกถูกนำมาใช้เป็นวัสดุตัดเนื่องจากสามารถตัดด้วยความเร็วรอบในการตัดเพิ่มขึ้นจึงสามารถเพิ่มผลผลิตได้มากดังจะเห็นได้จากรูปที่ 2.1 แสดงให้เห็นว่าตั้งแต่ปี ค.ศ. 1900 ความสามารถในการผลิตเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องซึ่งสามารถประเมินจากอัตราเร็วในการตัดของวัสดุตัด การที่ความเร็วรอบในการตัดเพิ่มขึ้นส่งผลให้เกิดความร้อนระหว่างการตัดเพิ่มขึ้นตามไปด้วย ดังนั้นสมบัติทางกลของวัสดุตัดที่อุณหภูมิสูงจึงมีความสำคัญอย่างยิ่ง วัสดุตัดเซรามิกจึงมีข้อได้เปรียบกว่าวัสดุตัดชนิดอื่นๆ ทั้งในด้านความทนต่อสารเคมีและสมบัติทางกล⁽¹²⁾ วัสดุเซรามิกนิยมนำมาประยุกต์ใช้ในการตัดแต่งเหล็กหล่อเทา (gray cast iron) เหล็กกล้าชุบผิวแข็ง (hardened steels) และเหล็กหล่อเหนียว (nodular cast iron)⁽¹⁰⁾

สำหรับวัสดุตัดเซรามิกมักอยู่ในรูปของวัสดุเชิงประกอบเซรามิกซึ่งประกอบด้วยเซรามิกตั้งแต่ 2 ชนิดขึ้นไป มักแบ่งตามประเภทตามชนิดของเนื้อพื้น (matrix) แบ่งเป็นเนื้อพื้นอะลูมินาและเนื้อพื้นซิลิคอนไนไตรด์ และมีตัวเสริมแรงเป็นอนุภาคหรือวิสเกอร์ของเซรามิกชนิดต่างๆ

อะลูมิเนียมออกไซด์หรือเป็นที่รู้จักกันดีในทางเซรามิกคืออะลูมินา มีอะตอมที่ยึดเหนี่ยวกันด้วยพันธะไอออนิกและมีความแข็งสูงจัดเป็นวัสดุชนิดหนึ่งที่เหมาะสมกับการนำมาทำเป็นวัสดุตัด อะลูมินามีหลายรูปผลึกซึ่งจะกลับคืนสู่สภาพเดิมซึ่งเป็นเฟสที่เสถียรที่สุดที่อุณหภูมิสูง คือเฮกซะโกนัลในเฟสแอลฟา (α -Al₂O₃) วัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นอะลูมินา (C1 ในรูปที่ 2.5) ประกอบไปด้วยการเติมเซอร์โคเนีย ไททาเนียมคาร์ไบด์ ไททาเนียมไนไตรด์ หรือซิลิคอนคาร์ไบด์ วิสเกอร์และสามารถทำให้สมบัติทางกลของเนื้อพื้นเปลี่ยนไป วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/เซอร์โคเนีย (เซรามิกสีขาว) ประกอบด้วยเซอร์โคเนียถึงร้อยละ 10 เพื่อเพิ่มความเหนียวให้แก่วัสดุซึ่งมีความจำเป็นในการนำไปใช้ตัดแต่งเหล็กกล้า (steel) ส่วนอะลูมินาที่ประกอบด้วยไททาเนียมคาร์ไบด์หรือไนไตรด์ Ti (C, N) มากถึงร้อยละ 40 (C2 ในรูปที่ 2.5) ทำให้วัสดุชนิดนี้มีความทนต่อการขัดสีอย่างดียิ่งเยี่ยมและมักใช้ในการกลึงไสตัดเจาะเหล็กหล่อชุบผิวแข็งและเหล็กกล้าชุบผิวแข็ง อะลูมินาที่ถูกรเสริมแรงด้วยซิลิคอนคาร์ไบด์วิสเกอร์นั้นมีความเหนียวมากที่สุด

และมีความทนต่อการเปลี่ยนอุณหภูมิอย่างเฉียบพลันได้มากในบรรดาวัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นอะลูมินา ซิลิคอนคาร์ไบด์วิสเกอร์ที่ถูกใช้เสริมแรงประกอบด้วยรูปร่างเป็นท่อยาว (rod-shaped fibers) หรือรูปร่างเข็มยาว (needle-shaped fibers) ในช่วงของเส้นผ่าศูนย์กลาง 0.1-1 ไมครอน และมีความยาว 5-100 ไมครอน (ซึ่งมีความยาวมากกว่าเส้นผ่าศูนย์กลางถึง 100 เท่า) การนำซิลิคอนคาร์ไบด์เข้ามาเสริมแรงในเนื้อพื้นเซรามิกส่งผลให้ความแข็งแรง ความเหนียว การนำความร้อน ความทนต่ออุณหภูมิอย่างเฉียบพลันและความทนต่อคืบที่อุณหภูมิสูงนั้นเพิ่มขึ้น เนื่องจากวิสเกอร์มีความต้านทานแรงดึงมากถึง 7 กิกะพาสคัล และมีมอดูลัสความยืดหยุ่นมากถึง 550 กิกะพาสคัล⁽¹⁰⁾ ในปัจจุบันวัสดุตัดเนื้อพื้นอะลูมินาเป็นที่นิยมศึกษาเนื่องจากอะลูมินามีราคาถูกและหาง่าย พร้อมทั้งมีความเสถียรทางเคมีและมีสมบัติทางกลสูง



รูปที่ 2.5 วัสดุตัดเซรามิกชนิดต่างๆ : C1 – อะลูมินา (สีขาว), C2 – อะลูมินา/ไททานเนียมคาร์ไบด์ (สีดำ), C3 – ซิลิคอนไนไตรด์, CT – เซอร์เมท, CBN – คิวบิกโบรอนไนไตรด์⁽¹⁰⁾

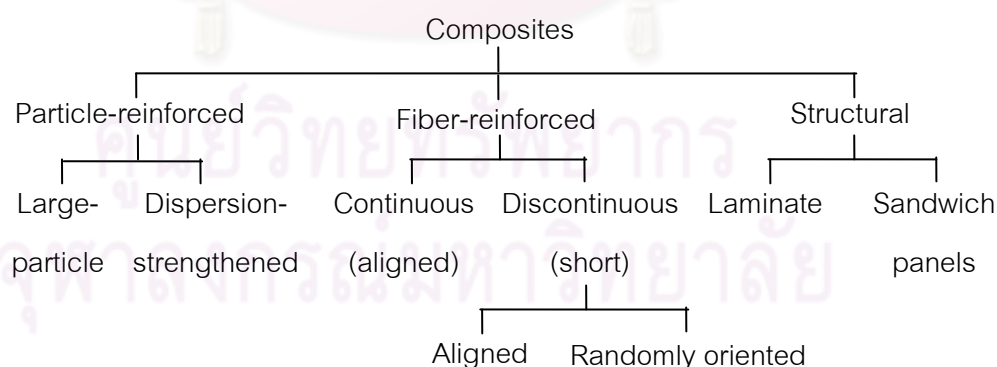
วัสดุตัดที่มีซิลิคอนไนไตรด์เป็นเนื้อพื้นประกอบด้วยซิลิคอนไนไตรด์ความหนาแน่นสูงและไฮอะลอน (silicon aluminum oxynitride, SiAlON) ซึ่งเป็นสารละลายของแข็ง (solid solution) ของอะลูมินาในซิลิคอนไนไตรด์ ซิลิคอนไนไตรด์ความหนาแน่นสูงมีความเหนียวสูงกว่าซีเมนต์คาร์ไบด์ มีความแข็งแรงสูงและมีสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนต่ำส่งผลให้ความทนต่อการเปลี่ยนอุณหภูมิอย่างเฉียบพลันดีมาก เนื้อพื้นซิลิคอนไนไตรด์สามารถรักษาความแข็งขณะร้อนได้เป็นอย่างดี ทนต่ออุณหภูมิได้สูงกว่าซีเมนต์คาร์ไบด์และมีความเหนียวมากกว่าเนื้อพื้นอะลูมินา เครื่องมือที่ทำด้วยวัสดุชนิดนี้ใช้ในด้านเจาะและกลึงเหล็กหล่อเทาที่มีความเร็วรอบในการตัดมากกว่า 400 เมตรต่ออนาที ส่วนไฮอะลอนเป็นวัสดุที่มีความเฉื่อยต่อปฏิกิริยาทางเคมีมากกว่าซิลิคอนไนไตรด์ แต่ค่อนข้างเหนียวและทนต่อการเปลี่ยนอุณหภูมิอย่างเฉียบพลันน้อยกว่าซิลิคอนไนไตรด์ อย่างไรก็ตามโครงสร้างผลึกของซิลิคอนไนไตรด์และไฮอะลอนมีอะตอมยึดเหนี่ยวกันด้วยพันธะโควาเลนต์และมีความแข็งแรงสูง ทำให้วัสดุทั้งสองชนิดมีสัมประสิทธิ์การแพร่ต่ำ (low self-diffusion coefficient) การเผาผนึกด้วยวิธีการแบบดั้งเดิมเพื่อให้

ได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูงจึงเป็นไปได้ยากและต้องใช้อุณหภูมิในการเผาผนึกสูง ทำให้มีการเติมสารที่ช่วยในการเผาผนึก (sintering aids) เช่น อะลูมินา แมกนีเซียมออกไซด์และอิตเทรียมออกไซด์ ในซิลิคอนไนไตรด์และโซลเจลเพื่อช่วยลดอุณหภูมิในการเผาผนึกให้ต่ำลงและได้ชิ้นงานที่มีความหนาแน่นสูง^(1, 13)

2.2 วัสดุเชิงประกอบ (Composite materials)⁽¹⁴⁻¹⁶⁾

วัสดุเชิงประกอบเป็นระบบของวัสดุที่ประกอบด้วยของผสมหรือเป็นการรวมกันของสารที่องค์ประกอบทางเคมีแตกต่างกันตั้งแต่ 2 ชนิดขึ้นไปทั้งในระดับจุลภาคหรือมหภาคก็ได้แต่จะต้องไม่ละลายเข้าด้วยกัน⁽¹⁴⁾ วัสดุเชิงประกอบประกอบขึ้นจากเฟส 2 ชนิดโดยเฟสแรก เรียกว่า เนื้อพื้น (matrix) ซึ่งอยู่ด้วยกันอย่างต่อเนื่องและล้อมรอบเฟสที่สองไว้ เฟสที่สองเรียกว่า เฟสที่กระจาย (dispersed phase) หรือตัวเสริมแรง (reinforcement) สมบัติของวัสดุเชิงประกอบที่ได้จะขึ้นอยู่กับสมบัติและปริมาณของสารตั้งต้น สัณฐานและขนาดอนุภาคของเฟสที่กระจายตัว การกระจายอนุภาคและการเรียงตัว⁽¹⁵⁾ สำหรับวัตถุประสงค์ของการสร้างวัสดุเชิงประกอบก็เพื่อให้ได้วัสดุที่มีสมบัติดีขึ้นกว่าเดิมหรือให้มีลักษณะที่สำคัญบางอย่างแตกต่างไปจากสารเดิมโดยเฉพาะอย่างยิ่งสมบัติทางกล

วัสดุต่างๆที่จัดอยู่ในพวกวัสดุเชิงประกอบนั้นมีมากมายขึ้นอยู่กับเนื้อพื้นและลักษณะของการเสริมแรง หากแบ่งตามลักษณะของการเสริมแรงสามารถแบ่งกลุ่มได้หลักๆ 3 กลุ่ม คือ วัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยอนุภาค วัสดุเชิงประกอบเสริมแรงด้วยเส้นใยและวัสดุเชิงประกอบโครงสร้าง ในแต่ละกลุ่มเหล่านี้ยังสามารถแบ่งออกเป็นกลุ่มย่อยได้อีกดังรูปที่ 2.6



รูปที่ 2.6 การแบ่งประเภทของวัสดุเชิงประกอบตามลักษณะการเสริมแรง⁽¹⁵⁾

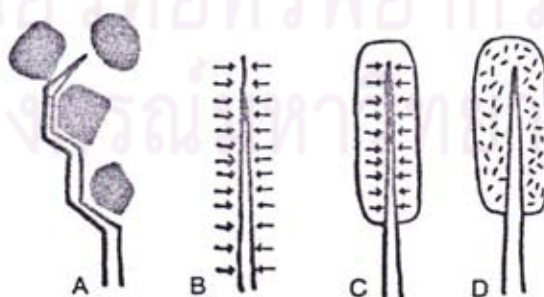
การแบ่งกลุ่มของวัสดุเชิงประกอบในปัจจุบันนี้ยังสามารถจำแนกได้ตามชนิดของเนื้อพื้น ได้แก่ วัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นพอลิเมอร์ (polymer matrix composites, PMCs) วัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นโลหะ (metal matrix composites, MMCs) วัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิก (ceramic

matrix composites, CMCs) วัสดุเชิงประกอบคาร์บอน-คาร์บอน (ceramic-carbon composites, CCCs) และวัสดุเชิงประกอบแบบลูกผสม (hybrid composites) เป็นต้น⁽¹⁶⁾ งานวิจัยนี้จะขอเน้นศึกษาวัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิกเป็นหลัก

2.2.1 วัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิก (Ceramic matrix composites, CMCs)

ดังที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้นวัสดุเซรามิกจัดเป็นวัสดุที่มีความทนทานต่อการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันและการเสื่อมสภาพที่อุณหภูมิสูง วัสดุเซรามิกบางชนิดอาจจัดได้ว่าใกล้เคียงวัสดุในอุดมคติที่สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงและในระดับความเค้นที่รุนแรงหากวัสดุชนิดนั้นไม่มีการแตกหักแบบเปราะ ค่าความเหนียวของเซรามิกค่อนข้างต่ำในทางตรงกันข้ามโลหะส่วนใหญ่จะมีค่าสูงกว่ามาก ความเหนียวในวัสดุเซรามิกสามารถปรับปรุงได้โดยผลิตเป็นวัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิก ซึ่งเป็นการนำเอาผงอนุภาค เส้นใยหรือวิสเกอร์ของเซรามิกชนิดหนึ่งไปฝังไว้ในเนื้อวัสดุเซรามิกอีกชนิดหนึ่งทำให้มีการปรับปรุงสมบัติทางกล เช่น ความแข็งแรงและความเหนียวได้ดีกว่าวัสดุเชิงประกอบที่ไม่มีการเสริมแรงโดยใช้เนื้อพื้นเซรามิก ซึ่งเป็นผลมาจากปฏิกิริยาระหว่างรอยแตกที่จะขยายตัวกับอนุภาคของเฟสขนาดเล็กที่กระจายอยู่ จุดเริ่มต้นของการแตกปกติจะเกิดขึ้นในเฟสเนื้อพื้นขณะที่รอยแตกขยายตัวหรือโตขึ้น รอยแตกจะถูกขัดขวางโดยอนุภาค เส้นใยหรือวิสเกอร์ได้หลายกลไก อาทิเช่น การเชื่อมต่อกันของรอยแตก การเบี่ยงเบนของรอยแตก การบีบอัดของเนื้อพื้นเนื่องจากความเค้นและการเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส⁽¹⁶⁾ ดังรูปที่ 2.7

กลไกการเพิ่มความเหนียวที่สำคัญในวัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิก คือ การเบี่ยงเบนของรอยแตกจากการเสริมแรงด้วยอนุภาคที่มีความแข็งแรงสูงหรือวิสเกอร์เข้าไปช่วยปะทะกับการแตกร้าวทำให้การแตกร้าวเกิดการควมมากขึ้นทำให้ต้องใช้ความเค้นสูงกว่าจึงจะแตกร้าวได้ ดังรูปที่ 2.7 (a)



รูปที่ 2.7 แผนภาพกลไกการเพิ่มความเหนียวในวัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิก (a) การเบี่ยงเบนของรอยแตก (b) การบีบอัดของเนื้อพื้นเนื่องจากความเค้น (c) การเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส และ (d) รอยแตกระดับจุลภาคของเนื้อพื้น⁽¹⁶⁾

2.3 วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

ดังที่กล่าวมาแล้วนั้นวัสดุเซรามิกนิยมนำมาประยุกต์ใช้เป็นวัสดุตัด แต่ความเปราะของเซรามิกทำให้มีข้อจำกัดสำคัญในการนำมาใช้งาน การปรับปรุงสมบัติทางกลของเซรามิก โดยเฉพาะความเหนียวทำได้โดยการเติมวัสดุเสริมแรงลงในเนื้อพื้นเซรามิก ซึ่งวัสดุที่นิยมใช้เป็นเนื้อพื้นคืออะลูมินาและวัสดุเสริมแรงได้แก่ เซรามิกออกไซด์ เช่น เซอร์โคเนีย และเซรามิกที่ไม่ใช่ ออกไซด์ ได้แก่ คาร์ไบด์และไนไตรด์ เช่น ไททาเนียมคาร์ไบด์ (TiC) ทังสเตนคาร์ไบด์ (WC) ไนโอเบียมคาร์ไบด์ (NbC) ไททาเนียมไนไตรด์ (TiN) และคาร์ไบด์ผสม (W,Ti)C เป็นต้น ที่กล่าวมานั้นนิยมใช้เป็นตัวเสริมแรงในอะลูมินาเพื่อใช้เป็นวัสดุตัดสำหรับงานโลหะ (metal working) นอกจากนี้ยังช่วยเพิ่มความทนทานต่อการเสียดสีและการกระจายของอนุภาคที่มีความแข็งสูงทำให้วัสดุมีความแข็งและความเหนียวสูงขึ้น⁽¹⁷⁾ แม้วัสดุคาร์ไบด์มีความแข็งและสัมประสิทธิ์การขยายตัวเชิงความร้อนคล้ายคลึงกัน แต่ทังสเตนคาร์ไบด์มีมอดูลัสความยืดหยุ่นและความเหนียวสูงกว่าคาร์ไบด์ชนิดอื่น⁽¹⁸⁾ วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์จึงมีความน่าสนใจในการปรับปรุงสมบัติทางกลของอะลูมินาให้เหมาะแก่การนำไปใช้งานด้านวัสดุตัด

2.3.1 อะลูมินา

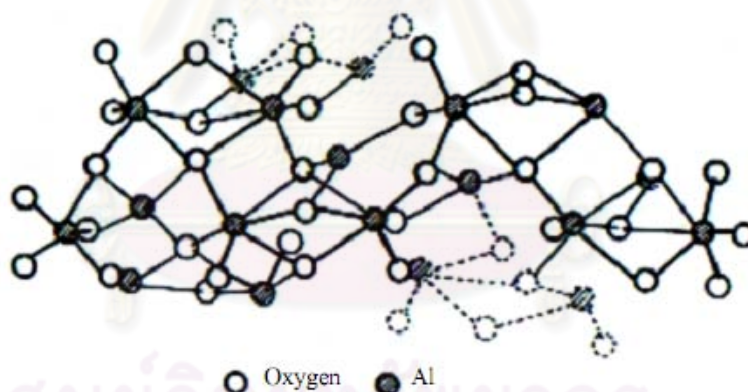
อะลูมินาเป็นวัสดุเซรามิกที่นิยมใช้ในอุตสาหกรรมเซรามิกทั้งในการผลิตเซรามิกดั้งเดิม และเซรามิกสมัยใหม่ เนื่องจากอะลูมินามีสมบัติเด่นหลายด้าน (ดังแสดงในตารางที่ 2.3) อาทิ จุดหลอมเหลวสูง ความแข็งสูง ความหนาแน่นต่ำ ทนต่อการสึกกร่อนและเฉื่อยต่อปฏิกิริยา จึงมีการนำมาใช้ประโยชน์ในวงกว้าง เช่น ลูกบิด ผนังกรูหม้ออบ อิฐทนไฟ ครุฑิเบิล เครื่องมือตัดแต่งวัสดุ วัสดุอิเล็กทรอนิกส์ วัสดุยานยนต์ ชิ้นส่วนลดอันตรายจากกระสุน ข้อต่อกระดูกเทียม เป็นต้น (19-20)

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ 2.3 สมบัติของอะลูมินาบริสุทธิ์

Properties	α -Al ₂ O ₃	reference
Density (g/cm ³)	3.98	(12)
Melting temperature (°C)	2054	(20)
Thermal expansion coefficient (10 ⁻⁶ /K)	8.5	(10)
Elastic modulus (GPa)	300-400	(18)
Indentation hardness (GPa)	20	(20)
Fracture toughness (MPa.m ^{1/2})	2-4	(18)
Flexural strength (MPa)	200-400	(7)

อะลูมินาที่มีความเสถียรมากที่สุดอยู่ในรูปแอลฟาอะลูมินา (α -Al₂O₃) ซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็นเฮกซะโกนัล (Hexagonal) โดยมีออกซิเจนเรียงตัวกันแบบเฮกซะโกนัลและมีอะลูมิเนียมที่มีขนาดเล็กกว่าแทรกอยู่ในช่องออกตะฮีดรอล 2 ใน 3 ส่วนของช่องทั้งหมด⁽²⁰⁾ ดังแสดงในรูปที่ 2.8

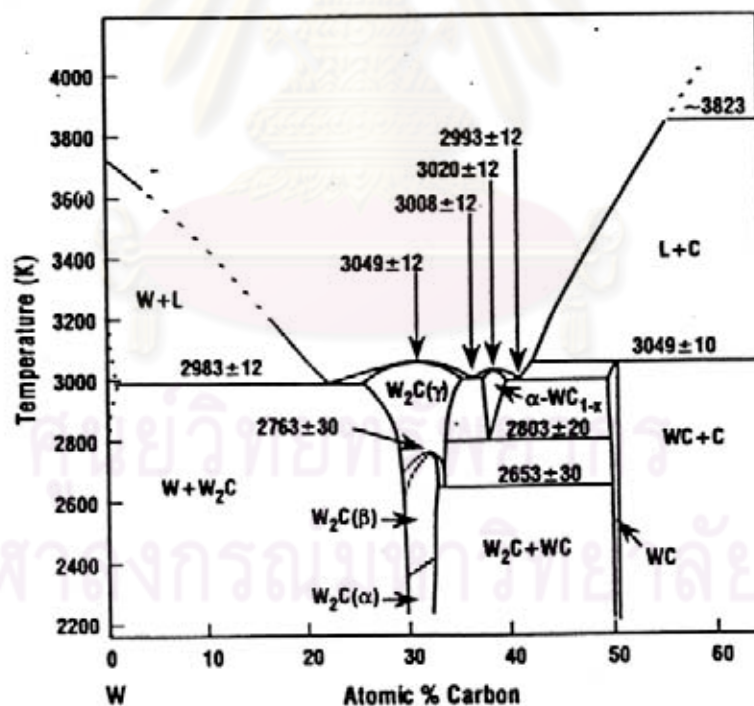


รูปที่ 2.8 โครงสร้างของอะลูมินา⁽²⁰⁾

2.3.2 ทังสเตนคาร์ไบด์

ทังสเตนคาร์ไบด์ (WC) เป็นวัสดุเซรามิกชนิดที่ไม่ใช่ออกไซด์ มีความแข็งแรงมาก มักใช้ในอุตสาหกรรมเครื่องจักรกลซึ่งเป็นโลหะแข็ง (hard metal) สำหรับการตัดและเจาะโลหะ นอกจากนี้ยังมีการนำไปใช้ในตลับลูกปืน (bearing) แม่พิมพ์โลหะ (dies) ใบผาน (shear blades) ลูกรีด (rolls) หัวอัดและหัวแบบรีด (forging and extrusion tools) ส่วนใหญ่แล้วผลิตภัณฑ์ที่มีทังสเตนคาร์ไบด์เป็นส่วนประกอบหลักมักจะเป็นวัสดุผสมระหว่างโลหะและเซรามิก (cermet) โลหะที่ใช้มักเป็นกลุ่มเหล็ก เช่น เหล็ก นิกเกิล หรือโคบอลต์ ซึ่งโลหะเหล่านี้ทำหน้าที่เป็นตัวเชื่อม

ประสาน โดยปกติแล้วมักใช้โคบอลต์กับทังสเตนคาร์ไบด์ซึ่งเรียกว่า ซีเมนต์คาร์ไบด์ (cemented carbide) การเติมโลหะทรานซิชันช่วยให้ทังสเตนคาร์ไบด์ลดอุณหภูมิในการเผาผลาญที่อุณหภูมิประมาณ 1500 องศาเซลเซียส โดยที่ยังมีความหนาแน่นสูง⁽²¹⁾ สำหรับการผลิตผงทังสเตนคาร์ไบด์นั้นสามารถพิจารณาจากเฟสไดอะแกรมของทังสเตน - คาร์บอน ดังรูปที่ 2.9 ซึ่งพบว่าช่วงของ stoichiometry สำหรับทังสเตนคาร์ไบด์อยู่ในช่วงค่อนข้างแคบ เมื่อปริมาณของคาร์บอนไม่พอดีกับทังสเตนจะเกิดคาร์บอนอิสระหรือไดทังสเตนคาร์ไบด์ (di-tungsten carbide : W_2C) ขึ้น โดยทั้งสองกรณีนี้ทำให้วัสดุมีสมบัติแย่งลง เมื่อเกิดไดทังสเตนคาร์ไบด์ขึ้นจะทำให้วัสดุมีความเหนียวลดลงได้ 2 กรณี คือ (1) ไดทังสเตนคาร์ไบด์มีความเปราะมากกว่าทังสเตนคาร์ไบด์ การเกิดไดทังสเตนคาร์ไบด์ขึ้นจึงส่งผลให้ความเหนียวลดลงและ (2) ไดทังสเตนคาร์ไบด์มักทำปฏิกิริยากับโคบอลต์บางส่วนทำให้เกิด $(W, Co)_6C$ ซึ่งเฟสนี้มีความเปราะจึงทำให้ความเหนียวลดลง ด้วยเหตุนี้จึงมีความจำเป็นในการควบคุมปริมาณของคาร์บอนในเฟสไดอะแกรมของทังสเตน - คาร์บอน หรือเฟสไดอะแกรมของทังสเตนคาร์ไบด์ - โคบอลต์ ในขณะที่คาร์บอนอิสระมีผลกับความเหนียวไม่มากนักแต่มีผลทำให้ความแข็งแรงและความแข็งต่ำลง จึงเป็นเหตุให้มีความต้องการให้เกิดคาร์บอนอิสระมากกว่าการเกิดไดทังสเตนคาร์ไบด์⁽²¹⁻²²⁾



รูปที่ 2.9 เฟสไดอะแกรมของระบบ W - C⁽²¹⁾

ตารางที่ 2.4 สมบัติของทั้งสแตนคาร์ไบด์และไดทังสแตนคาร์ไบด์⁽²¹⁾

Properties	tungsten carbide (WC)	di-tungsten carbide W ₂ C
Theoretical density (g/cm ³)	15.8	17.3
Crystal structure	Hexagonal	Hexagonal
Lattice parameters		
a (Å)	2.906	5.814
c (Å)	2.837	0.4721
Thermal expansion coefficient (10 ⁻⁶ /K)	5.76	6.4 [001] 8.1 [100]
Thermal conductivity (W/m.K)	29.3	29.3
Elastic modulus (GPa)	737	-
Microhardness (GPa)	21.8	18.1 – 20.6
Flexural strength (MPa)	530	-
Fracture toughness (MPa.m ^{1/2})	6.0	-

2.3.3 การขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสแตนคาร์ไบด์

จากเอกสารงานวิจัยที่ผ่านมาพบว่ามี การขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสแตนคาร์ไบด์ 4 วิธีด้วยกัน คือ

2.3.3.1 High - Energy Reactive Milling

การเตรียมวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสแตนคาร์ไบด์ด้วยวิธีนี้ทำได้โดยการบดผสมผงทังสแตนไดรอกไซด์ (WO₃) ผงอะลูมิเนียม (Al) และผงคาร์บอน (C) เข้าด้วยกันตามด้วยการเผาผลึกที่อุณหภูมิสูง⁽²³⁾ การบดผสมผงวัตถุดิบนี้ทำได้โดยใช้เครื่องบดพลังงานสูง (High energy ball mill) ซึ่งทำให้ได้โครงสร้างของผงอะลูมินา/ทังสแตนคาร์ไบด์ที่มีลักษณะเฉพาะตามการควบคุมสภาวะในการบดอันได้แก่ ขนาดและชนิดของลูกบด ชนิดของเครื่องมือ ชนิดของหม้อบด เวลาในการบด อัตราส่วนระหว่างลูกบดและผงวัตถุดิบ ซึ่งทั้งหมดนี้ส่งผลต่อประสิทธิภาพในการบดผสมเชิงกลและปฏิกิริยาทางความร้อนที่เกิดขึ้นระหว่างการบดผสม⁽²⁴⁻²⁵⁾ วิธีนี้ทำให้ได้วัสดุเชิงประกอบที่มีอนุภาคขนาดเล็กระดับนาโนเมตรซึ่งส่งผลให้สมบัติทางกลดีกว่าวิธีแบบดั้งเดิมที่มีขนาดอนุภาคระดับไมครอน⁽²⁶⁾ แต่การควบคุมปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นเพื่อให้ได้เฉพาะเฟสที่ต้องการนั้นเป็นข้อจำกัดของวิธีนี้

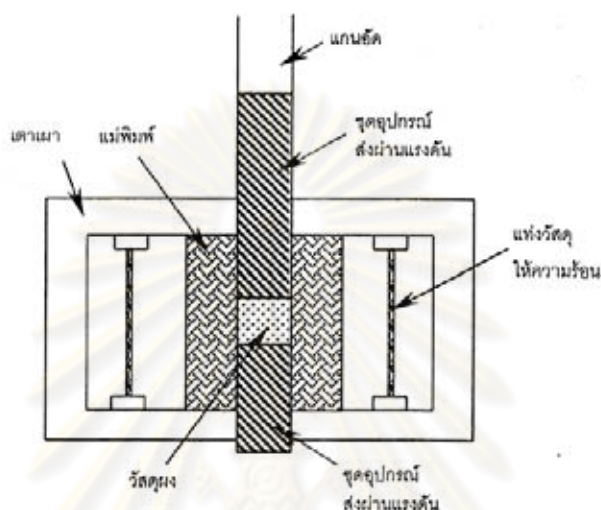
2.3.3.2 Pulsed Electric Current Sintering (PECS)

Pulsed Electric Current Sintering (PECS) ซึ่งเป็นที่รู้จักกันดีคือ Spark Plasma Sintering (SPS) เป็นวิธีการเผาผนึกที่อัตราการเพิ่มอุณหภูมิสูงและใช้ระยะเวลาในการเผาผนึกสั้นกว่าวิธีการเผาผนึกแบบดั้งเดิม ซึ่งได้แก่ การอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน การเผาผนึกแบบปราศจากแรงดันและการอัดขึ้นรูปด้วยความดันทุกทิศทางแบบร้อน (Hot Isostatic Pressing, HIP) เป็นต้น วิธีนี้ทำให้ได้วัสดุที่มีความหนาแน่นสูงและมีสมบัติทางกลดี S. Huang และคณะ⁽²³⁾ ได้เตรียมวัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วยวิธี PECS โดยใช้อุณหภูมิการเผาผนึกในช่วง 1250 - 1750 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 4 นาที ที่ความดันสูงสุด 60 เมกะพาสคัล และมีอัตราการเพิ่มอุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียสต่อนาที พบว่าความหนาแน่นของวัสดุเซรามิกที่เตรียมด้วยวิธีนี้มีความหนาแน่นสูงมาก (98.1 - 100 %TD) ไม่ว่าจะเติมอนุภาคทังสเตนคาร์ไบด์ในเนื้อพื้นอะลูมินามากถึงร้อยละ 80 โดยปริมาตร และวัสดุเซรามิกที่เตรียมได้โดยวิธีนี้มีสมบัติทางกลที่ดีมาก โดยเฉพาะอย่างยิ่งความแข็งและความแข็งแรงสูงถึง 25.3 กิกะพาสคัล และ 1187 เมกะพาสคัล ตามลำดับ อย่างไรก็ตาม การโตของเกรนเกิดขึ้นเมื่อเติมอนุภาคทังสเตนคาร์ไบด์ในปริมาณที่มากกว่าร้อยละ 40 โดยปริมาตร ส่งผลให้ความแข็งแรงลดลงเล็กน้อย แต่ความแข็งและความแข็งแรงก็ยังคงสูงและมีความเหนียว (4 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2}) เป็นที่ยอมรับ

2.3.3.3 การอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน (Hot Pressing)

การอัดขึ้นรูปด้วยความร้อนเป็นวิธีขึ้นรูปโดยใช้ความร้อนและพลังงานกลทำให้ชิ้นงานเกิดความหนาแน่น เนื่องจากพลังงานที่ใช้เป็นลักษณะแรงกดซึ่งช่วยให้อนุภาคสามารถเคลื่อนที่สัมผัสกันได้ดีขึ้นขณะเผาผนึกเป็นผลทำให้ชิ้นงานมีโครงสร้างสม่ำเสมอและมีความหนาแน่นสูงใกล้เคียงทางทฤษฎี วัสดุสามารถเกิดความหนาแน่นได้โดยปราศจากการใช้สารที่ช่วยในการเผาผนึก (sintering aids) หรือใช้สารดังกล่าวในปริมาณน้อยและขนาดเกรนละเอียด ทั้งนี้ไม่มีการใช้สารที่ช่วยในการยับยั้งการโตของเกรน การอัดขึ้นรูปในทิศทางเดียวด้วยความร้อน (Uniaxial Hot Pressing, HP) เป็นกระบวนการขึ้นรูปที่นิยมใช้กันมากที่สุดทั้งในห้องทดลองและในภาคอุตสาหกรรม แต่ก็มีข้อจำกัดมากคือผลิตภัณฑ์ที่ได้จากการอัดในทิศทางเดียวหรือสองทิศทาง (unidirectional or bidirectional pressing) จะมีรูปร่างเป็นแผ่นงานหรือทรงกระบอกเท่านั้น ข้อจำกัดอีกข้อหนึ่งก็คือความหนาของชิ้นงานและ/หรือจำนวนชิ้นงานที่สามารถอัดให้ความร้อนได้พร้อมๆ กัน⁽²⁷⁾ เนื่องจากทังสเตนคาร์ไบด์เป็นสารที่ไม่ใช่ออกไซด์และสามารถเกิดการออกซิเดชันได้ง่ายเมื่อเผาในบรรยากาศปกติที่อุณหภูมิมากกว่า 500 องศาเซลเซียส⁽²²⁾ ประกอบกับการอัดขึ้นรูปด้วยความร้อนอาจต้องใช้อุณหภูมิสูง จึงมักมีการเผาที่บรรยากาศแก๊สเฉื่อย เช่น อาร์กอนหรือ

ไนโตรเจน อีกทั้งใช้เตาเผาและอุปกรณ์การอัดที่ผลิตจากแกรไฟต์ แต่ที่อุณหภูมิสูงแม่พิมพ์ที่ทำจากแกรไฟต์จะทำปฏิกิริยากับชิ้นงานเซรามิกดังนั้นจึงควรใช้สารยับยั้งปฏิกิริยา เช่น โบรอนไนไตรด์เคลือบผนังด้านในของแบบอัด⁽²¹⁾ สำหรับส่วนประกอบภายในห้องอัดขึ้นรูปด้วยความร้อนแสดงดังรูปที่ 2.10 วัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ที่เตรียมโดยวิธีนี้มักใช้ อุณหภูมิในการเผาผนึกที่ 1450 - 1650 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 30 - 60 นาที

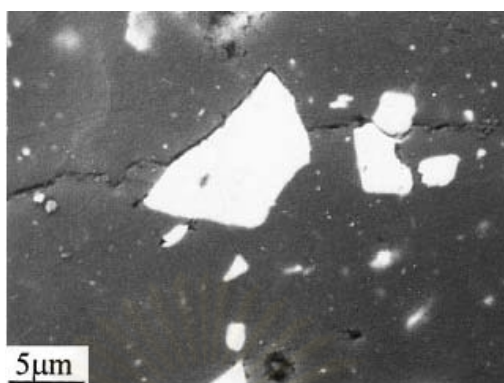


รูปที่ 2.10 ส่วนประกอบภายในห้องอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน⁽²⁷⁾

W. Acchar และคณะ⁽⁷⁻⁸⁾ ได้เตรียมวัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ซึ่งอัดขึ้นรูปด้วยความร้อนที่ความดัน 100 เมกะพาสคัล อุณหภูมิ 1650 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 30 นาที นอกจากนี้ยังอัดขึ้นรูปด้วยความร้อนที่ความดัน 20 เมกะพาสคัล อุณหภูมิ 1450 องศาเซลเซียสในความดันบรรยากาศอาร์กอน พบว่าวัสดุชนิดนี้มีค่าความแข็งอยู่ในช่วง 16-19 กิกะพาสคัล และมีค่าความเหนียวสูงที่สุดเท่ากับ 7.1 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2} เมื่อเติมทังสเตนคาร์ไบด์ร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก ส่วน L. Wang และคณะ⁽⁵⁻⁶⁾ ได้เตรียมวัสดุชนิดนี้โดยอัดขึ้นรูปด้วยความร้อนที่ความดันบรรยากาศ 12 เมกะพาสคัล อุณหภูมิ 1450 องศาเซลเซียสและ 1550 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 1 ชั่วโมง พบว่าวัสดุเชิงประกอบมีสมบัติทางกลและมีสมบัติทางความร้อนดีขึ้น ซึ่งทำให้วัสดุเชิงประกอบสามารถทนต่อการเปลี่ยนอุณหภูมิอย่างเฉียบพลันเพิ่มขึ้นอีก 70 องศาเซลเซียส และมีความเหนียวและความแข็งแรงเท่ากับ 5.13 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2} และ 580 เมกะพาสคัล ตามลำดับ

งานวิจัยของ W. Acchar และ L. Wang มีความสอดคล้องกันกล่าวคือ ทังสเตนคาร์ไบด์ที่กระจายอย่างสม่ำเสมออยู่ในเนื้อพื้นอะลูมินาทำให้ขนาดเกรนของอะลูมินาลดลงและอนุภาคทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีอยู่ไปขัดขวางการขยายตัวของรอยแตก ทำให้รอยแตกเบี่ยงเบนไปจากเดิม

(ดังรูปที่ 2.11) ทำให้แรงขับเคลื่อนที่ทำให้เกิดรอยแตกที่ปลายรอยแตกอ่อนแรงลง ซึ่งกลไกนี้ช่วยเพิ่มความเหนียวและความแข็งแรงของวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้



รูปที่ 2.11 รอยแตกในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์⁽⁵⁾

2.3.3.4 การเผาผนึกแบบปราศจากแรงดัน (Pressureless Sintering)

การเผาผนึกด้วยวิธีนี้ส่งผลให้สมบัติทางกลของวัสดุไม่ดีเมื่อเปรียบเทียบกับวิธีการอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน อย่างไรก็ตามการผลิตวัสดุด้วยวิธีนี้มีค่าใช้จ่ายน้อยกว่า ทำให้การเตรียมวัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ด้วยวิธีการเผาผนึกแบบปราศจากแรงดันยังคงมีความน่าสนใจ W. Acchar และคณะ⁽⁷⁾ ได้เติม Y_2O_3 ร้อยละ 3 โดยน้ำหนักในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีผงทังสเตนคาร์ไบด์ร้อยละ 5 10 20 และ 30 โดยน้ำหนัก ทำการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1650 องศาเซลเซียสเป็นระยะเวลา 30 นาที ในความดันบรรยากาศอาร์กอน พบว่าการเผาผนึกแบบปราศจากแรงดันทำให้วัสดุเชิงประกอบมีความหนาแน่นต่ำซึ่งส่งผลให้ความแข็งแรงและความเหนียวต่ำ ส่วนการเติม Y_2O_3 แม้จะเพิ่มความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบได้มากกว่า 95 %TD แต่ความแข็งแรงและความเหนียวก็ยังไม่เพิ่มขึ้นเนื่องจากมีเฟสของอิตเทรียมอะลูมินาแกมมา (3 Y_2O_3 .5Al $_2O_3$: YAG) หลงเหลืออยู่ซึ่งไปลดความแข็งแรงของพันธะระหว่างเกรนของอะลูมินากับทังสเตนคาร์ไบด์ ส่วนการเติมทังสเตนคาร์ไบด์ในปริมาณที่มากขึ้นทำให้ขนาดเกรนของอะลูมินาเล็กลง สำหรับวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่ขึ้นรูปด้วยวิธีนี้ปริมาณของทังสเตนคาร์ไบด์ที่เหมาะสมอยู่ที่ร้อยละ 10 โดยน้ำหนัก ซึ่งให้ความแข็งแรงและความเหนียวสูงที่สุด ส่วนการเติม Y_2O_3 ปริมาณของทังสเตนคาร์ไบด์ที่เหมาะสมอยู่ที่ร้อยละ 20 โดยน้ำหนัก

การเผาวัสดุเชิงประกอบอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์โดยปราศจากแรงดันเพื่อใช้เป็นวัสดุตัดยังมีข้อจำกัดในการใช้งานเนื่องจากสมบัติทางกลมีค่าค่อนข้างต่ำ อย่างไรก็ตามเมื่อเปรียบเทียบการผลิตวัสดุเชิงประกอบด้วยวิธีนี้กับวิธีอื่นๆ ที่กล่าวมาข้างต้น พบว่าวิธีนี้มีค่าใช้จ่ายในการผลิตไม่สูงมาก สามารถผลิตชิ้นงานได้จำนวนมาก อีกทั้งมีกระบวนการผลิตที่ไม่ซับซ้อน

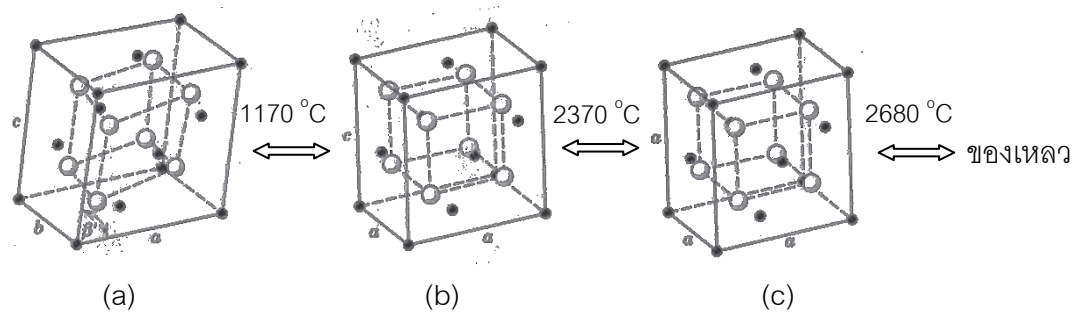
เหมือนวิธีอื่นๆ ส่วนการปรับปรุงสมบัติทางกลโดยเฉพาะอย่างยิ่งความเหนียวและความแข็งแรง ให้เพียงพอต่อการนำไปใช้งานเป็นเรื่องที่ต้องทำการศึกษาต่อไป ซึ่งวัสดุโดยทั่วไปนิยมเติมเซอร์โคเนียเพื่อเพิ่มความเหนียวโดยอาศัยการเปลี่ยนเฟส (transformation toughening) ดังจะกล่าวในหัวข้อต่อไป

2.4 เซอร์โคเนีย

2.4.1 โครงสร้างผลึกของเซอร์โคเนีย

เซอร์โคเนียเป็นวัสดุเซรามิกอีกชนิดหนึ่งซึ่งสามารถพบได้ตามธรรมชาติ เซอร์โคเนียที่เกิดขึ้นตามธรรมชาติโดยทั่วไปจะพบอยู่ในรูปแร่แบดดีเลอไซด์ (Baddeleyite : ZrO_2) หรือเซอร์คอน ($ZrSiO_4$) ซึ่งมักจะมีปริมาณของ Hafnium Oxide เจือปนอยู่เล็กน้อย เมื่อแยกสิ่งเจือปนออกจากแบดดีเลอไซด์แล้วได้เซอร์โคเนียบริสุทธิ์มากถึงร้อยละ 80-90

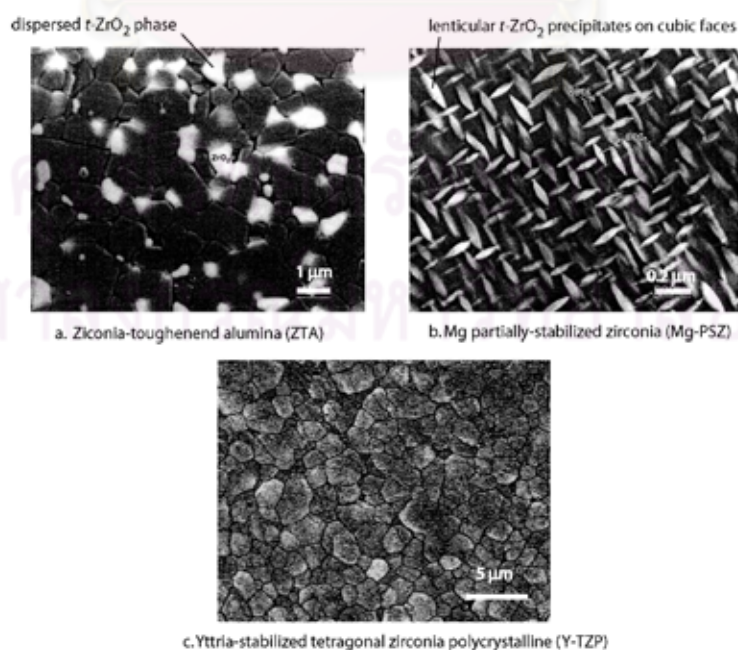
เซอร์โคเนียมีสมบัติเด่นหลายประการ เช่น ความหนาแน่นสูง การนำความร้อนต่ำ ทนต่อการกัดกร่อน มีความแข็งและมีความเหนียวสูง เซอร์โคเนียบริสุทธิ์มีรูปผลึกอยู่ 3 รูปผลึกด้วยกัน^(20, 28) คือ มอโนคลินิก (monoclinic : $m-ZrO_2$) เททระโกนัล (tetragonal : $t-ZrO_2$) และ ลูกบาศก์ (cubic : $c-ZrO_2$) ดังรูปที่ 2.12 แต่ละรูปผลึกจะเสถียร (stable) ที่อุณหภูมิแตกต่างกันไป รูปผลึกแบบมอโนคลินิกจะเสถียรที่อุณหภูมิห้องจนถึงอุณหภูมิ 1170 องศาเซลเซียสและจะเกิดการเปลี่ยนรูปผลึกเป็นเททระโกนัลในช่วงอุณหภูมิ 1170 - 2370 องศาเซลเซียส รูปผลึกแบบลูกบาศก์มีความเสถียรในช่วงอุณหภูมิ 2370 - 2680 องศาเซลเซียส ก่อนหลอมเหลว มอโนคลินิกสามารถเปลี่ยนรูปผลึกไปเป็นเททระโกนัลและลูกบาศก์ที่อุณหภูมิสูงขึ้นซึ่งผลของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างนี้จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงปริมาตร 3 - 5 เปอร์เซ็นต์ โดยผลของการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวก่อให้เกิดความเค้น (internal stress) สูงและเกิดรอยแตกของเซอร์โคเนียบริสุทธิ์ขณะเย็นตัวจากอุณหภูมิสูง นอกจากนี้ยังส่งผลให้มอดูลัสความยืดหยุ่นและความแข็งแรงลดลง⁽²⁹⁾ ทำให้เซอร์โคเนียบริสุทธิ์ไม่สามารถใช้เป็นวัสดุทนไฟโดยตรงได้ อย่างไรก็ตามผลของการเปลี่ยนแปลงปริมาตรดังกล่าวนี้กลับเป็นจุดเด่นของเซอร์โคเนีย กล่าวคือสามารถนำมาใช้ประโยชน์ได้โดยการเติมสารบางตัวที่เรียกว่า สารสร้างความเสถียร เมื่อเติมสารดังกล่าวแล้วเซอร์โคเนียจะสามารถคงรูปผลึกที่อุณหภูมิสูง ณ อุณหภูมิห้องและนำมาใช้งานที่อุณหภูมิปกติและมีสมบัติพิเศษที่สำคัญมากประการหนึ่งคือความเหนียวซึ่งเซรามิกชนิดอื่นไม่มี



รูปที่ 2.12 โครงสร้างผลึกของเซอร์โคเนีย (a) มอนอคลินิก (b) เทตระโกนัล และ (c) ลูกบาศก์⁽³⁰⁾

2.4.2 รูปแบบเสถียรของเซอร์โคเนีย

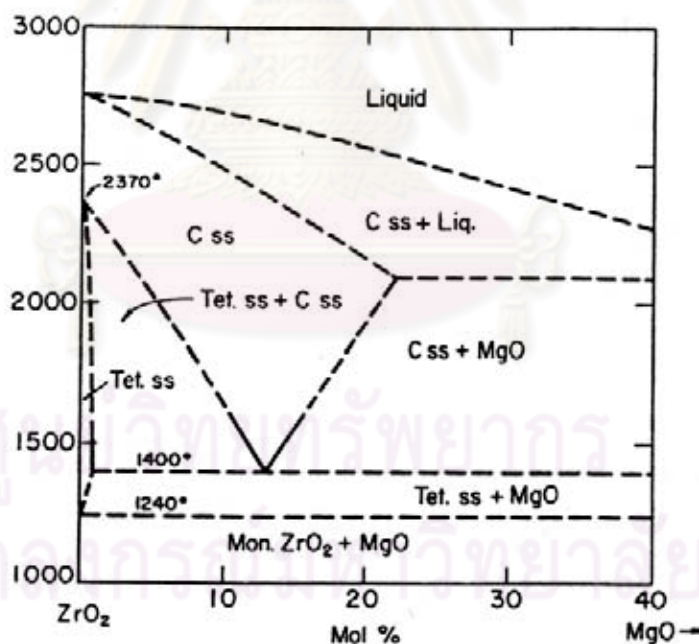
สารสร้างความเสถียรบางตัวถูกเติมเข้าไปเพื่อป้องกันการเกิดความเสียหายเนื่องจากการเปลี่ยนรูปผลึก โดยสารที่นิยมใช้โดยทั่วไปมักเป็นสารประกอบออกไซด์ เช่น แมกนีเซียมออกไซด์ (MgO) อิตเทรียมออกไซด์ (Y_2O_3) แคลเซียมออกไซด์ (CaO) สแกนเดียมออกไซด์ (Sc_2O_3) อิตเทอบียมออกไซด์ (Yb_2O_3) ไททานเนียมไดออกไซด์ (TiO_2) และซีเซียมออกไซด์ (CeO_2)^(9, 28, 31) เป็นต้น เมื่อเติมเข้าไปในเซอร์โคเนียในปริมาณที่เหมาะสม สารดังกล่าวนี้จะทำให้โครงสร้างของเซอร์โคเนียเสถียรในรูปแบบผลึกแบบเทตระโกนัลหรือลูกบาศก์ การเติมสารสร้างความเสถียรที่ต่างชนิดและปริมาณที่ต่างกันจะทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่ต่างกัน ซึ่งสามารถแบ่งลักษณะความแตกต่างของโครงสร้างจุลภาคได้เป็น 3 ลักษณะ (ดังรูปที่ 2.13) คือ Partially Stabilized Zirconia (PSZ), Tetragonal Zirconia Polycrystals (TZP) และ Zirconia – Toughened Ceramics (ZTCs)



รูปที่ 2.13 ลักษณะโครงสร้างของรูปแบบเสถียรของเซอร์โคเนีย⁽³²⁾

2.4.2.1 Partially Stabilized Zirconia (PSZ)

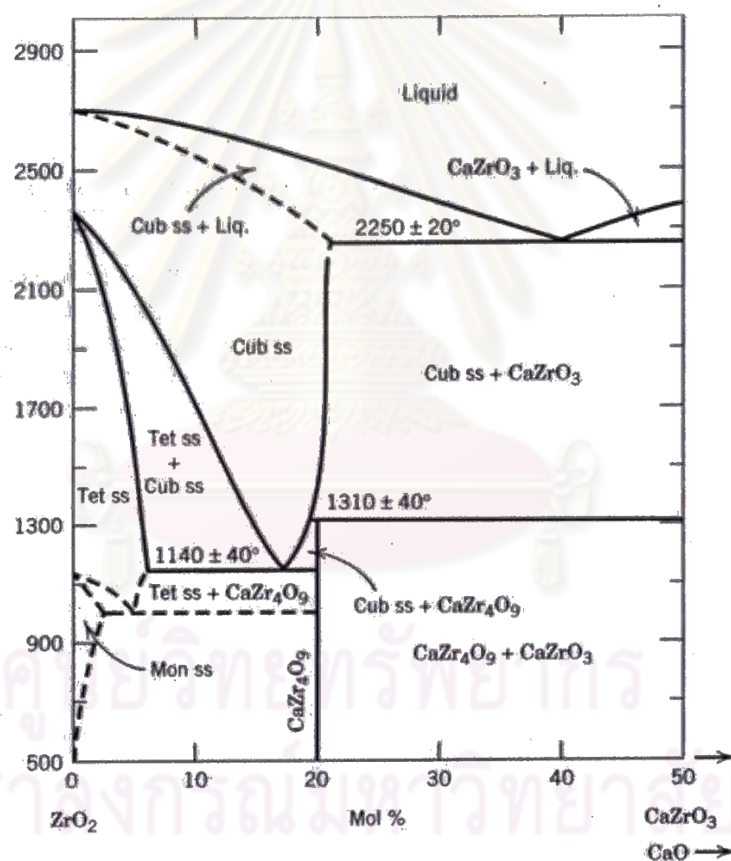
PSZ คือลักษณะของเซอร์โคเนียที่บางส่วนเสถียรในรูปผลึกเทอร์อะโกนัลแล้วกระจายอยู่ในรูปผลึกแบบลูกบาศก์ โดยทั่วไปการทำให้เกิดโครงสร้างลักษณะนี้จะใช้ MgO หรือ CaO เป็นสารสร้างความเสถียร โดยทั่วไปแล้ว Mg-PSZ ในทางอุตสาหกรรมมีการใช้ปริมาณของ MgO ในช่วง 8 – 10 mol% หากพิจารณาจากเฟสไดอะแกรมในระบบของ ZrO_2 และ MgO ดังรูปที่ 2.14 เมื่อพิจารณาในช่วง MgO น้อยกว่า 8 mol% จะพบว่าต้องใช้อุณหภูมิสูงในการเกิดสารละลายของแข็งอย่างสม่ำเสมอในรูปผลึกลูกบาศก์ หากทำให้สารละลายของแข็งนี้เย็นตัวอย่างรวดเร็ว (quench) มาอยู่ในบริเวณที่เกิดสารละลายของแข็งรูปผลึกลูกบาศก์และรูปผลึกเทอร์อะโกนัลในบริเวณนี้จะเกิดนิวเคลียสของสารละลายแข็งรูปผลึกเทอร์อะโกนัลซึ่งสามารถควบคุมขนาดของนิวเคลียสได้ โดยการควบคุมอัตราการลดอุณหภูมิจากช่วงอุณหภูมิดังกล่าวมาที่อุณหภูมิต่ำของกระบวนการดังกล่าวนี้จะได้ PSZ ผลึกของเทอร์อะโกนัลนี้สามารถเปลี่ยนรูปเป็นมอโนคลินิกเซอร์โคเนียได้เมื่อมีแรงภายนอกมากระทำจึงเป็นกระบวนการการเกิดความเหนียวที่สำคัญกระบวนการหนึ่ง ดังจะกล่าวถึงในรายละเอียดต่อไป ส่วนช่วง MgO มากกว่า 10 mol% มีการเกิดสารละลายของแข็งไม่มากพอที่จะเกิดการเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส⁽³¹⁾



รูปที่ 2.14 เฟสไดอะแกรมของ MgO – ZrO₂⁽³¹⁾

แคลเซียมออกไซด์ (CaO) เป็นสารประกอบออกไซด์ชนิดหนึ่งที่น่าสนใจเพื่อทำให้เกิดสารละลายของแข็งในเซอร์โคเนีย เมื่อพิจารณาเฟสไดอะแกรมในระบบของ CaO – ZrO₂ ดังรูปที่ 2.15 พบว่ามีช่วงที่น่าสนใจด้วยกัน 3 ช่วง คือ ช่วงที่ปริมาณ CaO น้อยกว่า 6 mol% ที่อุณหภูมิต่ำ

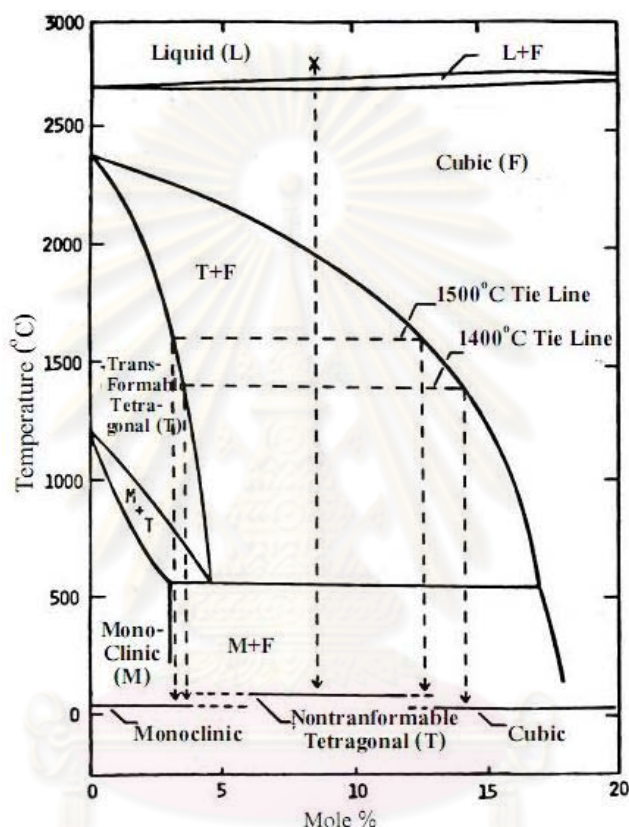
กว่า 2000 องศาเซลเซียส จะเกิดสารละลายของแข็งมอโนคลินิกกับ CaZr_4O_9 ในช่วงที่ปริมาณ CaO อยู่ระหว่าง 6 – 17 mol% โดยประมาณ ที่อุณหภูมิสูงกว่า 1140 องศาเซลเซียส จะเกิดสารละลายของแข็งลูกบาศก์และเทตระโกนัล (PSZ) เมื่อทำให้เกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว เทตระโกนัลจะเปลี่ยนเป็นมอโนคลินิกในผลึกลูกบาศก์ที่กึ่งเสถียร หากเกิดการเย็นตัวอย่างช้าๆ ในช่วงอุณหภูมิ 1000 – 1140 องศาเซลเซียส จะเกิดสารละลายของแข็งเทตระโกนัล นอกจากนี้ที่อุณหภูมิในการเย็นตัวต่ำกว่า 1000 องศาเซลเซียส ก่อให้เกิด martensitic transformation ของสารละลายของแข็งเทตระโกนัลไปเป็นมอโนคลินิก ในช่วงปริมาณของ CaO ที่ก่อให้เกิดผลึกลูกบาศก์นั้นเรียกว่า fully stabilized zirconia โดยทั่วไปแล้วผลึกลูกบาศก์นี้อยู่ในสภาวะกึ่งเสถียร การเผาแซ่ (aging) ที่อุณหภูมิสูงกว่า 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลานานสามารถทำให้เปลี่ยนรูปผลึกได้^(28, 33)



รูปที่ 2.15 เฟสไดอะแกรมของ $\text{CaO} - \text{ZrO}_2$ ⁽³⁰⁾

2.4.2.2 Tetragonal Zirconia Polycrystals (TZPs)

TZP คือ เซอร์โคเนียที่เสถียรอยู่ในรูปผลึกเทตระโกนัลทั้งหมด โดยทั่วไปจะเกิดจากการใช้ Y_2O_3 เป็นสารสร้างความเสถียร หากพิจารณาเฟสไดอะแกรมในระบบของ $Y_2O_3 - ZrO_2$ ในช่วง 0 – 5 mol% ของ Y_2O_3 จะพบว่าที่ช่วงอุณหภูมิประมาณ 1300 - 1650 องศาเซลเซียส เซอร์โคเนียจะอยู่ในรูปผลึกเทตระโกนัลเกือบทั้งหมด ซึ่งหากทำให้เซอร์โคเนียที่อยู่ในสภาพดังกล่าวเย็นตัวอย่างรวดเร็วมาที่อุณหภูมิห้องจะได้เซอร์โคเนียที่อยู่ในรูป TZP ดังรูปที่ 2.16



รูปที่ 2.16 เฟสไดอะแกรมของ $Y_2O_3 - ZrO_2$ ⁽²⁰⁾

2.4.2.3 Zirconia – Toughened Ceramics (ZTCs)

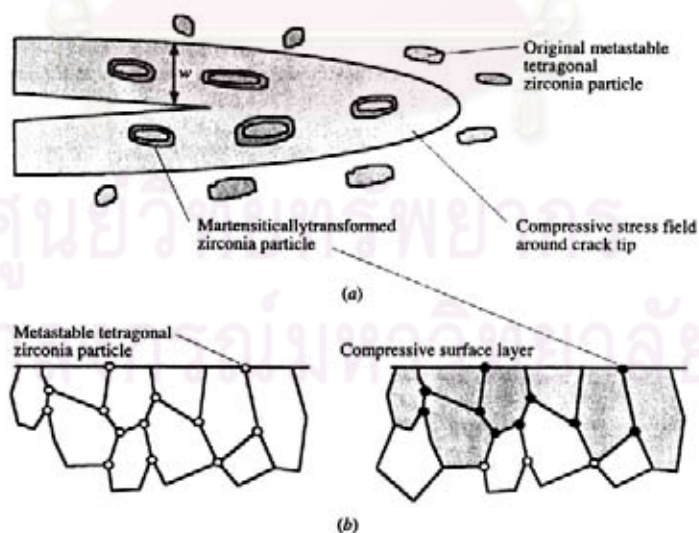
ZTCs คือรูปผลึกเทตระโกนัลหรือมอโนคลินิกของเซอร์โคเนียที่มีความละเอียดระดับไมครอนกระจายอยู่ในเนื้อพื้นอื่นที่ไม่ใช่เซอร์โคเนีย เช่น อะลูมินาและมัลไลต์ หากเซอร์โคเนียกระจายอยู่ในเนื้อพื้นอะลูมินาโดยทั่วไปเรียกว่า Zirconia toughened alumina (ZTA) ส่วนเซอร์โคเนียที่กระจายอยู่ในเนื้อพื้นมัลไลต์เรียกว่า Zirconia toughened mullite (ZTM) การเปลี่ยนรูปผลึกของเซอร์โคเนียในกรณีนี้ขึ้นอยู่กับขนาดอนุภาค ลักษณะทางสัณฐานวิทยาและตำแหน่งที่อนุภาคเซอร์โคเนียกระจายอยู่ (ตามขอบเกรนหรือในเกรนของเนื้อพื้น)⁽³²⁾ สำหรับ ZTA ทำให้ได้วัสดุที่มีความเหนียวและความทนต่อการเปลี่ยนอุณหภูมิอย่างเฉียบพลันสูงขึ้น นอกจากนี้ยังมีความเฉื่อยต่อปฏิกิริยาสูงแต่ส่งผลให้ความแข็งแรงและความทนต่อการสึกหรอลดลงเมื่อเทียบ

กับอะลูมินา⁽³⁴⁻³⁵⁾ ส่วนวัสดุ ZTM มีความแข็ง ความเหนียวและความต้านทานการตัดโค้ง คุณณหภูมิห้องสูงกว่ามัลไลต์⁽³⁶⁾ แต่มีความทนต่อการสึกหรอลดลงเช่นเดียวกัน

2.4.3 กลไกการเพิ่มความเหนียว (Transformation toughening)

กลไกการเพิ่มความเหนียวของเซอร์โคเนียโดยทั่วไปแบ่งออกเป็น 2 กลุ่ม คือ (1) การเพิ่มความเหนียวโดยการเปลี่ยนเฟสเป็นเทตระโกนัลในเซอร์โคเนีย (stress induced transformation toughening) และ (2) การเพิ่มความเหนียวโดยการเกิดรอยแตกระดับจุลภาค (microcracking)⁽²⁹⁾

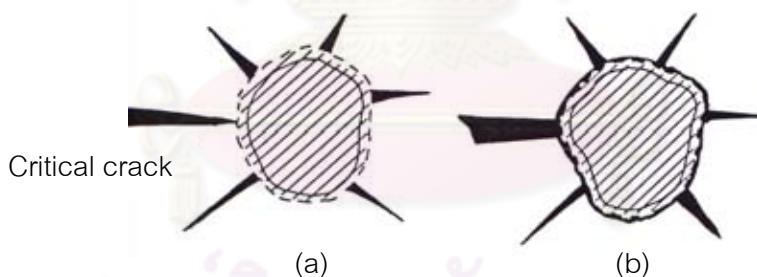
ดังที่กล่าวมาข้างต้นการเพิ่มความเสถียรของเซอร์โคเนียให้มีผลึกเทตระโกนัลซึ่งอยู่ในสภาวะกึ่งเสถียรกระจายอยู่ในผลึกลูกบาศก์ เมื่อวัสดุถูกกระทำด้วยความเค้น (stress) อาจอยู่ในรูปของแรงกระแทก (impact) แรงขัดสี (wear) หรือจากการทุบตี (attack) เทตระโกนัลนี้จะรับพลังงานเอาไว้ โดยเอามาใช้สำหรับการเปลี่ยนโครงสร้างเป็น มอโนคลินิกซึ่งเป็นเฟสที่เสถียรกว่าเทตระโกนัล การเปลี่ยนโครงสร้างนี้จะเกิดเฉพาะบริเวณที่ถูกแรงกระทำและเกิดการเปลี่ยนแปลงปริมาตร ทำให้เกิดความเค้นอัด (compressive strain) ขึ้นรอบๆ ผลึกมอโนคลินิกดังรูปที่ 2.17 เมื่อมีรอยแตกและผ่านบริเวณที่มีความเค้นอัดจะทำให้รอยแตกต้องใช้พลังงานมากในการเคลื่อนที่ผ่านบริเวณนั้นหรือกล่าวอีกนัยหนึ่งคือการแตกผ่านบริเวณนั้นมีความยากยิ่งขึ้นเนื่องจากเกิดแรงกดบริเวณปลายของรอยแตก ทำให้วัสดุสามารถต้านทานการแตกหักได้ดียิ่งขึ้น ความเหนียวและความแข็งแรงสูงขึ้น หากเทตระโกนัลมีขนาดเล็กพอเมื่อเกิดการเย็นตัวหลังการเผาก็สามารถเกิดเฟสเทตระโกนัลกึ่งเสถียรได้เช่นกัน^(28, 33, 37)



รูปที่ 2.17 (a) บริเวณของความเค้นอัดที่เกิดจากการเปลี่ยนเฟส และ (b) การเกิด martensitic transformation บนผิวหน้าวัสดุที่ได้รับการขัดซึ่งทำให้เกิดความเค้นอัดบริเวณผิวด้านหน้า⁽³⁷⁾

ช่วงขนาดอนุภาควิกฤติ (critical particle size) ของเซอร์โคเนียก็มีความสำคัญในการเปลี่ยนเฟสและการเกิดความเหนียว หากมีขนาดเล็กกว่าขนาดวิกฤติก็จะไม่เกิดการเปลี่ยนเฟส หากมีขนาดใหญ่กว่าขนาดวิกฤติการเปลี่ยนเฟสจะเกิดขึ้นเอง (spontaneous transform) ขนาดวิกฤตินี้ขึ้นอยู่กับเนื้อพื้นและองค์ประกอบของเซอร์โคเนีย เช่น สารสร้างความเสถียรหรือ chemical free energy⁽³³⁾

กระบวนการเย็นตัวหลังการเผาสามารถทำให้วัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิกที่มีอนุภาคของเซอร์โคเนียกระจายอยู่เกิดการเปลี่ยนเฟสซึ่งเป็นสาเหตุให้เกิดรอยแตกระดับจุลภาคเนื่องจากเนื้อพื้นที่อยู่โดยรอบอนุภาคของเซอร์โคเนียต้านการขยายตัวของเซอร์โคเนียทำให้เกิดความเค้นเกิดขึ้นบริเวณนั้น การเกิดรอยแตกระดับจุลภาคสามารถลดความเค้นที่เกิดขึ้นนี้ได้ดังรูปที่ 2.18 เมื่อชิ้นงานเกิดรอยแตกและรอยแตกนั้นผ่านมาถึงอนุภาคของเซอร์โคเนียที่มีการเปลี่ยนเฟสรอยแตกจะเกิดการเบี่ยงเบนไปและความเค้นที่อยู่ปลายรอยแตกจะถูกรอยแตกระดับจุลภาคดูดกลืนพลังงานหรือกระจายพลังงานของรอยแตกดังรูปที่ 2.18 (b) โดยรอยแตกระดับจุลภาคจะขยายออกจากอนุภาคที่เกิดการเปลี่ยนเฟสตามทิศทางของแนวเกรนทำให้ความเหนียวของเซรามิกเพิ่มขึ้น ขนาดของอนุภาคต้องมีขนาดใหญ่เพียงพอที่จะทำให้ เกิดการเปลี่ยนเฟสแต่ทำให้เกิดรอยแตกระดับจุลภาคในปริมาณจำกัด ซึ่งสามารถควบคุมได้โดยระยะเวลาในการเผาหรือสภาวะการเผาแช่ (ageing condition)



รูปที่ 2.18 การเปลี่ยนเฟสของเซอร์โคเนียซึ่งก่อให้เกิดรอยแตกระดับจุลภาครอบอนุภาคเซอร์โคเนีย (a) รอยแตกเคลื่อนเข้าไปยังอนุภาคและ (b) รอยแตกแยกออกเป็น 2 ส่วนซึ่งช่วยเพิ่มความเหนียว⁽³³⁾

บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย

งานวิจัยนี้ทำการอัดขึ้นรูปอะลูมินาและวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ และ Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 1.5 3.0 4.5 และ 6.0 โดยน้ำหนัก ตามลำดับ และทำการเผาผนึกแบบปราศจากแรงดัน ณ อุณหภูมิ 1400 – 1600 องศาเซลเซียส ซึ่งบทนี้ได้กล่าวถึงวัตถุดิบและสารเคมีที่ใช้ในการทดลอง เงื่อนไขและตัวแปรในการทดลอง เทคนิคการเตรียมตัวอย่าง การวัดสมบัติทางกายภาพและสมบัติทางกล รวมทั้งการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ซึ่งสามารถแบ่งออกเป็นหัวข้อต่างๆ ดังต่อไปนี้

3.1 วัตถุดิบและสารเคมี

วัตถุดิบหลักที่ใช้ในการทดลองนี้ คือ ผงอะลูมินา (สูตรเคมี Al_2O_3) เกรด AKP30 จากบริษัท Sumitomo chemical ประเทศญี่ปุ่น เป็นอะลูมินาที่มีความบริสุทธิ์มากกว่าร้อยละ 99.99 โดยน้ำหนัก (มีขนาดอนุภาค 0.3 ไมครอน) และมีพื้นที่ผิวจำเพาะ 5-10 ตารางเมตรต่อกรัม⁽³⁸⁾ และใช้ผงทังสเตนคาร์ไบด์ (สูตรเคมี WC) จากบริษัท ATI Alldyne ประเทศสหรัฐอเมริกา

สำหรับสารเติมแต่งที่ใช้ คือ ผงเซอร์โคเนียกึ่งเสถียร (Partially Stabilized Zirconia, PSZ) 2 ชนิด ได้แก่ Mg-PSZ และ Ca-PSZ จากบริษัท Fukushima ประเทศญี่ปุ่น ส่วนตัวเชื่อมประสานที่ใช้คือ พอลิไวนิลบิวทิลอล (PVB) จากบริษัท Wako Pure Chemical ประเทศญี่ปุ่น ซึ่งมีน้ำหนักโมเลกุล 630 รวมทั้งใช้เอทานอล (สูตรเคมี C_2H_6O) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.9 โดยปริมาตร จากบริษัท J. T. Baker ประเทศมาเลเซีย เป็นตัวกลางที่ใช้ในการบดผสมผงวัตถุดิบ

3.2 ระเบียบวิธีทดลอง

3.2.1 การออกแบบการทดลอง

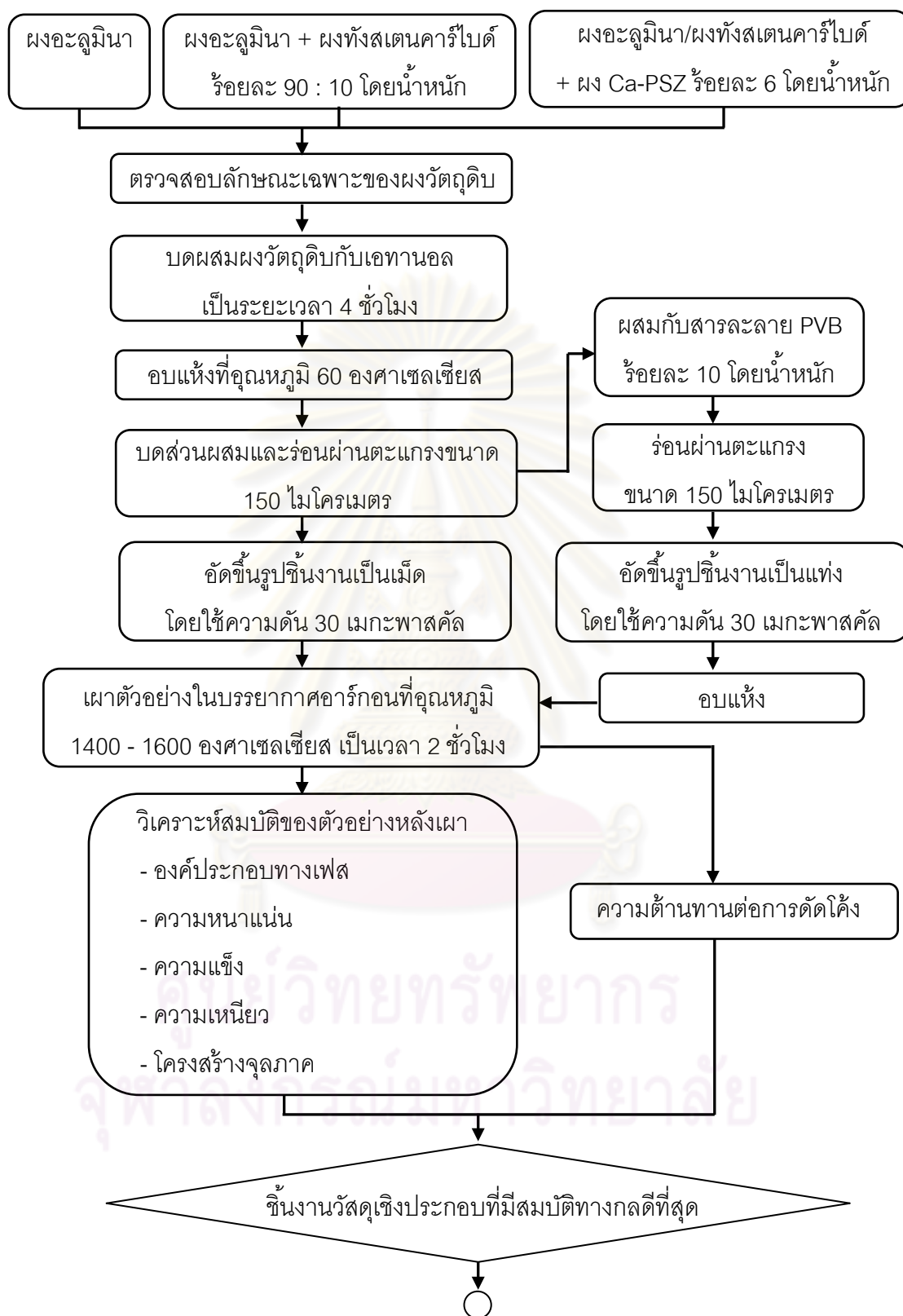
สำหรับการทดลองในงานวิจัยนี้ได้แบ่งออกเป็น 2 ส่วน กล่าวคือ การทดลองตอนที่ 1 เป็นการทดลองเพื่อหาอุณหภูมิที่เหมาะสมที่ทำให้วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ หรือ Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง มีสมบัติทางกลเหมาะสมที่สุดต่อการใช้งาน โดยเลือกตัวอย่างที่มีอัตราส่วนระหว่างอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ร้อยละ 90 : 10 โดยน้ำหนัก และใช้เซอร์โคเนียเจือปนในเนื้อส่วนผสมร้อยละ 6.0 โดยน้ำหนัก และทำการเผาผนึกในช่วงอุณหภูมิ 1400 – 1600 องศาเซลเซียส ดังรูปที่ 3.1

การทดลองตอนที่ 2 เป็นการทดลองเพื่อหาอัตราส่วนของสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่ออะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีสมบัติทางกลเหมาะสมที่สุดต่อการใช้งาน โดยมีอัตราส่วนระหว่างอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ร้อยละ 90 : 10 โดยน้ำหนัก และใช้เซอร์โคเนียเจือปนในเนื้อส่วนผสมตั้งแต่ร้อยละ 0 1.5 3.0 4.5 และ 6.0 โดยน้ำหนัก และทำการเผาผนึกที่อุณหภูมิที่ได้จากการทดลองตอนที่ 1 ดังรูปที่ 3.2

3.2.2 การเตรียมตัวอย่าง

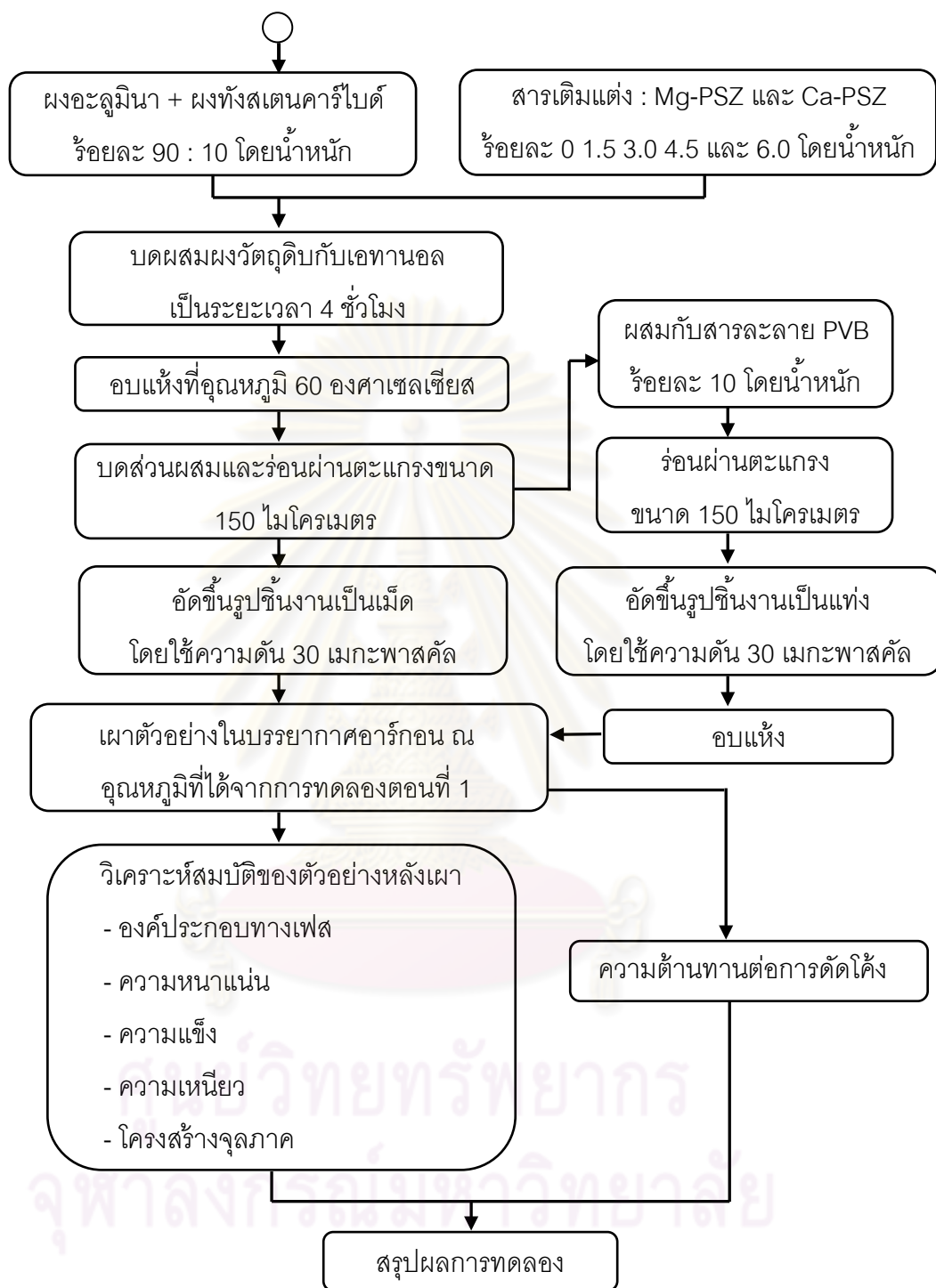
- 1) เตรียมส่วนผสมผงวัตถุดิบและบดผสมผงวัตถุดิบในเอทานอลให้เข้ากันด้วยลูกบดอะลูมินาเป็นเวลา 4 ชั่วโมง
- 2) คัดแยกลูกบดออกจากวัตถุดิบและอบแห้งที่อุณหภูมิ 60 องศาเซลเซียส
- 3) นำวัตถุดิบที่แห้งแล้วไปบดและร่อนด้วยตะแกรงร่อน 100 เมช ส่วนการเตรียมผงสำหรับอัดขึ้นรูปเพื่อวัดความต้านทานต่อการดัดโค้งทำได้โดยละลายพอลิไวนิลบิวทิลอลกับเอทานอลความเข้มข้นร้อยละ 5 โดยน้ำหนัก หลังจากนั้นผสมผงวัตถุดิบที่ร่อนแล้วกับสารละลายพอลิไวนิลบิวทิลอลร้อยละ 10 โดยน้ำหนักของส่วนผสม หลังจากนั้นนำไปร่อนด้วยตะแกรงร่อนอีกครั้ง
- 4) ขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดแบบไฮดรอลิกโดยใช้ความดัน 30 เมกะพาสคัล และใช้แม่พิมพ์ทรงกระบอกขนาดเส้นผ่าศูนย์กลาง 13 มิลลิเมตร ส่วนการอัดขึ้นรูปเพื่อนำไปวัดความต้านทานต่อการดัดโค้งใช้แม่พิมพ์รูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 36 มิลลิเมตร × 10 มิลลิเมตร
- 5) นำตัวอย่างที่ผ่านการอัดขึ้นรูปแล้วอบให้แห้งและใส่ในแม่แบบแกรไฟต์ที่เคลือบด้วยโบรอนไนไตรด์ แล้วนำไปเผาในเตาแกรไฟต์ที่ควบคุมบรรยากาศอาร์กอน (ดังแสดงในรูปที่ 3.3) โดยใช้อุณหภูมิการเผาในช่วง 1400 – 1600 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 2 ชั่วโมง สำหรับการทดลองตอนที่ 2 ทำโดยเปลี่ยนอุณหภูมิในการเผาผนึกเป็นอุณหภูมิที่เหมาะสมและได้จากการทดลองตอนที่ 1 ซึ่งมีระดับอุณหภูมิ ช่วงเวลาและบรรยากาศในการเผาผนึกสารตัวอย่างดังรูปที่ 3.4
- 6) ทำการวิเคราะห์สมบัติของตัวอย่างหลังเผา ได้แก่ องค์ประกอบทางเฟส ความหนาแน่น ความแข็ง ความเหนียว ความต้านทานต่อการดัดโค้งและโครงสร้างจุลภาค

การทดลองตอนที่ 1



รูปที่ 3.1 แผนผังงานวิจัย

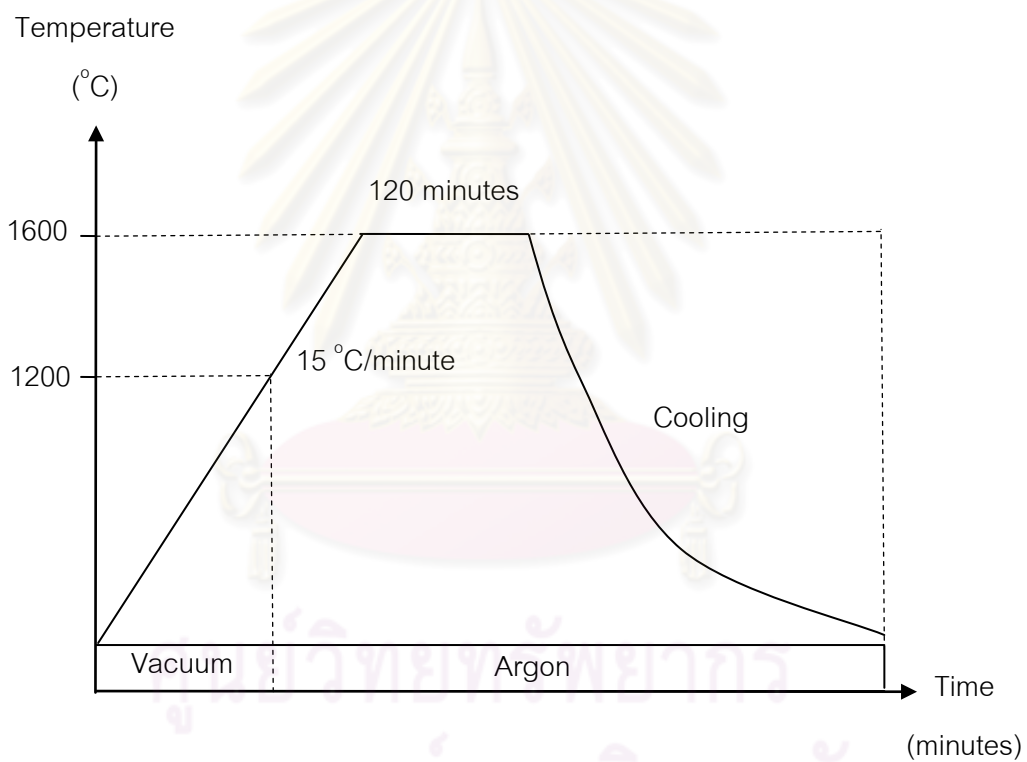
การทดลองตอนที่ 2



รูปที่ 3.2 แผนผังงานวิจัย (ต่อ)



รูปที่ 3.3 เตาเผาควบคุมบรรยากาศ (High-Multi 5000, FV PHP-R-5, FRET-25)



รูปที่ 3.4 ตารางการเผาฉนวนตัวอย่าง

3.3 การตรวจสอบลักษณะเฉพาะของผงวัสดุ

3.3.1 การกระจายขนาดของอนุภาค (Particle size distribution)

ทำการตรวจสอบการกระจายขนาดอนุภาคของผงอะลูมินา ผงทั้งสเตนคาร์ไบด์ ผง Mg-PSZ และผง Ca-PSZ โดยนำผงตัวอย่างมาทำการกระจายตัวในน้ำกลั่นและใช้เทคนิค Laser Light Scattering (Particle Size Analyzer, Mastersizer 2000, Malvern)

3.3.2 สัณฐานวิทยา (Morphology)

ตรวจสอบลักษณะทางสัณฐานวิทยาของผงอะลูมินา ผงทั้งสเตนคาร์ไบด์ ผง Mg-PSZ และผง Ca-PSZ โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope) (JSM-6480LV, JEOL) สำหรับการเตรียมตัวอย่างทำโดยติดเทปกาวคาร์บอนด้านบนของก้านวางตัวอย่าง และโรยผงตัวอย่างให้กระจายลงบนด้านหน้าเทปกาวคาร์บอนบางๆ จากนั้นใช้ลูกยางเป่าลมและแปดฝุ่นของเศษผงตัวอย่างที่ไม่ยึดติดบนก้านวางตัวอย่างออก ทำการฉาบผิวด้วยทองเพื่อทำให้เกิดการนำไฟฟ้า จากนั้นจึงนำเข้ากล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและใช้ความต่างศักย์ 20 กิโลโวลต์

3.3.3 องค์ประกอบทางเฟส (Phase content)

ตรวจสอบองค์ประกอบทางเฟสของผงอะลูมินา ผงทั้งสเตนคาร์ไบด์ ผง Mg-PSZ และผง Ca-PSZ โดยการใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ ด้วยเครื่อง X-ray Diffractometer (D8 Advanced, Bruker) สำหรับการเตรียมสารตัวอย่างทำได้โดยบดผงตัวอย่างให้ละเอียด หลังจากนั้นนำผงตัวอย่างใส่ลงในกรอบใส่ผงตัวอย่างแล้วใช้แผ่นกระจกสไลด์กีดผงตัวอย่างที่อยู่ในกรอบให้เรียบแน่นและกระจายเต็มกรอบใส่ผงตัวอย่าง เสร็จแล้วนำไปตรวจหาองค์ประกอบทางเฟสโดยมีตัวแปรที่ใช้ในการทดลองดังตารางที่ 3.1

ตารางที่ 3.1 ตัวแปรที่ใช้ในการหาองค์ประกอบทางเฟสด้วยเครื่อง X-ray Diffractometer

Scan angle (degree)	20-80
Scan rate (°/point)	0.02
Temperature (°C)	25 (Room temperature)
Target	Cu K _α ($\lambda = 1.54060 \text{ \AA}$)
Filter	Ni
Generator voltage (kV)	40
Generator current (mA)	40

3.4 การวิเคราะห์สมบัติของตัวอย่าง (Characterization)

3.4.1 ความหนาแน่นของตัวอย่าง (Density)

3.4.1.1 ความหนาแน่นของตัวอย่างก่อนเผา (Green density)

ความหนาแน่นของตัวอย่างก่อนเผา (ρ_{green}) สามารถหาได้โดยการชั่งน้ำหนักของตัวอย่าง (m) หลังจากขึ้นรูปด้วยการอัดและทำการวัดขนาดของเส้นผ่าศูนย์กลางและความหนาของตัวอย่างด้วยเวอร์เนีย หลังจากนั้นนำค่าที่วัดได้มาทำการคำนวณปริมาตร (V) และความหนาแน่นดังสมการ (3.1)

$$Green\ density\ (\rho_{green}) = \frac{m}{V} \quad (3.1)$$

3.4.1.2 ความหนาแน่นของตัวอย่างหลังเผา (As – sintered density)

ความหนาแน่นหลังเผาของตัวอย่างหรือความหนาแน่นรวม (bulk density, ρ_{bulk}) ใช้หลักการแทนที่ของของเหลว (Archimedes' method) โดยคำนวณความหนาแน่นรวมจากน้ำหนักที่ชั่งได้ตาม ASTM : Designation C830-93⁽³⁹⁻⁴⁰⁾ และคำนวณความหนาแน่นเชิงทฤษฎีจากกฎของผสม (Rule-of-mixtures) แล้วคำนวณความหนาแน่นสัมพัทธ์จากความหนาแน่นรวมและความหนาแน่นเชิงทฤษฎี

สำหรับวิธีการหาความหนาแน่นรวมโดยใช้หลักอาร์คิมิดีสทำดังนี้

- 1) นำตัวอย่างที่วางบนจานเพาะเชื้อ และน้ำกลั่นที่ใส่ในบีกเกอร์ขนาด 100 มิลลิเมตร ไปวางลงในเครื่องดูดอากาศโดยหันปากบีกเกอร์ให้ตรงกับจานเพาะเชื้อ
- 2) เปิดเครื่องดูดอากาศ แล้วสังเกตเข็มวัดความดันว่าลดลงหรือไม่ เมื่อความดันลดลงให้จับเวลาเพื่อดูดอากาศเป็นเวลา 30 นาที เพื่อกำจัดอากาศที่อยู่ในรูพรุนเปิด เมื่อครบ 30 นาทีแล้วเทน้ำกลั่นในบีกเกอร์ลงในจานเพาะเชื้อให้ท่วมตัวอย่างแล้วดูดอากาศอีก 45 นาที เพื่อให้ น้ำเข้าไปแทนที่อากาศในรูพรุนเปิด
- 3) นำตัวอย่างมาชั่งน้ำหนักเปียก (W_{sat}) และน้ำหนักของตัวอย่างในน้ำ (W_{sus}) ด้วยเครื่องชั่ง 4 ตำแหน่ง แล้วนำตัวอย่างไปอบที่อุณหภูมิ 110 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 24 ชั่วโมง หลังจากนั้นชั่งน้ำหนักแห้งของตัวอย่าง (W_{dry}) ด้วยเครื่องชั่ง 4 ตำแหน่ง
- 4) คำนวณความหนาแน่นรวม (W_{total}) ความหนาแน่นเชิงทฤษฎี (ρ_{th}) และความหนาแน่นสัมพัทธ์ (%TD) ดังสมการ (3.2) - (3.4) ตามลำดับ

$$Bulk\ density\ (\rho_{bulk}) = \frac{W_{dry}}{W_{sat} - W_{sus}} \times \rho_{water} \quad (3.2)$$

$$\text{Theoretical density } (\rho_{th}) = \frac{W_{total}}{\left(\frac{W_a}{\rho_a} + \frac{W_b}{\rho_b} + \dots\right)} \quad (3.3)$$

$$\text{Relative density } (\%TD) = \frac{\rho_{bulk}}{\rho_{th}} \times 100 \quad (3.4)$$

ความหนาแน่นของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ที่ใช้ใน การทดลองนี้แสดงดังตารางที่ 3.2

ตารางที่ 3.2 ความหนาแน่นของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ Mg-PSZ และ Ca-PSZ

วัสดุดิบ	ความหนาแน่น (กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร)
อะลูมินา	3.97 ^(27, 41)
ทั้งสแตนคาร์ไบด์	15.8 ⁽²⁷⁾
Mg-PSZ	5.71 ⁽⁹⁾ (3 wt% MgO, 97 wt% ZrO ₂)
Ca-PSZ	5.75 ⁽⁹⁾ (3 wt% CaO, 97 wt% ZrO ₂)

3.4.2 การหาค่าประกอบทางเฟสของตัวอย่าง (Phase content)

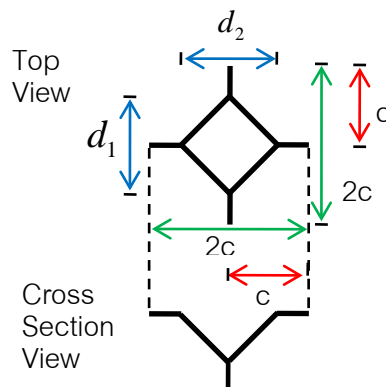
การหาค่าประกอบทางเฟสของตัวอย่างหลังเผาทำได้โดยการใช้นิวเคลียสเบนของ รังสีเอ็กซ์ ด้วยเครื่อง X-ray Diffractometer เช่นเดียวกับหัวข้อที่ 3.3.3

3.4.3 การทดสอบความแข็งและความเหนียว (Hardness and fracture toughness)

ความแข็งและความเหนียว ใช้เทคนิคการกดด้วยหัวกดวิกเกอร์สโดยใช้เครื่อง Vickers hardness tester (HV-50A, Laizhou Huayin) ดังแสดงในรูปที่ 3.5 (a) และใช้แรงกด 10 กิโลกรัม เป็นระยะเวลา 15 วินาที หลังจากนั้นทำการคำนวณหาความแข็งของตัวอย่างโดยวัดเส้นทแยงมุม ของรอยกด (d_1 และ d_2) บนตัวอย่างตาม ASTM : Designation C 1327-03⁽⁴²⁾ และคำนวณหา ความเหนียวของตัวอย่างโดยวัดความยาวของรอยแตก (c)⁽⁴³⁾ ดังรูปที่ 3.5 (b)



(a)

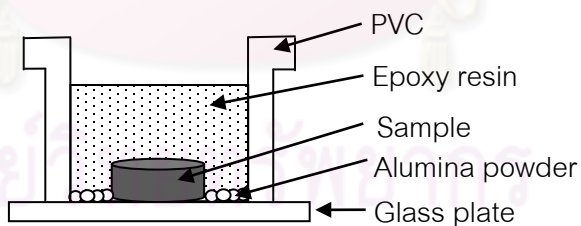


(b)

รูปที่ 3.5 (a) Vickers hardness tester และ (b) การวัดขนาดของรอยกดและความยาวของรอยแตกด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

การเตรียมตัวอย่างก่อนทำการวัดความแข็งและความเหนียวสามารถเตรียมได้ดังขั้นตอนต่อไปนี

1) ทำตัวเรือนเพื่อให้สะดวกในการถือจับ โดยการทาสีบนผิวหน้าของกระจกและท่อพีวีซีซึ่งใช้เป็นแบบหล่อเรซินขึ้นงาน หลังจากนั้นนำท่อพีวีซีวางบนกระจกและทำการอุดบริเวณรอยต่อด้วยดินน้ำมัน วางตัวอย่างบนกระจกบริเวณด้านในของท่อพีวีซี แล้วนำเรซินอีพอกซีที่ผสมกับสารช่วยในการแข็งตัวพร้อมกับผงอะลูมินาเทลงในท่อพีวีซี ดังรูปที่ 3.6 รอให้เรซินอีพอกซีแข็ง 24 ชั่วโมง จนสามารถนำออกจากแบบได้



รูปที่ 3.6 ภาคตัดขวางภายในตัวเรือน

2) เตรียมผิวของตัวอย่างด้วยการขัดผิวตัวอย่างให้เรียบ โดยขัดหยาบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 120 240 600 1200 และ 2500 ในการเปลี่ยนเบอร์ของกระดาษทรายทุกครั้งทำการล้างอนุภาคที่จับเกาะผิวหน้าตัวอย่างออกด้วยเครื่องสั่นสะเทือนคลื่นความถี่สูง

3) ขัดละเอียดด้วยผงเพชรขนาด 3 ไมครอนและ 1 ไมครอน ตามลำดับ บนผ้าสักหลาดและล้างอนุภาคที่จับเกาะผิวหน้าตัวอย่างออกด้วยเครื่องสั่นสะเทือนคลื่นความถี่สูง

4) เช็ดผิวหน้าตัวอย่างให้แห้งและเช็ดด้วยด้วยเอทานอล

5) นำตัวอย่างไปกดเพื่อวัดความแข็งและความเหนียวด้วยหัวกดวิกเกอร์สโดยใช้แรงกด 10 กิโลกรัม เป็นระยะเวลา 15 วินาที

6) วัดเส้นทแยงมุมของรอยกดและความยาวของรอยแตกที่เกิดขึ้นบนผิวตัวอย่างดังรูปที่

3.3 (b) หาค่าเฉลี่ยเส้นทแยงมุม (\bar{d}) และความยาวรอยแตกเฉลี่ย (\bar{c}) แล้วคำนวณหาความแข็ง (H_V) และความเหนียว (K_C) ของตัวอย่าง ตามสมการ (3.5)⁽⁴²⁾ และ (3.6)⁽⁴³⁾ ตามลำดับ

$$\text{Hardness}(H_V) = 1.8544 \times \left(\frac{P}{\bar{d}^2}\right) \quad (3.5)$$

$$\text{Fracture toughness}(K_C) = 0.0726 \left(\frac{P}{\bar{c}^{3/2}}\right) \quad (3.6)$$

3.4.4 การทดสอบความต้านทานต่อการดัดโค้ง (Flexural strength)

ความต้านทานต่อการดัดโค้งของวัสดุวัดด้วยวิธีการทดสอบแรงดัดโค้งแบบ 3 จุด ตาม ASTM : Designation C 1161-02c⁽⁴⁴⁾ โดยใช้เครื่อง Universal testing machine (5882, Instron) โดยมีขั้นตอนการเตรียมตัวอย่างดังนี้

- 1) ตัดตัวอย่างทรงสี่เหลี่ยมผืนผ้าขนาดกว้าง \times หนา \times ยาว ประมาณ 4 มิลลิเมตร \times 3 มิลลิเมตร \times 29 มิลลิเมตร ด้วยเครื่องตัดใบตัดเพชร (Isomet 1000, บริษัท เจ็บเซนแอนด์เจเนชั่น)
- 2) ชัดชิ้นงานให้ได้ระนาบด้วยจานขัดเพชรเบอร์ 170
- 3) ล้างอนุภาคที่จับเกาะผิวหน้าตัวอย่างออกด้วยเครื่องล้างทำความสะอาดความถี่สูง
- 4) นำตัวอย่างไปทดสอบโดยมีตัวแปรในการทดสอบดังต่อไปนี้

ความกว้างของจุดรองรับตัวอย่าง (L) = 20 มิลลิเมตร

ความเร็วในการกดดัดโค้ง = 0.2 มิลลิเมตรต่อนาที

จำนวนตัวอย่าง = 5 ชิ้นขึ้นไป

อุณหภูมิที่ใช้ในการทดสอบ = อุณหภูมิห้อง

บันทึกค่าความหนา (t) และความกว้างของชิ้นงาน (W) ตลอดจนค่าแรงกระทำ (P_f) ที่ได้ขณะชิ้นงานแตกหักและคำนวณความต้านทานต่อการดัดโค้ง (σ_f) ดังสมการ (3.7)

$$\text{Flexural strength}(\sigma_f) = \frac{3P_f L}{2wt^2} \quad (3.7)$$

3.4.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค (Microstructure)

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค ใช้เทคนิคการส่องกราดของอิเล็กตรอนด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (JSM-6480LV, JEOL) ก่อนตรวจโครงสร้างจุลภาคต้องนำ

ตัวอย่างที่ผ่านการขัดหยาบและขัดละเอียดออกจากตัวเรือนและกัดผิวด้วยความร้อน (thermal etching) ณ อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิเฟาผนัง 100 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 15 นาที ในบรรยากาศอาร์กอน หลังจากนั้นนำตัวอย่างติดเข้ากับก้านวางตัวอย่างโดยใช้เทปกาวคาร์บอนหรือเทปกาวทองแดงเป็นสารยึดติดตัวอย่างลงบนแผ่นหน้าของก้านวางตัวอย่าง หลังจากนั้นทำการฉาบผิวของตัวอย่างด้วยทองเพื่อทำให้เกิดการนำไฟฟ้าแล้วนำเข้าเครื่องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด เพื่อทำการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค สำหรับขนาดเกรนของเนื้อพื้นสามารถหาได้โดยวิธี lineal intercept ตาม ASTM : Designation E 112 – 96⁽⁴⁵⁾



ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

บทที่ 4

ผลการทดลองและการอภิปรายผล

สำหรับผลการทดลองในงานวิจัยนี้ได้แบ่งออกเป็น 3 ส่วน ส่วนที่หนึ่งกล่าวถึงการตรวจสอบลักษณะเฉพาะของผงวัตุดิบ ส่วนที่สองครอบคลุมเนื้อหาที่เกี่ยวกับผลของอุณหภูมิต่อสมบัติของอะลูมินาและวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีและไม่มีสารเติมแต่ง และส่วนสุดท้ายกล่าวถึงผลของปริมาณของสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ดังจะกล่าวถึงรายละเอียดการวิเคราะห์ข้อมูลต่อไปนี้

4.1 ลักษณะเฉพาะของผงวัตุดิบ

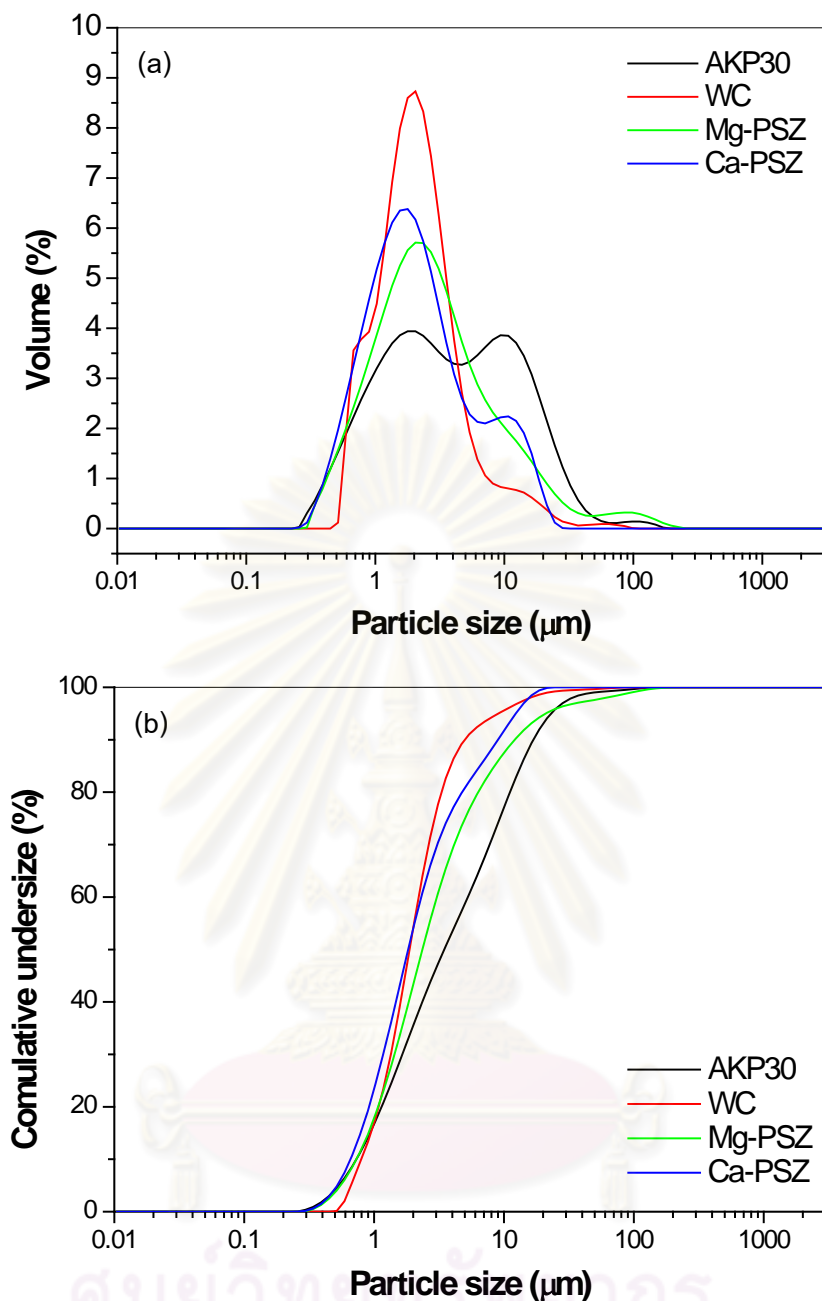
4.1.1 การกระจายขนาดอนุภาค

การกระจายขนาดอนุภาคของผงวัตุดิบแสดงดังรูปที่ 4.1 พบว่า ผงอะลูมินามีช่วงการกระจายขนาดอนุภาคอยู่ในช่วง 0.3 – 182 ไมครอน โดยมีช่วงของการกระจายขนาดอนุภาคในช่วงกว้าง ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยที่ปริมาณสะสมร้อยละ 50 (d_{50}) มีค่าเท่ากับ 3.7 ไมครอน การกระจายขนาดอนุภาคของอะลูมินาในการทดลองนี้มีขนาดใหญ่กว่าค่าที่ได้จากบริษัทผู้ผลิตซึ่งมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยร้อยละ 50 เท่ากับ 0.3 ไมครอน⁽⁴⁰⁾ อาจเนื่องมาจากการทดลองนี้มีการเกาะตัวกันของอนุภาค (agglomerates)

ผงทังสเตนคาร์ไบด์มีช่วงการกระจายขนาดอนุภาคอยู่ในช่วง 0.6 - 104.7 ไมครอน ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยที่ปริมาณสะสมร้อยละ 50 มีค่าเท่ากับ 2.0 ไมครอน และมีลักษณะการกระจายขนาดอนุภาคในช่วงแคบ

ผง Mg-PSZ มีช่วงการกระจายขนาดอนุภาคอยู่ในช่วง 0.3 - 240 ไมครอน ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยที่ปริมาณสะสมร้อยละ 50 มีค่าประมาณ 2.5 ไมครอน และมีลักษณะการกระจายขนาดอนุภาคในช่วงกว้าง

ผง Ca-PSZ มีช่วงการกระจายขนาดอนุภาคอยู่ในช่วง 0.3 - 30.2 ไมครอน ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ยที่ปริมาณสะสมร้อยละ 50 (d_{50}) มีค่าประมาณ 2.0 ไมครอน และมีลักษณะการกระจายขนาดอนุภาคในช่วงกว้าง

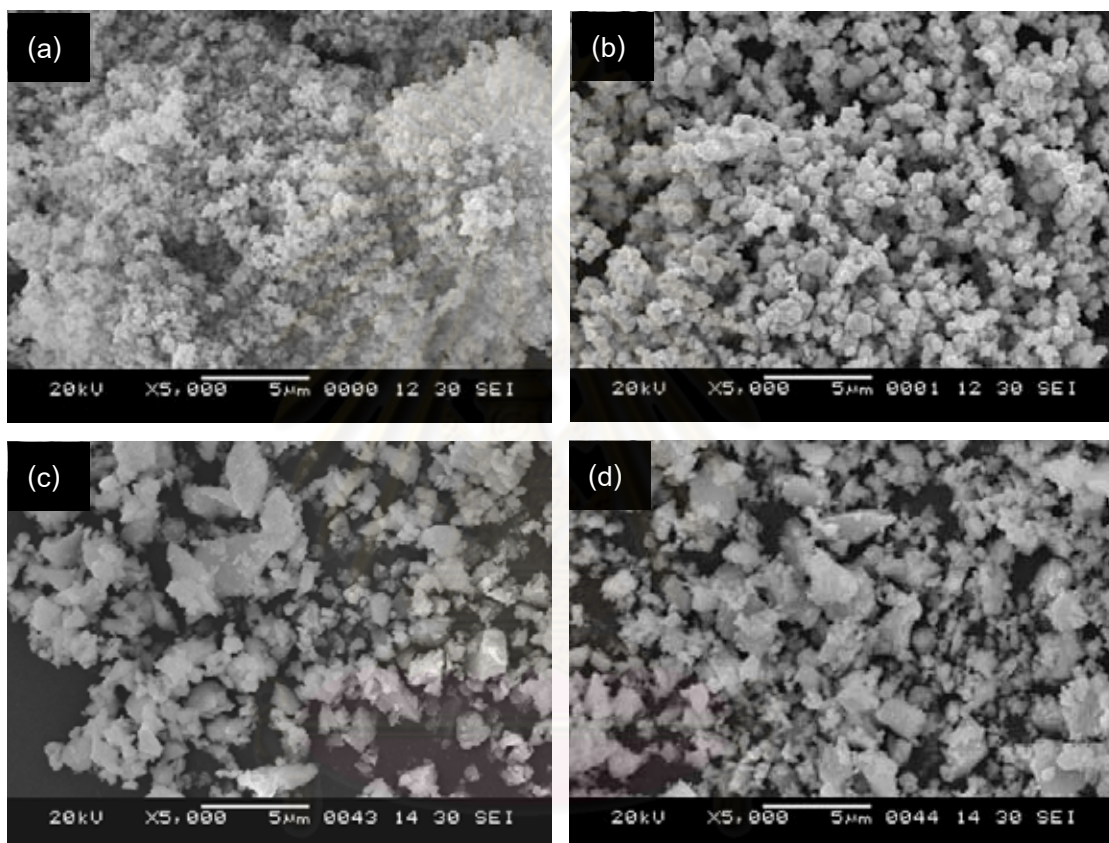


รูปที่ 4.1 (a) การกระจายขนาดอนุภาคของผงวัตุดิบ (b) การกระจายขนาดสะสมของอนุภาค

4.1.2 สัณฐานวิทยา

ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของผงอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ Mg-PSZ และ Ca-PSZ สังเกตได้ด้วยภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดดังแสดงในรูปที่ 4.2 พบว่าผงอะลูมินาและสแตนคาร์ไบด์มีรูปร่างค่อนข้างกลมและสม่ำเสมอ ผงวัตุดิบทั้ง 2 ชนิดนี้มีขนาดเล็กกว่า 2 ไมครอน นอกจากนี้ยังพบว่าอะลูมินามีขนาดอนุภาคเล็กใกล้เคียงกันกับขนาดที่วัดได้จากบริษัทผู้ผลิตและผงอะลูมินามีการเกาะตัวกันของอนุภาคซึ่งสอดคล้องกับการกระจายขนาดอนุภาคที่วัดด้วยหลักการหักเหของรังสีตกกระทบบนอนุภาคของวัสดุ (laser light scattering)

ส่วนทั้งสแตนคาร์ไบด์มีขนาดใกล้เคียงกันกับการกระจายขนาดอนุภาคที่วัดด้วยหลักการหักเหของรังสีตกกระทบบนอนุภาคของวัสดุ สำหรับผง Mg-PSZ และ Ca-PSZ มีรูปร่างไม่สม่ำเสมอ มีขนาดอนุภาคเล็กกระจายปนอยู่กับอนุภาคขนาดใหญ่และส่วนใหญ่มิขนาดของอนุภาคเล็กกว่า 5 ไมครอน ซึ่งมีความสอดคล้องกันกับการกระจายตัวของอนุภาคที่วัดได้ด้วยหลักการหักเหของรังสีตกกระทบบนอนุภาคของวัสดุและยังพบว่าเกิดการเกาะตัวกันของอนุภาคขนาดเล็กบนอนุภาคขนาดใหญ่

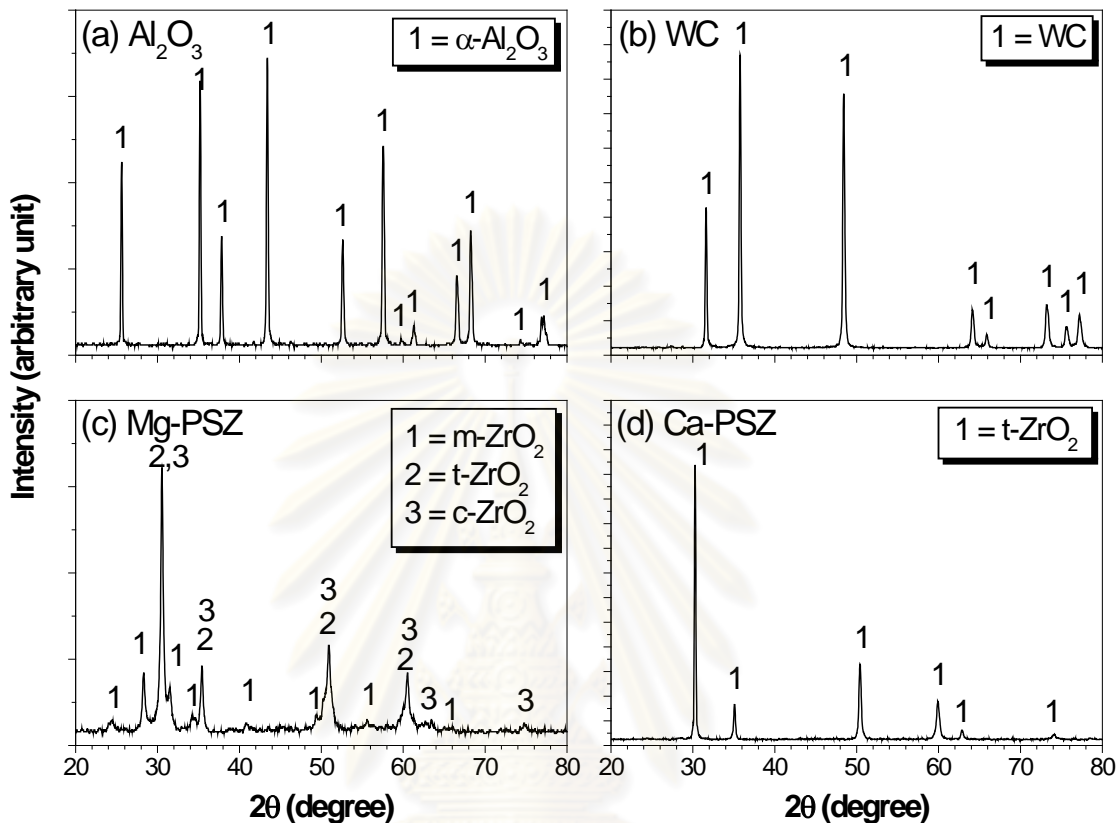


รูปที่ 4.2 ลักษณะทางสัณฐานวิทยาของผงวัสดุที่บดจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (a) อะลูมินา (b) ทั้งสแตนคาร์ไบด์ (c) Mg-PSZ และ (d) Ca-PSZ

4.1.3 องค์ประกอบทางเฟส

จากการตรวจสอบองค์ประกอบทางเฟสของผงวัสดุด้วยเครื่อง XRD (รูปที่ 4.3) พบว่าผงอะลูมินามีเฟสของแอลฟาอะลูมินา (α - Al_2O_3 , JCPDS หมายเลข 01-082-1467) เพียงเฟสเดียว ซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบรอมโบฮีดรอล ผงทั้งสแตนคาร์ไบด์พบเฟสของทั้งสแตนคาร์ไบด์ (WC, JCPDS หมายเลข 03-065-4539) เพียงเฟสเดียวและมีโครงสร้างผลึกแบบเฮกซะโกนัล ส่วนผง Mg-PSZ มี 3 เฟส คือ เซอร์โคเนียในรูปแบบลูกบาศก์ (c - ZrO_2 , JCPDS หมายเลข 00-007-0337) เทตระโกนัล (t - ZrO_2 , JCPDS หมายเลข 01-080-2155) และมอโนคลินิก (m - ZrO_2 , JCPDS

หมายเลข 01-089-9066) โดยมีพีคของเทตระโกนัลซ้อนทับกันกับพีคของลูกบาศก์เซอร์โคเนีย สำหรับผง Ca-PSZ มีเฟสของเทตระโกนัลเซอร์โคเนีย ($t\text{-ZrO}_2$, JCPDS หมายเลข 01-080-2155) เพียงเฟสเดียว (รายละเอียดของเฟสแต่ละชนิดแสดงในภาคผนวก ข)



รูปที่ 4.3 องค์ประกอบทางเฟสของผงวัสดุดิบ (a) อะลูมินา (b) ทังสเตนคาร์ไบด์ (c) Mg-PSZ และ (d) Ca-PSZ

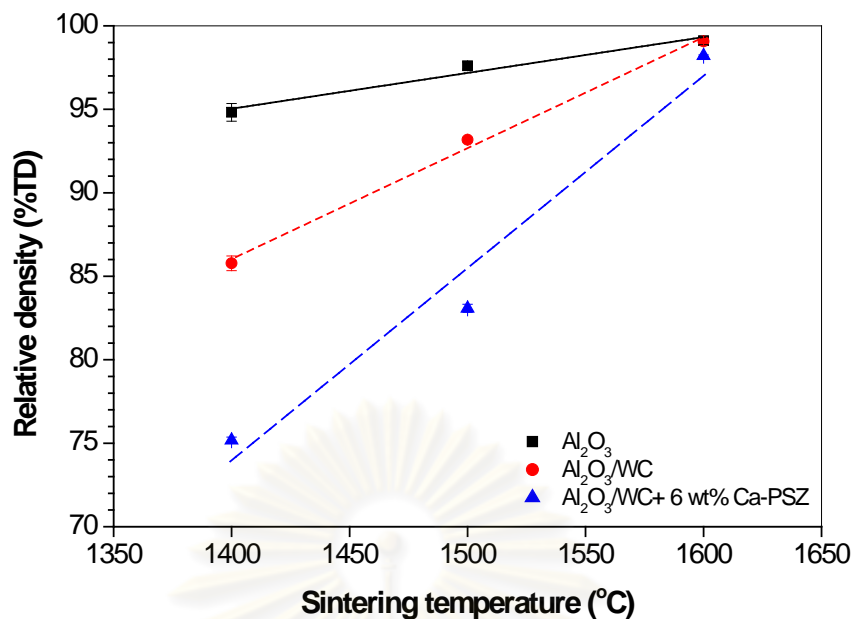
4.2 ผลของอุณหภูมิต่อสมบัติของอะลูมินาและวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีและไม่มีสารเติมแต่ง

ในหัวข้อนี้ได้เปรียบเทียบอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งในปริมาณร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาผืนที่ 1400 1500 และ 1600 องศาเซลเซียส ทั้งนี้เนื่องจากสารเติมแต่ง Ca-PSZ ในปริมาณร้อยละ 6 โดยน้ำหนักมีความเหนียวและความต้านทานต่อการดัดโค้งสูงเมื่อเปรียบเทียบกับสารเติมแต่ง Mg-PSZ ในปริมาณที่เท่ากันซึ่งจะกล่าวต่อไปในหัวข้อ 4.3

4.2.1 ความหนาแน่น

ความหนาแน่นของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่ไม่มีและ Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง พบว่าความหนาแน่นของวัสดุทั้ง 3 ชนิดเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิเผาขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.4 การทดลองนี้ชี้ให้เห็นว่าการใช้ผงอะลูมินาขนาดละเอียดทำให้ได้อะลูมินาหลังการเผาที่มีความหนาแน่นสูง (ความหนาแน่นสัมพัทธ์มากกว่า 94%TD) แม้อุณหภูมิการเผาต่ำกว่า 1600 องศาเซลเซียส นอกจากนี้ยังพบว่าอุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียสเป็นอุณหภูมิที่สูงเพียงพอในการทำให้อะลูมินามีความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงถึง 99.2 %TD ซึ่งมีความหนาแน่นใกล้เคียงกันกับการอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน ณ อุณหภูมิ 1450 องศาเซลเซียส และ 1550 องศาเซลเซียส^(6,8) ส่วนการเผาที่อุณหภูมิสูงกว่า 1600 องศาเซลเซียส นายเปาวิญญู และคณะ⁽³⁸⁾ พบว่าเกิดการ over firing ซึ่งส่งผลให้อะลูมินามีความหนาแน่นลดลง ดังนั้นอุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส จึงเป็นอุณหภูมิที่เหมาะสมสำหรับการเผาอะลูมินาเกรด AKP30

เมื่อสังเกตกราฟความหนาแน่นสัมพัทธ์ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ พบว่ามีความหนาแน่นลดลงเมื่อเทียบกับอะลูมินาเนื่องจากอนุภาคของทังสเตนคาร์ไบด์ไปยับยั้งการโตของเกรนและทำให้การแพร่ของมวลข้ามขอบเกรนลดลง⁽⁷⁾ การเผาวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้ให้มีความหนาแน่นสูงจึงต้องใช้อุณหภูมิสูงขึ้น ส่วนการเติมแต่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Ca-PSZ ทำให้ความหนาแน่นลดลงเช่นเดียวกันและพบว่าที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1600 องศาเซลเซียส วัสดุเชิงประกอบทั้ง 2 ชนิดมีความหนาแน่นต่ำมาก โดยปกติแล้วการเผาผนึกแบบปราศจากแรงดันของวัสดุเชิงประกอบเนื้อพื้นเซรามิกต้องการอุณหภูมิในการเผาผนึกที่สูงกว่าวัสดุเซรามิกเนื้อเดียวหรือมีเฟสของเหลวในการเผาผนึก เนื่องจากการยับยั้งการโตของเกรน (pinning effect) ของอนุภาคละเอียดที่กระจายอยู่ทำการขัดขวางการเคลื่อนที่ของขอบเกรนและการแพร่ของมวล จึงทำให้กระบวนการเพิ่มความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบเกิดความล่าช้าและทำให้ความแข็งแรงลดลง⁽⁴⁶⁾ อย่างไรก็ตาม ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส พบว่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์มีค่าเท่ากับ 99 %TD ซึ่งนับว่าใกล้เคียงกับอะลูมินา ส่วนวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งมีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์เท่ากับ 98.2 %TD ซึ่งนับว่าความหนาแน่นยังคงสูง

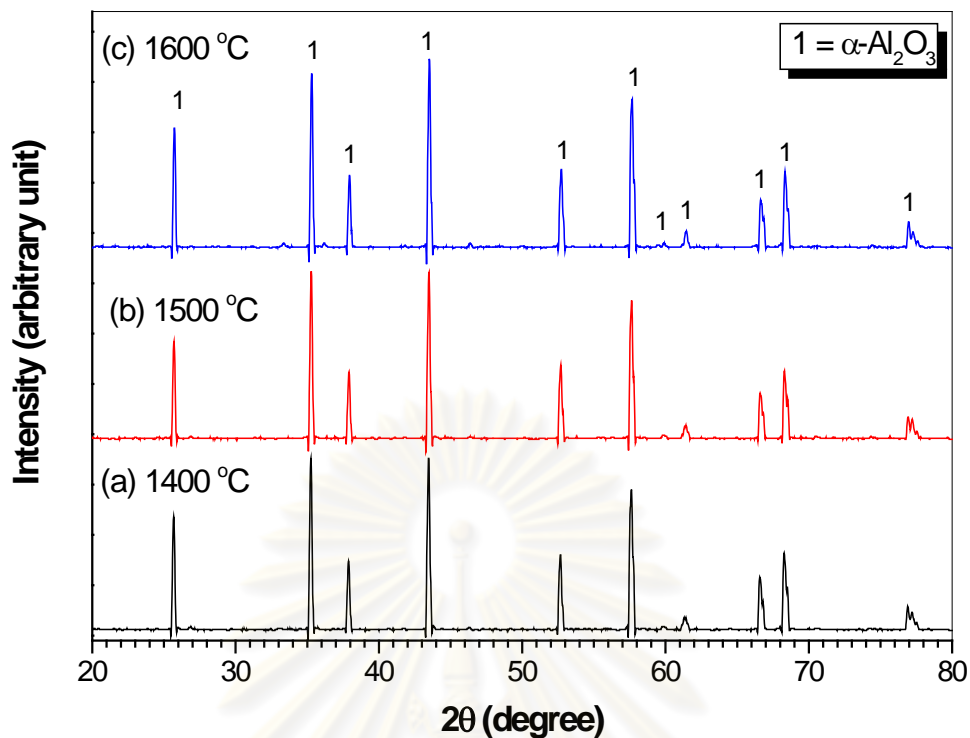


รูปที่ 4.4 ความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผา ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบ อะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก

4.2.2 องค์ประกอบทางเฟส

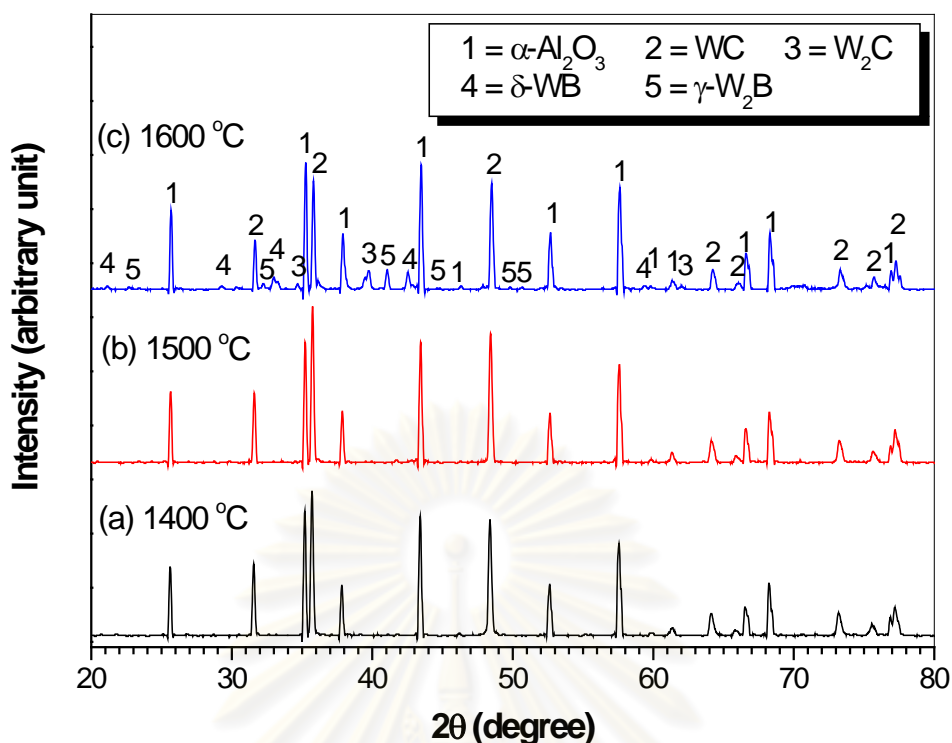
การเผาผนึก ณ อุณหภูมิ 1400 – 1600 องศาเซลเซียส พบว่าองค์ประกอบทางเฟสของ อะลูมินาหลังการเผาทั้ง 3 อุณหภูมิมีเพียงเฟสของแอลฟาอะลูมินา (JCPDS หมายเลข 01-081-2267) ดังรูปที่ 4.5 ซึ่งเป็นเฟสชนิดเดียวกับผงวัตถุดิบแสดงให้เห็นว่าอะลูมินามีความเสถียรทางเคมีทุกอุณหภูมิ

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



รูปที่ 4.5 องค์ประกอบทางเฟสของอะลูมินา ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1400 1500 และ 1600 องศาเซลเซียส

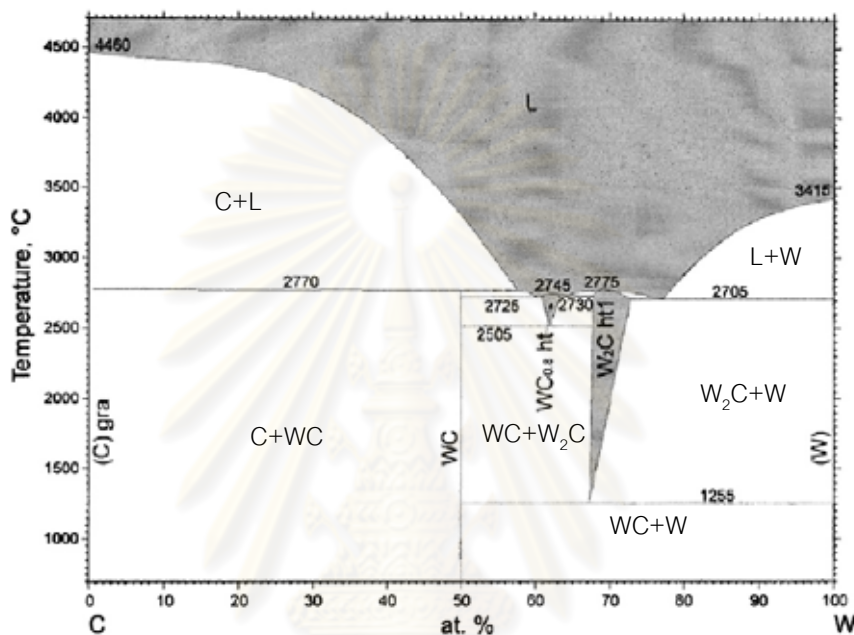
สำหรับการเผาผนึกวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิ 1400 และ 1500 องศาเซลเซียส พบเฟสของแอลฟาอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ (WC, JCPDS หมายเลข 03-065-4539) เพียง 2 เฟส (รูปที่ 4.6) ซึ่งเป็นเฟสเดียวกันกับผงวัตถุดิบและผงแกรนูลก่อนเผา แสดงให้เห็นว่าอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์มีความเสถียรทางเคมีและไม่ทำปฏิกิริยาซึ่งกันและกัน ณ อุณหภูมิต่ำกว่า 1600 องศาเซลเซียส ส่วนอุณหภูมิการเผาผนึกที่ 1600 องศาเซลเซียสพบเฟสของแอลฟาอะลูมินา ทังสเตนคาร์ไบด์และไดทังสเตนคาร์ไบด์ (W_2C , JCPDS หมายเลข 03-065-3896) พร้อมทั้งเดลตาทังสเตนบอไรด์ (δ -WB, JCPDS หมายเลข 00-006-0635) และแกมมาไดทังสเตนบอไรด์ (γ - W_2B , JCPDS หมายเลข 01-073-1767) เฟสของไดทังสเตนคาร์ไบด์ เดลตาทังสเตนบอไรด์และแกมมาไดทังสเตนบอไรด์นี้เป็นเฟสที่เกิดขึ้นหลังการเผา ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการเผาผนึกทังสเตนคาร์ไบด์ในการทดลองนี้สามารถเกิด non-stoichiometric ได้แม้ทำการเผาในบรรยากาศอาร์กอน ส่วนการเคลือบแผ่นรองแกรไฟต์ด้วยโบรอนไนไตรด์เพื่อป้องกันการทำปฏิกิริยาระหว่างแผ่นรองแกรไฟต์กับชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงกลับทำให้เกิดปฏิกิริยาระหว่างทังสเตนคาร์ไบด์ในชิ้นงานกับโบรอนไนไตรด์ ซึ่งจะกล่าวถึงต่อไป



รูปที่ 4.6 องค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิเผาขึ้นที่ 1400 1500 และ 1600 องศาเซลเซียส

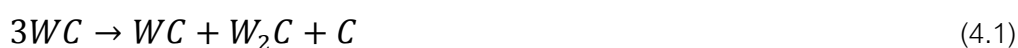
จากเฟสไดอะแกรมของทังสเตน – คาร์บอน (รูปที่ 4.7) ณ อุณหภูมิประมาณ 1600 องศาเซลเซียส เมื่ออัตราส่วนของทังสเตนและคาร์บอนเท่ากันจะอยู่ในระบบสมดุลหรือเกิดทังสเตนคาร์ไบด์และมีช่วงของการเกิดสมดุลค่อนข้างแคบ อย่างไรก็ตามอัตราส่วนของคาร์บอนต่อทังสเตนเท่ากับ 1 : 2 โดยอะตอมสามารถเกิดได้ทังสเตนคาร์ไบด์ในบรรยากาศอาร์กอนได้พร้อมๆ กันกับทังสเตนคาร์ไบด์เมื่อมีอัตราการเพิ่มอุณหภูมิอย่างรวดเร็ว (บริเวณด้านขวาของเฟสไดอะแกรม) ไดทังสเตนคาร์ไบด์เป็นสารประกอบที่ค่อนข้างเป็น non-stoichiometric (WC_x เมื่อ x อยู่ระหว่าง 0.35 และ 0.50) และเฟสของไดทังสเตนคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นนี้ส่งผลให้สมบัติทางด้านความแข็งต่ำกว่าเฟสของทังสเตนคาร์ไบด์ 30 เปอร์เซ็นต์⁽⁴⁷⁾ ส่วนมากคาร์ไบด์และไนไตรด์ของโลหะทรานซิชันมีการจัดเรียงอิเล็กตรอนในชั้น d (d-group transition metals) สำหรับคาร์ไบด์ที่เป็นโลหะทรานซิชันและมีการจัดเรียงอิเล็กตรอนในกลุ่ม d นั้น carbide – forming power มีแนวโน้มลดลงตามการจัดเรียงอิเล็กตรอนในกลุ่ม 4d (Ti, Zr และ Hf) ถึงกลุ่ม 6d (Cr, Mo และ W) กลุ่มที่มีการจัดเรียงอิเล็กตรอนในชั้น 4d จะเกิดเพียงมอโนคาร์ไบด์ (MC, เมื่อ M คือโลหะทรานซิชัน) ในขณะที่เฟสของไดคาร์ไบด์ (M_2C) เริ่มปรากฏขึ้นในกลุ่มที่มีการจัดเรียงอิเล็กตรอนในชั้น 5d (V, Nb และ Ta) พร้อมกับมอโนคาร์ไบด์ จึงคาดการณ์ได้ว่าไดคาร์ไบด์มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นจากโลหะทรานซิชันที่มีการจัดเรียงอิเล็กตรอนในชั้น 5d ถึง 6d ดังนั้นในกรณีระบบ

ของแทนทาลัม - คาร์บอน จะเกิดมอโนคาร์ไบด์ (TaC) ขณะที่กรณีของระบบทั้งสแตน - คาร์บอน เกิดไดทังสแตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิการเผา 1600 องศาเซลเซียส⁽⁴⁷⁾ ดังนั้นอัตราการเพิ่มอุณหภูมิที่รวดเร็วในการทดลองนี้ ประกอบกับทั้งสแตนเป็นโลหะทรานซิชันที่มีการจัดเรียงอิเล็กตรอนในกลุ่ม 6d อีกทั้งช่วงของทั้งสแตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส ในระบบทั้งสแตน - คาร์บอน (รูปที่ 4.7) มีช่วงที่ค่อนข้างแคบ ในการทดลองนี้จึงพบเฟสของไดทังสแตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส



รูปที่ 4.7 เฟสไดอะแกรมของ W - C ในช่วงอุณหภูมิ 700 - 4700 องศาเซลเซียส⁽⁴⁷⁾

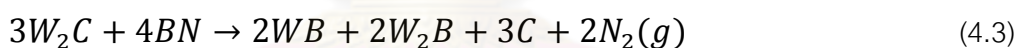
การเปลี่ยนแปลงเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียสแบ่งการพิจารณาออกเป็น 2 ส่วน ส่วนแรกคือส่วนของอะลูมินาซึ่งไม่มีการเปลี่ยนแปลงเฟสหรือทำปฏิกิริยากับส่วนผสมอื่นในชิ้นงานเป็นสารประกอบใหม่เกิดขึ้นดังแสดงในรูปที่ 4.5 ส่วนที่สองคือทั้งสแตนคาร์ไบด์ซึ่งมีการเปลี่ยนเฟสและเกิดปฏิกิริยาระหว่างกันและกันกับไบรอนไนไตรด์ ดังที่กล่าวมาแล้วข้างต้นว่าการเพิ่มอุณหภูมิอย่างรวดเร็วสามารถทำให้ทั้งสแตนคาร์ไบด์เกิดการสูญเสียอะตอมของคาร์บอนได้^(17, 23, 47) และก่อให้เกิดเฟสของทั้งสแตนคาร์ไบด์และไดทังสแตนคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิมากกว่า 1255 องศาเซลเซียส^(17, 47) ดังสมการที่ (4.1) และไดทังสแตนคาร์ไบด์นี้สามารถสลายตัวเป็นทั้งสแตนคาร์ไบด์และทั้งสแตนที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1250 องศาเซลเซียสตามสมการที่ (4.2)^(17, 47)



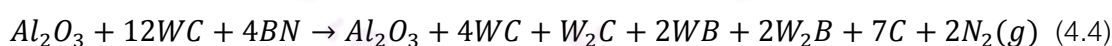
ส่วนการเพิ่มอุณหภูมิอย่างช้าๆ นั้นทำให้เกิดทั้งสแตนคาร์ไบด์ร่วมกับคาร์บอนอิสระจำนวนเล็กน้อย^(17, 47) ดังด้านซ้ายของเฟสไดอะแกรม F. Oliveira และคณะ⁽⁴⁷⁾ พบว่าผิวด้านบนของชิ้นงานมีเฟสของทั้งสแตนคาร์ไบด์พร้อมกับไคท์สแตนคาร์ไบด์เนื่องจากอัตราการเพิ่มอุณหภูมิอย่างรวดเร็ว ส่วนด้านล่างของชิ้นงานมีเพียงเฟสของทั้งสแตนคาร์ไบด์ซึ่งอาจมีอัตราการเพิ่มอุณหภูมิลดกว่าด้านบนของชิ้นงาน

สำหรับการทดลองนี้อัตราการเพิ่มอุณหภูมิอยู่ที่ 15 องศาเซลเซียส/นาที่ ซึ่งก่อให้เกิดเฟสของไคท์สแตนคาร์ไบด์ขึ้นและสอดคล้องกับการเผาผนึกวัสดุเชิงประกอบเซอร์โคเนีย (7 mol.% CaO-ZrO₂)/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ของ N. Moskala และ W. Pyda⁽⁴⁸⁾ ซึ่งเตรียมชิ้นงานด้วยการเผาผนึกแบบปราศจากแรงดันโดยใช้อัตราการเพิ่มอุณหภูมิเท่ากับ 15 องศาเซลเซียส/นาที่ และมีอัตราการเย็นตัวอยู่ที่ 35 องศาเซลเซียส/นาที่ ดังนั้นการทดลองนี้จึงอาจกล่าวได้ว่าปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นเกิดค่อนไปทางด้านขวาของเฟสไดอะแกรม การเกิดปฏิกิริยาของทั้งสแตนคาร์ไบด์จึงเกิดจากสมการที่ (4.1)

สำหรับการเกิดเฟสของทั้งสแตนบอไรด์และไคท์สแตนบอไรด์สามารถเกิดจากปฏิกิริยาของโบรอนไนไตรด์กับทั้งสแตนคาร์ไบด์หรือไคท์สแตนคาร์ไบด์ เนื่องจากอุณหภูมินี้มีเฟสของไคท์สแตนคาร์ไบด์เกิดขึ้นซึ่งต่างจากอุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียส และ 1500 องศาเซลเซียส จึงสันนิษฐานได้ว่าเฟสของไคท์สแตนคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นจากการสลายตัวของทั้งสแตนคาร์ไบด์ได้เข้าไปทำปฏิกิริยากับโบรอนไนไตรด์บางส่วน ดังสมการที่ (4.3)



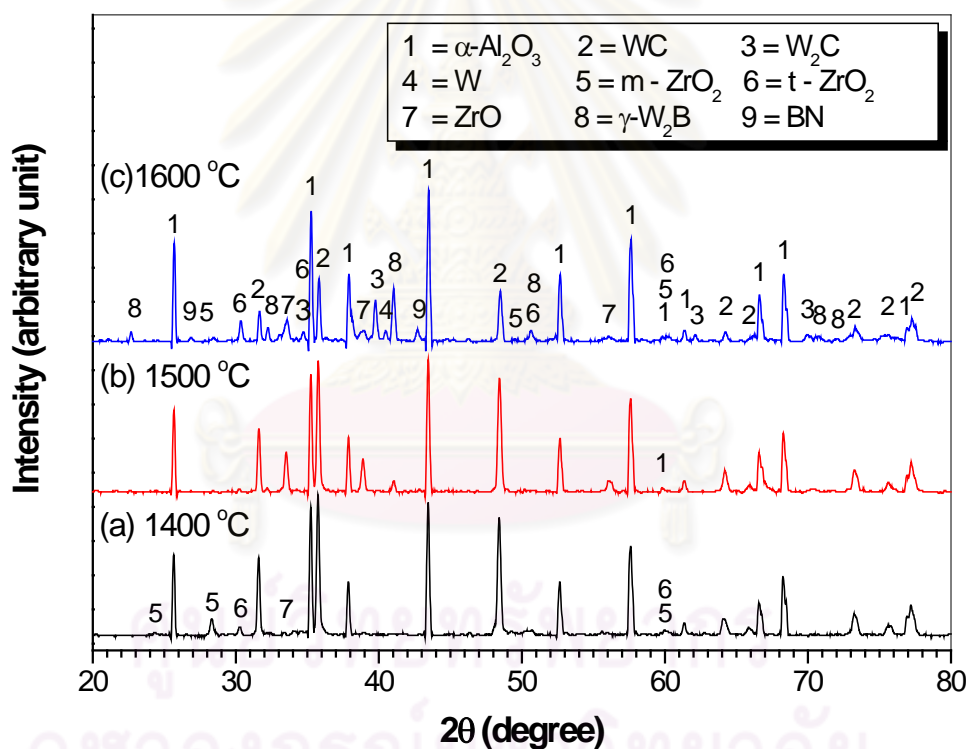
เมื่อพิจารณาปฏิกิริยาทั้งหมดที่เกิดขึ้นภายในชิ้นงานที่ประกอบด้วยอะลูมินาและทั้งสแตนคาร์ไบด์ รวมถึงการเปลี่ยนแปลงที่อาจเกิดขึ้นในระบบ จะได้ว่า



เมื่อทำการเผาผนึกแกรนูลอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส จึงเกิดเฟสของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ ไคท์สแตนคาร์ไบด์ ทั้งสแตนบอไรด์และไคท์สแตนบอไรด์ ส่วนคาร์บอนไม่พบในการทดลองนี้อาจเกิดจากมีปริมาณของคาร์บอนที่เกิดขึ้นมีน้อยหรือคาร์บอนนี้อาจอยู่ในสถานะแก๊ส

สำหรับการเติม Ca-PSZ ร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ พบว่าการเผาผนึกที่อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียสพบเฟสของแอลฟาอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ มอโนคลินิกเซอร์โคเนีย (m-ZrO₂) เทตระโกนัลเซอร์โคเนีย (t-ZrO₂) และ ZrO ดังรูปที่ 4.8 ซึ่งเฟสของมอโนคลินิกนี้เกิดขึ้นหลังจากการเผาอาจเนื่องมาจากเฟสของเทตระโกนัลเป็นเฟสที่ไม่เสถียรเมื่อเกิดการเย็นตัวหลังจากการเผาทำให้เทตระโกนัลบางส่วนเปลี่ยนเฟสเป็น

มอโนคลินิกที่มีความเสถียรมากกว่า ส่วนการเผาผลาญที่อุณหภูมิสูงขึ้นทำให้พีคของเซอร์โคเนีย ทั้งเทระโกนัลเซอร์โคเนียและมอโนคลินิกลดลง พีคของ ZrO กลับสูงขึ้นแสดงว่าเซอร์โคเนียมีการเปลี่ยนเฟสไปเป็น ZrO ที่อุณหภูมิสูง โดยสันนิษฐานว่ามอโนคลินิกเซอร์โคเนียเกิดการเปลี่ยนเฟสเป็น ZrO เนื่องจาก ZrO เกิดจากการสูญเสียออกซิเจนของเซอร์โคเนียจึงทำให้ปริมาตรของ ZrO (98.98 ลูกบาศก์อังสตรอม, ตารางที่ ข - 10) ลดลงจากมอโนคลินิกเซอร์โคเนีย (139.49-140.52 ลูกบาศก์อังสตรอม, ตารางที่ ข - 11 และ ตารางที่ ข - 12) ส่วนเทระโกนัลเซอร์โคเนียไม่สามารถเปลี่ยนเป็น ZrO ได้เนื่องจากเทระโกนัลเซอร์โคเนียมีปริมาตร (66.72-67.04 ลูกบาศก์อังสตรอม, ตารางที่ ข - 13 และ ตารางที่ ข - 14) ซึ่งน้อยกว่า ZrO นอกจากนี้ยังพบว่าแกมมา ไดทังสเตนบอไรด์เริ่มปรากฏเด่นชัด ณ อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส ส่วนเฟสของทั้งสแตน (W) และโบรอนไนไตรด์ (BN) เริ่มปรากฏเด่นชัด ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส เฟสของ ไดทังสเตนคาร์ไบด์เริ่มปรากฏเช่นเดียวกันกับวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์



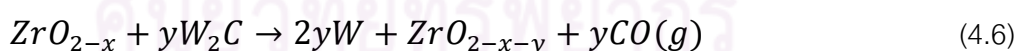
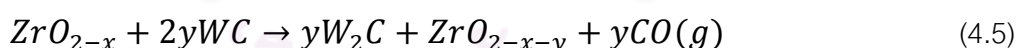
รูปที่ 4.8 องค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาผลาญ 1400 1500 และ 1600 องศาเซลเซียส

การเกิดเฟสต่างๆ ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง ณ อุณหภูมิต่างๆ สามารถอธิบายได้ดังนี้

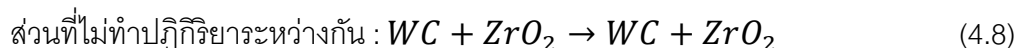
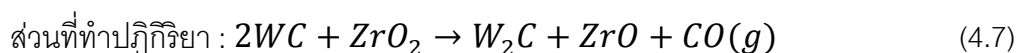
(ก) ณ อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียส

อะลูมินามีความเสถียรทางเคมีจึงไม่ทำปฏิกิริยากับสารชนิดอื่นทุกอุณหภูมิเพราะฉะนั้นสารที่ได้จึงยังคงเป็นอะลูมินา ส่วนทังสเตนคาร์ไบด์ไม่เกิดการสลายตัวเป็นไดทังสเตนคาร์ไบด์เช่นกันกับวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และพบว่าไม่มีการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไบรอนไนไตรด์กับซิงงานจึงไม่พบเฟสของทังสเตนบอไรด์และไดทังสเตนบอไรด์ ส่วนการเกิด ZrO สันนิษฐานว่าเกิดจากทังสเตนคาร์ไบด์บางส่วนมีการทำปฏิกิริยากับเซอร์โคเนียบางส่วนเกิดเป็น ZrO และคาร์บอนมอนอกไซด์ (CO) และยังคงเหลือเฟสของทังสเตนคาร์ไบด์และเซอร์โคเนียบางส่วนอยู่ในซิงงาน

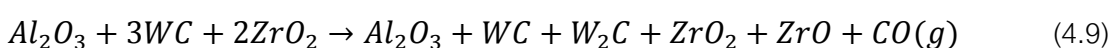
การเกิด ZrO เป็นการเกิด oxygen nonstoichiometry ของเซอร์โคเนีย (ZrO_{2-x}) ซึ่งเกิดจากการเผาที่ความดันออกซิเจนต่ำๆ⁽⁴⁸⁾ และออกซิเจนที่หายไปจะไปทำปฏิกิริยากับคาร์บอนเกิดเป็นคาร์บอนมอนอกไซด์ ซึ่งคาร์บอนนี้อาจเกิดจากแผ่นรองแกรไฟต์ บรรยากาศในเตาเผาหรือการสลายตัวของทังสเตนคาร์ไบด์เป็นไดทังสเตนคาร์ไบด์⁽⁴⁸⁾ เมื่อพิจารณาทั้ง 3 กรณีน่าจะตัด 2 กรณีแรกออกได้เนื่องจากซิงงานไม่ได้สัมผัสกับแผ่นรองแกรไฟต์โดยตรงเพราะมีการเคลือบไบรอนไนไตรด์บนแผ่นรองแกรไฟต์ก่อนวางซิงงาน ดังนั้นกระบวนการเกิด ZrO จึงเกิดจากปฏิกิริยาระหว่างเซอร์โคเนียกับคาร์บอนที่แพร่มาจากทังสเตนคาร์ไบด์หรือไดทังสเตนคาร์ไบด์โดยตรง ในการทดลองนี้เราสามารถนำสมการที่ (4.5) และ สมการที่ (4.6) ซึ่งเป็นสมการการเกิด oxygen nonstoichiometry ของเซอร์โคเนีย ในงานวิจัยของ N. Moskala และ W. Pyda⁽⁴⁸⁾ มาประยุกต์ใช้ในการทดลองของเราได้ดังสมการที่ (4.7)



ณ อุณหภูมินี้ทังสเตนคาร์ไบด์ไม่เกิดการสลายตัวเป็นเฟสไดทังสเตนคาร์ไบด์ ดังนั้นสารตั้งต้นในการเกิดปฏิกิริยาจึงเป็นทังสเตนคาร์ไบด์ ในกรณีนี้จึงเกิด ZrO คล้ายกันกับสมการที่ (4.5) ปฏิกิริยาระหว่างทังสเตนคาร์ไบด์และเซอร์โคเนียจึงเป็นดังสมการที่ (4.7)



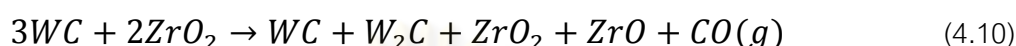
ปฏิกิริยารวม ณ อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียสเป็นไปตามสมการ (4.9)



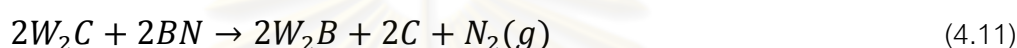
ดังนั้นที่อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียส จึงพบเฟสของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ เซอร์โคเนียและ ZrO ส่วนไดทังสแตนคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นอาจมีปริมาณน้อยมากจึงไม่สามารถตรวจพบในการทดลองนี้

(ข) ณ อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส

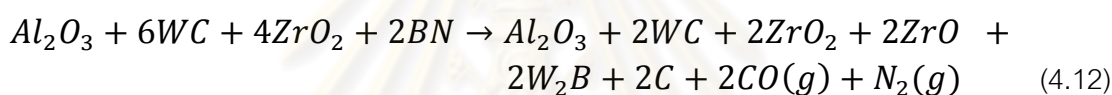
อะลูมินาคงความเสถียรทางเคมีเช่นเดิม แต่ทั้งสแตนคาร์ไบด์บางส่วนมีการทำปฏิกิริยากับ เซอร์โคเนียบางส่วน ดังสมการที่ (4.10)



และไดทังสแตนคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นในสมการที่ (4.10) สามารถทำปฏิกิริยากับโบรอนไนไตรด์ ได้อย่างสมบูรณ์ ดังสมการที่ (4.11)



ปฏิกิริยารวม ณ อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส จึงเป็นไปตามสมการที่ (4.12)



ดังนั้นที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส จึงพบเฟสของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ เซอร์โคเนีย ZrO และไดทังสแตนบอไรด์ ส่วนคาร์บอนที่เกิดขึ้นอาจมีปริมาณน้อย และจากการทดลองพบว่าพีคของ ZrO มีพีคที่สูงมาก ส่วนพีคของมอโนคลินิกเซอร์โคเนียลงจนแทบมองไม่เห็นเมื่อเทียบกับอุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียส จึงเป็นการยืนยันว่ามอโนคลินิกเซอร์โคเนียมีการเปลี่ยนเป็น ZrO โดยทำปฏิกิริยากับทั้งสแตนคาร์ไบด์และเกิดไดทังสแตนคาร์ไบด์ขึ้น ส่วนไดทังสแตนคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นนี้ทำปฏิกิริยากับโบรอนไนไตรด์จนหมดและเกิดเฟสของไดทังสแตนคาร์ไบด์ขึ้นอย่างเห็นได้ชัด

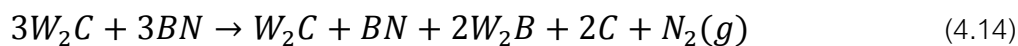
(ค) ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส

ดังที่ได้กล่าวมาแล้วในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ว่าการสูญเสียคาร์บอนในทั้งสแตนคาร์ไบด์ และไดทังสแตนคาร์ไบด์บางส่วนสามารถเปลี่ยนเป็นโลหะทั้งสแตนได้ เนื่องจากการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว ณ อุณหภูมิต่ำกว่า 1255 องศาเซลเซียส ดังสมการที่ (4.2) ซึ่งเกิดขึ้นได้เพียงบางส่วนและเหลือเฟสของไดทังสแตนคาร์ไบด์ ปฏิกิริยาของทั้งสแตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมินี้จึงเป็นดังสมการที่ (4.13) ณ อุณหภูมินี้ทั้งสแตนคาร์ไบด์บางส่วนมีการทำปฏิกิริยากับ เซอร์โคเนียบางส่วนดังสมการที่ (4.10) และไดทังสแตนคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นในสมการที่ (4.10) สามารถทำปฏิกิริยากับโบรอนไนไตรด์ได้บางส่วน ดังสมการที่ (4.14)

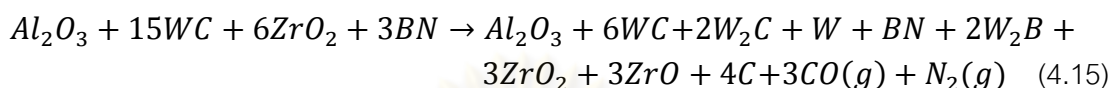
ปฏิกิริยารวมของทั้งสแตนคาร์ไบด์



ปฏิกิริยาระหว่างไดท์สแตนคาร์ไบด์และโบรอนไนไตรด์



ปฏิกิริยารวม ณ อุณหภูมินี้จึงเป็นดังสมการที่ (4.15)



ดังนั้นที่อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส จึงพบเฟสของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ ไดท์สแตนคาร์ไบด์ ทั้งสแตน โบรอนไนไตรด์ ไดท์สแตนบอไรด์ เซอร์โคเนียและ ZrO ส่วนคาร์บอนที่เกิดขึ้นไม่สามารถวัดได้ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ แต่ในการทดลองนี้พบคาร์บอนด้วยเทคนิค EDS เมื่อสังเกตผลการทดลองดังรูปที่ 4.8 พบว่าฟีกของทั้งสแตนคาร์ไบด์ลดลงอย่างเห็นได้ชัด ซึ่งเกิดจาก 2 สาเหตุหลักๆ คือ

(1) เกิดสลายตัวของทั้งสแตนคาร์ไบด์ไปเป็นไดท์สแตนคาร์ไบด์มากขึ้นดังจะเห็นได้ว่าฟีกของไดท์สแตนคาร์ไบด์ปรากฏชัดเจนและมีฟีกสูง ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส ซึ่งไดท์สแตนคาร์ไบด์นี้บางส่วนไปทำปฏิกิริยากับโบรอนไนไตรด์เกิดไดโบรอนไนไตรด์ดังปรากฏในผลการทดลอง แต่ปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นนี้เกิดไม่หมดจึงเหลือฟีกของโบรอนไนไตรด์อยู่ด้วยและไดท์สแตนคาร์ไบด์ส่วนหนึ่งเกิดโลหะทั้งสแตนขณะเย็นตัวอย่างรวดเร็วจึงปรากฏฟีกของโลหะทั้งสแตนขึ้น

(2) ทั้งสแตนคาร์ไบด์บางส่วนทำปฏิกิริยากับมอโนคลินิกเซอร์โคเนีย เกิดเป็นไดท์สแตนคาร์ไบด์ ZrO และคาร์บอนมอนอกไซด์ขึ้น ทำให้เฟสของไดท์สแตนคาร์ไบด์เพิ่มขึ้น

การเติม Ca-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์พบว่าเกิดแก๊สคาร์บอนมอนอกไซด์ขึ้นทุกอุณหภูมิ ซึ่งการเผาด้วยอัตราการเพิ่มอุณหภูมิสูงทำให้คาร์บอนมอนอกไซด์ยังคงเหลืออยู่ในชิ้นงานซึ่งกลายเป็นรูพรุนและส่งผลให้ความหนาแน่นลดลง การเกิดรูพรุนมากขึ้นอาจส่งผลให้ความเหนียวเพิ่มขึ้นได้เนื่องจากรูพรุนทำการยับยั้งการเคลื่อนที่ของรอยแตก^(7, 49) และการเกิด ZrO นี้ส่งผลให้ประสิทธิภาพในการเกิดการเปลี่ยนเฟสลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น

4.2.3 โครงสร้างจุลภาค

รูปที่ 4.9 4.10 และ 4.11 แสดงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง ร้อยละ 6 โดยน้ำหนักตามลำดับ พบว่าการเผาผนึก ณ อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียส เกิด การเผาผนึกไม่สมบูรณ์สังเกตได้จากโครงสร้างจุลภาค (รูปที่ 4.9 (a) 4.10 (a) และ 4.11 (a)) ที่มี รูพรุนจำนวนมากและไม่สามารถเห็นขอบเกรนได้ชัดเจนสอดคล้องกับค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ที่ ค่อนข้างต่ำเพียง 75 %TD แต่เมื่ออุณหภูมิในการเผาผนึกสูงขึ้นทำให้ขนาดเกรนใหญ่ขึ้นและ จำนวนรูพรุนลดลง นอกจากนี้ยังสามารถเห็นขอบเกรนชัดมากขึ้น สำหรับโครงสร้างจุลภาคของ อะลูมินาพบว่ามี การโตของเกรนอย่างรวดเร็ว ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส (รูปที่ 4.9 (c)) ทำให้โครงสร้างจุลภาคของอะลูมินามีขนาดเกรนค่อนข้างใหญ่และมีเกรนขนาดเล็กปะปนอยู่กับเกรน ขนาดใหญ่

โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ประกอบด้วย 2 ส่วน ด้วยกันและองค์ประกอบทางเคมีของทั้งสองบริเวณนี้สามารถยืนยันได้ด้วยเทคนิค EDS ดังรูปที่ 4.10 (d)-(f) ส่วนที่เป็นพื้นสีดำ (spectrum 1) ประกอบด้วยธาตุอะลูมิเนียมและออกซิเจนซึ่งเป็น สารประกอบอะลูมินาและส่วนที่เป็นจุดสีขาว (spectrum 2) ประกอบด้วยอะลูมิเนียม ออกซิเจน ทังสเตนและคาร์บอนซึ่งอาจรวมกันเป็นอะลูมินา ทังสเตนคาร์ไบด์ ไดมัลทังสเตนคาร์ไบด์หรือ ทังสเตน อนุภาคสีขาวนี้กระจายอย่างสม่ำเสมอในเนื้อพื้นอะลูมินาค่อนข้างสม่ำเสมอและมักกระจายอยู่ ที่ขอบเกรนและบางที่กระจายอยู่ที่จุดที่เกรนมาบรรจบกัน นอกจากนี้ยังมีอนุภาคบางส่วนกระจาย อยู่ในเนื้อพื้นอะลูมินา ในการทดลองนี้อนุภาคของทังสเตนคาร์ไบด์ทำการขัดขวางการแพร่ของ มวลและยับยั้งการโตของเกรนของเนื้อพื้นอะลูมินาส่งผลให้ขนาดเกรนของวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้ (รูปที่ 4.10 (c)) มีขนาดลดลงเมื่อเทียบกับอะลูมินา (รูปที่ 4.9 (c)) ณ อุณหภูมิเดียวกันและสังเกต ได้ว่าวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์มีปริมาณรูพรุนมากกว่าอะลูมินาซึ่งสอดคล้องกับ การลดลงของความหนาแน่นในหัวข้อ 4.2.1

สำหรับการเติมแต่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Ca-PSZ ทำให้ขนาด เกรนมีขนาดเพิ่มขึ้น (รูปที่ 4.11) อาจเนื่องมาจากอนุภาคของเซอร์โคเนียมีความแข็งน้อยกว่า อนุภาคทังสเตนคาร์ไบด์ อนุภาคที่มีความแข็งมากสามารถขัดขวางการแพร่ของมวลและยับยั้ง การโตของเกรนได้ดีกว่าอนุภาคที่มีความแข็งน้อยกว่า การลดปริมาณทังสเตนคาร์ไบด์และเพิ่ม ปริมาณของเซอร์โคเนียจึงมีผลทำให้ขนาดเกรนมีขนาดใหญ่กว่าวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ ทังสเตนคาร์ไบด์ แต่อย่างไรก็ตามขนาดเกรนนี้ก็ยังมีขนาดเล็กกว่าอะลูมินาดังแสดงในตารางที่ 4.1 สำหรับองค์ประกอบทางเคมีของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็น สารเติมแต่งด้วยเทคนิค EDS พบว่ามีคาร์บอนกระจายอยู่ในบนผิวเนื้อพื้นอะลูมินาและอนุภาค

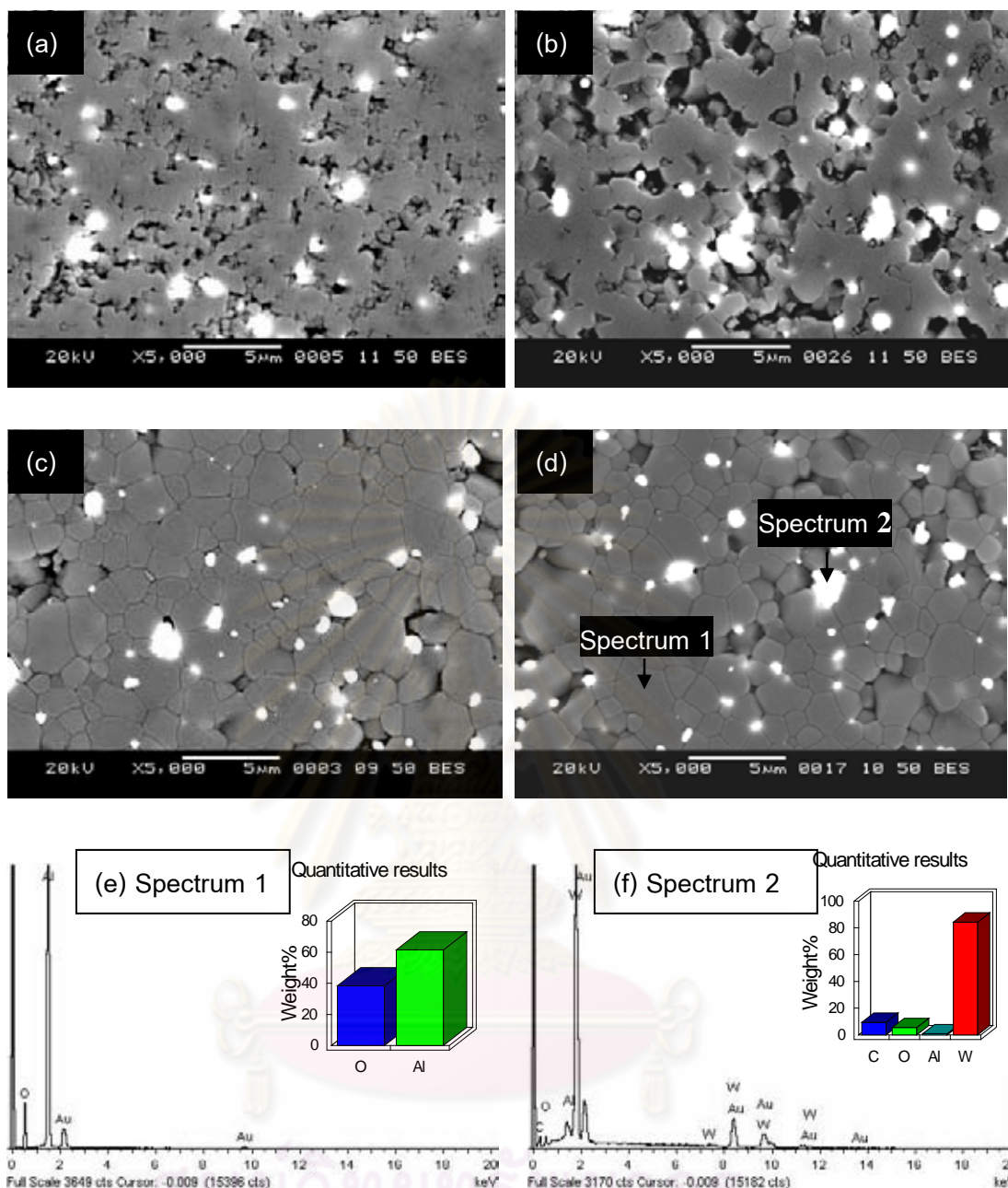
เซอร์โคเนียดังรูปที่ 4.11 (e) และรูปที่ 4.11 (f) ซึ่งสอดคล้องกับการคำนวณสมการเคมีดังสมการที่(4.16) ซึ่งคาดว่ามีการบอบเกิดขึ้นจากการสลายตัวของทั้งสแตนคาร์ไบด์และการทำปฏิกิริยาระหว่างไดทังสแตนคาร์ไบด์กับโบรอนไนไตรด์ ส่วนจุดสีขาวขนาดใหญ่เป็นอนุภาคของเซอร์โคเนียหรือ ZrO

ในการเผาผนึกแบบปราศจากแรงดันความหนาแน่นของเซรามิกเพิ่มขึ้นได้ด้วยการหดตัวของรูพรุนเปิดและเกิดการแพร่ของขอบเกรน ขณะที่รูพรุนเปิดกระจายอยู่ในโครงสร้างสามารถขัดขวางการเคลื่อนที่ของขอบเกรนและลดประสิทธิภาพการโตของเกรนได้เช่นเดียวกันกับกรณีของการมีอนุภาคกระจายอยู่ในเนื้อพื้น⁽⁵⁰⁾ รูพรุนจึงอาจเป็นปัจจัยหนึ่งในการยับยั้งการโตของเกรนในโครงสร้างจุลภาคนี้ สำหรับการทดลองนี้ไม่พบธาตุโบรอนด้วยเทคนิค EDS จึงยากที่จะกล่าวได้ว่าสมบัติทางกลของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่มีและไม่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งมีความสัมพันธ์กับเฟสของโบรอนไนไตรด์ ทั้งสแตนบอไรด์และไดทังสแตนบอไรด์อย่างไร

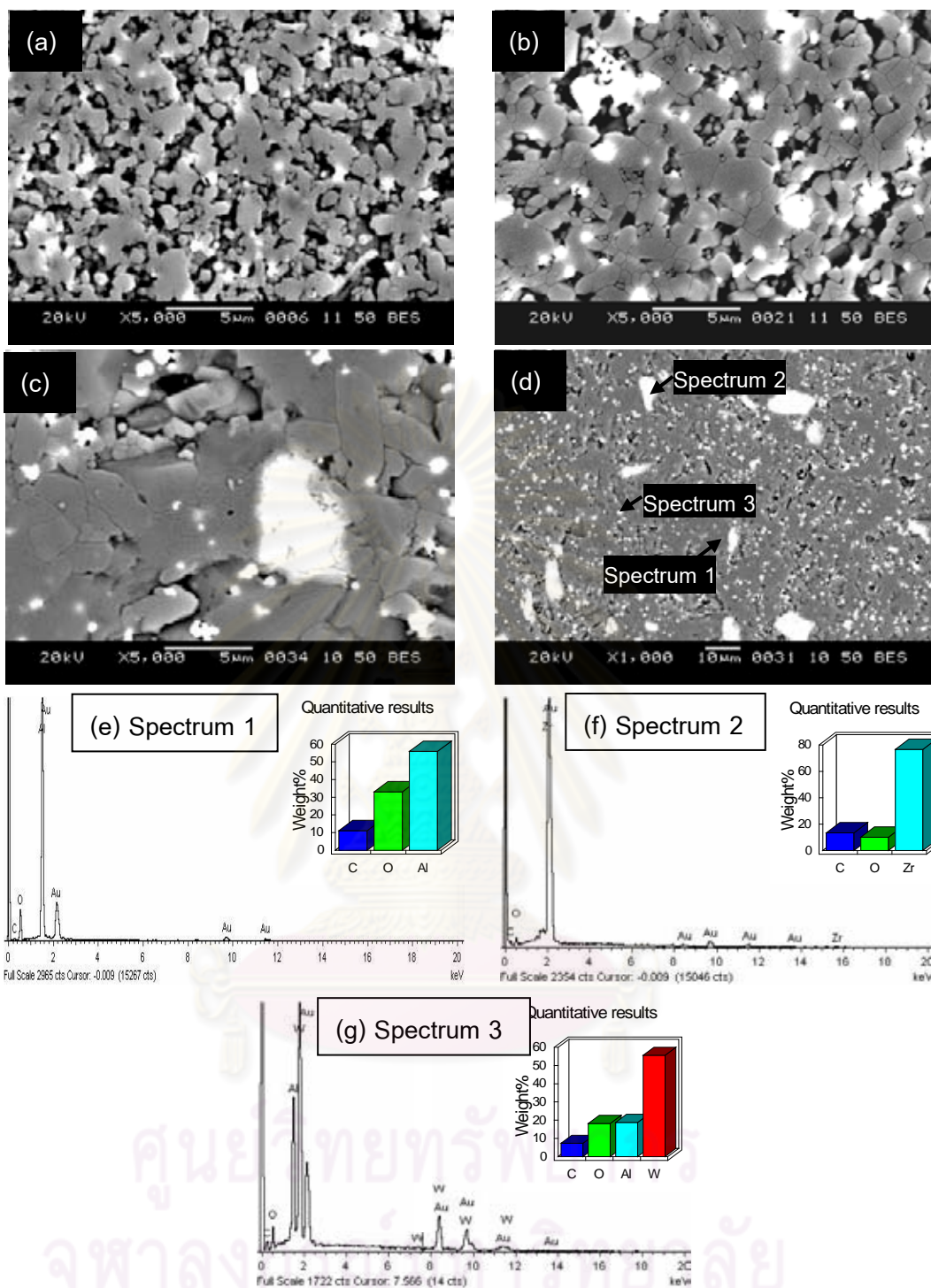
ตารางที่ 4.1 ขนาดเกรนของเนื้อพื้นอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง ณ อุณหภูมิต่างๆ

Materials	Temperature (°C)	Average grain size (μm)		
		1400 °C	1500 °C	1600 °C
Al ₂ O ₃		-	1.60 ± 0.28	3.64 ± 0.71
Al ₂ O ₃ /WC		-	0.91 ± 0.13	1.41 ± 0.24
Al ₂ O ₃ /WC + 6 wt% Ca-PSZ		-	1.10 ± 0.15	2.88 ± 0.75

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



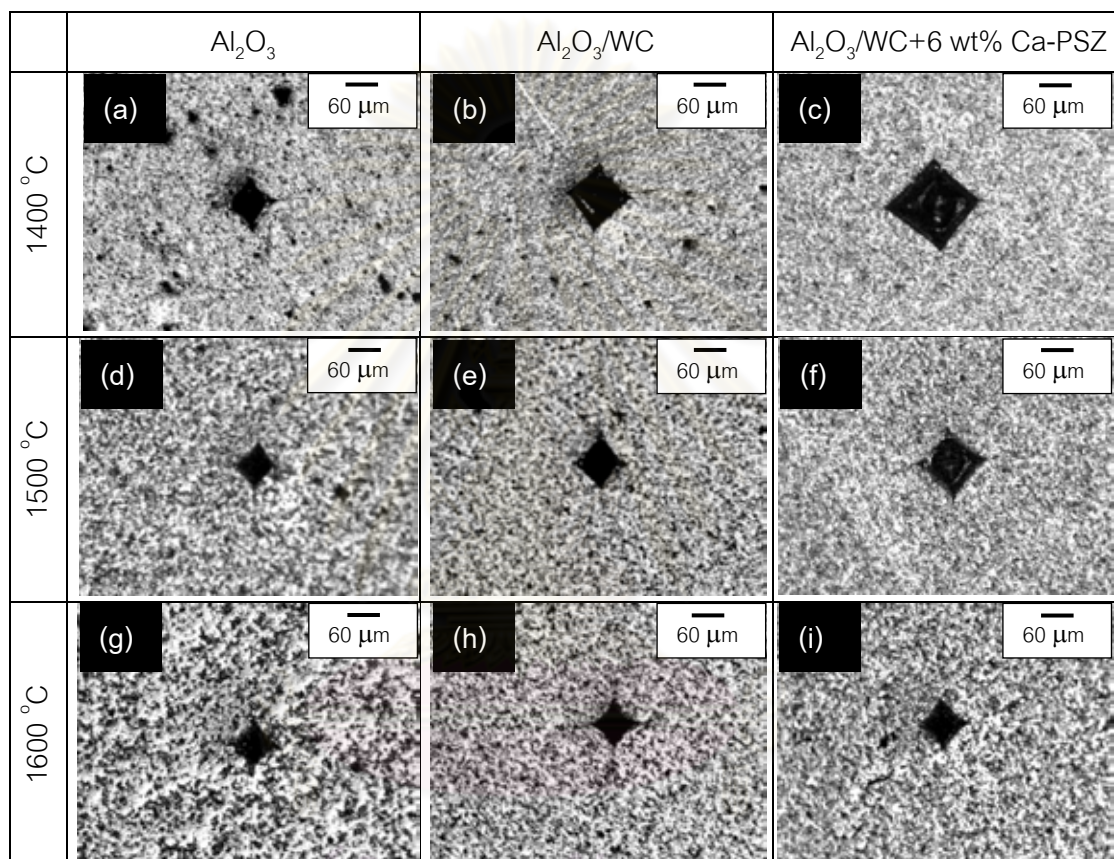
รูปที่ 4.10 โครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของธาตุด้วยเทคนิค EDS ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิเผาผนึก (a) 1400 (b) 1500 (c) 1600 องศาเซลเซียส (d) จุดที่หาองค์ประกอบทางเคมี ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส (e) บริเวณเนื้อพื้นสีเทาและ (f) บริเวณอนุภาคสีขาว



รูปที่ 4.11 โครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของธาตุด้วยเทคนิค EDS ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาขึ้น (a) 1400 (b) 1500 (c) 1600 องศาเซลเซียส (d) จุดที่หาองค์ประกอบทางเคมี ณ อุณหภูมิเผาขึ้น 1600 องศาเซลเซียส (e) บริเวณเนื้อพื้นสีเทา (f) บริเวณอนุภาคสีขาวขนาดใหญ่และ (g) บริเวณอนุภาคสีขาวขนาดเล็ก

4.2.4 ความแข็ง

ความแข็งสามารถวัดได้จากรอยกดบนผิวของชิ้นงาน ซึ่งลักษณะของรอยกดในการทดลองนี้ไม่มีการเกิดการเปลี่ยนรูปร่างอย่างถาวรที่ขอบของรอยกดแต่สามารถเห็นการแตกตามมุมของรอยกดในทุกกรณี เมื่อสังเกตขนาดของรอยกดบนพื้นผิวของชิ้นงานในรูปที่ 4.12 พบว่ารอยกดมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อมีการเสริมแรงด้วยทังสเตนคาร์ไบด์และมีสารเติมแต่ง Ca-PSZ ส่วนการเพิ่มอุณหภูมิที่สูงขึ้นส่งผลให้รอยกดมีขนาดเล็กลงทุกส่วนผสม



รูปที่ 4.12 รอยกดวิกเกอร์บนผิวของชิ้นงาน ณ อุณหภูมิเผาผนึกต่างๆ (a, d, g) อะลูมินา (b, e, h) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ และ (c, f, i) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก

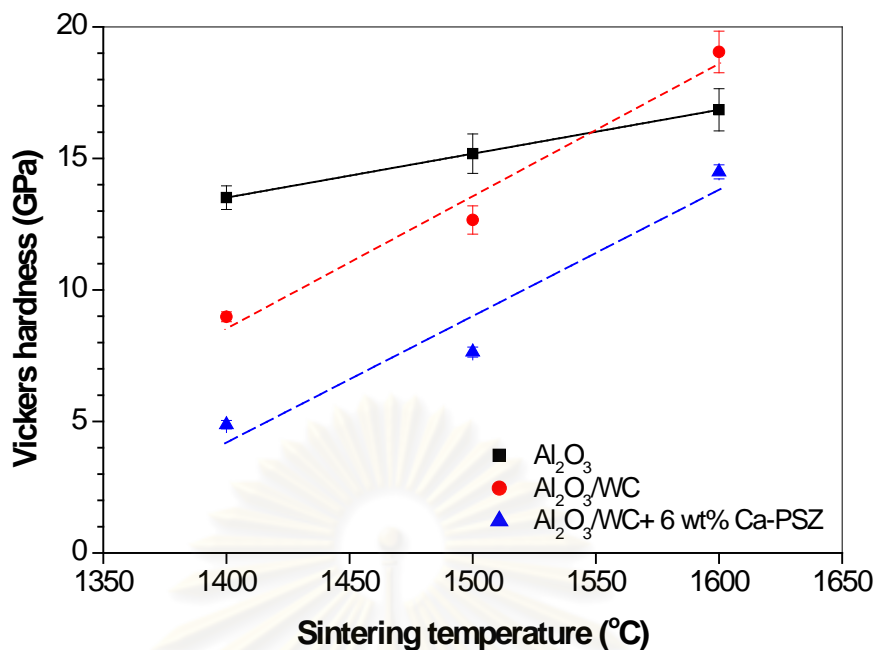
ความแข็งของวัสดุเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิในการเผาผนึกเพิ่มขึ้นดังรูปที่ 4.13 และพบว่าความแข็งของอะลูมินามีการเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าความแข็งของอะลูมินามีการเปลี่ยนแปลงไม่มากนักเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น ส่วนความแข็งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีและไม่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งมีการเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่ออุณหภูมิในการเผาผนึกเพิ่มขึ้น ความแข็งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส มีค่าเท่ากับ 19.05 กิกะพาสคัล ซึ่งสูงกว่าอะลูมินา (16.85 กิกะพาสคัล) ทั้งนี้

เนื่องจากทั้งสแตนคาร์ไบด์ซึ่งมีความแข็งกว่าอะลูมินาไปขบวนการโตของเกรนของอะลูมินาทำให้ขนาดเกรนของวัสดุชนิดนี้มีขนาดเล็กกว่าอะลูมินาจึงทำให้ความแข็งสูง^(23, 50) นอกจากนี้ความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ยังใกล้เคียงกับอะลูมินา แม้เฟสของไคท์สแตนคาร์ไบด์จะทำให้ความแข็งลดลงไปบ้าง แต่ในงานวิจัยนี้พบเฟสของไคท์สแตนคาร์ไบด์เพียงเล็กน้อยและไม่ส่งผลต่อความแข็งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์มากนัก

สำหรับการเติม Ca-PSZ ส่งผลให้ความแข็งลดลงเนื่องจากอนุภาคของเซอร์โคเนียมีความแข็ง (ประมาณ 12 กิกะพาสคัล⁽³⁴⁾) น้อยกว่าอะลูมินา (18 - 20 กิกะพาสคัล⁽¹⁸⁾) และทั้งสแตนคาร์ไบด์ (18 - 24 กิกะพาสคัล⁽¹⁸⁾) การลดปริมาณของอนุภาคทั้งสแตนคาร์ไบด์และใส่อนุภาคของ Ca-PSZ เพิ่มขึ้นประกอบกับขนาดของเกรนที่ใหญ่ขึ้นรวมทั้งปริมาณรูพรุนที่มากกว่าวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์จึงทำให้วัสดุชนิดนี้มีความแข็งลดลง ส่วนปริมาณของไคท์สแตนคาร์ไบด์ที่เพิ่มขึ้นก็อาจส่งผลให้ความแข็งของวัสดุชนิดนี้ลดลงได้เช่นกัน

วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส จากการทดลองนี้มีความแข็งและความหนาแน่นใกล้เคียงกันกับงานวิจัยของ W. Acchar และคณะ⁽⁸⁾ ซึ่งทำการอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน ณ อุณหภูมิ 1450 องศาเซลเซียส ด้วยความดัน 20 เมกะพาสคัล แต่ความเหนียวที่ได้จากการทดลองด้วยวิธีนี้ยังมีค่าน้อยกว่าการอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการขึ้นรูปวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ด้วยวิธีเผาผนึกด้วยบรรยากาศปกติต้องใช้อุณหภูมิสูงกว่าวิธีการอัดขึ้นรูปด้วยความร้อนเพื่อให้ได้วัสดุที่มีความหนาแน่นและความแข็งสูงเทียบเท่ากับวัสดุเชิงประกอบที่ทำการอัดขึ้นรูปด้วยความร้อน

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

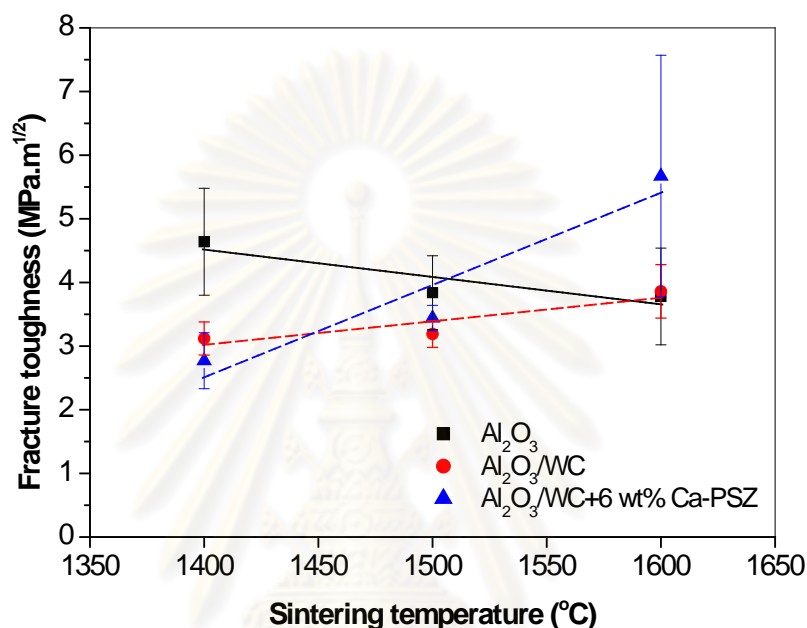


รูปที่ 4.13 ความแข็ง ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก

4.2.5 ความเหนียว

ความเหนียวของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งและไม่มีสารเติมแต่งแสดงดังรูปที่ 4.14 จะเห็นว่าความเหนียวของอะลูมินา ณ อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียส มีค่าสูงที่สุดและความเหนียวลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นถึง 1600 องศาเซลเซียส ทั้งนี้เกิดจากอุณหภูมิสูงทำให้ขนาดเกรนของอะลูมินามีขนาดใหญ่และทำให้วัสดุที่ได้มีความเปราะมากขึ้นความเหนียวจึงลดลงที่อุณหภูมิสูง ส่วนวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์มีความเหนียวเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิเนื่องจากอุณหภูมิสูงความหนาแน่นของวัสดุเพิ่มขึ้นอีกทั้งวัสดุเชิงประกอบนี้มีการเบี่ยงเบนของรอยแตกเกิดขึ้นเมื่อรอยแตกเจอกับอนุภาคทังสเตนคาร์ไบด์ซึ่งมีความแข็งสูงดังรูปที่ 4.15 (b) แต่เนื่องจากอนุภาคของทังสเตนคาร์ไบด์ในโครงสร้างจุลภาคมีขนาดเล็กจึงทำให้โอกาสที่รอยแตกจะเจอกับอนุภาคทังสเตนคาร์ไบด์มีไม่มากนักจึงทำให้ความเหนียวที่ได้ (3.86 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2}) สูงกว่าอะลูมินาที่ไม่มีตัวเสริมแรง (3.78 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2}) เพียงเล็กน้อยหรือมีความเหนียวแทบไม่แตกต่างกัน ส่วนการเติมสารเติมแต่ง Ca-PSZ เข้าไปในปริมาณน้อยทำให้ความเหนียวเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิอย่างรวดเร็ว ทั้งนี้เนื่องจากลักษณะโครงสร้างจุลภาคมีการเปลี่ยนรูปร่างของเกรนให้มีขนาดยาวขึ้น ซึ่งต่างจากโครงสร้างจุลภาคของอะลูมินาและวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีลักษณะของ

เกรนเกือบเท่ากันทุกด้าน (isotropic grains) เมื่อรอยแตกเคลื่อนที่ไปเจอกับขอบเกรนที่เปลี่ยนทิศทางการวางตัวทำให้รอยแตกเกิดการเปลี่ยนทิศทางและอ่อนแรงลง จึงทำให้วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งมีความเหนียวเพิ่มขึ้น สำหรับการทดลองนี้ การเพิ่มความเหนียวโดยการเปลี่ยนเฟสมีผลน้อยเนื่องจากมอโนคลินิกเซอร์โคเนียบางส่วนเปลี่ยนเป็น ZrO จึงอาจกล่าวได้ว่าปัจจัยหลักในการเพิ่มความเหนียวของวัสดุชนิดนี้คือการเปลี่ยนทิศทางของรอยแตกเนื่องจากการเปลี่ยนรูปร่างของเกรน

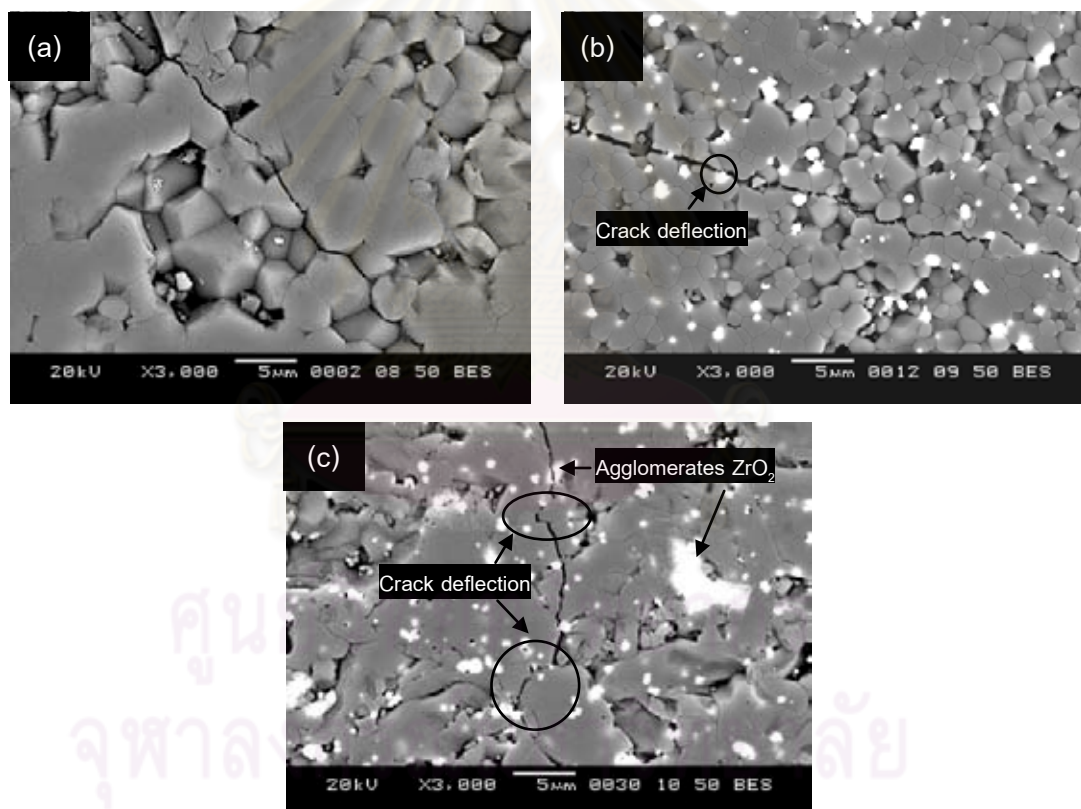


รูปที่ 4.14 ความเหนียว ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก

รอยแตกจากหัวคดวิกเกอร์ของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่ไม่มีและไม่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง มีลักษณะการแตกทั้งการแตกตามขอบเกรน (intergranular fracture mode) และการแตกแบบผ่าเกรน (transgranular fracture mode) ดังแสดงในรูปที่ 4.15 (a)-(c) นอกจากนี้ยังพบว่าการเบี่ยงเบนของรอยแตกเนื่องจากอนุภาคของทังสเตนคาร์ไบด์มีเพียงเล็กน้อยดังรูปที่ 4.15 (b) อาจเนื่องมาจากขนาดของอนุภาคมีขนาดเล็กเกินกว่าที่จะไปขัดขวางรอยแตกและทำให้รอยแตกเบี่ยงเบนไปจากเดิม ส่งผลให้ความเหนียวของวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้เพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อย ส่วนรูปร่างของเกรนที่เปลี่ยนไปของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งพบว่ามีส่วนทำให้ทิศทางของรอยแตกเปลี่ยนไป นอกจากนี้ยังพบว่าการเกาะตัวกันของอนุภาคเซอร์โคเนียทำให้รอยแตกสามารถเคลื่อนที่ผ่านอนุภาคเซอร์โคเนียได้ดังรูปที่ 4.15 (c) การเกิดการเกาะตัวกันของอนุภาคเซอร์โคเนียสามารถทำ

ให้เกิดอันตรกิริยาที่รอยต่อระหว่างเซอร์โคเนีย/เซอร์โคเนียและเซอร์โคเนีย/อะลูมินา⁽⁵¹⁾ ซึ่งเป็นสาเหตุให้เกิดตำหนิในโครงสร้างได้และมีผลต่อความต้านทานต่อการดัดโค้งของวัสดุ

ลักษณะรอยแตกตามขอบเกรนอาจเนื่องมาจากแรงยึดเหนี่ยวระหว่างขอบเกรนน้อย การแตกในลักษณะนี้ก่อให้เกิดการเปลี่ยนทิศทางการของรอยแตกไปตามขอบเกรน การทำให้รอยแตกเคลื่อนที่จึงต้องใช้พลังงานมากขึ้นซึ่งเป็นการเพิ่มความเหนียวให้แก่วัสดุ ส่วนลักษณะรอยแตกแบบผ่าเกรนเกิดจากการที่วัสดุสองชนิดมีการขยายตัวทางความร้อนต่างกันทำให้เกิดความเค้นอัดบริเวณขอบเกรนของเนื้อพินขณะเย็นตัวซึ่งเป็นกลไกการเพิ่มความเหนียวและบังคับให้การเคลื่อนที่ของรอยแตกในเนื้อพินไม่สามารถเกิดขึ้นตามขอบเกรน จึงเป็นสาเหตุให้ลักษณะการแตกของวัสดุเปลี่ยนจากการแตกตามขอบเกรนเป็นการแตกแบบผ่าเกรน ซึ่งต้องการพลังงานในการทำให้วัสดุแตกหักเพิ่มขึ้น กลไกการแตกแบบผ่าเกรนนี้จึงทำให้วัสดุมีความเหนียวและความต้านทานต่อการดัดโค้งมากขึ้น^(18, 52-54)

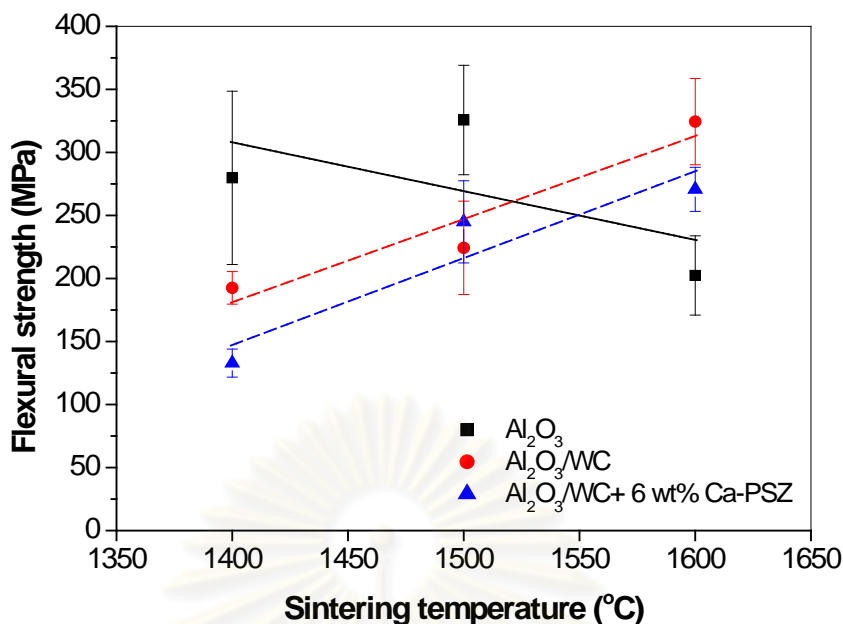


รูปที่ 4.15 ลักษณะของรอยแตกจากห้วงควิกเกอร์บนผิวของชิ้นงาน (a) อะลูมินา (b) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ และ (c) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาขึ้นที่ 1600 องศาเซลเซียส

4.2.6 ความต้านทานต่อการดัดโค้ง

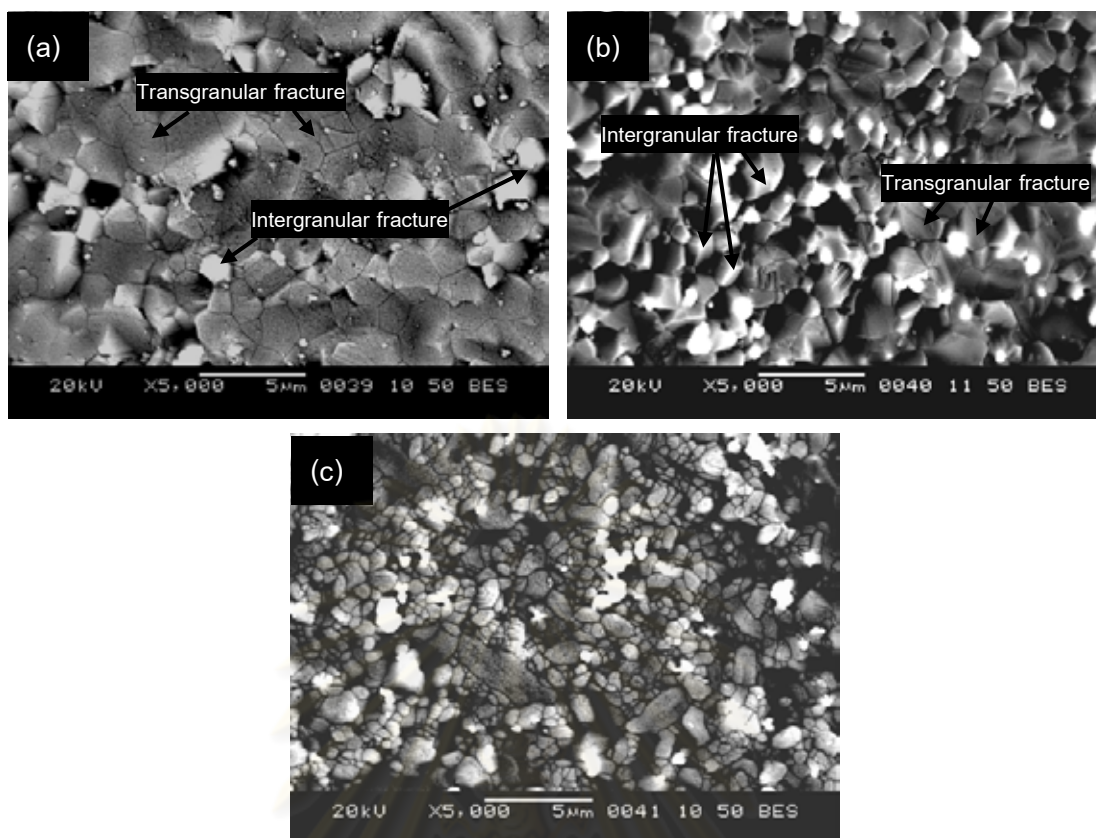
ความต้านทานต่อการดัดโค้งของอะลูมินาที่ อุณหภูมิ 1400 องศาเซลเซียสมีค่าค่อนข้างสูงและสูงที่สุดที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียสดังรูปที่ 4.16 เนื่องจากปริมาณรูพรุนของอะลูมินาค่อยๆลดลงและขนาดเกรนค่อนข้างสม่ำเสมอจึงทำให้ความต้านทานต่อการดัดโค้งสูงขึ้นซึ่งสอดคล้องกับการทดลองของนายเปาวิ ฌ นคร และคณะ⁽⁴⁰⁾ แต่ที่อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียสความต้านทานต่อการดัดโค้งของอะลูมินาลดลงอย่างรวดเร็วทั้งนี้เนื่องจากชิ้นงานส่วนใหญ่มีเกิดรอยแยกตัวในชิ้นงาน (lamination) ซึ่งเป็นตำหนิอย่างหนึ่งในวัสดุ อีกทั้งการโตของเกรนก็มีส่วนในการลดความทนต่อการดัดโค้งของอะลูมินาได้เช่นกัน เมื่อเปรียบเทียบผลกระทบของการเกิดรอยแยกตัวในชิ้นงานกับปริมาณรูพรุนของตัวอย่าง พบว่าการเกิดรอยแยกตัวของชิ้นงานส่งผลให้ความต้านทานต่อการดัดโค้งลดลงมากกว่ารูพรุน ดังนั้นอะลูมินาที่อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียสจึงมีความต้านทานต่อการดัดโค้งต่ำกว่าอะลูมินาที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียสแม้ว่าที่ 1500 องศาเซลเซียส จะมีปริมาณรูพรุนมากกว่าก็ตาม (ซึ่งมีปริมาณรูพรุนมากกว่าเพียงเล็กน้อย)

วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ไม่มีและมีการเติม Ca-PSZ มีความต้านทานต่อการดัดโค้งเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นทั้งนี้เนื่องจากปริมาณรูพรุนของวัสดุย่อยลงที่อุณหภูมิสูงขึ้น ประกอบกับชิ้นงานส่วนใหญ่ไม่เกิดรอยแยกตัวในชิ้นงานเหมือนกรณีของอะลูมินา ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส วัสดุเชิงประกอบที่ไม่มีสารเติมแต่งจึงมีความต้านทานต่อการดัดโค้งมากกว่าวัสดุที่ใส่สารเติมแต่ง เนื่องจากการไม่ใส่สารเติมแต่งทำให้วัสดุมีความหนาแน่นสูงซึ่งเป็นการลดตำหนิในชิ้นงานอีกทั้งขนาดเกรนของเนื้อพื้นมีขนาดเล็กทำให้แรงยึดเหนี่ยวระหว่างเนื้อพื้นดีขึ้น⁽⁶⁾ ส่วนการใส่สารเติมแต่งแม้จะมีความเหนียวสูงก็ตาม ความหนาแน่นที่ลดลงพร้อมทั้งขนาดเกรนที่ใหญ่ขึ้นอาจทำให้ความต้านทานต่อการดัดโค้งลดลงได้



รูปที่ 4.16 ความต้านทานต่อการดัดโค้ง ณ อุณหภูมิต่างๆของอะลูมินา วัสดุเชิงประกอบ อะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca - PSZ เป็นสารเติมแต่งร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก

ลักษณะรอยแตกจากการทดสอบความต้านทานต่อการดัดโค้งของวัสดุชนิดต่างๆ ที่ทำการเผาผนึก ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส สามารถสังเกตได้จากภาพ SEM ซึ่งแสดงให้เห็นว่า อะลูมินาและวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ (รูปที่ 4.17 (a) และ 4.17 (b)) มีลักษณะการแตกหักทั้งแบบตามขอบเกรนและแบบผ่าเกรน ซึ่งการแตกหักของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ในการทดลองนี้สอดคล้องกับงานวิจัยของ L. Wang และคณะ⁽⁵⁾ ส่วนการเติม Ca-PSZ ไม่สามารถสังเกตเห็นได้แน่ชัด ลักษณะการแตกแบบผ่าเกรนและการแตกแบบตามขอบเกรนนี้มีการใช้ปริมาณของพลังงานแตกต่างกัน โดยการแตกตามขอบเกรนจะใช้พลังงานน้อยกว่าส่วนการแตกแบบผ่าเกรนจะใช้พลังงานมากกว่าในการทำให้วัสดุแตกหัก นั่นคือวัสดุจะมีการแตกหักได้ยากยิ่งขึ้นถ้ามีลักษณะการแตกแบบผ่าเกรนร่วมด้วย ดังนั้นลักษณะการแตกของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์จึงสอดคล้องกับความต้านทานต่อการดัดโค้ง



รูปที่ 4.17 ลักษณะรอยแตกของ (a) อะลูมินา (b) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ และ (c) วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง ร้อยละ 6 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

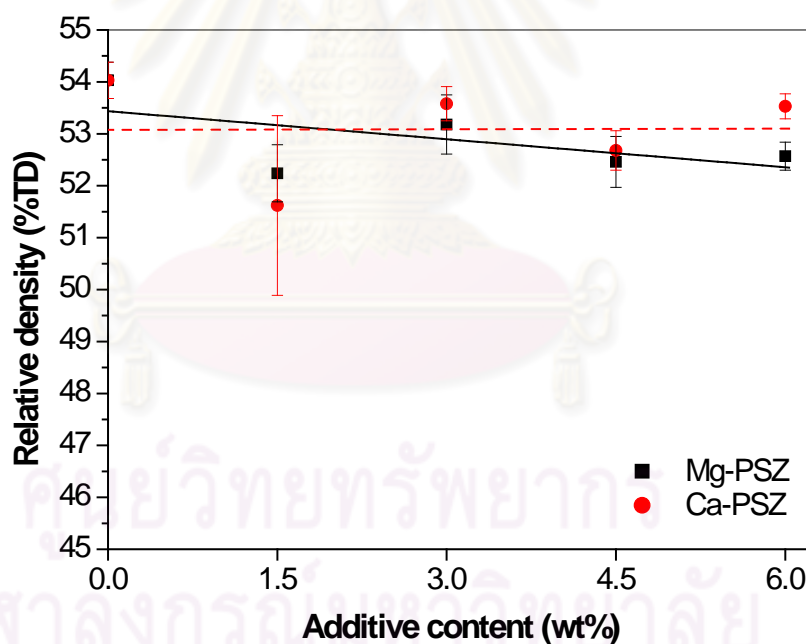
4.3 ผลของชนิดและปริมาณของสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

ในหัวข้อนี้ได้ทำการเปรียบเทียบสมบัติของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่ไม่มีสารเติมแต่งและวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ โดยศึกษาปริมาณของสารเติมแต่งร้อยละ 1.5 3.0 4.5 และ 6.0 โดยน้ำหนัก ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส

4.3.1 ความหนาแน่น

4.3.1.1 ความหนาแน่นก่อนเผา

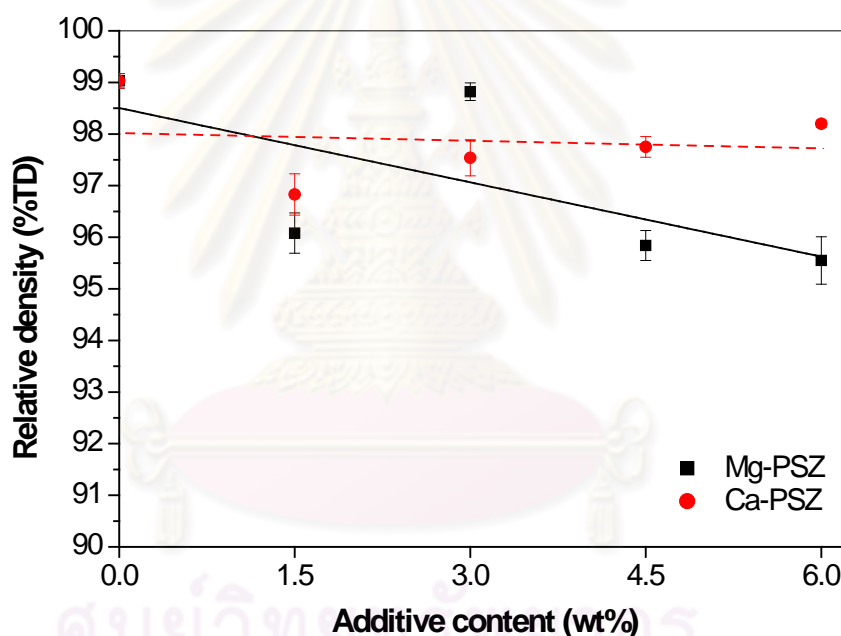
จากการทดลองพบว่าการเติม Mg-PSZ และ Ca-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ทำให้ความหนาแน่นก่อนเผาลดลง การเพิ่มปริมาณของสารเติมแต่งมากขึ้นส่งผลให้ความหนาแน่นก่อนเผาของวัสดุเชิงประกอบลดลงอาจเนื่องมาจากเซอร์โคเนียมีรูปร่างของอนุภาคที่ไม่สม่ำเสมอซึ่งทำให้ packing density ของชิ้นงานลดลง ดังรูปที่ 4.18



รูปที่ 4.18 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์ก่อนเผาของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

4.3.1.2 ความหนาแน่นหลังเผา

การเติมแต่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Mg-PSZ และ Ca-PSZ พบว่าความหนาแน่นหลังเผาของวัสดุเชิงประกอบลดลงเมื่อปริมาณของสารเติมแต่งมีมากขึ้น การเติม Ca-PSZ ส่งผลให้ความหนาแน่นหลังเผาลดลงเพียงเล็กน้อยดังรูปที่ 4.19 การลดลงของความหนาแน่นอาจเกิดจากอัตราการเพิ่มอุณหภูมิสูงจึงทำให้กระบวนการไล่วุพูนในโครงสร้างของวัสดุระหว่างการเผาเกิดขึ้นไม่สมบูรณ์ และพบว่าความหนาแน่นก่อนเผามีผลต่อความหนาแน่นหลังเผา หากความหนาแน่นก่อนเผาน้อยซึ่งหมายความว่าปริมาณรูพูนในชิ้นงานมีมากจะส่งผลให้ความหนาแน่นหลังเผามีความหนาแน่นน้อยเช่นเดียวกันดังจะเห็นได้จากความสัมพันธ์ระหว่างความหนาแน่นสัมพัทธ์กับปริมาณสารเติมแต่งแต่ละชนิดดังในรูปที่ 4.18 และรูปที่ 4.19 ดังนั้นการเตรียมตัวอย่างก่อนเผาให้มีความหนาแน่นสูงก็เป็นอีกปัจจัยหนึ่งในการกำหนดความหนาแน่นหลังเผา โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกลของวัสดุนี้ๆ

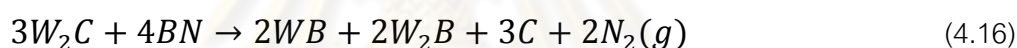


รูปที่ 4.19 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความหนาแน่นสัมพัทธ์หลังเผาของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่เผา ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส

4.3.2 องค์ประกอบทางเฟส

องค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ และ Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส แสดงดังรูปที่ 4.20 และรูปที่ 4.21 ตามลำดับ สารเติมแต่งทั้งสองแสดงองค์ประกอบทางเฟสที่เหมือนกันคือ เฟสของแอลฟาอะลูมินา ทังสเตนคาร์ไบด์ ไดทังสเตนคาร์ไบด์ ทังสเตน มอนอคลินิกเซอร์โคเนีย เทตระโกนัลเซอร์โคเนีย ZrO โบรอนไนไตรด์และแกมมาไดทังสเตนบอไรด์ สารเติมแต่ง Mg-PSZ พบเฟสของเดลตา

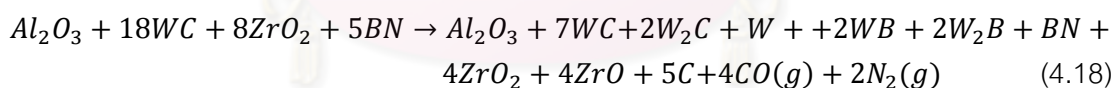
ทั้งสแตนบอไรด์และไม่พบเฟสของแมกนีเซียมออกไซด์ นอกจากนี้ยังพบว่าเฟสของลูกบาศก์ เซอร์โคเนียเปลี่ยนเป็นทรงแทงโกนัลทั้งหมดจึงไม่พบเฟสของลูกบาศก์เซอร์โคเนีย ส่วนสารเติมแต่ง Ca-PSZ ไม่พบเฟสของเดลตาทั้งสแตนบอไรด์แต่พบเฟสของแคลเซียมออกไซด์ที่มีปริมาณสารเติมแต่งร้อยละ 3.0 โดยน้ำหนัก การเกิดเฟสมอนอคลินิกเซอร์โคเนียในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งอาจเนื่องมาจากการเย็นตัวหลังจากการเผาทำให้เฟสของทรงแทงโกนัลเซอร์โคเนียเปลี่ยนเป็นเฟสมอนอคลินิกบางส่วน สำหรับพีคของอะลูมินาและทั้งสแตนคาร์ไบด์มีความสูงของพีคลดลงเมื่อปริมาณสารเติมแต่งเพิ่มมากขึ้น เนื่องจากปริมาณของอะลูมินาและทั้งสแตนคาร์ไบด์มีปริมาณน้อยลงตามปริมาณของสารเติมแต่งที่เพิ่มขึ้น ส่วนเฟสของ ZrO เกิดจากการทำปฏิกิริยาระหว่างเซอร์โคเนียและทั้งสแตนคาร์ไบด์ สำหรับการอธิบายการเกิดเฟสต่างๆ ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่งได้อธิบายแล้วในหัวข้อ 4.2.2 และการเกิดเฟสต่างๆ เมื่อมีสารเติมแต่ง Mg-PSZ สามารถอธิบายได้เช่นเดียวกันกับสารเติมแต่ง Ca-PSZ แต่เฟสของเดลตาทั้งสแตนบอไรด์ที่เกิดขึ้นอาจเกิดจากการทำปฏิกิริยาระหว่างไคทั้งสแตนคาร์ไบด์และโบรอนไนไตรด์ไม่เหมือนกันกับ Ca-PSZ ซึ่งส่วนที่ ทำปฏิกิริยาอาจเกิดขึ้นได้ดังสมการที่ (4.16)



ปฏิกิริยารวมของโบรอนไนไตรด์และไคทั้งสแตนคาร์ไบด์อาจเป็นดังสมการที่ (4.17)

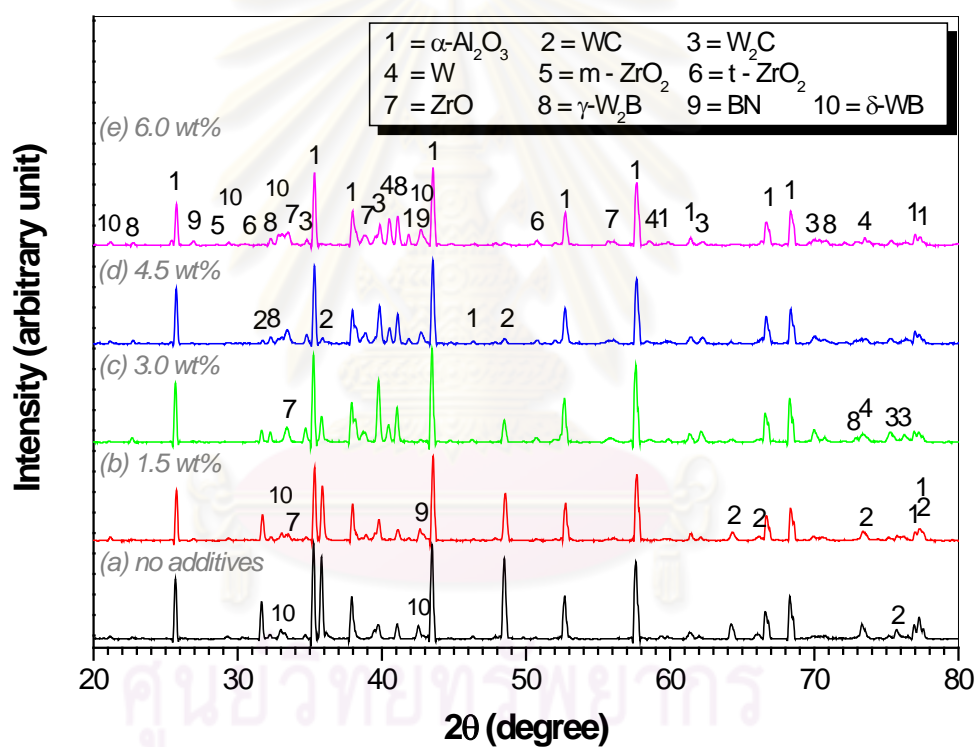


ปฏิกิริยารวม ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส จึงเป็นดังสมการที่ (4.18)

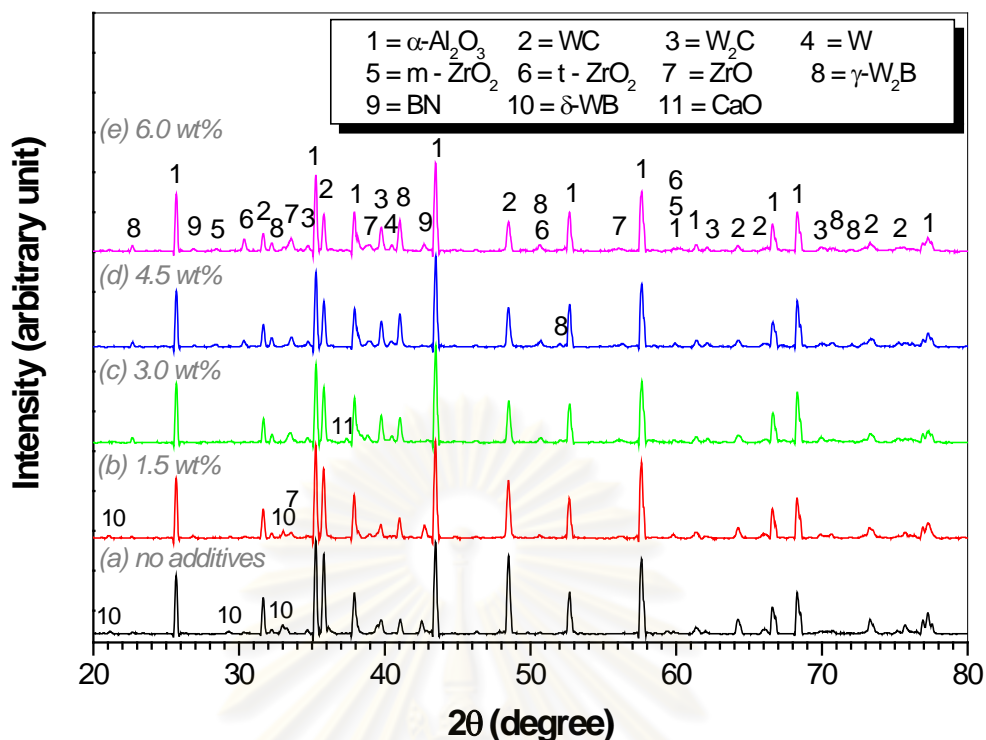


ดังนั้นที่อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส จึงพบเฟสของอะลูมินา ทั้งสแตนคาร์ไบด์ ไคทั้งสแตนคาร์ไบด์ ทั้งสแตน ทั้งสแตนบอไรด์ ไคทั้งสแตนบอไรด์ โบรอนไนไตรด์ เซอร์โคเนียและ ZrO ส่วนคาร์บอนไม่สามารถวัดได้ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ แต่ในการทดลองนี้พบคาร์บอนด้วยเทคนิค EDS เช่นกันกับการเติมแต่งด้วย Ca-PSZ ดังที่กล่าวมาแล้วในหัวข้อ 4.2.2 สำหรับการเกิดไคทั้งสแตนคาร์ไบด์ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์และการหายไปของเฟสทั้งสแตนบอไรด์ในวัสดุที่มีสารเติมแต่ง Ca-PSZ ได้อธิบายไว้แล้วในหัวข้อ 4.2.2 เมื่อสังเกตรูปที่ 4.20 และรูปที่ 4.21 พบว่าปริมาณสารเติมแต่งที่มากขึ้นส่งผลให้เกิดมอโนคลินิกมากขึ้นและทำปฏิกิริยากับทั้งสแตนคาร์ไบด์ได้มากขึ้น จึงทำให้พีคของ ZrO สูงขึ้นและเป็นการลดประสิทธิภาพในการเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟส

เมื่อเปรียบเทียบสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ พบว่าการเติม Mg-PSZ ปริมาณมากขึ้นส่งผลให้ทั้งสแตนคาร์ไบด์สลายตัวได้มากกว่าการเติม Ca-PSZ ซึ่งสังเกตได้ว่าพีคของทั้งสแตนคาร์ไบด์ลดลงอย่างเห็นได้ชัด ส่วนพีคของ ZrO และไดทังสแตนบอไรด์เพิ่มขึ้นอย่างชัดเจน ซึ่งแสดงให้เห็นว่ามีการเกิดคาร์บอนมอนอกไซด์และแก๊สไนโตรเจนมากขึ้นเมื่อทำการเติม Mg-PSZ ในปริมาณมาก การเผาด้วยอัตราการเพิ่มอุณหภูมิสูงอาจทำให้คาร์บอนมอนอกไซด์ยังคงเหลืออยู่ในชิ้นงานและกลายเป็นรูพรุน^(7, 49) จึงส่งผลให้ความหนาแน่นลดลง ดังนั้นโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบที่มี Mg-PSZ เป็นสารเติมแต่งจึงมีปริมาณรูพรุนในโครงสร้างจุลภาคมากกว่าการเติม Ca-PSZ ซึ่งสอดคล้องกับความหนาแน่นที่วัดได้ในการทดลองนี้ การเกิดรูพรุนมากขึ้นอาจส่งผลให้ความเหนียวเพิ่มขึ้นได้เนื่องจากรูพรุนทำการยับยั้งการเคลื่อนที่ของรอยแตก



รูปที่ 4.20 ปริมาณ Mg-PSZ ต่อองค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทั้งสแตนคาร์ไบด์ (a) ไม่มีสารเติมแต่ง (b) 1.5 wt% (c) 3.0 wt% (d) 4.5 wt% และ (e) 6.0 wt%



รูปที่ 4.21 ปริมาณ Ca-PSZ ต่อองค์ประกอบทางเฟสของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ (a) ไม่มีสารเติมแต่ง (b) 1.5 wt% (c) 3.0 wt% (d) 4.5 wt% และ (e) 6.0 wt%

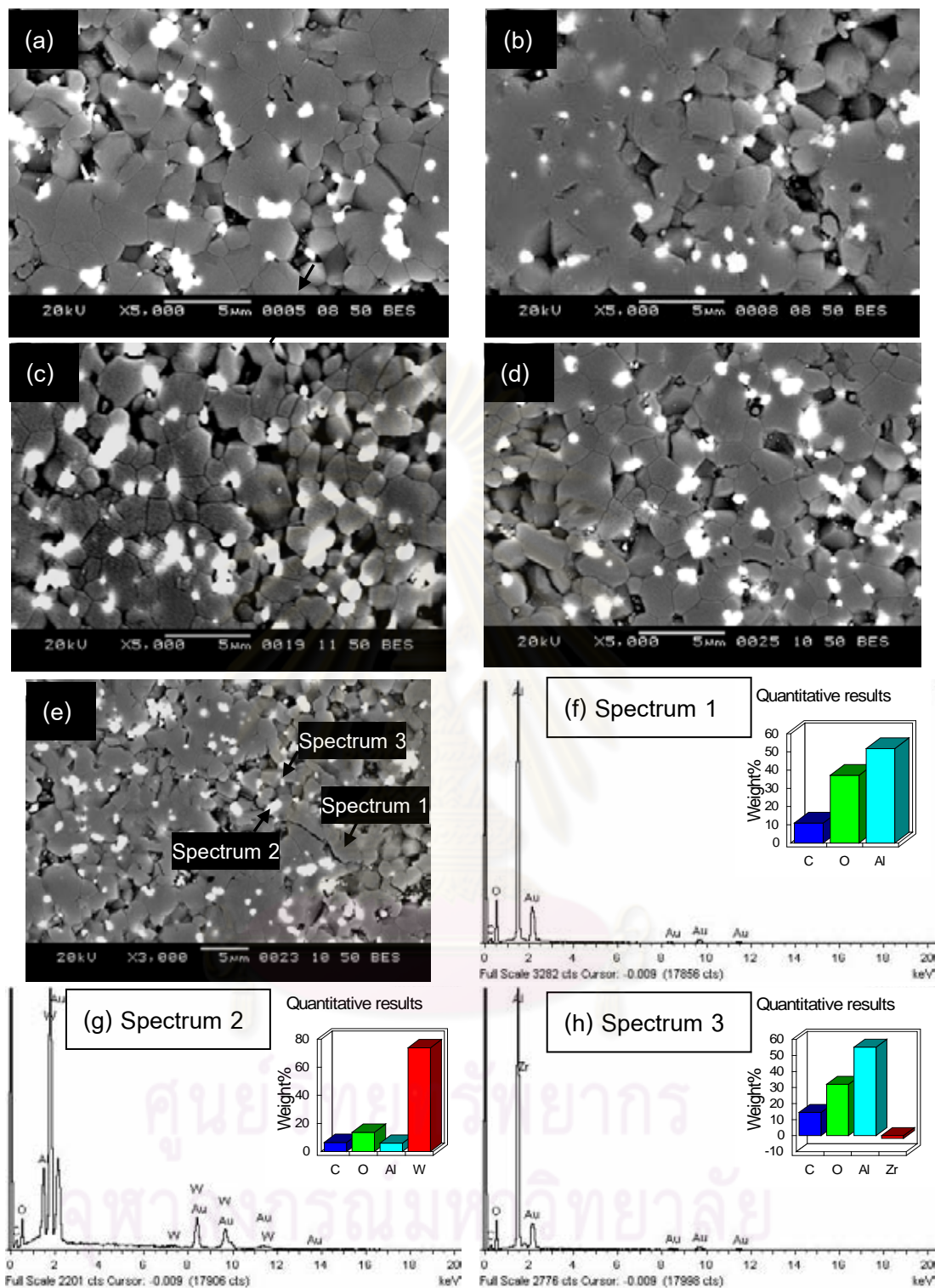
4.3.3 โครงสร้างจุลภาค

จากการศึกษาลักษณะผิวของชิ้นงานที่ผ่านการขัดเงาและกัดผิวด้วยความร้อนที่อุณหภูมิ 1500 องศาเซลเซียส ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าการเติม Mg-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ ทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคดังรูปที่ 4.22 ซึ่งประกอบด้วยเนื้อพื้นสีเทาคืออะลูมินาและจุดสีขาวคืออนุภาคทังสเตนคาร์ไบด์และเซอร์โคเนียกระจายอยู่ตามขอบเกรนหรือจุดที่เกรนมาบรรจบกัน จุดสีขาวนี้ไม่สามารถแยกความแตกต่างระหว่างทังสเตนคาร์ไบด์และ Mg-PSZ ได้อย่างชัดเจนแต่สามารถตรวจองค์ประกอบทางเคมีได้ด้วยเทคนิค EDS สำหรับการเติม Mg-PSZ ทำให้ลักษณะของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบไม่เปลี่ยนแปลง กล่าวคือรูปร่างของเกรนยังคงเหมือนเดิมและมีขนาดเกรนของเนื้อพื้นไม่แตกต่างกันมากนักเมื่อเทียบกับวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่ไม่มีสารเติมแต่งโดยขนาดเกรนของวัสดุเชิงประกอบที่มีการเติม Mg-PSZ มีค่าไม่เกิน 1.8 ไมครอน ดังรูปที่ 4.24 แต่การเติม Mg-PSZ ส่งผลให้รูพรุนในโครงสร้างมากขึ้น โดยพบว่าปริมาณรูพรุนในโครงสร้างจุลภาคสอดคล้องกับความหนาแน่นหลังเผา

การหาค่าองค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค EDS ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ เป็นสารเติมแต่งประกอบด้วยส่วนที่ศึกษา 3 ส่วนด้วยกัน คือ สเปกตรัมแรกเป็นส่วนของเนื้อพื้นสีดำ สเปกตรัมที่สองเป็นส่วนของจุดสีขาวขนาดใหญ่ และ สเปกตรัมที่สามเป็นจุดสีขาวขนาดเล็กดังรูปที่ 4.24 โดยองค์ประกอบทางเคมีของแต่ละส่วนแสดง ดังรูปที่ 4.22 (f) - (h) ตามลำดับ จะเห็นว่าส่วนที่เป็นเนื้อพื้นสีดำเป็นเนื้อพื้นของอะลูมินาและมี คาร์บอนกระจายอยู่บนเนื้อพื้นอะลูมินา ดังจะเห็นว่ามีพีคเล็กๆ ของคาร์บอนปรากฏอยู่ในรูปที่ 4.22 (f) ซึ่งเป็นการสนับสนุนสมมติฐานของการเกิดไคทังสเตนคาร์ไบด์หลังจากการเผาซึ่งได้กล่าว ไว้ว่าทังสเตนคาร์ไบด์บางส่วนเกิดการสลายตัวกลายเป็นไคทังสเตนคาร์ไบด์และคาร์บอนตาม สมการที่กล่าวไว้แล้วในหัวข้อ 4.2.2 และ 4.3.2 ส่วนจุดสีขาวขนาดใหญ่เป็นทังสเตนคาร์ไบด์ ไคทังสเตนคาร์ไบด์หรือทังสเทน และจุดสีขาวขนาดเล็กเป็นเซอร์โคเนียหรือ ZrO สำหรับพีคของ ทองแดงที่ปรากฏในรูป 4.22 (f-h) เกิดจากการฉาบทองบนผิวตัวอย่างเพื่อให้เกิดการนำไฟฟ้า ส่วนรอยแตกที่สังเกตเห็นในรูป 4.22 (a) นั้นเป็นรอยแตกที่เกิดจากการกดวัดความแข็งด้วยหัวกด วิกเกอร์และพบว่ามีรอยแตกแบบตามขอบเกรนและแตกแบบผ่าเกรน



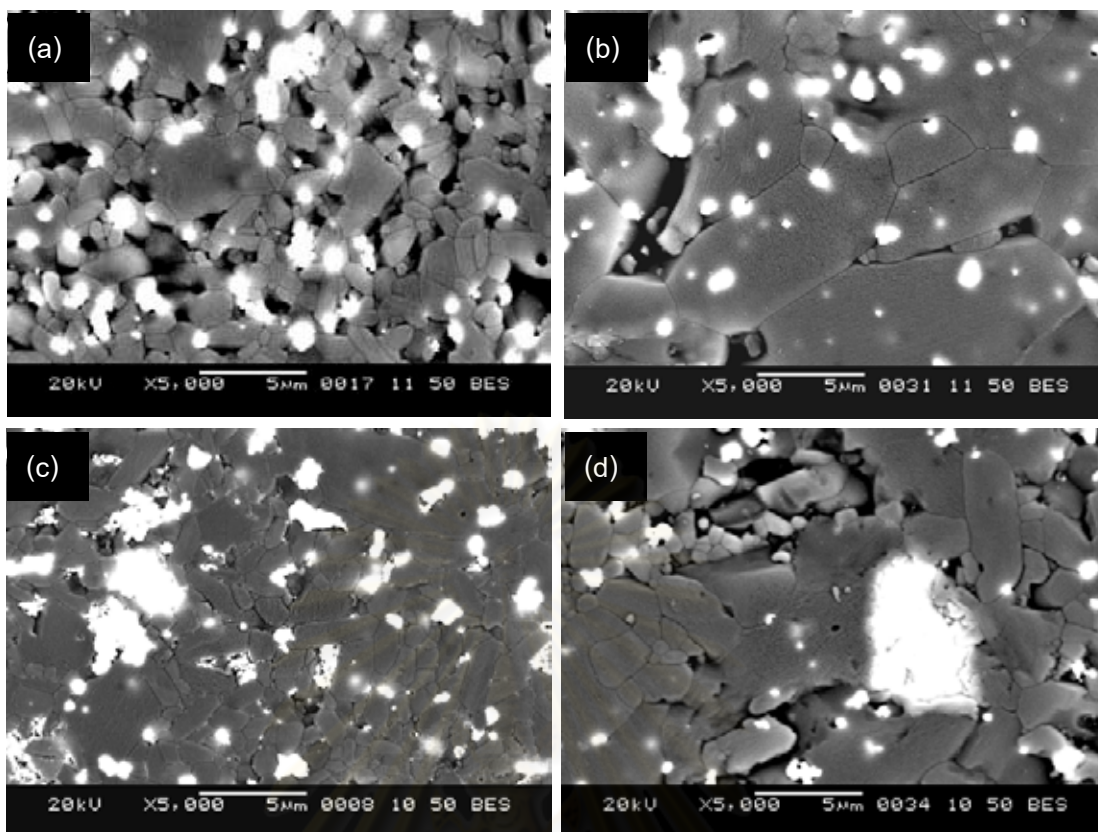
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



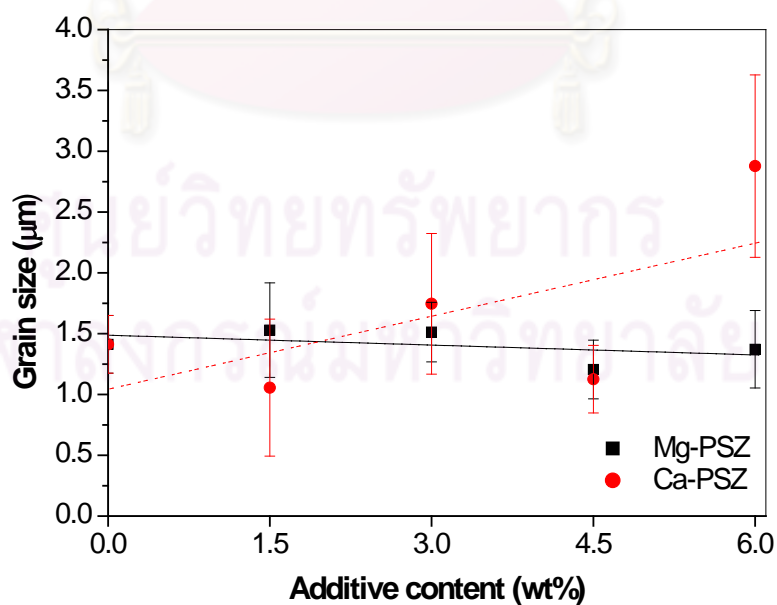
รูปที่ 4.22 โครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมีของธาตุด้วยเทคนิค EDS ของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Mg-PSZ เป็นสารเติมแต่ง อนุกรมนี้ 1600 องศาเซลเซียส (a)1.5 wt% (b) 3.0 wt% (c) 4.5 wt% (d) 6.0 wt% (e) จุดที่หาองค์ประกอบทางเคมี (f) บริเวณเนื้อพื้นสีเทา (g) บริเวณอนุภาคสีขาวขนาดใหญ่และ (h) บริเวณอนุภาคสีขาวขนาดเล็ก

สำหรับการเติม Ca-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์พบว่าโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์เปลี่ยนไปจากเดิม โดย Ca-PSZ ทำให้เกรนมีลักษณะการโตในแนวยาวมากขึ้นและมีขนาดเกรนเล็กและขนาดใหญ่ปะปนกันดังรูปที่ 4.24 การเพิ่มปริมาณของ Ca-PSZ ส่งผลให้ขนาดเกรนมีแนวโน้มใหญ่ขึ้นดังรูปที่ 4.25 โดยปริมาณของ Ca-PSZ ร้อยละ 6 โดยน้ำหนักมีขนาดของเกรนมากถึง 2.9 ไมครอน ซึ่งเล็กกว่าอะลูมินา (3.64 ไมครอน) เพียงเล็กน้อย การเติม Ca-PSZ มากกว่าร้อยละ 4.5 โดยน้ำหนักพบว่าเกิดการเกาะตัวกันของเซอร์โคเนีย ความหนาแน่นของชิ้นงานที่ผ่านการเผาผนึกลดลงตามปริมาณของเซอร์โคเนีย การลดลงอาจเกิดจากการเกาะตัวกันของผงเซอร์โคเนียซึ่งไม่สามารถทำละลายได้ขณะกระบวนการเตรียมผง การเกาะตัวกันนี้ส่งผลให้ขนาดเกรนของเนื้อพื้นอะลูมินามีขนาดใหญ่หรือหยาบขึ้นตามปริมาณของเซอร์โคเนียที่เพิ่มขึ้น⁽⁵³⁾ การเพิ่มปริมาณของ Ca-PSZ อาจทำให้พลังงานที่รอยต่อระหว่างผิวหน้า (interface) ของอะลูมินาที่กระจายอยู่แตกต่างกันซึ่งทำให้อัตราการโตของเกรนเปลี่ยนไป เกิดเกรนที่ไม่มีความสมมาตรและเกิดการโตของเกรนที่ยาวขึ้น ทำให้พลังงานที่ใช้ในการแตกเพิ่มขึ้นโดยเกิดการเปื่อยเบนของรอยแตกดังรูปที่ 4.15 (c) ซึ่งเพิ่มความต้านทานรอยแตกและเพิ่มความเหนียว⁽⁵⁵⁾ การเติมแต่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Mg-PSZ และ Ca-PSZ นี้พบว่ากลไกการเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟสนี้มีน้อย อาจเนื่องจากการเปลี่ยนมอโนคลินิกเซอร์โคเนียเป็น ZrO

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย



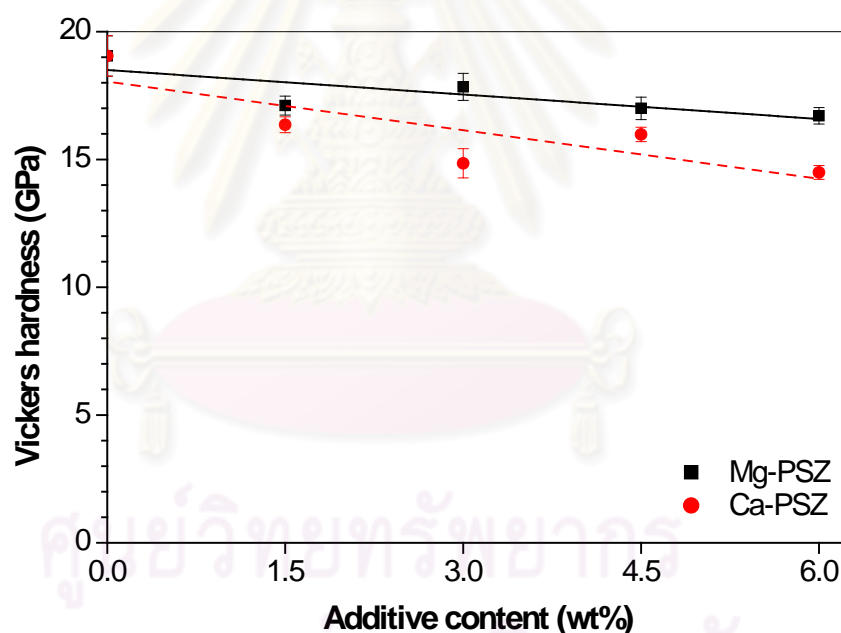
รูปที่ 4.23 โครงสร้างจุลภาคของวัสดุเซิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มี Ca-PSZ เป็นสารเติมแต่ง ณ อุณหภูมิเผาผนึก 1600 องศาเซลเซียส (a) 1.5 wt% (b) 3.0 wt% (c) 4.5 wt% และ (d) 6.0 wt%



รูปที่ 4.24 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อขนาดเกรนเนื้อพื้นอะลูมินาของวัสดุเซิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

4.3.4 ความแข็ง

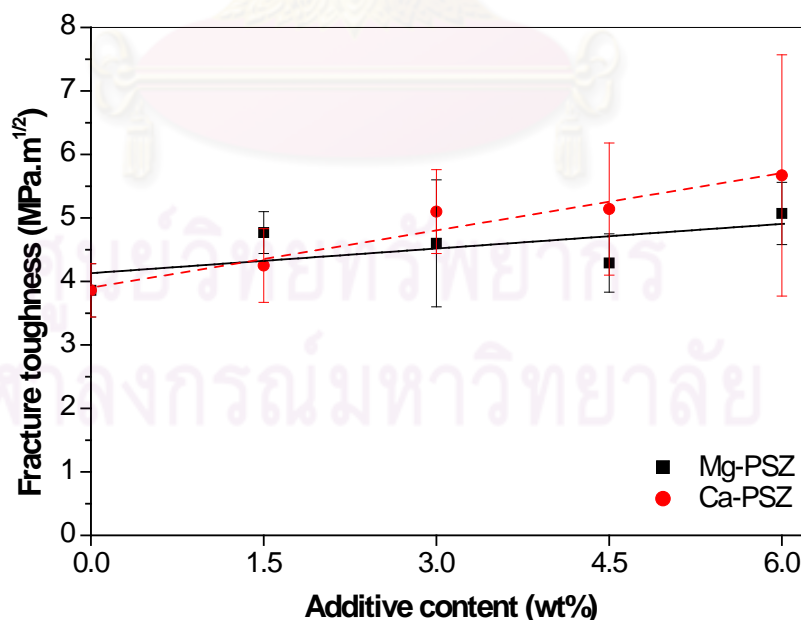
จากการทดลองพบว่าปริมาณสารแต่งที่มากขึ้นส่งผลให้วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์มีความแข็งลดลง การลดลงของความแข็งนี้อาจเนื่องมาจากอนุภาคของเซอร์โคเนียที่เติมเข้าไปมีความแข็งน้อยกว่าอะลูมินาและทังสเตนคาร์ไบด์ อีกทั้งขนาดเกรนในโครงสร้างจุลภาคมีขนาดใหญ่กว่าขนาดเกรนในโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ จากรูปที่ 4.25 จะเห็นว่าการเติม Mg-PSZ ส่งผลให้ความแข็งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ลดลงไม่มากนักอาจเนื่องมาจากลักษณะทางโครงสร้างที่ได้รวมทั้งขนาดเกรนในโครงสร้างจุลภาคไม่แตกต่างจากวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ โดยมีความแข็งอยู่ในช่วง 16.71 – 17.84 กิกะพาสคัล ส่วนการเติม Ca-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ส่งผลให้ความแข็งลดลงและลดลงมากกว่าการเติม Mg-PSZ ทั้งนี้เนื่องจากขนาดเกรนของเนื้อพื้นเมื่อมีการเติม Ca-PSZ มีขนาดใหญ่ขึ้นอย่างเห็นได้ชัดซึ่งส่งผลให้ความแข็งลดลงและมีความแข็งอยู่ในช่วง 14.49 – 16.36 กิกะพาสคัล



รูปที่ 4.25 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความแข็งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

4.3.5 ความเหนียว

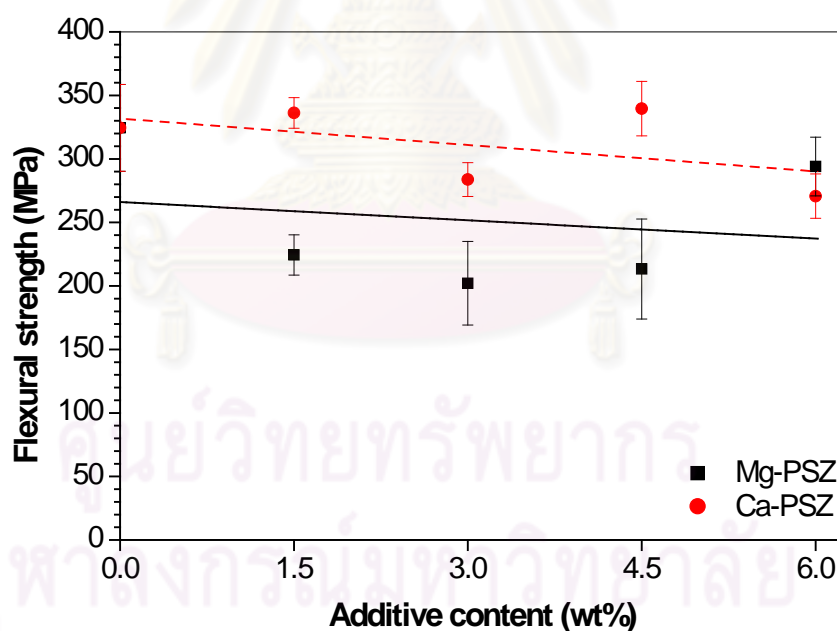
การเติม Mg-PSZ และ Ca-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์พบว่า ความเหนียวมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณของสารเติมแต่งดังรูปที่ 4.26 โดยการเติม Mg-PSZ ส่งผลให้ความเหนียวของวัสดุเชิงประกอบ (4.29 – 5.07 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2}) เพิ่มขึ้นไม่มากนัก อาจเนื่องมาจากลักษณะของโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบที่ได้มีการเปลี่ยนแปลงไม่มากนัก การเพิ่มความเหนียวของวัสดุชนิดนี้อาจเนื่องมาจากปริมาณรูพรุนที่เพิ่มขึ้นเพราะรูพรุนสามารถดูดซับพลังงานที่เกิดขึ้นเนื่องจากมีแรงภายนอกมากระทำกับชิ้นงานทำให้มีความเค้นเกิดขึ้นภายในเนื้อวัสดุและความเค้นจะวิ่งไปปะทะกับรูพรุนทำให้พลังงานที่ปลายของรอยแตกนั้นลดลงได้ เมื่อจำนวนรูพรุนมีมากทำให้วัสดุมีความเหนียวสูงและในทางตรงกันข้ามเมื่อจำนวนรูพรุนมีน้อยก็ดูดซับพลังงานได้น้อยทำให้วัสดุมีความเหนียวต่ำ ส่วนการเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟสอาจมีส่วนช่วยให้ความเหนียวเพิ่มขึ้นไม่มากนัก สำหรับการเพิ่มความเหนียวโดยการเติมปริมาณ Ca-PSZ ที่มากขึ้นอาจเกิดเนื่องจากลักษณะของเกรนที่เปลี่ยนไปทำให้การเคลื่อนที่ของรอยแตกเคลื่อนที่ได้ยากยิ่งขึ้นจึงทำให้วัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีการเติม Ca-PSZ เข้าไปมีความเหนียวสูงขึ้น (4.25 – 5.67 เมกะพาสคัล.เมตร^{1/2}) การเพิ่มความเหนียวด้วยการเพิ่มรูพรุนในกรณีของ Ca-PSZ น่าจะมีผลน้อยมากเนื่องจากความหนาแน่นของวัสดุเชิงประกอบที่ได้ไม่เปลี่ยนแปลงมากนัก อีกทั้งโครงสร้างจุลภาคยังแสดงให้เห็นว่าปริมาณรูพรุนนั้นมีปริมาณน้อย



รูปที่ 4.26 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ความเหนียวของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

4.3.6 ความต้านทานต่อการตัดโค้ง

จากรูปที่ 4.27 พบว่าการเติม Mg-PSZ และ Ca-PSZ ส่งผลต่อความต้านทานต่อการตัดโค้งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ โดยความต้านทานต่อการตัดโค้งมีแนวโน้มลดลงตามปริมาณสารเติมแต่งที่มากขึ้น การเติม Mg-PSZ ส่งผลให้ความต้านทานต่อการตัดโค้งลดลงมากกว่า Ca-PSZ ทั้งนี้เนื่องจากวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่เติมแต่งด้วย Mg-PSZ มีปริมาณรูพรุนเพิ่มขึ้น การเพิ่มความต้านทานต่อการตัดโค้งทำได้โดยการลดขนาดวิกฤติของตำหนิและลดตำหนิบนผิวของวัสดุลง⁽⁵³⁾ รูพรุนที่เกิดมากขึ้นในโครงสร้างนี้จึงเป็นการเพิ่มตำหนิในชิ้นงานจึงส่งผลให้ความต้านทานต่อการตัดโค้งลดลง ส่วนการเติม Ca-PSZ แม้เกิดการเกาะตัวกันของอนุภาคเซอร์โคเนียและแกรนของเนื้อพื้นมีขนาดใหญ่มากขึ้นซึ่งเป็นสาเหตุให้ความต้านทานต่อการตัดโค้งลดลง แต่ปริมาณรูพรุนในโครงสร้างเพิ่มขึ้นไม่มากนักจึงทำให้ความต้านทานต่อการตัดโค้งลดลงจากวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์เพียงเล็กน้อย ซึ่งการเติม Ca-PSZ ในวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ทำให้วัสดุมีความต้านทานต่อการตัดโค้งอยู่ในช่วง 270 – 340 เมกะพาสคัล และวัสดุที่มีการเติม Mg-PSZ มีความต้านทานต่อการตัดโค้งอยู่ในช่วง 200 – 300 เมกะพาสคัล



รูปที่ 4.27 ปริมาณ Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อความต้านทานต่อการตัดโค้งของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

บทที่ 5

สรุปผลการวิจัย อภิปรายผล และข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการวิจัย

งานวิจัยนี้มุ่งเน้นศึกษาผลของอุณหภูมิและสารเติมแต่ง Mg-PSZ และ Ca-PSZ ต่อโครงสร้างจุลภาคและสมบัติของวัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ รวมทั้งเปรียบเทียบสมบัติของวัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์กับอะลูมินา เพื่อนำวัสดุเซรามิกประกอบชนิดนี้ไปประยุกต์ใช้เป็นวัสดุตัดต่อไป สำหรับงานวิจัยนี้สามารถสรุปผลได้ดังนี้

1) การเผาเผือกที่อุณหภูมิสูงขึ้นช่วยเพิ่มความหนาแน่นและปรับปรุงสมบัติทางกลให้แก่ อะลูมินาและวัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ การเติม Ca-PSZ ในวัสดุเซรามิกประกอบ อะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ก็ให้ผลเช่นเดียวกัน

2) การเผาเผือกอะลูมินา ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส ก่อให้เกิดการโตของเกรน อะลูมินา ส่งผลให้ความเหนียวและความแข็งแรงของอะลูมินาลดลง ส่วนการเสริมแรงด้วยอนุภาค ทังสเตนคาร์ไบด์เกิดการยับยั้งการโตของเกรนซึ่งช่วยเพิ่มความแข็งแรงและความต้านทานต่อการตัดโค้งให้แก่วัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์

3) การเกิดเฟสของ ZrO₂ จากการเติม Mg-PSZ และ Ca-PSZ ในวัสดุเซรามิกประกอบ อะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์และเผาเผือก ณ อุณหภูมิ 1600 องศาเซลเซียส ทำให้ลดปริมาณ การเกิดมอดโนคลินิกเซอร์โคเนียทำให้การเพิ่มความเหนียวด้วยการเปลี่ยนเฟสมีประสิทธิภาพลดลง

4) การเติมแต่งวัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Mg-PSZ ในปริมาณมาก ขึ้นทำให้รูพรุนในโครงสร้างจุลภาคมากขึ้นและการเกิดรูพรุนเป็นกลไกหลักในการเพิ่มความเหนียว แต่ลดความต้านทานต่อการตัดโค้งในวัสดุชนิดนี้ ส่วนความแข็งแรงของวัสดุเซรามิกประกอบชนิดนี้มีความแข็งแรงน้อยกว่าวัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์เนื่องจากขนาดเกรนเพิ่มขึ้นเล็กน้อย อย่างไรก็ตามความแข็งแรงและความต้านทานต่อการตัดโค้งของวัสดุชนิดนี้ยังมากกว่าอะลูมินา

5) การเติมแต่งวัสดุเซรามิกประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Ca-PSZ ในปริมาณมาก ขึ้นทำให้ขนาดเกรนของเนื้อพื้นโตและมีลักษณะยาวขึ้นส่งผลให้เกิดการเปราะบางของรอยแตกใน วัสดุเพิ่มขึ้นซึ่งเป็นกลไกสำคัญในการเพิ่มความเหนียวในวัสดุชนิดนี้ แต่การโตของเกรนนี้ส่งผลให้ ความแข็งแรงและความต้านทานต่อการตัดโค้งของวัสดุลดลง การเกาะตัวของเซอร์โคเนียเป็นอีก ปัจจัยหนึ่งในการทำให้ความต้านทานต่อการตัดโค้งลดลงเช่นกัน อย่างไรก็ตามความต้านทานต่อ การตัดโค้งของวัสดุชนิดนี้ยังสูงกว่าอะลูมินา

6) การเติมแต่งวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ด้วย Ca-PSZ เหมาะแก่การนำไปใช้งานมากกว่าการเติมแต่งด้วย Mg-PSZ แต่การนำวัสดุเชิงประกอบชนิดนี้ไปใช้เป็นวัสดุตัดในการใช้งานจริงยังต้องทำการปรับปรุงความแข็งของวัสดุชนิดนี้ให้มากขึ้น

5.2 ข้อเสนอแนะ

5.2.1 การควบคุมการเกิดปฏิกิริยาระหว่างการเผาวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ควรทำให้ดีกว่านี้ เนื่องจากปฏิกิริยาที่เกิดขึ้นมีความสัมพันธ์กับสมบัติของวัสดุ

5.2.2 ศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับการเกิดปฏิกิริยาระหว่างเฟสต่างๆ โดยกระบวนการทางอุณหพลวัต (thermodynamics) พร้อมทั้งศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างเฟสที่เกิดขึ้นกับสมบัติทางกลและโครงสร้างจุลภาคของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ที่มีและไม่มีสารเติมแต่ง

5.2.3 ในการศึกษาครั้งต่อไปควรศึกษาสมบัติทางด้านความทนต่อการชุบแข็ง การขยายตัวทางความร้อน ความทนต่อการสึกกร่อนและความทนต่อการเปลี่ยนอุณหภูมิอย่างเฉียบพลันของวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา/ทังสเตนคาร์ไบด์ เนื่องจากสมบัติทั้งหมดเหล่านี้มีความสำคัญในการนำวัสดุที่ได้ไปใช้งานจริงในการนำไปประยุกต์ใช้งานเป็นวัสดุตัด

รายการอ้างอิง

- (1) Whitney, E. D. Ceramic cutting tools : Materials, development, and performance. United States of America: Noyes Publications, 1994.
- (2) Like, Q., Xikun, L., Guanming, Q., Weimin, M., Yanbin, S. and Huadong, Y. Study on toughness mechanism of ceramic cutting tools. Journal of Rare Earths 25 (2007): 309-316.
- (3) Kumar, A. S., Durai, A. R. and Sornakumar, T. Wear behaviour of alumina based ceramic cutting tools on machining steels. Tribology International 39 (2006): 191-197.
- (4) Acchar, W., Gomes, U. U., Kaysser, W. A. and Goring, J. Strength degradation of a tungsten carbide-cobalt composite at elevated temperatures. Materials Characterization 43 (1999): 27-32.
- (5) Wang, L., Shi, J. L., Hua, Z. L., Gao, J. H. and Yan, D. S. The influence of addition of WC particles on mechanical properties of alumina-matrix composite. Materials Letters 50 (2001): 179-182.
- (6) Wang, L., Shi, J. L., Gao, J. H. and Yan, D. S. Influence of tungsten carbide particles on resistance of alumina matrix ceramics to thermal shock. Journal of the European Ceramic Society 21 (2001): 1213-1217.
- (7) Acchar, W., Martinelli, A. E., Vieira, F. A. and Cairo, C. A. A. Sintering behaviour of alumina-tungsten carbide composites. Materials Science and Engineering A 284 (2000): 84-87.
- (8) Acchar, W., Cairo, C. A. and Segadaes, A. M. Effect of tungsten carbide additions on the microstructure and properties of hot-pressed alumina. Materials Science and Engineering A 406 (2005): 74-77.
- (9) Wittig, D., Glauche, A., Aneziris, C. G., Minghetti, T., Schelle, C., Graule, T. and Kuebler, J. Activated pressureless melt infiltration of zirconia-based metal matrix composites. Materials Science and Engineering A 488 (2008): 580-585.
- (10) Grzesik, W. Advanced machining processes of metallic materials. London: Elsevier, 2008.

- (11) Schwartz, M. M. Composite materials, Volume II : Processing, fabrication, and applications. New Jersey: Prentice Hall PTR, 1997.
- (12) Kitiwan, M. Preparation of Al₂O₃-TiC composites using microwave energy. Master's Thesis, Department of Materials Science, Graduate School, Chulalongkorn University, 2004.
- (13) Wangmooklang, N. Improvement of mechanical properties of Si₃N₄ using low cost materials and processes. Doctoral dissertation, Department of Materials Science, Graduate School, Chulalongkorn University, 2006.
- (14) แม้น อมรสิทธิ์ และสมชัย อัครทิวา. วัสดุวิศวกรรม. กรุงเทพมหานคร: สำนักพิมพ์ท็อป, 2549.
- (15) สุวันชัย พงษ์กิจวัฒน์ และคนอื่นๆ. วัสดุศาสตร์และวิศวกรรมพื้นฐาน. กรุงเทพมหานคร: สำนักพิมพ์ท็อป, 2548.
- (16) Schwartz, M. M. Composite materials, Volume I : Properties, nondestructive testing and repair. New Jersey: Prentice Hall PTR, 1997.
- (17) Acchar, W., Schwarze, D. and Greil, P. Sintering of Al₂O₃-NbC composites using TiO₂ and MnO additives: preliminary results. Materials Science and Engineering A 351 (2003): 299-303.
- (18) Acchar, W. and Segadaes, A. M. Properties of sintered alumina reinforced with niobium carbide. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 27 (2009): 427-430.
- (19) Carter, C. B. and Norton, M. G. Ceramic materials : Science and engineering. New York ; London: Springer, 2007.
- (20) อนุรักษ์ ภูวนาคำ. การพัฒนาวัสดุเชิงประกอบอะลูมินา-มุลไท์-เซอร์โคเนีย สำหรับงานทางวิศวกรรม. วิทยานิพนธ์ปริญญาโทมหาบัณฑิต, สาขาวิชาวิศวกรรมเซรามิก, มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีสุรนารี, 2548.
- (21) Weimer, A. W. Carbide, nitride and boride materials synthesis and processing. United States of America: Chapman & Hall, 1997.
- (22) Tungsten carbide[Online]. Available from: [http://en.wikipedia.org/wiki/Tungsten carbide](http://en.wikipedia.org/wiki/Tungsten_carbide) [2009, July 23]
- (23) Huang, S., Vanmeensel, K., Van Der Biest, O. and Vleugels, J. Pulsed electric current sintering and characterization of ultrafine Al₂O₃-WC composites. Materials Science and Engineering A 527 (2010): 584-589.

- (24) Luangtharak, H. and Kangwantrakool, S., Synthesis of SiC nanoparticles by mechanical alloying, The 12th National Graduate Research Conference, CGAU and Khon Kaen University, 2009, 487-493.
- (25) Pallone, E. M. J. A., Martin, D. R., Tomasi, R. and Filho, W. J. B. Al₂O₃-WC synthesis by high-energy reactive milling. Materials Science and Engineering A 464 (2007): 47-51.
- (26) Sakaki, M., Bafghi, M. S., Khaki, J. V., Zhang, Q. and Saito, F. Control of carbon loss during synthesis of WC powder through ball milling of WO₃-C-2Al mixture. Journal of Alloys and Compounds 486 (2009): 486-491.
- (27) วีระศักดิ์ อุดมกิจเดชา. เครื่องมือวิจัยทางวัสดุศาสตร์ : ทฤษฎีและหลักการทำงานเบื้องต้น. กรุงเทพมหานคร: โรงพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2543.
- (28) พิษณุรัตน์ อินทร์เอื้อ. การเตรียมสเดบิลซ์เซอร์โคเนียโดยวิธีการตกตะกอนร่วม. วิทยานิพนธ์ปริญญาโทบริหารบัณฑิต, ภาควิชาวัสดุศาสตร์, บัณฑิตวิทยาลัย, จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, 2542.
- (29) Hemra, K. High strength materials : Alumina-zirconia composite using low cost raw powder. Master's Thesis, Department of Materials Science, Graduate School, Chulalongkorn University, 2003.
- (30) Chiang, Y. M., Birnie, D. P. and Kingery, W. D. Physical ceramics : Principles for ceramic science and engineering New York: Wiley, 1997.
- (31) Thanngam, P. Development of low cost Mg-PSZ with nanostructure and high mechanical strength. Master's Thesis, Department of Materials Science, Graduate School, Chulalongkorn University, 2004.
- (32) Kelly, J. R. and Denry, I. Stabilized zirconia as a structural ceramic: An overview. Dental Materials 24 (2008): 289-298.
- (33) Stevens, R. Zirconia and zirconia ceramics. Leeds: Magnesium Elektron, n.d.
- (34) Dogan, C. P. and Hawk, J. A. Role of zirconia toughening in the abrasive wear of intermetallic and ceramic composites. Wear 212 (1997): 110-118.
- (35) Ravikiran, A., Subbanna, G. R. and Bai, B. N. P. Effect of interface layers formed during dry sliding of zirconia toughened alumina (ZTA) and monolithic alumina against steel. Wear 192 (1996): 56-65.

- (36) Kong, Y., Yang, Z., Zhang, G. and Yuan, Q. Friction and wear characteristics of mullite, ZTM and TZP ceramics. Wear 218 (1998): 159-166.
- (37) Barsoum, M. W. Fundamentals of ceramics. New York: Taylor & Francis, 2003.
- (38) Na Nakorn, P., Jinawath, S. and Wada, S. Mechanical strength and thermal conductivity of high purity Al_2O_3 ceramics using AKP-30 powder. Journal of Scientific Research Chulalongkorn University 30 (2005): 77-85.
- (39) American Society for Testing and Material (ASTM), Standard Test Methods for Apparent Porosity, Liquid Absorption, Apparent Specific Gravity, and Bulk Density of Refractory Shapes by Vacuum Pressure, ASTM C830-93, United State: ASTM, 1998.
- (40) Na Nakorn, P. Development of alumina substrate for peltier element. Master's Thesis, Department of Materials Science, Graduate School, Chulalongkorn University, 2003.
- (41) Panmaung, K. Development of alumina - zirconia composite for milling ball. Master's Thesis, Department of Materials Science, Graduate School, Chulalongkorn University, 2003.
- (42) American Society for Testing and Material (ASTM), Standard Test Methods for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramics, ASTM C1327-03, United State: ASTM, 2005.
- (43) Sergejev, F. and Antonov, M. Comparative study on indentation fracture toughness measurements of cemented carbides. Proceedings of the Estonian Academy of Sciences Engineers 12 (2006): 388-398.
- (44) American Society for Testing and Material (ASTM), Standard Test Methods for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature, ASTM C1161-02c, United State: ASTM, 2005.
- (45) American Society for Testing and Material (ASTM), Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, ASTM E112-96, United State: ASTM, 2004.
- (46) Acchar, W., Martinelli, A. E. and Cairo, C. A. A. Reinforcing Al_2O_3 with W-Ti mixed carbide. Materials Letters 46 (2000): 209-211.
- (47) Oliveira, F. A. C., Fernandes, J. C., Badie, J.-M., Granier, B., Rosa, L. G. and Shohoji, N. High meta-stability of tungsten sub-carbide W_2C formed from

- tungsten/carbon powder mixture during eruptive heating in a solar furnace. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 25 (2007): 101-106.
- (48) Moskala, N. and Pyda, W. Thermal stability of tungsten carbide in 7 mol.% calcia-zirconia solid solution matrix heat treated in argon. Journal of the European Ceramic Society 26 (2006): 3845-3851.
- (49) Malek, O., Lauwers, B., Perez, Y., Baets, P. D. and Vleugels, J. Processing of ultrafine ZrO₂ toughened WC composites. Journal of the European Ceramic Society 29 (2009): 3371-3378.
- (50) Ye, Y., Li, J., Zhou, H. and Chen, J. Microstructure and mechanical properties of yttria-stabilized ZrO₂/Al₂O₃ nanocomposite ceramics. Ceramics International 34 (2008): 1797-1803.
- (51) Tai, W. P. and Watanabe, T. Fabrication and mechanical properties of Al₂O₃-WC-Co composites by vacuum hot pressing. Journal of the American Ceramic Society 81 (1998): 1673-1676.
- (52) Teng, X., Liu, H. and Huang, C. Effect of Al₂O₃ particle size on the mechanical properties of alumina-based ceramics. Materials Science and Engineering A 452-453 (2007): 545-551.
- (53) Guimarães, F. A. T., Silva, K. L., Trombini, V., Pierri, J. J., Rodrigues, J. A., Tomasi, R. and Pallone, E. M. J. A. Correlation between microstructure and mechanical properties of Al₂O₃/ZrO₂ nanocomposites. Ceramics International 35 (2009): 741-745.
- (54) Zhao, J., Yuan, X. and Zhou, Y. Cutting performance and failure mechanisms of an Al₂O₃/WC/TiC micro- nano-composite ceramic tool. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 28 (2010): 330-337.
- (55) Rong, S. F., Ji, Z. S., Zhu, Y. C. and Zhang, J. Q. Effect of rod-like grain on properties and toughening mechanism of 3Y-TZP/Al₂O₃ ceramics. Transactions of Nonferrous Metals Society of China 18 (2008): 388-392.

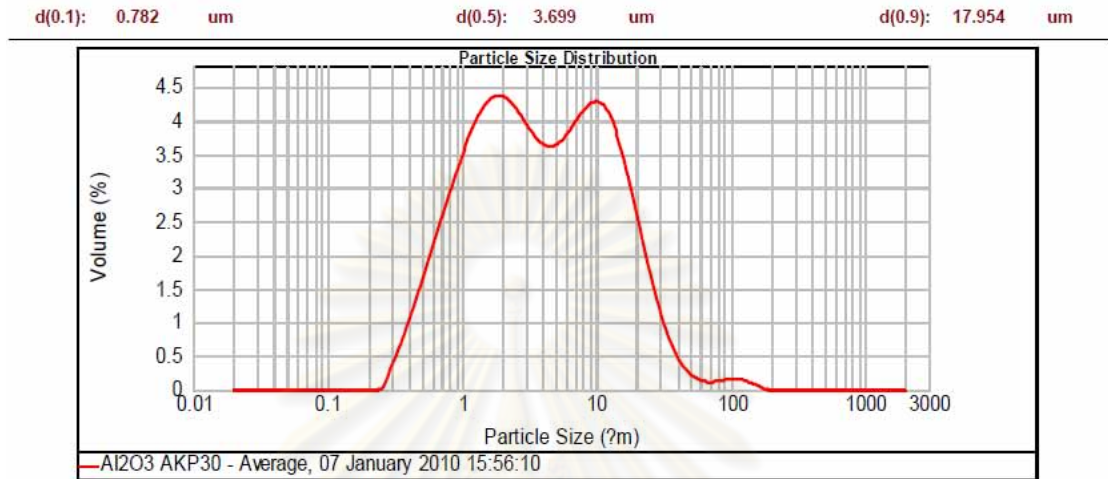


ภาคผนวก

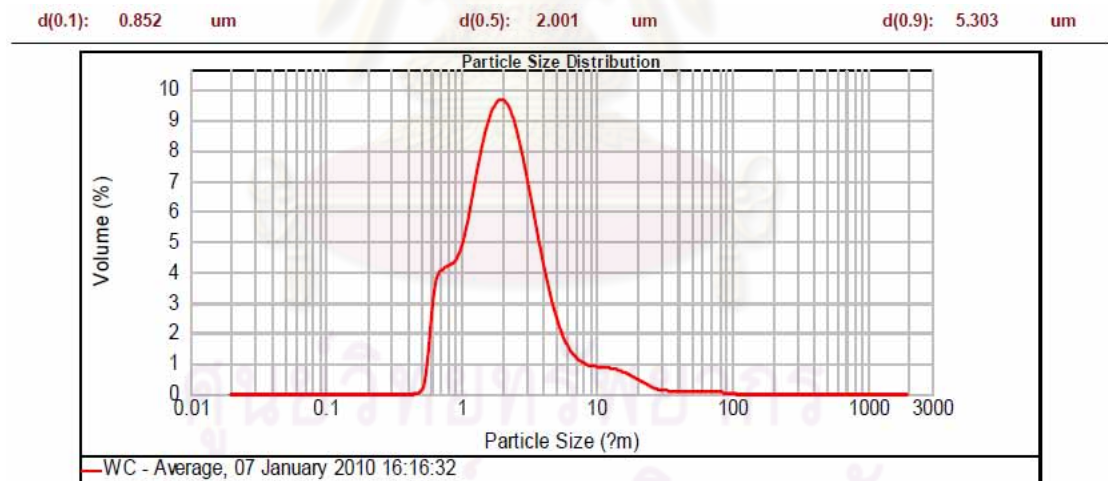
ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ก

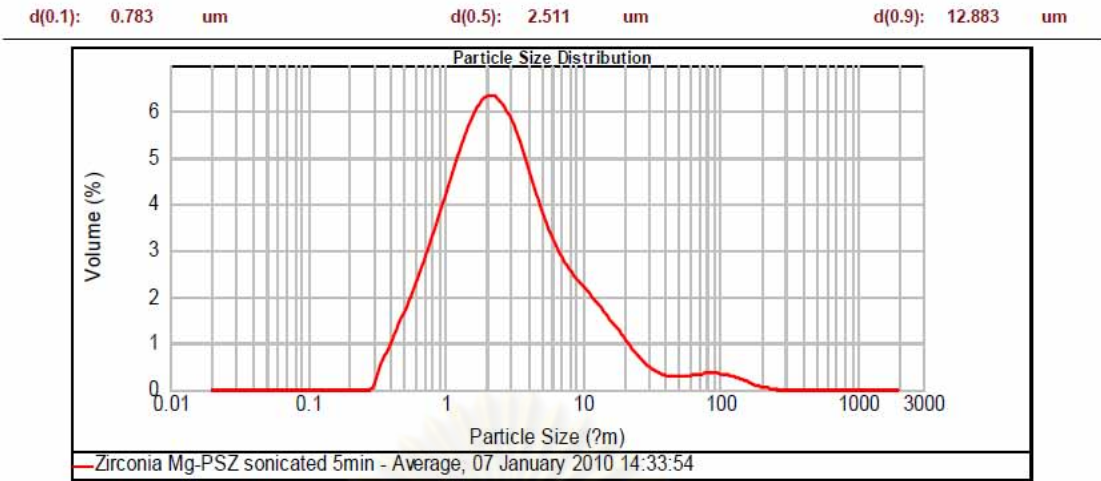
แสดงการกระจายขนาดอนุภาคด้วยเครื่อง Particle Size Analyzer รุ่น 2000 ผลิตโดยบริษัท Malvern โดยใช้เทคนิค Laser Light Scattering



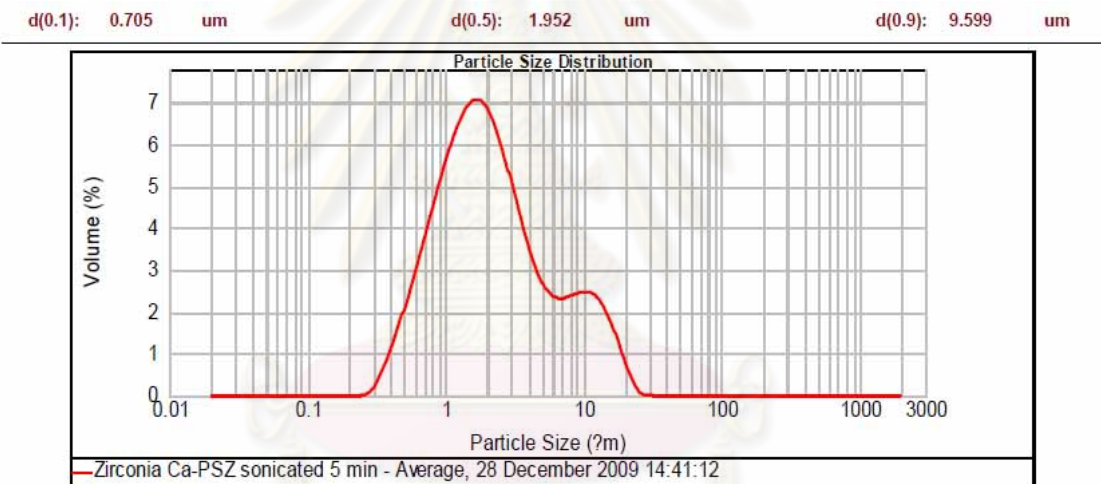
รูปที่ ก - 1 การกระจายขนาดอนุภาคของอะลูมินา



รูปที่ ก - 2 การกระจายขนาดอนุภาคของทังสเตนคาร์ไบด์



รูปที่ ก - 3 การกระจายขนาดอนุภาคของ Mg-PSZ



รูปที่ ก - 4 การกระจายขนาดอนุภาคของ Ca-PSZ

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ภาคผนวก ข

ตารางที่ ข - 1 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ α -Al₂O₃ ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 01-082-1467

Pattern : 01-082-1467		Radiation = 1.540598		Quality : Alternate		
α -Al ₂ O ₃		2θ	i	h	k	l
Aluminum Oxide		25.576	680	0	1	2
		36.151	999	1	0	4
		37.777	461	1	1	0
		41.678	5	0	0	6
		43.354	955	1	1	3
		46.179	15	2	0	2
		52.552	470	0	2	4
		57.501	917	1	1	6
		59.742	23	2	1	1
		61.131	33	1	2	2
		61.304	84	0	1	8
		66.619	348	2	1	4
		68.211	530	3	0	0
		70.418	11	1	2	5
		74.302	13	2	0	8
		76.676	147	1	0	10
		77.238	86	1	1	9
		80.420	8	2	1	7
		80.700	58	2	2	0
		83.218	6	0	3	6
		84.358	46	2	2	3
		86.142	3	1	3	1
		86.353	34	3	1	2
		86.505	27	1	2	8
		89.000	63	0	2	10
Lattice : Rhombohedral S.G. : R-3c (187) a = 4.75890 c = 12.99190 Z = 6		Mol. weight = 101.96 Volume [CD] = 254.81 Dx = 3.987 I/cor = 1.02				
ICSD collection code: 075559 Remarks from ICSD/CSD: REM TEM 297. Remarks from ICSD/CSD: REM AHT. Temperature factor: ITF Data collection flag: Ambient.						
Sawada, H., Mater. Res. Bull., volume 29, page 127 (1994) Calculated from ICSD using POWD-12++ (1997)						
Radiation : CuK α 1 Lambda : 1.54050 SS/FOM : F25=1000(0.0001,25)		Filter : Not specified d-sp : Calculated spacings				

ตารางที่ ข - 2 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ α -Al₂O₃ ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 01-081-2267

Pattern : 01-081-2267		Radiation = 1.540598		Quality : Alternate		
α -Al ₂ O ₃		2θ	i	h	k	l
Aluminum Oxide Corundum		25.601	675	0	1	2
		35.182	998	1	0	4
		37.818	468	1	1	0
		41.711	5	0	0	6
		43.399	960	1	1	3
		46.228	15	2	0	2
		52.000	473	0	2	4
		57.556	914	1	1	6
		59.809	24	2	1	1
		61.200	34	1	2	2
		61.358	86	0	1	8
		66.593	354	2	1	4
		68.291	531	3	0	0
		70.495	11	1	2	5
		74.377	14	2	0	8
		76.948	151	1	0	10
		77.314	87	1	1	9
		80.509	8	2	1	7
		80.801	59	2	2	0
		83.316	7	3	0	6
		84.463	45	2	2	3
		85.250	3	1	3	1
		86.463	35	3	1	2
		86.602	29	1	2	8
		89.094	64	0	2	10
Lattice : Rhombohedral S.G. : R-3c (167) a = 4.75400 c = 12.98200 Z = 6		Mol. weight = 101.96 Volume [CD] = 254.09 Dx = 3.998 I_{cor} = 1.02				
ICSD collection code: 073725 Temperature factor: ATF Remarks from ICSD/CSD: REM DEN. Additional pattern: See PDF 43-1484. Data collection flag: Ambient.						
Maslen, E.N., Streltsov, V.A., Streltsova, N.R., Ishizawa, N., Satow, Y., Acta Crystallogr., Sec. B: Structural Science, volume 49, page 973 (1993). Calculated from ICSD using POWD-12++ (1997)						
Radiation : CuK α 1 Lambda : 1.54060 S₀/FOM : F25=1000(0.0003,25)		Filter : Not specified d-sp : Calculated spacings				

ตารางที่ ข - 3 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ CaO ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 00-048-1467

Pattern : 00-048-1467		Radiation = 1.540598		Quality : Calculated			
CaO		2 θ	I	h	k	l	
		32.200	40	1	1	1	
		37.360	100	2	0	0	
		53.860	51	2	2	0	
Calcium Oxide		64.160	17	3	1	1	
		67.380	14	2	2	2	
		79.660	5	4	0	0	
		88.829	7	3	3	1	
		91.470	14	4	2	0	
		103.340	11	4	2	2	
		112.621	7	5	1	1	
		129.859	8	4	4	0	
		142.641	15	5	3	1	
		147.792	19	4	4	2	
Lattice : Face-centered cubic S.G. : Fm-3m (225) a = 4.81059 Z = 4		Mol. weight = 56.08 Volume [CD] = 111.33 Dx = 3.346 I/cor = 4.45					
Additional pattern: See also 37-1497. Data collection flag: Ambient.							
Reardon, B., Hubbard, C., TM-11948., Oak Ridge Natl. Lab. Rep. ORNL (U.S.) (1992)							
Radiation : CuK α 1 Lambda : 1.54060 SS/FOM : F13#411(0.0024,13)		Filter : Not specified d-sp : Calculated spacings					

ตารางที่ ข - 4 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ BN ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 00-045-1171

Pattern : 00-045-1171		Radiation = 1.540598		Quality : Indexed		
BN		2θ	I	h	k	l
Boron Nitride		26.717	100	0	0	3
		42.620	13	1	0	1
		46.666	7	0	1	2
		55.065	4	0	0	6
		58.074	2	1	0	4
		63.189	1	0	1	5
		75.955	3	1	1	0
		80.417	1	1	0	7
		82.122	4	1	1	3
		87.671	1	0	0	9
		91.237	1	0	2	1
		93.232	1	2	0	2
		100.623	2	1	1	6
		136.862	1	1	1	9
		141.147	1	2	1	1
		144.545	1	1	2	2
Lattice : Rhombohedral		Mol. weight = 24.82				
S.G. : R3m (160)		Volume [C_D] = 54.30				
a = 2.50400		Dx = 2.277				
c = 10.00000		Z = 3				
<p>Color: Pure white Melting point: >2300d Sample preparation: Prepared from Na B H₄ and N H₄ Cl crystallized by heating with KCN at 1050 C and heat-treated at 2100 C in nitrogen atmosphere after NaCl and KCN were removed by water. Unit cell: Rhombohedral cell: a=3.634, α=40.30, Z=1. Data collection flag: Ambient.</p>						
Sato, T., National Inst. for Research in Inorganic Materials, Ibaraki, Japan., Private Communication (1993)						
Radiation : CuK α 1		Filter : Monochromator crystal				
Lambda : 1.54060		d-sp : Diffractometer				
SS/FOM : F16= 24(0.0280,24)		External standard : Si				

ตารางที่ ข - 5 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ W ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 00-001-1203

Pattern : 00-001-1203		Radiation = 1.540598		Quality : Deleted		
W		2θ	I	h	k	l
		40.416	100	1	1	0
		58.357	63	2	0	0
		73.329	78	2	1	1
Tungsten		86.907	63	2	2	0
		100.761	75	3	1	0
		116.662	38	2	2	2
		132.989	63	3	2	1
		154.355	25	4	0	0
			50	3	3	0
			50	4	2	0
Lattice : Body-centered cubic		Mol. weight = 183.85				
S.G. : Im-3m (229)		Volume (CD) = 31.40				
a = 3.15500		Dx = 19.442				
		Dm = 19.320				
	Z = 2					
Deleted and rejected by: Deleted by NBS card. Color: Grayish black Melting point: 3410 Data collection flag: Ambient.						
Davey, Phys. Rev., volume 25, page 753 (1925)						
Radiation : MoK α		Filter : Not specified				
Lambda : 0.70900		d-sp : Not given				
SS/FOM : F10= 7(0.1420,10)						

ตารางที่ ข - 6 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ δ -WB ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 00-006-0635

Pattern : 00-006-0635		Radiation = 1.540598		Quality : Deleted		
δ -WB		2θ	i	h	k	l
Boron Tungsten		20.886	10	0	0	4
		29.082	10	1	0	1
		32.853	80	1	0	3
		39.277	50	1	0	5
		42.319	100	1	1	2
		42.854	10	0	0	8
		47.543	50	1	0	7
		52.618	20	1	1	6
		57.129	5	1	0	9
		59.388	50	2	0	0
		63.638	5	2	0	4
		66.176	10	0	0	12
		67.417	10	2	1	1
		67.861	10	1	0	11
		69.465	20	2	1	3
		70.058	50	1	1	10
		73.528	50	2	1	5
		75.788	50	2	0	8
		79.314	50	2	1	7
		79.710	10	1	0	13
Lattice : Body-centered tetragonal S.G. : I41/amd (141) a = 3.11500 c = 16.93000 Z = 8		Mol. weight = 194.65 Volume [CD] = 164.28 Dx = 15.741				
Deleted and rejected by: Deleted by 35-738. Additional pattern: See ICSD 2-4281 (PDF 73-1769). Data collection flag: Ambient.						
Kessling, Acta Chem. Scand., volume 1, page 893 (1947)						
Radiation : Cr Lambda : 2.28970 SS/FOM : F20= 12/(0.0770,22)		Filter : Not specified d-sp : Not given				

ตารางที่ ข - 7 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ γ -W₂B ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 01-073-1767

Pattern : 01-073-1767		Radiation = 1.540598		Quality : Alternate		
γ -W ₂ B		2θ	I	h	k	l
Tungsten Boron		22.582	105	1	1	0
		32.149	249	2	0	0
		37.934	273	0	0	2
		40.930	999	2	1	1
		44.597	44	1	1	2
		46.106	29	2	2	0
		50.551	138	2	0	2
		51.927	102	3	1	0
		61.180	16	2	2	2
		63.330	1	3	2	1
		68.084	70	3	1	2
		67.253	13	4	0	0
		70.552	142	2	1	3
		71.940	58	3	3	0
		72.812	145	4	1	1
		76.306	6	4	2	0
		79.898	16	4	0	2
		81.089	20	0	0	4
		84.334	69	3	3	2
		85.513	3	1	1	4
		88.493	1	3	2	3
		88.735	5	4	2	2
		89.910	15	2	0	4
Lattice : Body-centered tetragonal S.G. : I4/mcm (140) a = 5.56400 c = 4.74000 Z = 4		Mol. weight = 370.51 Volume [CD] = 146.74 Dx = 17.133 Dm = 16.000 Mcor = 17.86				
ICSD collection code: 024279 Test from ICSD: No R value given. Test from ICSD: At least one TF missing. Test from ICSD: Calc. density unusual but tolerable. Additional pattern: See PDF 6-591 and 89-1991. Data collection flag: Ambient.						
Kiessling, R., Acta Chem. Scand., volume 1, page 893 (1947) Calculated from ICSD using POWD-12++ (1997)						
Radiation : CuK α 1 Lambda : 1.54060 SS/FOM : F23=1000(0.0001,24)		Filter : Not specified d-sp : Calculated spacings				

ตารางที่ ข - 8 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ WC ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 03-065-4539

Pattern : 03-065-4539		Radiation = 1.540598		Quality : Calculated		
WC		2θ	<i>I</i>	<i>h</i>	<i>k</i>	<i>l</i>
Carbon Tungsten		31.578	441	0	0	1
		35.722	999	1	0	0
		48.411	850	1	0	1
		64.179	174	1	1	0
		65.938	53	0	0	2
		73.292	177	1	1	1
		75.675	85	2	0	0
		77.310	159	1	0	2
		84.298	130	2	0	1
		99.016	89	1	1	2
		108.482	64	2	1	0
		109.429	10	0	0	3
		110.173	62	2	0	2
		117.715	120	2	1	1
		121.385	62	1	0	3
		133.892	30	3	0	0
		147.285	49	3	0	1
Lattice : Hexagonal S.G. : P-6m2 (187)		Mol. weight = 186.86 Volume [CD] = 20.82				
a = 2.90000		Dx = 15.774				
c = 2.83100	Z = 1	ifcor = 15.30				
NIST M&A collection code: L 50988 ST1364 0 Temperature factor: TF Isotropic TF given by author Sample preparation: The sample was prepared by carburizing the tungsten film under CO atmosphere at 600-1000C. Remarks from ICSD/CSD: thin films. Data collection flag: Ambient.						
Butorina, L. N., <i>Sov. Phys. Crystallogr. (Engl. Transl.)</i> , volume 5, page 216 (1960) Calculated from NIST using POWD-12++						
Radiation : CuK α 1 Lambda : 1.54060 SS/FOM : F17=1000(0.0001,17)		Filter : Not specified d-sp : Calculated spacings				

ตารางที่ ข - 9 แสดงค่า 2θ, intensity และ hkl ของ W₂C ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 03-065-3896

Pattern : 03-065-3896		Radiation = 1.540598		Quality : Calculated		
W ₂ C		2th	I	h	k	l
Tungsten Carbide		18.779	2	0	0	1
		19.771	3	1	0	0
		27.400	1	1	0	1
		34.598	226	1	1	0
		38.087	235	0	0	2
		39.653	999	-1	-1	1
		40.164	1	2	0	0
		43.271	1	1	0	2
		44.686	1	2	0	1
		52.394	152	-1	-1	2
		54.030	1	2	1	0
		56.545	1	2	0	2
		57.716	3	-2	-1	1
		58.606	1	0	0	3
		62.001	163	3	0	0
		62.486	1	1	0	3
		65.403	1	3	0	1
		68.011	1	-2	-1	2
		69.075	153	-1	-1	3
		72.986	20	2	2	0
		73.434	1	2	0	3
		75.135	153	3	0	2
		76.150	111	-2	-2	1
		79.605	1	-3	-1	1
		81.472	21	0	0	4
		83.764	1	-2	-1	3
		84.874	1	1	0	4
		85.429	28	-2	-2	2
		86.743	1	4	0	0
		88.812	1	-3	-1	2
		89.795	1	4	0	1
		90.952	1	3	0	3
		91.636	21	-1	-1	4
		95.020	1	2	0	4
		96.854	1	3	2	0
		98.981	1	4	0	2
		99.977	1	-3	-2	1
		100.749	52	-2	-2	3
		103.764	15	4	1	0
		104.207	7	-3	-1	3
		105.328	1	-2	-1	4
		106.927	91	-4	-1	1
		109.449	1	-3	-2	2
		112.473	59	3	0	4
		112.938	29	1	0	5
		114.978	1	4	0	3
		116.799	30	4	1	2
		118.277	1	5	0	0
		120.507	40	-1	-1	5
		121.800	1	6	0	1
		123.993	13	-2	-2	4
		124.513	6	2	0	5
		126.272	27	3	3	0
		126.807	14	-3	-2	3
		128.173	1	-3	-1	4
		130.166	1	-3	-3	1
		130.585	1	4	2	0
		133.366	1	5	0	2
		134.733	1	-4	-2	1
		135.809	75	-4	-1	3
		138.025	1	-2	-1	5
		142.645	1	4	0	4
		143.957	48	-3	-3	2
		145.835	1	5	1	0
		149.466	1	3	0	5
		*149.486	1	-4	-2	2
Lattice : Hexagonal S.G. : P-31m (162) a = 6.18090 c = 4.72180 Z = 3		Mol. weight = 379.71 Volume [CD] = 109.76 Dx = 17.234 Ifcor = 11.12				
NIST M&A collection code: N AL8817 2271 Temperature factor: I=I ₀ W.C Data collection flag: Ambient.						
B. Lonberg, T. Lundstrom & R. Tellgren, J. Less-Common Met., volume 120, page 239-2 (1985) Calculated from NIST using POWD-12++						
Radiation : CuKα1 Lambda : 1.54060 SS/FOM : F30=1000(0.0000,31)		Filter : Not specified d-sp : Calculated spacings				

ตารางที่ ข - 10 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ ZrO ซึ่ง เป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 00-051-1149

Pattern : 00-051-1149		Radiation = 1.540598		Quality : High		
ZrO		2θ	I	h	k	l
Zirconium Oxide		33.530	100	1	1	1
		38.904	91	2	0	0
		56.215	48	2	2	0
		67.061	35	3	1	1
		70.462	13	2	2	2
		83.627	9	4	0	0
		93.095	12	3	3	1
		96.288	18	4	2	0
		109.303	14	4	2	2
Lattice : Face-centered cubic S.G. : Fm-3m (225)		Mol. weight = 107.22 Volume [CD] = 98.98 Dx = 7.195				
a = 4.62580 Z = 4						
Sample preparation: A mixture of 20 wt.% Al and Zr O ₂ was heated to 1500 C and held for 0.5 hours under 7 MPa pressure. Additional pattern: See 20-684 for calculated intensities and d-values. Data collection flag: Ambient.						
Zhe, X., Hendry, A., J. Mater. Sci. Lett., volume 17, page 687 (1998)						
Radiation : CuK α Lambda : 1.54180 SS/FOM : F β = 84(0.0118,9)		Filter : Beta d-sp : Diffractometer Internal standard : KCl				

ตารางที่ ข - 13 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ ZrO_2 ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 01-080-2155

Pattern : 01-080-2155		Radiation = 1.540596		Quality : Calculated		
ZrO _{1.99}		2θ	I	h	k	l
Zirconium Oxide		30.270	999	1	0	1
		34.960	85	0	0	2
		35.160	137	1	1	0
		43.254	2	1	0	2
		50.424	302	1	1	2
		50.574	306	2	0	0
		53.845	1	2	0	1
		59.816	102	1	0	3
		60.083	199	2	1	1
		62.958	46	2	0	2
		68.890	1	2	1	2
		73.846	15	0	0	4
		74.325	33	2	2	0
		79.222	1	1	0	4
		82.078	58	2	1	3
		82.308	57	3	0	1
		84.505	17	1	1	4
		84.852	19	2	2	2
		84.987	17	3	1	0
Lattice : Tetragonal S.G. : P42/nmc (137)		Mol. weight = 123.06 Volume [CD] = 66.72				
a = 3.60670 c = 5.12900		Dx = 6.125 Z = 2 I/cor = 9.72				
ICSD collection code: 070014 Temperature factor: ATF Remarks from ICSD/CSD: REM TEM 295 Remarks from ICSD/CSD: REM RVP. Remarks from ICSD/CSD: REM F Interstitial-atom model - tetragonal refinement of cub Test from ICSD: At least one TF implausible. Temperature factor: ITF Additional pattern: See PDF 81-1545. Data collection flag: Ambient.						
Martin, U., Boysen, H., Frey, F., Acta Crystallogr., Sec. B: Structural Science, volume 49, page 403 (1993) Calculated from ICSD using POWD-12++ (1997)						
Radiation : CuK α 1 Lambda : 1.54060 SS/FCM : F19=1000(0.0001,20)		Filter : Not specified d-sp ; Calculated spacings				

ตารางที่ ข - 14 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ ZrO_2 ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 01-079-1769

Pattern : 01-079-1769		Radiation = 1.540598		Quality : Calculated		
ZrO ₂		2θ	I	h	k	l
Zirconium Oxide		30.223	999	1	0	1
		34.870	81	0	0	2
		35.271	124	1	1	0
		42.876	14	1	0	2
		50.219	320	1	1	2
		60.739	171	2	0	0
		53.935	1	2	0	1
		68.274	106	1	0	3
		60.203	200	2	1	1
		62.852	47	2	0	2
		68.623	3	2	1	2
		72.919	18	0	0	4
		74.591	37	2	2	0
		78.350	3	1	0	4
		81.733	64	2	1	3
		82.544	31	3	0	1
		83.676	24	1	1	4
		84.886	17	2	2	2
		85.289	15	3	1	0
Lattice : Tetragonal S.G. : P42/nmc (137)		Mol. weight = 123.22 Volume [C.D] = 67.04				
a = 3.89870		Dx = 6.104				
c = 5.18500	Z = 2	Ucor = 9.87				
ICSD collection code: 066787 Remarks from ICSD/CSD: REM RVP. Temperature factor: ITF Additional pattern: See PDF 79-1771 and PDF 88-1007. Data collection flag: Ambient.						
Bondars, B., Heideman, G., Grabis, J., Laschka, K., Boysen, H., Schneider, J., Frey, F., J. Mater. Sci., volume 30, page 1621 (1995) Calculated from ICSD using POWD-12++ (1997)						
Radiation : CuK α 1		Filter : Not specified				
Lambda : 1.54060		d-sp : Calculated spacings				
SS/FOM : F19=1000(0.0002,20)						

ตารางที่ ข - 15 แสดงค่า 2θ , intensity และ hkl ของ ZrO_2 ซึ่งเป็นข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS (International Centre for Diffraction Data) หมายเลข 00-007-0337

Pattern : 00-007-0337		Radiation = 1.540598		Quality : Deleted		
ZrO ₂		2 θ	I	h	k	l
Zirconium Oxide		30.591	100	1	1	1
		35.452	60	2	0	0
		50.674	100	2	2	0
		60.459	100	3	1	1
		63.493	30	2	2	2
		74.886	30	4	0	0
		82.870	30	3	3	1
		85.668	30	4	2	0
		96.189	30	4	2	2
		104.229	30	5	1	1
		116.396	20	4	4	0
		127.873	30	5	3	1
		131.454	25	6	0	0
		147.575	20	6	2	0
Lattice : Face-centered cubic		Mol. weight = 123.22				
S.G. : Fm-3m (225)		Volume [CD] = 130.32				
a = 5.07000		Dx = 6.280				
Z = 4						
Deleted and rejected by: Deleted by 27-997. Data collection flag: Ambient.						
Duvez, Odell., J. Am. Ceram. Soc., volume 33, page 274 (1950) CAS Number: 1314-23-4						
Radiation : Cu		Filter : Not specified				
Lambda : 1.54056		d-sp : Not given				
SS/FOM : F14= 12(0.0870,14)						

ภาคผนวก ค

ตารางที่ ค - 1 ขนาดเกรนและความหนาแน่นของตัวอย่าง

Temperature (°C)	Specimen	Average grain size (μm)	Relative density (%TD)
1400	Al ₂ O ₃	-	94.82 ± 0.53
	Al ₂ O ₃ /WC	-	85.78 ± 0.44
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Ca-PSZ	-	75.18 ± 0.19
1500	Al ₂ O ₃	1.60 ± 0.28	97.61 ± 0.20
	Al ₂ O ₃ /WC	0.91 ± 0.13	93.18 ± 0.14
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Ca-PSZ	1.10 ± 0.15	83.08 ± 0.24
1600	Al ₂ O ₃	3.64 ± 0.71	99.21 ± 0.23
	Al ₂ O ₃ /WC	1.41 ± 0.24	99.03 ± 0.14
	Al ₂ O ₃ /WC+1.5 wt% Mg-PSZ	1.53 ± 0.39	96.08 ± 0.39
	Al ₂ O ₃ /WC+3.0 wt% Mg-PSZ	1.51 ± 0.24	98.75 ± 0.17
	Al ₂ O ₃ /WC+4.5 wt% Mg-PSZ	1.21 ± 0.24	95.84 ± 0.29
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Mg-PSZ	1.37 ± 0.32	95.55 ± 0.46
	Al ₂ O ₃ /WC+1.5 wt% Ca-PSZ	1.06 ± 0.56	96.83 ± 0.40
	Al ₂ O ₃ /WC+3.0 wt% Ca-PSZ	1.75 ± 0.58	97.54 ± 0.35
	Al ₂ O ₃ /WC+4.5 wt% Ca-PSZ	1.13 ± 0.28	97.75 ± 0.20
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Ca-PSZ	2.88 ± 0.75	98.20 ± 0.07

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ตารางที่ ค - 2 สมบัติทางกลของตัวอย่าง

Temperature (°C)	Specimen	Vickers hardness (GPa)	Fracture toughness (MPa.m ^{1/2})	Flexural strength (MPa)
1400	Al ₂ O ₃	13.51 ± 0.45	4.64 ± 0.84	279.82 ± 68.74
	Al ₂ O ₃ /WC	8.98 ± 0.19	3.12 ± 0.26	192.58 ± 12.91
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Ca-PSZ	4.88 ± 0.16	2.77 ± 0.44	132.88 ± 11.13
1500	Al ₂ O ₃	15.18 ± 0.75	3.84 ± 0.58	325.70 ± 43.39
	Al ₂ O ₃ /WC	12.66 ± 0.54	3.19 ± 0.21	224.30 ± 37.03
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Ca-PSZ	7.64 ± 0.19	3.44 ± 0.20	244.91 ± 32.60
1600	Al ₂ O ₃	16.85 ± 0.80	3.78 ± 0.76	202.38 ± 31.45
	Al ₂ O ₃ /WC	19.05 ± 0.79	3.86 ± 0.42	324.45 ± 34.21
	Al ₂ O ₃ /WC+1.5 wt% Mg-PSZ	17.11 ± 0.37	4.77 ± 0.33	224.42 ± 15.86
	Al ₂ O ₃ /WC+3.0 wt% Mg-PSZ	17.84 ± 0.53	4.60 ± 1.00	202.11 ± 32.92
	Al ₂ O ₃ /WC+4.5 wt% Mg-PSZ	17.00 ± 0.44	4.29 ± 0.46	213.35 ± 39.96
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Mg-PSZ	16.71 ± 0.32	5.07 ± 0.49	294.03 ± 23.11
	Al ₂ O ₃ /WC+1.5 wt% Ca-PSZ	16.36 ± 0.31	4.25 ± 0.58	336.22 ± 12.07
	Al ₂ O ₃ /WC+3.0 wt% Ca-PSZ	14.85 ± 0.57	5.10 ± 0.66	283.75 ± 13.29
	Al ₂ O ₃ /WC+4.5 wt% Ca-PSZ	15.98 ± 0.28	5.14 ± 1.04	339.60 ± 21.40
	Al ₂ O ₃ /WC+6.0 wt% Ca-PSZ	14.49 ± 0.27	5.67 ± 1.90	270.71 ± 17.49

ศูนย์วิทยทรัพยากร
จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย

ประวัติผู้เขียนวิทยานิพนธ์

นางสาวจิราพร บุญพอ เกิดเมื่อวันที่ 30 ตุลาคม พ.ศ. 2528 สถานที่เกิด จังหวัดศรีสะเกษ จบการศึกษาระดับปริญญาตรี สาขาฟิสิกส์ จากมหาวิทยาลัยขอนแก่น เมื่อปี พ.ศ. 2550 หลังจากนั้นได้เข้าศึกษาต่อทางด้านวิทยาศาสตร์มหาบัณฑิต สาขาเทคโนโลยีเซรามิก ที่ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย และจบการศึกษาในปี พ.ศ. 2553

การนำเสนอผลงานทางวิชาการ

1. “Effect of Mg-PSZ addition on hardness and toughness of Al_2O_3/WC composites” การประชุมวิชาการวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 35 (วทท 35) มหาวิทยาลัยบูรพา จังหวัดชลบุรี ในระหว่างวันที่ 15-17 ตุลาคม พ.ศ. 2552

2 “Characteristics and properties of Al_2O_3/WC toughened by Ca-PSZ”. The 1st National Research Symposium on Petroleum, Petrochemicals and Advanced Materials. Montien Hotel, Bangkok. วันที่ 22 เมษายน พ.ศ. 2553

การนำเสนอผลงานทางวิชาการระดับนานาชาติ

1. “Effect of a Mg-PSZ additive on hardness and fracture toughness of the Al_2O_3/WC composites”. The 5th Mathematics and Physical Sciences Graduate Congress (MPSGC). Chulalongkorn University, Bangkok. ในระหว่างวันที่ 7-9 ธันวาคม พ.ศ. 2552

2. “The influence of Mg-PSZ addition on microstructure and mechanical properties of the Al_2O_3/WC composites”. Pure and Applied Chemistry International Conference (PACCON 2010). Sunee Grand Hotel and Convention Center, Ubonratchathani. ในระหว่างวันที่ 21-23 มกราคม พ.ศ. 2553 และในการนำเสนอผลงานครั้งนี้ ได้รับการตีพิมพ์ผลงานแบบ Proceeding