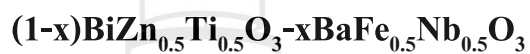
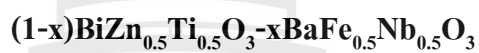




สมบัติทางไฟฟ้าและวิวัฒนาการเฟสของสารละลายของแข็ง



ELECTRICAL PROPERTIES AND PHASE EVOLUTION OF



เกียรติพงษ์ ไ้การ

วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวัสดุศาสตร์

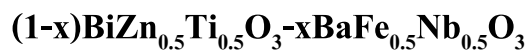
สำนักวิชาวิทยาศาสตร์

มหาวิทยาลัยแม่ฟ้าหลวง

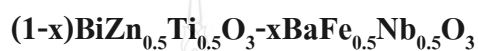
2556

©ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยแม่ฟ้าหลวง

สมบัติทางไฟฟ้าและวิวัฒนาการเฟสของสารละลายของแข็ง



ELECTRICAL PROPERTIES AND PHASE EVOLUTION OF



เกียรติพงษ์ ไ้การ

วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวัสดุศาสตร์

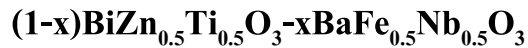
สำนักวิชาวิทยาศาสตร์

มหาวิทยาลัยแม่ฟ้าหลวง

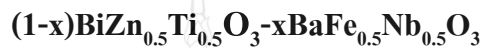
2556

©ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยแม่ฟ้าหลวง

สมบัติทางไฟฟ้าและวิวัฒนาการเฟสของสารละลายของแข็ง



ELECTRICAL PROPERTIES AND PHASE EVOLUTION OF



เกียรติพงษ์ ไ้การ

วิทยานิพนธ์นี้ได้รับการพิจารณาอนุมัติให้นับเป็นส่วนหนึ่งของการศึกษา
ตามหลักสูตรปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต

สาขาวิชาวัสดุศาสตร์

2556

คณะกรรมการสอบวิทยานิพนธ์

.....ประธานกรรมการ
(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สุขุม อิศเสงี่ยม)

.....อาจารย์ที่ปรึกษา
(ดร. อุไรวรรณ อินตะธา)

.....อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม
(รองศาสตราจารย์ กัลณกา สาธิตธาดา)

.....กรรมการ
(ดร. ณัฐยา ต๊ะวิไชย)

©ลิขสิทธิ์ของมหาวิทยาลัยแม่ฟ้าหลวง

กิตติกรรมประกาศ

ผู้วิจัยขอขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ กัลณกา สาธิตธาดา ที่กรุณาให้คำแนะนำในการแก้ไขข้อผิดพลาดที่เกิดขึ้นในการทำวิจัยนี้ ทำให้สามารถเขียนรายงานวิจัยที่สมบูรณ์มากขึ้น ตลอดจนได้ใช้เวลาในการตรวจทานต้นฉบับของรายงานฉบับนี้จนแก้ไขเสร็จสิ้น

ขอขอบพระคุณ ดร. อุไรวรรณ อินตะธา ที่ให้คำปรึกษาและแนะนำแนวทางในการดำเนินงานวิจัย รวมทั้งให้ความรู้ในเนื้อหาที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัย ตลอดจนให้คำแนะนำในการดำเนินงานวิจัย และแก้ไขปัญหามาจนสามารถจนแล้วเสร็จ รวมทั้งได้ใช้เวลาในการตรวจทานรายงานวิจัย จนสามารถแก้ไขรายงานวิจัยได้สมบูรณ์

ขอขอบพระคุณผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. สุขุม อิศเสงี่ยม และ ดร. ณัฐยา ต๊ะวิไชย ที่ได้ให้คำแนะนำและแนวทางในการแก้ไขเนื้อหาของรายงานฉบับนี้ ทำให้สามารถเขียนรายงานวิจัยได้สมบูรณ์มากยิ่งขึ้น

ขอขอบพระคุณ อาจารย์ นักศึกษาสาขาวิชาวิศวกรรมศาสตร์ รวมทั้งเจ้าหน้าที่ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีทุกท่าน ที่ให้คำแนะนำและความช่วยเหลือในการดำเนินงานวิจัยและการใช้เครื่องมือในการทดสอบตัวอย่าง จนสามารถดำเนินงานวิจัยได้แล้วเสร็จ

สุดท้ายนี้ ขอกราบขอบพระคุณกำลังใจของบิดา มารดา รวมทั้งทุกคนในครอบครัว ที่คอยให้กำลังใจเสมอมา จึงขอขอบพระคุณมา ณ โอกาสนี้

เกียรติพงษ์ ได้การ

ชื่อเรื่องวิทยานิพนธ์	สมบัติทางไฟฟ้าและวิวัฒนาการเฟสของสารละลายของแข็ง (1-x)BiZn _{0.5} Ti _{0.5} O ₃ -xBaFe _{0.5} Nb _{0.5} O ₃
ชื่อผู้เขียน	เกียรติพงษ์ ไ้การ
หลักสูตร	วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต (สาขาวิชาวัสดุศาสตร์)
อาจารย์ที่ปรึกษา	ดร. อุไรวรรณ อินตะธา
อาจารย์ที่ปรึกษาร่วม	รองศาสตราจารย์ กัลณกา สาธิตธาดา

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้มีวัตถุประสงค์เพื่อศึกษาการเตรียมเซรามิกไร้สารตะกั่ว (1-x)BiZn_{0.5}Ti_{0.5}O₃-xBaFe_{0.5}Nb_{0.5}O₃ : (BZT-BFN) โดยใช้วิธีเตรียมเป็นสารละลายของแข็ง ใช้การแปรค่า x เท่ากับ 0.6, 0.7, 0.8 และ 0.9 พบว่าสามารถเตรียมเซรามิก BZT-BFN ที่มีโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์ได้ที่เงื่อนไข x มากกว่าหรือเท่ากับ 0.7 ผลวิเคราะห์จาก XRD พบว่าโครงสร้างของเซรามิก BZT-BFN จะเปลี่ยนไปเป็นคิวบิกเมื่อปริมาณของ BFN เพิ่มขึ้น ขนาดของแลตทิซพารามิเตอร์เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณของ BFN เพิ่มขึ้น ค่าความหนาแน่นของเซรามิก BZT-BFN มีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ BFN โดยมีค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีสูงกว่า 95 เปอร์เซ็นต์ ที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1100 องศาเซลเซียส จากผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค SEM พบว่า ขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิกจะลดลงเมื่อปริมาณของ BFN เพิ่มขึ้น แต่เมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้นขนาดของเกรนเฉลี่ยจะเพิ่มขึ้นและจำนวนรูพรุนของเซรามิกจะลดลง ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกของเซรามิกจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ BFN และลดลงตามความถี่ที่ใช้ในการทดสอบ ค่าการสูญเสียไดอิเล็กตริกของเซรามิก BZT-BFN จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ BFN และอุณหภูมิที่ใช้ในการทดสอบ จากการศึกษาพฤติกรรมของไดอิเล็กตริกของเซรามิก BZT-BFN พบว่าเซรามิก BZT-BFN แสดงพฤติกรรมแบบเฟอร์โรอิเล็กตริกรีแลกเซอร์

คำสำคัญ: เซรามิกไร้สารตะกั่ว/บิสมาทซิงค์ไททานเต/แบเรียมไอรอนไนโอเบท/วัสดุไดอิเล็กตริก

Thesis Title Electrical Properties and Phase Evolution of
(1-x)BiZn_{0.5}Ti_{0.5}O₃-xBaFe_{0.5}Nb_{0.5}O₃

Author Keattipong Daikarn

Degree Master of Science (Material Science)

Advisor Lecturer Uraiwan Intatha

Co-Advisor Assoc. Prof. Gannaga Satitthada

ABSTRACT

This research aims to study the preparation of lead-free ceramic (1-x)Bi(Zn_{0.5}Ti_{0.5})O₃ – xBa(Fe_{0.5}Nb_{0.5})O₃ : (BZT-BFN). The BZT-BFN ceramic were prepared by solid-state reaction method where x = 0.6, 0.7, 0.8 and 0.9. The pure perovskite phase was found to be stable for x = 0.7 and higher. The XRD results demonstrated that the structure of ceramics changed to the cubic phase with increasing BFN content. The lattice parameter is increased when increasing BFN content. The density of BZT-BFN ceramics tended to increase with increasing amounts of BFN. The theoretical density is more than 95% at 1100°C sintering temperature. From SEM micrographs, the grain sizes of ceramics were decreased with increasing BFN content. However, when the sintering temperature increased, the average grain size is increases and porous of ceramics is reduced. Dielectric constant of ceramics tended to increase with increasing amounts of BFN and decreased with increasing frequency of measurement. The dielectric loss of the ceramics was increased when increasing temperature and BFN content. The study of the dielectric behavior of BZT-BFN ceramics, the BZT-BFN ceramics show Relaxor Ferroelectrics behavior.

Keywords: lead-free ceramic/bismuth zinc titanate/barium iron niobate/dielectric material

สารบัญ

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	(3)
บทคัดย่อภาษาไทย	(4)
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	(5)
สารบัญตาราง	(9)
สารบัญภาพ	(10)
บทที่	
1 บทนำ	1
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการศึกษา	4
1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับการวิจัย	4
1.4 ขอบเขตของการวิจัย	5
2 เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	6
2.1 สมบัติของวัสดุพีโซอิเล็กทริก	6
2.2 โครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์	7
2.3 ความเสถียรของโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์	9
2.4 สมบัติของวัสดุเฟอร์ไรต์อิเล็กทริก	11
2.5 สมบัติของวัสดุรีแลกเซอร์เฟอร์ไรต์อิเล็กทริก	13
2.6 การศึกษาสมบัติเฟอร์ไรต์อิเล็กทริกเทียบกับอุณหภูมิ	15
2.7 สมบัติของวัสดุไดอิเล็กทริก	16
2.8 การเกิดไดโพลและโพลาริเซชัน	17

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
บทที่	
2.9 การทำให้เกิดสภาพชั่วหรือการโพลึง	20
2.10 ผลของขนาดเกรนที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติไดอิเล็กทริกของสาร	21
2.11 การทำงานของตัวเก็บประจุ	26
2.12 การสูญเสียไดอิเล็กทริก	28
2.13 สารละลายของแข็งและการแทนที่ของไอออน	29
2.14 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	31
3 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย	39
3.1 การบดและการเตรียมผงเซรามิก	39
3.2 การศึกษาสมบัติทางความร้อนของสารผสม	40
3.3 การเผาแคลไซน์สารผสม	41
3.4 การศึกษาเฟสและโครงสร้างของสารผสม	42
3.5 การอัดขึ้นรูปแบบเหรียญ	43
3.6 การเผาซินเตอร์	44
3.7 การศึกษาความหนาแน่นของเซรามิกผสม	45
3.8 การศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาของเซรามิกผสม	45
3.9 การวัดขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิกผสม	46
3.10 การศึกษาเฟสและโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกผสม	47
3.11 การทำขั้ว	47
3.12 การศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกผสม	48
4 ผลการทดลอง	51
4.1 ผลการเตรียมและการศึกษาสมบัติของสารผสม	51

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
บทที่	
4.2 ผลการเตรียมและการศึกษาสมบัติของเซรามิกผสม	55
5 สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	79
5.1 ผลการศึกษาสมบัติและลักษณะเฉพาะของเซรามิกผสม	79
5.2 ข้อเสนอแนะ	80
รายการอ้างอิง	82
ประวัติผู้เขียน	90

สารบัญตาราง

ตาราง	หน้า
2.1 ค่ารัศมีไอออนของสารที่เกี่ยวข้อง	10
2.2 ค่า Tolerance Factor ของเซรามิก $(1-x)\text{BZT}-x\text{BFN}$	10
2.3 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกของสารไดอิเล็กตริก	17
2.4 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกของสารที่อุณหภูมิ 20 องศาเซลเซียส	27
2.5 ค่าความทนทานของไดอิเล็กตริก	28
3.1 อัตราส่วนของสารผสมซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบต	40
4.1 ค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีของเซรามิก	56
4.2 ค่าความหนาแน่นจากการทดลองและค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของเซรามิกผสม	58
4.3 ขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิก BZT-BFN	61
4.4 ลักษณะการแตกหักของเซรามิก BZT-BFN	64

สารบัญภาพ

ภาพ	หน้า
1.1 วงจรของ RAM 1 bit ที่มีตัวเก็บประจุเป็นส่วนประกอบ	3
2.1 ปรากฏการณ์พิโซอิเล็กทริกแบบทางตรงและแบบผกผัน	6
2.2 โครงสร้างของ BaTiO_3	7
2.3 การเปลี่ยนโครงสร้างของ BaTiO_3 เข้าสู่สถานะเฟร์โรอิเล็กทริก	8
2.4 โครงสร้างของ BaTiO_3 ที่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ	9
2.5 ความสัมพันธ์ของค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและอุณหภูมิตามกฎของคูรี-ไวสส์	12
2.6 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ BaTiO_3 ที่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ	12
2.7 เปรียบเทียบสมบัติของวัสดุเฟร์โรอิเล็กทริกแบบปกติและแบบรีแลกเซอร์	13
2.8 ความสัมพันธ์ระหว่าง P และ E ของ (a) ผลึกเชิงเดี่ยว และ (b) เซรามิก BaTiO_3	15
2.9 การเกิดอิเล็กทรอนิกส์โพลาไรเซชัน	18
2.10 การเกิดไดโพลาร์โพลาไรเซชัน	19
2.11 การเกิดโมเลกุลาร์โพลาไรเซชัน	19
2.12 การเกิดประจุอิสระภายในเกรนของวัสดุ	20
2.13 ทิศทางของโดเมน	21
2.14 ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนและค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสาร	22
2.15 ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนและค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสาร	23
2.16 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิการเผาและขนาดเกรนของเซรามิก BaTiO_3	24
2.17 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิการเผาและความหนาแน่น	24
2.18 ขนาดเกรนที่มีผลต่อค่าความทนทานของไดอิเล็กทริก	25
2.19 โครงสร้างของตัวเก็บประจุ	26
2.20 ขนาดของวงฮีสเทอรีซิสเทียบกับค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริก	29
2.21 ลักษณะของสารละลายของแข็งแบบแทนที่	30
2.22 สารละลายของแข็งแบบเซลล์แทรกของคาร์บอนในเหล็ก	31

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพ	หน้า
2.23 หน่วยเซลล์แบบ ABO_3 ของ BZT	33
3.1 เครื่องวิเคราะห์น้ำหนักเชิงความร้อน (TGA)	41
3.2 เตาเผาอุณหภูมิสูง	42
3.3 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD)	43
3.4 เครื่องอัดไฮดรอลิกชนิดแรงอัดด้านเดียว	44
3.5 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)	46
3.6 ขั้นตอนการเตรียมผงเซรามิก BFN	49
3.7 ขั้นตอนการเตรียมเซรามิก BZT-BFN	50
4.1 ผลการวิเคราะห์ XRD ของสารผสม BFN	52
4.2 ผลการวิเคราะห์ sDTA และ TGA ของสารผสม BZT-BFN $x = 0.8$	53
4.3 ผลการวิเคราะห์ XRD ของผงเซรามิก BZT-BFN ที่ $x = 0.8$	54
4.4 ผลการวิเคราะห์ XRD ของผงเซรามิก BZT-BFN แคลไซน์ 850 องศาเซลเซียส ที่ $x = 0.8$	55
4.5 ค่าความหนาแน่นของเซรามิก BZT-BFN	57
4.6 ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของเซรามิก BZT-BFN	57
4.7 ภาพสัณฐานวิทยาของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส	59
4.8 ภาพสัณฐานวิทยาของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส	60
4.9 ภาพสัณฐานวิทยาของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส	60
4.10 ขนาดเกรนของเซรามิก BZT-BFN ที่มีการแปรอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ต่างกัน	61
4.11 ภาพรอยแตกหักของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส	62
4.12 ภาพรอยแตกหักของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส	63
4.13 ภาพรอยแตกหักของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส	63
4.14 ผลการวิเคราะห์ XRD ของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส	65

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพ	หน้า
4.15 ผลการวิเคราะห์ XRD ของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส	65
4.16 ผลการวิเคราะห์ XRD ของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส	66
4.17 ขนาดแลททิซพารามิเตอร์ของเซรามิก BZT-BFN	67
4.18 ขนาดของผลึก (Crystal size) ของเซรามิก BZT-BFN	68
4.19 ภาพของแบบจำลองตัวเก็บประจุแบบวงก้น	70
4.20 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส	71
4.21 ค่าสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส	72
4.22 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส	73
4.23 ค่าสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส	74
4.24 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส	75
4.25 ค่าสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส	76
4.26 กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $1/\epsilon$ กับอุณหภูมิ ที่ความถี่ 10 kHz	77
4.27 กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\log(1/\epsilon - 1/\epsilon_{\max})$ กับ $\log(T - T_{\max})$ ที่ความถี่ 10 kHz	78

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหา

ปัจจุบันในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์นั้น วัสดุพีโซอิเล็กทริกถือเป็นวัสดุที่ถูกนำมาใช้งานอย่างแพร่หลาย โดยการนำมาประดิษฐ์เป็นอุปกรณ์ต่าง ๆ อาทิเช่น เครื่องเปลี่ยนแปลงความถี่และกระแสไฟฟ้า, หัวจุดแก๊ส, ลำโพงของเครื่องเสียง และตัวเก็บประจุ เป็นต้น นอกจากนี้ วัสดุพีโซอิเล็กทริกที่นำมาใช้งาน โดยส่วนใหญ่จะเป็นสารที่มีโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์ ที่มีสูตรทางเคมีเป็น ABO_3 เมื่อ A เป็นไอออนในกลุ่มที่มีประจุเป็นหนึ่งหรือสองเวเลนส์ ส่วน B เป็นไอออนในกลุ่มสาม, สี่ หรือห้าเวเลนส์ ซึ่งสารในกลุ่มนี้ได้รับความสนใจจากนักวิทยาศาสตร์ และได้มีการพัฒนาสมบัติอย่างต่อเนื่อง ไม่ว่าจะเป็นการเติมไอออนบางชนิดลงไปในโครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์ ในตำแหน่งของไอออนบวกของสารเซรามิก เพื่อใช้ในการปรับปรุงสมบัติของสารเซรามิก จนเกิดเป็นสารประกอบเชิงซ้อน (Complex Perovskite) ยกตัวอย่างเช่น สารในกลุ่มของเลดเซอร์โคเนตไททาเนต หรือ $Pb(Zr,Ti)O_3$ (PZT), สารในกลุ่มของเลดแมกนีเซียมไนโอเบต หรือ $Pb(Mg_{0.33}Nb_{0.67})O_3$ (PMN), สารในกลุ่มของเลดซิงค์ไนโอเบต หรือ $Pb(Zn_{0.33}Nb_{0.67})O_3$ (PZN) และสารในกลุ่มของกลุ่มเลดนิเกิลไนโอเบต หรือ $Pb(Ni_{0.33}Nb_{0.67})O_3$ (PNN) เป็นต้น

แต่เนื่องจากสารในกลุ่มต่าง ๆ ที่กล่าวมาข้างต้นนั้น เป็นสารที่มีตะกั่วเป็นองค์ประกอบ ซึ่งทำให้เกิดมลพิษต่อสิ่งแวดล้อม ทำให้ในหลาย ๆ ประเทศ เริ่มมีการรณรงค์ ให้การลดปริมาณของสารตะกั่วในอุปกรณ์หรือชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ ให้น้อยลงมากที่สุดเท่าที่จะทำได้ ยกตัวอย่างกลุ่มประเทศในสหภาพยุโรปได้กำหนดระเบียบในการนำเข้าอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ ในงานอุตสาหกรรม เพื่อลดการใช้สารอันตรายและลดขยะสารพิษจากอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ โดยระเบียบดังกล่าวก็คือ ระเบียบว่าด้วยการจำกัดการใช้สารที่เป็นอันตรายบางประเภท (RoHS) และระเบียบว่าด้วยเศษซากของผลิตภัณฑ์ไฟฟ้าและอิเล็กทรอนิกส์ (WEEE) ด้วยเหตุนี้ จึงทำให้มีการค้นคว้าและวิจัย เพื่อค้นหาสารชนิดใหม่ที่จะนำมาทดแทนสารเดิม โดยยังคงให้สมบัติในการใช้งาน

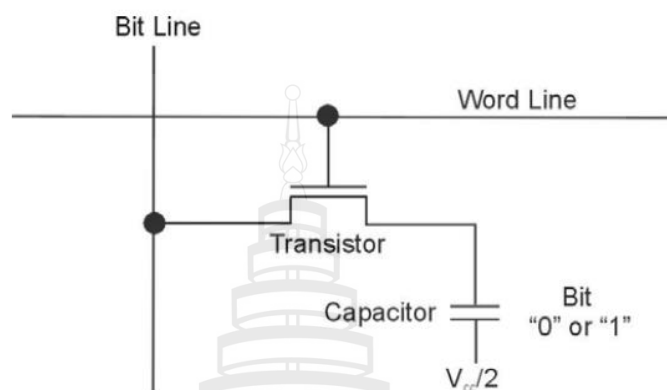
ตามที่ต้องการเช่นเดิม โดยในปัจจุบันก็ได้มีการศึกษาสมบัติของเซรามิกไร้สารตะกั่วด้วยกันหลายกลุ่ม เช่น กลุ่มของสารเซรามิกที่มีแบเรียมไททาเนตเป็นฐาน (BaTiO_3 -Based Ceramics) (Yu, Ang, Guo & Bhalla, 2002), กลุ่มของสารเซรามิกเพอร์รอฟสไกต์อัลคาไลน์ไนโอเบต (Alkaline Niobate Perovskite) (Raevski & Prosandeev, 2002) และกลุ่มสารเซรามิกเพอร์รอฟสไกต์ที่มีบิสมัทเป็นฐาน (Bi-based Perovskite) (Buhrer, 1962; Nagata & Takenaka, 1997) โดยจากการศึกษาของนักวิทยาศาสตร์หลายกลุ่มพบว่าไอออนของบิสมัท (Bi^{3+}) ถือเป็นหนึ่งในทางเลือกหนึ่งที่จะสามารถนำมาแทนที่ตะกั่ว (Pb) ในระบบของสารเลดเซอร์โคเนตไททาเนตหรือ PZT ได้ เนื่องจากมีโครงสร้างทางอิเล็กทรอนิกส์ที่คล้ายคลึงกัน ทำให้มีการศึกษาสารในกลุ่มเพอร์รอฟสไกต์ที่มีบิสมัทเป็นฐานกันอย่างแพร่หลาย

สารบิสมัทซิงค์ไททาเนต ($\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$; BZT) เป็นสารในกลุ่มเพอร์รอฟสไกต์ที่มีบิสมัทเป็นฐานที่ได้รับความสนใจจากนักวิจัยเป็นอย่างมาก เนื่องจาก BZT มีค่าอุณหภูมิคูรีและค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงมาก แต่สาร BZT ก็ยังมีข้อจำกัดในการใช้งาน เนื่องจากเป็นสารที่อยู่ในสถานะไม่เสถียรเมื่อเตรียมให้เป็นสารบริสุทธิ์ แต่จะเสถียรเมื่ออยู่ในสถานะความดันสูง (Suchomel et al., 2006) หรือเมื่อทำเป็นสารละลายของแข็งร่วมกับสารอื่น ๆ โดยในการศึกษาวิจัยที่ผ่านมา นั้นนิยมนำเอาสาร BZT มาทำเป็นสารละลายของแข็ง 2 หรือ 3 องค์ประกอบ (Binary and Ternary System) กับสารเพอร์รอฟสไกต์ตัวอื่น เช่น $\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$ - PbTiO_3 , $\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$ - BaTiO_3 หรือ BiScO_3 - $\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$ - PbTiO_3 เป็นต้น

แบเรียมไอรอนไนโอเบต ($\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$; BFN) เป็นสารเพอร์รอฟสไกต์ที่มีสมบัติที่น่าสนใจ เนื่องจากเป็นสารที่มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงในช่วงอุณหภูมิกว้าง ซึ่งเกิดจากการเรียงตัวอย่างไม่เป็นระเบียบของไอออนในตำแหน่ง B ของโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์ ทำให้เกิดการไม่สม่ำเสมอของสารประกอบโดยสาร BFN จะมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกประมาณ 40,000 ที่อุณหภูมิห้อง อีกทั้งมีรายงานว่า มีการเติม BFN ลงในสาร PZT (Eitssayeam, Intatha, Rujijanagul, Pengpat & Tunkasiri, 2006) ในอัตราส่วนที่เหมาะสมจะสามารถพัฒนาสมบัติทางไดอิเล็กทริกและเฟอร์โรอิเล็กทริกของสาร PZT ให้ดีขึ้นได้

นอกจากนี้ในปัจจุบันเครื่องคอมพิวเตอร์ ถือเป็นอุปกรณ์สำคัญในชีวิตประจำวันของมนุษย์ไม่ว่าจะใช้ในการด้านการศึกษา การทำงาน หรือ แม้แต่ในด้านการให้ความบันเทิง จึงนับเป็นอุปกรณ์ที่ขาดไม่ได้สำหรับคนยุคปัจจุบันและอนาคต และในเครื่องคอมพิวเตอร์ทุกเครื่องก็จะประกอบด้วยอุปกรณ์สำคัญ ที่มีส่วนช่วยในการเพิ่มประสิทธิภาพของเครื่องคอมพิวเตอร์ได้อย่างมาก นั่นก็คือแรมของเครื่องคอมพิวเตอร์ (RAM : Random Access Memory) ซึ่งเป็นหน่วยความจำที่มีส่วนใน

การเร่งประสิทธิภาพของเครื่องคอมพิวเตอร์อย่างมาก โดยส่วนประกอบสำคัญของ RAM อย่างหนึ่งก็คือ ตัวเก็บประจุขนาดเล็ก ที่ถูกติดตั้งอยู่ในวงจรของ RAM แต่ละบิต ดังแสดงในภาพที่ 1.1



ที่มา (Fitsilis, 2003)

ภาพที่ 1.1 วงจรของ RAM 1 bit ที่มีตัวเก็บประจุเป็นส่วนประกอบ

โดยเงื่อนไขในการออกแบบ RAM เพื่อให้ได้ความเร็วในการทำงานสูง ๆ ต้องสามารถบรรจุจำนวนชิพหน่วยความจำลงบนแผงวงจรได้มากที่สุด ด้วยพื้นที่ในการติดตั้งอันจำกัดของแผงวงจร ทำให้ขนาดของตัวชิพประมวลผลต้องมีขนาดเล็กลง หมายความว่า ขนาดของตัวเก็บประจุที่จะใส่ลงไปในการ์ด จะต้องมีความที่เล็กลงตามไปด้วย และไม่สามารถขยายขนาดของตัวเก็บประจุเพิ่มขึ้นได้ ดังนั้น ในการออกแบบตัวเก็บประจุ เพื่อที่จะนำมาใช้เป็นส่วนประกอบของ RAM นั้น ตัวเก็บประจุจะต้องมีขนาดเล็ก แต่มีค่าความจุที่สูงมาก เพื่อผลในด้านประสิทธิภาพในการประมวลผลของ RAM

โดยการที่จะเพิ่มค่าความจุของตัวเก็บประจุให้สูงขึ้นนั้น อาจทำได้หลายทางเช่น เพิ่มพื้นที่ของแผ่นตัวนำที่นำมาใช้ทำตัวเก็บประจุ หรือ ลดระยะห่างระหว่างแผ่นตัวนำของตัวเก็บประจุลง แต่สองแนวทางนี้ ยังมีปัญหาที่ขัดต่อการออกแบบ RAM นั่นคือ การเพิ่มพื้นที่ของแผ่นตัวนำ ก็เท่ากับเป็นการเพิ่มขนาดของตัวเก็บประจุ ซึ่งไม่สามารถทำเช่นนั้นได้ ด้วยข้อจำกัดของพื้นที่บนแผงวงจรที่ถูกจำกัดให้เล็กลง ส่วนการลดระยะห่างของแผ่นตัวนำนั้น ยังมีจำกัดด้วยเรื่องของค่าการพังทลายของไดอิเล็กทริก ทำให้ไม่สามารถลดระยะห่างลงได้มากเท่าที่ต้องการ ดังนั้นแนวทางที่จะสามารถ

พัฒนาได้ดีที่สุด ก็คือ การหาวัสดุไดอิเล็กทริกที่มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูง มาใช้เป็นตัวกลางฉนวนของตัวเก็บประจุ เพื่อที่จะสามารถออกแบบตัวเก็บประจุได้ตามวัตถุประสงค์การใช้งานได้

ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงให้ความสนใจที่จะทำการศึกษาสมบัติของสารเฟอร์รอฟอสเฟตแบบไร้สารตะกั่วในกลุ่มที่มี BZT เป็นฐาน ซึ่งเป็นสารที่มีความเป็นพิโซอิเล็กทริกที่สูงมาก โดยจะนำมาทำเป็นสารละลายของแข็งร่วมกับสารในกลุ่ม BFN ที่มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูง และมีช่วงอุณหภูมิใช้งานที่กว้าง ซึ่งคาดหวังว่าจะได้สารพิโซอิเล็กทริกที่มีสมบัติที่แตกต่างออกไปจากเดิม และมีสมบัติทางไดอิเล็กทริกที่ดีขึ้น และอาจนำไปสู่การนำไปประยุกต์ใช้งานเป็นตัวเก็บประจุในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ต่อไปได้

1.2 วัตถุประสงค์ของการศึกษา

- 1.2.1 ศึกษาการเตรียมเซรามิกสารละลายของแข็ง บิสมัทซิงค์ไททาเนตแบบรีมในโอเบต
- 1.2.2 ศึกษาโครงสร้างจุลภาคของของผงและสารเซรามิกที่เตรียมได้
- 1.2.3 ศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกของสารเซรามิกที่เตรียมได้
- 1.2.4 หาความสัมพันธ์ระหว่างเงื่อนไขในการเตรียมสารเซรามิก รวมถึงลักษณะของโครงสร้างจุลภาค และสมบัติต่าง ๆ ของเซรามิกที่เตรียมได้

1.3 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับการวิจัย

1.3.1 ได้ศึกษาและทำความเข้าใจในการเตรียมเซรามิกในระบบฐานบิสมัทซิงค์ไททาเนต (BZT: Bismuth Zinc Titanate) ตลอดจนอิทธิพลของสัดส่วนของสารประกอบต่าง ๆ และอุณหภูมิเผาซินเตอร์ที่มีต่อลักษณะทางกายภาพและจุลภาคของสารเซรามิกดังกล่าวข้างต้น ซึ่งคาดว่าจะมีบทบาทสำคัญในการเข้าใจการเตรียมสารเซรามิกที่มีคุณภาพสูงและเหมาะสมในการประยุกต์ใช้งานในอนาคต อีกทั้งยังจะช่วยชี้แนะแนวทางในการทำวิจัยและพัฒนาในอนาคต

1.3.2 ได้ศึกษาและทำความเข้าใจเกี่ยวกับของลักษณะทางกายภาพและจุลภาคของสารเซรามิกในระบบที่มีต่อสมบัติไดอิเล็กทริกของสารเซรามิกที่เตรียมได้

1.3.3 ได้ทราบถึงความสัมพันธ์ของการแทนที่ไอออนในตำแหน่งเอไซด์ และบีไซด์ ที่มีต่อสมบัติทางจุลภาคและสมบัติไดอิเล็กทริกของวัสดุ ซึ่งจะนำไปสู่การค้นพบวัสดุชนิดใหม่ ซึ่งจะมีประโยชน์อย่างมากต่อการประยุกต์ใช้งานในอุตสาหกรรมต่อไป

1.4 ขอบเขตของการวิจัย

งานวิจัยนี้ มีขอบเขตครอบคลุมไปถึงการศึกษาการเตรียมผงและเซรามิกเพอร์รอฟสไกต์ บิสมัทซิงค์ไททาเนต (Bismuth Zinc Titanate) โดยการทำให้เป็นสารละลายของแข็งร่วมกับกลุ่มสารเพอร์รอฟสไกต์แบเรียมไอรอนไนโอเบต (Barium Iron Niobate) โดยใช้วิธีการเตรียมแบบปฏิกิริยาสถานะของแข็งแบบสองกระบวนการ จากนั้นนำเซรามิกที่ได้ไปทำการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาค และสมบัติไดอิเล็กทริก รวมทั้งการศึกษาอิทธิพลของเงื่อนไขการเตรียมสารที่มีต่อโครงสร้างทางจุลภาค และสมบัติไดอิเล็กทริก เพื่อใช้เป็นข้อมูลในการพัฒนาสมบัติของสารเซรามิกในกลุ่มนี้ต่อไป



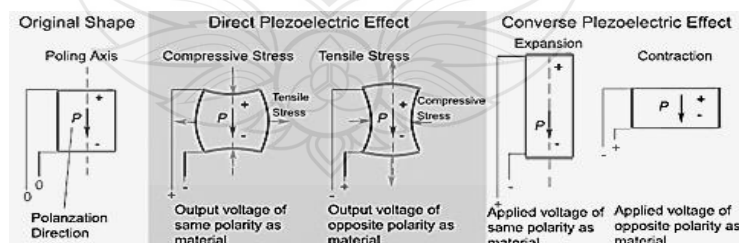
บทที่ 2

เอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 สมบัติของวัสดุไพโซอิเล็กทริก

ปรากฏการณ์ไพโซอิเล็กทริก (Piezoelectricity) หมายถึงการเกิดประจุไฟฟ้าที่เป็นผลมาจากการได้รับแรงกดซึ่งเป็นแรงทางกลทำให้เกิดความเครียด (Strain) ขึ้นในผลึก โดยผลึกมีการจัดแบ่งได้เป็น 32 กลุ่มตามลักษณะสมมาตร และจากผลึก 32 กลุ่มดังกล่าวมี 21 กลุ่ม ที่ไม่มีสมมาตรของศูนย์กลาง (Non-Centro Symmetric) ซึ่งเป็นลักษณะสำคัญที่ทำให้เกิดปรากฏการณ์ไพโซอิเล็กทริก ใน 20 กลุ่ม อีกหนึ่งกลุ่มไม่มีสภาพเป็นไพโซอิเล็กทริกแม้จะอยู่ในกลุ่มที่ไม่มีสมมาตรของศูนย์กลาง

ปรากฏการณ์ไพโซอิเล็กทริกสามารถจำแนกได้ 2 ประเภทใหญ่ ๆ คือ ปรากฏการณ์แบบตรง (Direct Effect) และปรากฏการณ์แบบผกผัน (Converse Effect) โดยที่ปรากฏการณ์แบบตรงนั้นจะเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงโพลาริเซชัน เมื่อวัสดุไพโซอิเล็กทริกได้รับแรงทางกลมากระทำหรือเกิดความเค้น (Stress) ขึ้น ในขณะที่ปรากฏการณ์ไพโซอิเล็กทริกแบบผกผันจะเกี่ยวข้องกับขนาดและปริมาตรที่เปลี่ยนไปหรือมีความเครียดเกิดขึ้น (Strain) เมื่อให้สนามไฟฟ้ากับวัสดุไพโซอิเล็กทริก โดยสามารถแสดงการเกิดปรากฏการณ์ไพโซอิเล็กทริก ได้ตามภาพที่ 2.1

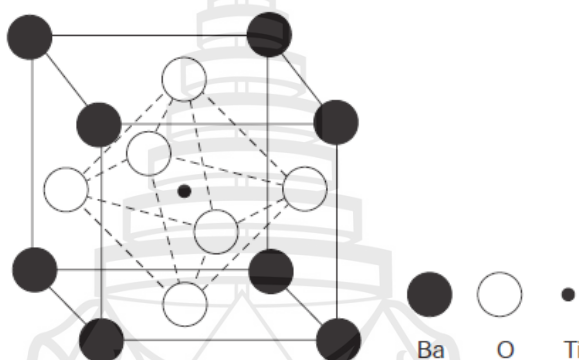


ที่มา (“Piezoelectric Ceramics: Principles and Applications” 2002)

ภาพที่ 2.1 ปรากฏการณ์ไพโซอิเล็กทริกแบบทางตรงและแบบผกผัน

2.2 โครงสร้างแบบเพอร์อฟสไกต์

วัสดุพีโซอิเล็กทริกโดยทั่วไปนั้น จะมีโครงสร้างแบบเพอร์อฟสไกต์ (Perovskite Structure: ABO_3) ซึ่งที่อุณหภูมิสูงวัสดุจะมีโครงสร้างเป็นแบบคิวบิกและมีสถานะเป็นสารพาราอิเล็กทริก แต่เมื่ออุณหภูมิต่ำลงจะแสดงโครงสร้างเป็นแบบเตตระโกนัล (Tetragonal Structure) ซึ่งจะมีโครงสร้างตามภาพที่ 2.2



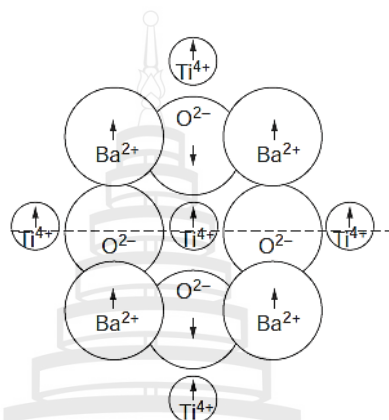
ที่มา (Kao, 2004)

ภาพที่ 2.2 โครงสร้างของ $BaTiO_3$

โครงสร้างแบบเพอร์อฟสไกต์ อาจเขียนแทนด้วยสัญลักษณ์ ABX_3 เมื่อ A ตำแหน่งของอะตอมแคโทดไอออนขนาดใหญ่ 12 อะตอม B คือตำแหน่งของอะตอมแคโทดไอออนขนาดเล็ก 6 อะตอม และ X คือตำแหน่งของแอนไอออน 6 อะตอม ในภาพที่ 2.2 จะแสดงโครงสร้างของสารเพอร์อฟสไกต์ของสารแบเรียมไททานेट ($BaTiO_3$)

จากภาพที่ 2.2 Ba^{2+} และ O^{2-} จะจับพันธะกัน และเกิดแลตทิซ (Lattice) แบบเซลล์ปริมาตร (Primitive Cell) นอกจากนี้ยังมีตัวอย่างผลึกชนิดอื่นที่มีโครงสร้างเพอร์อฟสไกต์ (Perovskite Structure) เช่น $CaTiO_3$, $SrTiO_3$, $PbTiO_3$ เป็นต้น โดยในกรณี $BaTiO_3$ พบว่า เมื่ออุณหภูมิมากกว่า 130 องศาเซลเซียส จะมีโครงสร้างในระบบคิวบิก แต่เมื่อลดอุณหภูมิลงต่ำกว่า 130 องศาเซลเซียส จะมีโครงสร้างเป็นแบบเตตระโกนัล ซึ่งจะเกิดโพลาไรเซชันถาวรขึ้น โดยการเปลี่ยนแปลงนี้เกิดจากไอออนของแบเรียมและออกซิเจนเคลื่อนที่ไปทำให้ไอออนไทเทเนียมกับไอออนออกซิเจนใกล้ชิดกัน 1 คู่ และไอออนของไทเทเนียมนี้จะห่างมากกับไอออนของออกซิเจนที่

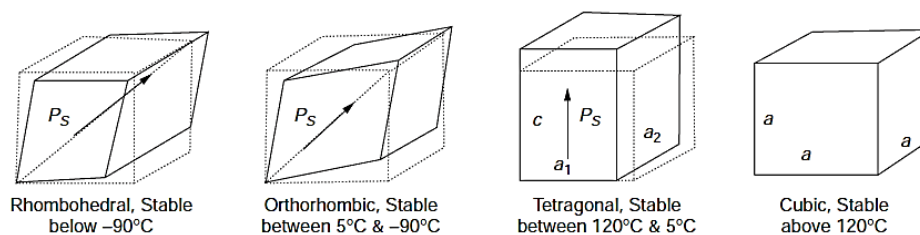
อยู่ในทิศทางตรงข้าม ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงทิศทางตรงในแนวตั้ง ดังแสดงในภาพที่ 2.3 โดยผลึกของ BaTiO_3 นั้น มักถูกใช้ในการศึกษาสมบัติพื้นฐานของสารเฟอร์โรอิเล็กทริก และสมบัติของสารพิโซอิเล็กทริกอย่างกว้างขวาง และยังเป็นสารที่ถูกใช้ในการอ้างอิงถึงสมบัติต่าง ๆ ของเซรามิกเพอร์รอฟสไกต์อีกด้วย



ที่มา (Kao, 2004)

ภาพที่ 2.3 การเปลี่ยนโครงสร้างของ BaTiO_3 เข้าสู่สถานะเฟอร์โรอิเล็กทริก

เมื่อพิจารณาโครงสร้าง BaTiO_3 ที่อุณหภูมิต่าง ๆ พบว่าโครงสร้างของ BaTiO_3 จะเปลี่ยนไปตามอุณหภูมิ โดยที่ ณ อุณหภูมิ 0 องศาเซลเซียส เซลล์หน่วยจะเปลี่ยนจากเตตระโกนัล (Tetragonal) ไปเป็นออร์โธโรมบิก (Orthorhombic) โดยมีแกนโพลาร์ขนานกับระนาบหน้าของแนวทแยง และที่อุณหภูมิ -90 องศาเซลเซียส จะเกิดการเปลี่ยนแปลงไปเป็นโครงสร้างแบบรอมโบฮีดรอล (Rhombohedral) โดยมีแกนโพลาร์ทแยงตามเซลล์ จากภาพที่ 2.4 จะพบว่าหากทำการลดอุณหภูมิจาก 130 องศาเซลเซียส จะมีผลให้อะตอมของไททานเนียมที่อยู่ตรงกลางเซลล์หน่วย (Unit Cell) ขยับขึ้นหรือลง จึงทำให้เซลล์หน่วยเกิดความไม่สมมาตร จึงเป็นสาเหตุทำให้เกิดโพลาไรเซชันถาวร (กอบวุฒิ รุจิจินากุล, 2553)



ที่มา (Kao, 2004)

ภาพที่ 2.4 โครงสร้างของ BaTiO_3 ที่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ

2.3 ความเสถียรของโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์

ในการศึกษาเรื่องการเตรียมสารละลายของแข็งของสารเพอร์รอฟสไกต์นั้น ต้องพิจารณาเรื่องความเสถียรของโครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์ของสารที่จะนำมาทำเป็นสารละลายของแข็ง โดยจะทำการพิจารณาจากค่า Tolerance Factor ซึ่งสามารถหาได้จากสมการที่ 2.1 (Goldschmidt, 1926)

$$t = \frac{(R_a + R_o)}{\sqrt{2} (R_b + R_o)} \quad 2.1$$

เมื่อ

R_a = รัศมีของไอออนในตำแหน่ง A ของโครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์

R_b = รัศมีของไอออนในตำแหน่ง B ของโครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์

R_o = รัศมีของไอออนในตำแหน่ง O ของโครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์

ในกรณีของเซรามิกเพอร์รอฟสไกต์ที่เตรียมด้วยการทำเป็นสารละลายของแข็ง เช่นในงานวิจัยนี้ทำการศึกษาสารละลายของแข็ง $(1-x)\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3 - x\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ การคำนวณค่าทอลิแรนซ์แฟกเตอร์ (Tolerance Factor) จะพิจารณารัศมีไอออนเฉลี่ยของไอออนทุกตัวในตำแหน่ง A และ B ซึ่งสามารถคำนวณได้จากสมการที่ 2.2 และ 2.3 ดังนี้

$$R_a = (1 - x)r_{\text{Bi}^{3+}} + xr_{\text{Ba}^{2+}} \quad 2.2$$

$$R_b = (1 - x)(r_{\text{Zn}^{2+}} + r_{\text{Ti}^{4+}})/2 + x(r_{\text{Fe}^{3+}} + r_{\text{Nb}^{5+}})/2 \quad 2.3$$

เมื่อ r เป็นค่ารัศมีไอออนของ Bi^{3+} , Ba^{2+} (ตำแหน่ง A) และไอออนของ Zn^{2+} , Ti^{4+} , Fe^{3+} และ Nb^{5+} (ตำแหน่ง B) ซึ่งมีค่าตามตารางที่ 2.1

ตารางที่ 2.1 ค่ารัศมีไอออนของสารที่เกี่ยวข้อง

A-Site	Radius (Å)	B-Site	Radius (Å)
Ba^{2+}	1.61	Zn^{2+}	0.74
Bi^{3+}	1.45	Fe^{2+}	0.645
		Ti^{4+}	0.605
		Nb^{5+}	0.64
Oxygen	Radius (Å)		
O^{2-}	1.40		

ที่มา (Shannon, 1976)

เมื่อทำการแทนค่ารัศมีของไอออนลงในสมการที่ 2.1, 2.2 และ 2.3 จะได้ค่าโทลิแรนซ์แฟกเตอร์ (Tolerance Factor) ของเซรามิก $(1-x)\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3 - x\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ ที่ค่า $x = 0.6, 0.7, 0.8$ และ 0.9 ดังตารางที่ 2.2

ตารางที่ 2.2 ค่า Tolerance Factor ของเซรามิก $(1-x)\text{BZT}-x\text{BFN}$

Composition (x)	Ionic radius (Å)		Tolerance factor : t
	A-site	B-site	
0.6	1.526	0.6545	1.007
0.7	1.547	0.6515	1.016
0.8	1.568	0.6485	1.025
0.9	1.589	0.6455	1.033

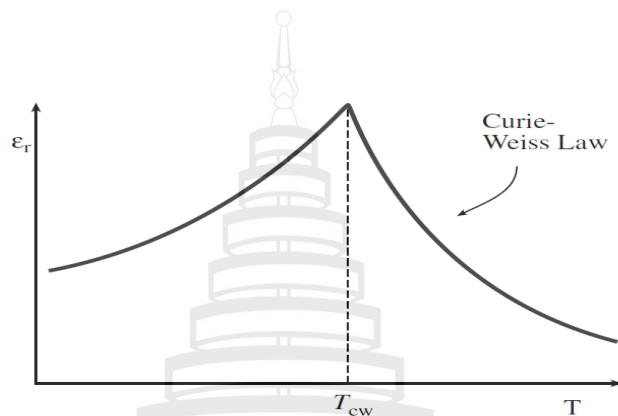
สำหรับโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์จะมีความเสถียรเมื่อค่า t อยู่ในช่วง 0.88-1.09 โดยในทางทฤษฎีค่า t สำหรับโครงสร้างแบบคิวบิก (Cubic Symmetry) หรือโครงสร้างที่มีความสมมาตรสูง จะมีค่า t ประมาณ 1 (Sukkha et al., 2012) ซึ่งจากผลการคำนวณในตารางที่ 2.2 จะเห็นว่าค่า Tolerance Factor ของเซรามิก $(1-x)\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3 - x\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ อยู่ในช่วงที่สามารถเตรียมเป็นสารเพอร์รอฟสไกต์ที่มีความเสถียรได้

2.4 สมบัติของวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก

วัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก คือ วัสดุที่มีขั้วซึ่งในสถานะที่มีสนามไฟฟ้าภายนอก มีทิศทางการเรียงตัวในสถานะสมดุลของเวกเตอร์สภาพการมีขั้วขึ้นเอง (Spontaneous Polarization) อย่างน้อย 2 ทิศทาง และเวกเตอร์สภาพการมีขั้วขึ้นเองทั้งสองนี้สามารถสลับทิศทางกันได้โดยการใช้สนามไฟฟ้า วัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก ส่วนมากจะเกิดการเปลี่ยนโครงสร้างจากสภาพไม่เป็นเฟอร์โรอิเล็กทริก (วัสดุพาราอิเล็กทริก) ที่อุณหภูมิสูงไปสู่สภาพเฟอร์โรอิเล็กทริก ที่อุณหภูมิต่ำ ซึ่งโดยปกติแล้วในสถานะพาราอิเล็กทริกวัสดุดังกล่าวอาจจะมีสมบัติพิโซอิเล็กทริกหรือไม่ก็ได้ และมักจะไม่เป็นวัสดุมีขั้ว ทั้งนี้สมมาตรของโครงสร้างในสถานะเฟอร์โรอิเล็กทริก จะมีต่ำกว่าสมมาตรของสถานะพาราอิเล็กทริกเสมอ อุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนสถานะจากพาราอิเล็กทริกมาเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริก (และในทางกลับกัน) นั้นเรียกว่า “อุณหภูมิคูรี” หรือ “จุดคูรี” (Curie Temperature หรือ Curie Point : T_C) ที่อุณหภูมิใกล้จุดคูรีสมบัติเชิงเทอร์โมไดนามิกส์ต่าง ๆ ของสารเช่น สมบัติไดอิเล็กทริก, สมบัติความยืดหยุ่น และสมบัติทางความร้อนของสารเฟอร์โรอิเล็กทริก จะแสดงลักษณะที่ผิดปกติออกมา และมีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึก เช่น ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกในผลึกเฟอร์โรอิเล็กทริกจะมีค่าสูงกว่าปกติ (อาจสูงถึง 10^4 - 10^5) ที่อุณหภูมิใกล้จุดคูรี ซึ่งลักษณะเช่นนี้จะเรียกว่าความผิดปกติของไดอิเล็กทริก (Dielectric Anomaly) ในสารเฟอร์โรอิเล็กทริกส่วนใหญ่ความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและอุณหภูมิที่สูงกว่าจุดคูรีซึ่งเป็นเฟสพาราอิเล็กทริกนั้น จะเป็นไปตามของกฎคูรี-ไวส์ (Curie-Weiss Law) ดังสมการที่ 2.4

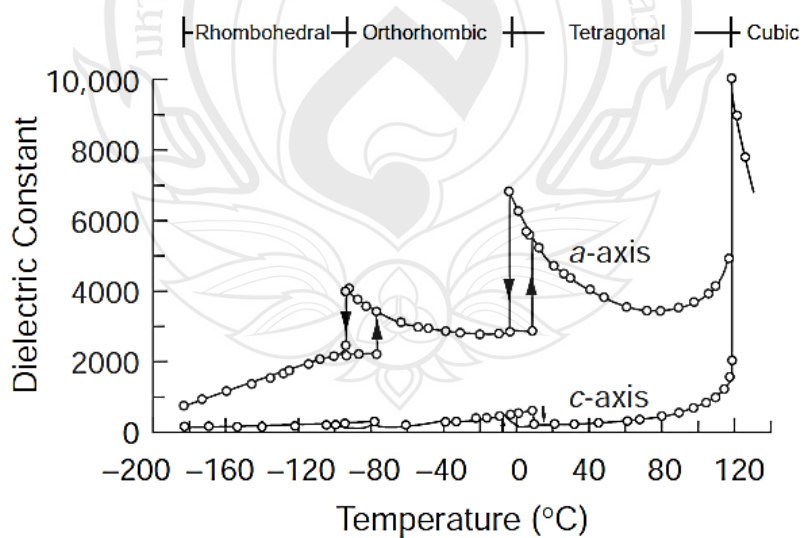
$$\epsilon_r = \frac{C}{T-T_0} \quad 2.4$$

โดย	ϵ_r	คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก
	C	คือ ค่าคงที่คูรี (Curie Constant)
	T	คือ อุณหภูมิใด ๆ
	T_0 ($T_0 < T_{CW}$)	คือ อุณหภูมิคูรี-ไวสส์ (Curie-Weiss Temperature)



ที่มา (Carter & Norton, 2007)

ภาพที่ 2.5 ความสัมพันธ์ของค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและอุณหภูมิตามกฎของคูรี-ไวสส์



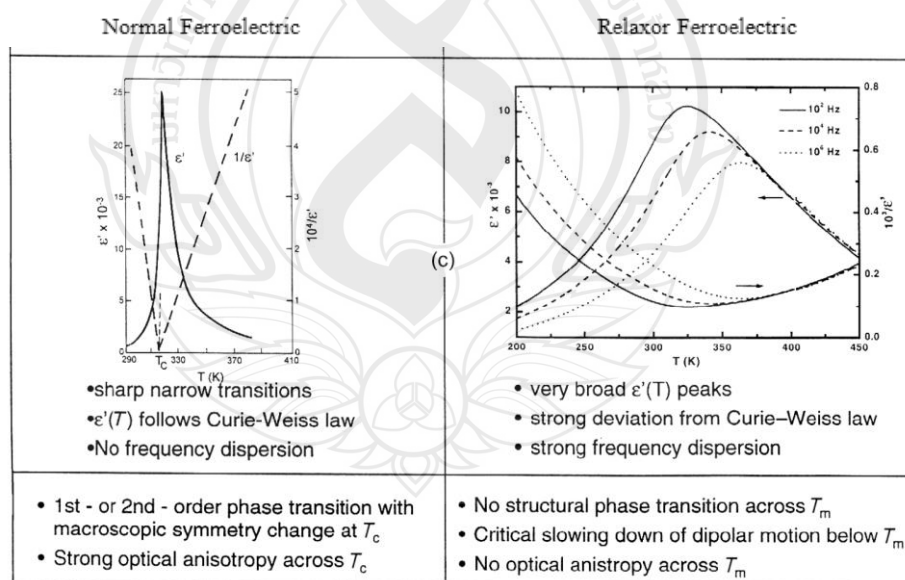
ที่มา (Kao, 2004)

ภาพที่ 2.6 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ BaTiO_3 ที่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ

วัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกบางชนิด เช่น แบเรียมไททาเนต (BaTiO_3) นั้นสามารถที่จะเกิดการเปลี่ยนโครงสร้างหลายครั้งในสภาพที่ยังคงเป็นสารเฟอร์โรอิเล็กทริกอยู่ ดังที่แสดงในภาพที่ 2.6 ทั้งนี้เฉพาะอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนแปลงสถานะเข้าสู่สภาพเฟอร์โรอิเล็กทริก ครั้งแรกเท่านั้นที่เรียกว่า “อุณหภูมิคูรี” หรือ “จุดคูรี” การเปลี่ยนสถานะเข้าสู่สภาพเฟอร์โรอิเล็กทริก มักจะตามมาด้วยการเปลี่ยนแปลงสมบัติไดอิเล็กทริก ความยืดหยุ่น ความร้อน และสมบัติอื่น ๆ ในวัสดุ รวมถึงการเปลี่ยนแปลงขนาดของเซลล์หน่วยผลึก โดยความเครียดที่เกิดขึ้นนี้เรียกว่า “ความเครียดที่เกิดขึ้นเอง” (Spontaneous Strain, χ_s) แสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงต่าง ๆ ที่เกิดขึ้นได้ในการเปลี่ยนแปลงสถานะจากพาราอิเล็กทริกเข้าสู่เฟอร์โรอิเล็กทริกนั่นเอง

2.5 สมบัติของวัสดุรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริก

กลุ่มวัสดุรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริก เป็นกลุ่มของวัสดุที่ถูกค้นพบเมื่อปี ค.ศ. 1958 (Smolenskii & Agranovskaya, 1958) โดยพบว่าวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติและแบบรีแลกเซอร์จะแสดงพฤติกรรมที่แตกต่างกันในบริเวณจุดอุณหภูมิคูรี ดังแสดงในภาพที่ 2.7



ที่มา (Samara, 2003)

ภาพที่ 2.7 เปรียบเทียบสมบัติของวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติและแบบรีแลกเซอร์

เมื่อพิจารณาพฤติกรรมของค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิคูรี จะพบว่าวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ (Normal Ferroelectric) จะมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกเป็นไปตามกฎของคูรี-ไวสส์ (Curie-Weiss Law) ตามสมการที่ 2.5 และจุดที่มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงสุด จะเกิดขึ้นในช่วงอุณหภูมิที่แคบมาก สำหรับวัสดุรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริกนั้น ช่วงที่ให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงสุด จะมีช่วงอุณหภูมิที่กว้าง ค่าสูงสุดของค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะขึ้นกับความถี่ ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของวัสดุรีแลกเซอร์จะไม่เป็นไปตามกฎของคูรี-ไวสส์ (Curie-Weiss Law) แต่จะเป็นไปตามกฎคูรี-ไวสส์ ยกกำลังสอง (The So-Called Quadratic Curie-Weiss Law) (Randall, Bhalla, Shrout & Cross, 1990) ตามสมการที่ 2.6

$$\frac{1}{\varepsilon} = \frac{T - T_c}{C} \quad 2.5$$

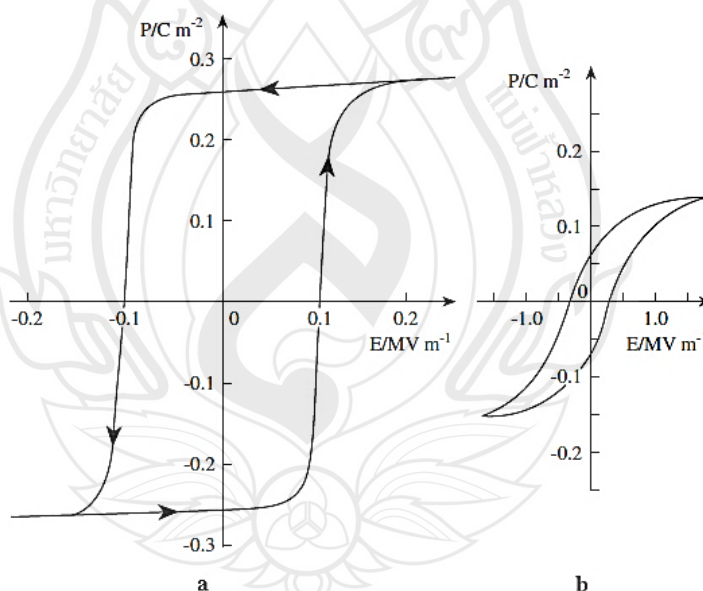
$$\frac{1}{\varepsilon} - \frac{1}{\varepsilon_{max}} = \frac{(T - T_{max})^\gamma}{C'} \quad (1 \leq \gamma \leq 2) \quad 2.6$$

โดย	ε	คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก
	ε_{max}	คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงสุด
	C	คือ ค่าคงที่คูรี (Curie Constant)
	T	คือ อุณหภูมิใด ๆ
	T_c	คือ อุณหภูมิคูรี (Curie Temperature)
	T_{max}	คือ อุณหภูมิที่ได้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงสุด
	γ	คือ ค่าคงที่ หรือ Degree of Dielectric Relaxation
	C'	คือ ค่าคงที่คูรี (Curie Constant)

เมื่อ γ เป็นค่าความเป็นไดอิเล็กทริกรีแลกซ์เซอร์ (Degree of Dielectric Relaxation) ของวัสดุ เมื่อ $\gamma = 1$ หมายถึงวัสดุนั้นเป็นวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ และวัสดุนั้นจะเป็นวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบรีแลกเซอร์ เมื่อค่าเข้าใกล้ 2 (Tang, Chew & Chan, 2004; Uchino & Nomura, 1982)

2.6 การศึกษาสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกเทียบกับอุณหภูมิ

เมื่อมีการป้อนสนามไฟฟ้าให้กับพวก BaTiO_3 พบว่าจะมีการเปลี่ยนแปลงทิศทางของโพลาริเซชัน และรูปร่างของโดเมนได้ โดยเมื่อมีการเพิ่มสนามไฟฟ้าจะทำให้เกิดการจัดเรียงตัวของโดเมนใหม่ โดยมีทิศทางไปในแนวเดียวกันกับสนามไฟฟ้ามากที่สุด และหากมีการลดสนามไฟฟ้าลงปรากฏว่าโดเมนจะไม่กลับตัวลดลงตาม ทำให้ปรากฏว่าเมื่อสนามไฟฟ้ามีค่าเป็นศูนย์ได้ หากมีการกลับทิศทางของสนามไฟฟ้า จากปรากฏการณ์นี้ทำให้มีการศึกษาคุณสมบัติของสารเฟอร์โรอิเล็กทริก จากการวัดค่าสนามไฟฟ้าที่ป้อนให้กับผลึก หรือในงานวิจัยทางฟิสิกส์ต่าง ๆ มักกระทำกับสารเฟอร์โรอิเล็กทริก และวัดค่าโพลาริเซชันที่เปลี่ยนไปเมื่อสนามไฟฟ้าเกิดมีการเปลี่ยนไปเมื่อสนามไฟฟ้าเกิดมีการเปลี่ยนแปลง ซึ่งเรียกกราฟนี้ว่า กราฟฮิสเทอรีซิส (Hysteresis) และวงของกราฟเรียกว่า วงฮิสเทอรีซิส (Hysteresis Loop) โดยในกรณีผลึกเชิงเดี่ยวของ BaTiO_3 และเซรามิก ของ BaTiO_3 จะมีวงฮิสเทอรีซิส เป็นดังภาพที่ 2.8



ที่มา (Kingery et al., 1976)

ภาพที่ 2.8 ความสัมพันธ์ระหว่าง P และ E ของ (a) ผลึกเชิงเดี่ยว และ (b) เซรามิก BaTiO_3

2.7 สมบัติของวัสดุไดอิเล็กทริก

วัสดุไดอิเล็กทริกคือ วัสดุฉนวนที่มีความต้านทานสูง มีโมเลกุลเป็นไดโพลทางไฟฟ้า (Electric Dipole) เมื่ออยู่ในสนามไฟฟ้าภายนอกไดโพลจะหมุนตัวตามแรงกระทำของสนามไฟฟ้า เกิดเป็นสนามไฟฟ้าของไดโพลขึ้น ซึ่งมีทิศทางตรงกันข้ามกับสนามไฟฟ้าจากภายนอก ส่งผลให้สนามไฟฟ้ารวมมีค่าลดลง เมื่อโมเลกุลจัดเรียงตัวกันเป็นระเบียบในแนวเดียวกับสนามไฟฟ้าก็จะเกิดโพลาริเซชันขึ้น (Reynolds & Buchanan, 2004) สารไดอิเล็กทริกสามารถแบ่งออกได้เป็น 2 ชนิด ดังนี้

1. สารไดอิเล็กทริกชนิดมีขั้ว คือสารไดอิเล็กทริกที่มีไดโพลโมเมนต์ทางไฟฟ้าแบบถาวรตามธรรมชาติ โดยไม่ต้องอาศัยสนามไฟฟ้าจากภายนอกมากระทำ แต่ไดโพลจะมีทิศทางไม่เป็นระเบียบ การให้สนามไฟฟ้าจากภายนอกจะทำให้เกิดการเรียงตัวใหม่ของไดโพลโมเมนต์โดยจะมีทิศทางเดียวกับสนามไฟฟ้า

2. สารไดอิเล็กทริกชนิดไม่มีขั้ว คือ สารไดอิเล็กทริกที่ไม่ปรากฏไดโพลโมเมนต์โดยธรรมชาติ แต่จะถูกเหนี่ยวนำให้เกิดไดโพลโมเมนต์ทางไฟฟ้าได้

การพิจารณาความสามารถในการเก็บประจุของวัสดุไดอิเล็กทริก จะพิจารณาได้จากค่าคงที่ไดอิเล็กทริกตามสมการ

$$\epsilon_r = \frac{\epsilon}{\epsilon_0} \quad 2.7$$

เมื่อ	ϵ_r	คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของวัสดุ (Dielectric Constant)
	ϵ	คือ ค่าไดอิเล็กทริกของตัวกลาง (Permittivity)
	ϵ_0	คือ ค่าไดอิเล็กทริกที่สูญญากาศ (Electrical Permittivity)
		$8.854 \times 10^{-12} \text{ F/m}$

โดย ϵ_r เป็นค่าเฉพาะของสารไดอิเล็กทริก ซึ่งสารบางตัวอาจมีการเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิหรือความถี่ ตารางที่ 2.3 จะแสดงค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสารต่าง ๆ ที่ความถี่ 10^6 เฮิรตซ์ โดยทั่วไปสารเฟอร์โรอิเล็กทริกมักมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูง เนื่องจากสารเฟอร์โรอิเล็กทริกเป็นสารที่มีโครงสร้างโมเลกุลที่สามารถทำให้เกิดโพลาริเซชันถาวรในโครงสร้างได้ง่าย จึงส่งผลให้มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงกว่าสารไดอิเล็กทริกทั่วไป

ตารางที่ 2.3 แสดงค่าคงที่ไดอิเล็กตริกของสารไดอิเล็กตริก

สารไดอิเล็กตริก	ค่าคงที่ไดอิเล็กตริก ϵ_r (10^6 Hz)
โพลิเอทิลีน (Polyethylene)	2.3
Al_2O_3	6.5
ไมกา	7.0
แก้วโซดา	7.0
แก้วไฟเรกซ์	4.0
TiO_2	14-110
น้ำ	78.3
สุญญากาศ	1.0
เทฟลอน (Teflon)	2.1
อีพอกซี (Epoxy)	3.6

ที่มา (รัตติกร ยืนนิรันดร์, 2549)

2.8 การเกิดไดโพลและโพลาไรเซชัน

ในการศึกษาสมบัติไดอิเล็กตริกของวัสดุ จะพิจารณาจากลักษณะของไดโพล (Dipole) และโพลาไรเซชัน (Polarization) โดย ไดโพล คือ ผลคูณของประจุไฟฟ้าและระยะทางระหว่างคู่ประจุ (ประจุบวกและประจุลบ) โดยธรรมชาติ ไดโพลอาจเป็นอะตอมหรือกลุ่มของอะตอมที่มีการเปลี่ยนแปลงการกระจายตัวของประจุ ซึ่งอาจเกิดจากการมีสนามไฟฟ้าภายนอกมากระทบ การเปลี่ยนแปลงการกระจายตัวของประจุเป็นสาเหตุให้เกิดโพลาไรเซชันในสนามไฟฟ้า ซึ่งการเกิดของโพลาไรเซชันจะเป็นดังสมการ

$$P = Zqd$$

2.8

เมื่อ	Z	คือ ค่าจำนวนประจุต่อปริมาตร (อิเล็กตรอน/ลูกบาศก์เมตร)
	q	คือ ค่าประจุ (คูลอมบ์/อิเล็กตรอน)
	d	คือ ระยะห่างประจุบวกและลบ (เมตร)
	P	คือ ค่าโพลาไรเซชัน (คูลอมบ์/ตารางเมตร)

การเกิดโพลาไรเซชันสามารถแบ่งได้เป็น อิเล็กทรอนิกส์โพลาไรเซชัน (Electronic Polarization) ไอออนิกโพลาไรเซชัน (Ionic Polarization) โมเลกุลาร์โพลาไรเซชัน (Molecular Polarization) และประจุอิสระ (Space Charge)

อิเล็กทรอนิกส์โพลาไรเซชัน จะเกิดขึ้นในกรณีเมื่อมีสนามไฟฟ้าภายนอกกระทำกับอะตอม ซึ่งจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของการกระจายตัวของประจุ ดังแสดงในภาพที่ 2.9 เมื่อสารมีพันธะไอออนเมื่อมีสนามไฟฟ้าภายนอก จะทำให้พันธะไอออนเกิดการเปลี่ยนรูป ทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงการกระจายตัวของประจุในสาร และการกระจายตัวจะขึ้นกับทิศทางของสนามไฟฟ้า ซึ่งไอออนบวกและลบอาจเกิดการเคลื่อนที่เข้าหากัน หรือเคลื่อนที่ออกจากกัน ลักษณะเช่นนี้จะทำให้เกิดโพลาไรเซชันขึ้น



ที่มา (Carter et al., 2007)

ภาพที่ 2.9 การเกิดอิเล็กทรอนิกส์โพลาไรเซชัน

ไอออนิกโพลาไรเซชัน จะเกิดขึ้นในวัสดุที่สามารถแสดงสมบัติ “ไอออนิก” ได้ เช่น วัสดุในกลุ่มเซรามิก ซึ่งโดยทั่วไปวัสดุกลุ่มนี้จะมีไดโพลในตัวเองอยู่แล้ว (เกิดจากขั้วบวก-ขั้วลบ) หากแต่ไดโพลเหล่านี้ในสภาพปกติจะเกิดการหักล้างกันหมด ($\text{Net Dipole} = 0$) แต่เมื่อให้

สนามไฟฟ้า (E) จากภายนอกเข้าไป จะเกิดการเหนี่ยวนำให้อิออนลบและอิออนบวกเคลื่อนที่ ส่งผลให้เกิดไดโพลขึ้น (Net Dipole $\neq 0$) ดังแสดงในภาพที่ 2.10



ที่มา (Carter et al., 2007)

ภาพที่ 2.10 การเกิดไดโพลไฟฟ้า

โมเลกุลาร์โพลาริเซชัน โดยธรรมชาติของสารบางชนิดจะมีไดโพล เมื่อมีการป้อนสนามไฟฟ้าให้กับสาร จะมีการขยับตัวของไดโพลให้สอดคล้องกับทิศทางของสนามไฟฟ้าภายนอกที่มากระทำ และเมื่อเอาสนามไฟฟ้าภายนอกออกไป ไดโพลอาจจะยังคงเรียงตัวอยู่ ซึ่งเป็นสาเหตุให้เกิดโพลาริเซชันถาวร โดยทั่วไปแล้วไดโพลแบบถาวรมักเกิดกับโมเลกุลที่มีลักษณะไม่สมมาตร ดังแสดงในรูปที่ 2.11

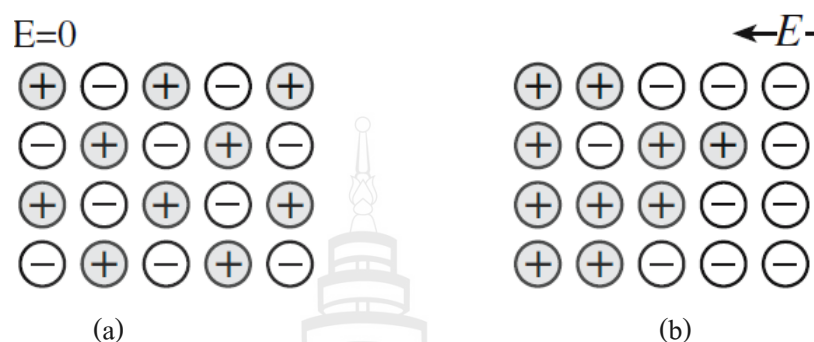


ที่มา (Carter et al., 2007)

ภาพที่ 2.11 การเกิดโมเลกุลาร์โพลาริเซชัน

โพลาริเซชันในประจุอิสระ จะเกิดขึ้นในกรณีที่มีไอออนแปลกปลอม (Contaminated) หรือการวางตำแหน่งของไอออนผิดไปจากเดิม ซึ่งมักจะเกิดขึ้นบริเวณรอยต่อ (Interfaces) ของเฟสหรือเกรนของวัสดุเซรามิก ซึ่งไอออนที่อยู่บริเวณนี้จะไม่เป็นที่ยึดขององค์ประกอบใด ๆ จึงทำให้สามารถเคลื่อนที่หรือเคลื่อนย้าย (Mobile and Migrate) ได้ง่ายเมื่อได้รับสนามไฟฟ้าจากภายนอก การเคลื่อนที่ของไอออนที่เคลื่อนที่ได้ (Mobile Ion) จะส่งผลให้เกิดช่องว่าง (Space) ที่มี

ความเป็นประจูดัวย จึงเรียกว่าประจูดัวย (Space Charge) ตามภาพที่ 2.12 (a) เป็นสภาวะที่ยังไม่มีสนามไฟฟ้า และ (b) เมื่อให้สนามไฟฟ้าจึงเกิดไดโพลตามทิศทางของสนามไฟฟ้า

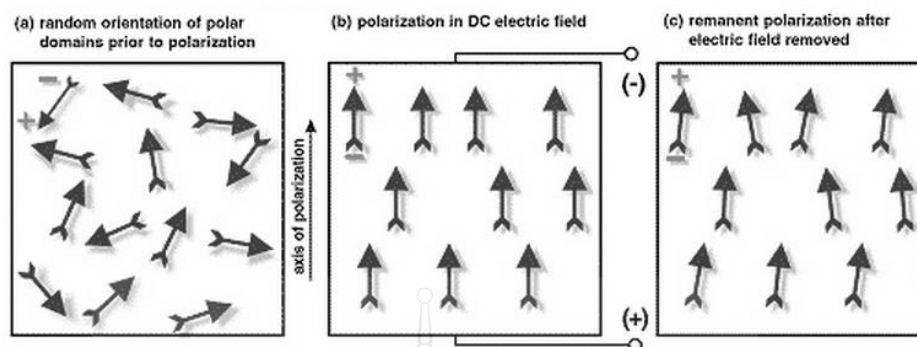


ที่มา (Carter et al., 2007)

ภาพที่ 2.12 การเกิดประจูดัวยภายในเกรนของวัสดุ

2.9 การทำให้เกิดสภาพขั้วหรือการโพลิง

จากความซับซ้อนของเงื่อนไขขอบเขตความยืดหยุ่นและไฟฟ้าในแต่ละเกรนทำให้เกรนเฟอร์ไรต์เล็กทรอนิกส์ ในเซรามิกต้องประกอบไปด้วยหลาย ๆ โดเมน ถ้าทิศทางของสภาพการเกิดขั้วขึ้นเองทั่วทั้งวัสดุมีการกระจายตัวอย่างสุ่ม หรือกระจายตัวในลักษณะที่นำไปสู่สภาพการมีขั้วรวมเป็นศูนย์แล้ว ปรากฏการณ์โพโรอิเล็กทริกและพิโซอิเล็กทริก ในแต่ละโดเมนจะหักล้างกันจนไม่แสดงสมบัติดังกล่าวออกมา วัสดุเฟอร์ไรต์เล็กทรอนิกส์อาจจะถูกเหนี่ยวนำให้เกิดสภาพการมีขั้วได้โดยการใช้สนามไฟฟ้าสูง ๆ (ประมาณ 10-100 กิโลโวลต์ต่อเซนติเมตร) และที่อุณหภูมิสูงพร้อมกัน โดยกระบวนการเช่นนี้เรียกว่า “การทำให้เกิดสภาพขั้ว” หรือ “การโพลิง” (Poling) ซึ่งไม่สามารถเปลี่ยนทิศทางของเกรนได้ แต่เปลี่ยนทิศทางของโดเมนในแต่ละเกรนให้อยู่ในทิศทางของสนามไฟฟ้าได้



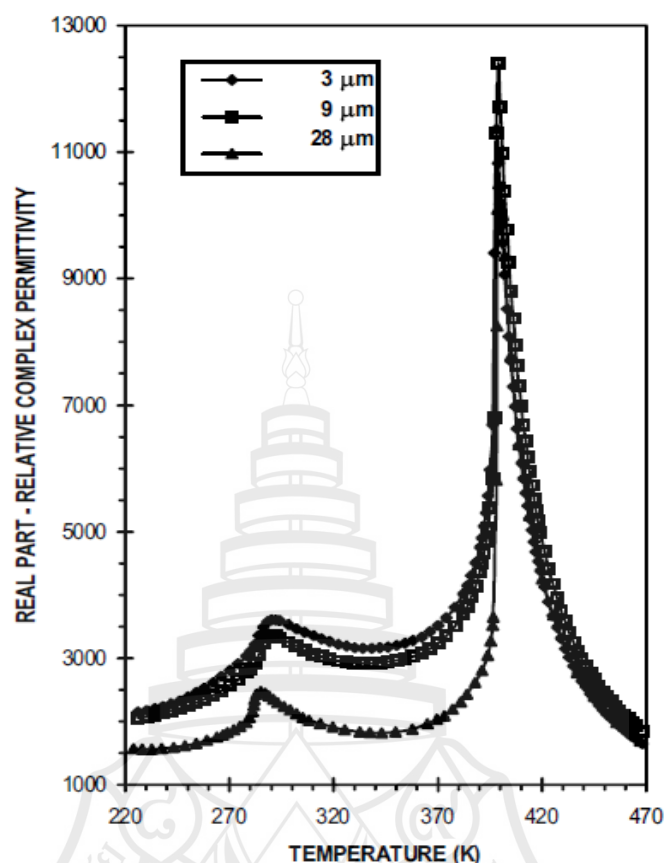
ที่มา (“Piezoelectric Ceramics: Principles and Applications” 2002)

ภาพที่ 2.13 ทิศทางของโดเมน

จากภาพที่ 2.13 จะพบว่าวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกที่มีทิศทางการจัดเรียงตัวของเกรนอย่างสุ่มก่อนและหลังการทำให้เกิดสภาพขั้ว (Poling) สำหรับในวัสดุที่ทำให้เกิดสภาพขั้วแล้ว (Poled) สภาพการมีขั้วหลังนำสนามไฟฟ้าออกจะไม่กลับมาจุดเดิม แต่จะยังคงสภาพในทิศทางเดียวกับสนามไฟฟ้า เรียกว่า สภาพการมีขั้วตกค้าง (Remanent Polarization : P_R)

2.10 ผลของขนาดเกรนที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติไดอิเล็กทริกของสาร

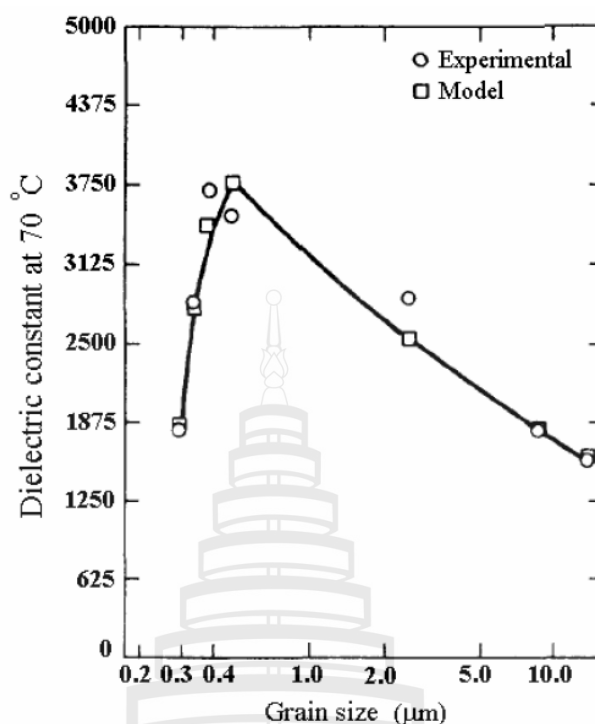
ขนาดเกรนเป็นสมบัติทางจุลภาคที่สำคัญอย่างหนึ่งของสารเซรามิก โดยจะมีความสัมพันธ์กับสมบัติต่าง ๆ เช่น ความแข็ง การเปลี่ยนวัฏภาค และสมบัติทางไฟฟ้า โดยสมบัติทางไฟฟ้าที่ขึ้นกับขนาดเกรนมีหลายประการเช่น ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริกเป็นต้น จากภาพที่ 2.14 จะเป็นการศึกษาผลกระทบของขนาดเกรนของ BaTiO_3 ในช่วง 1 ถึง 30 ไมโครเมตร กับการเปลี่ยนแปลงค่าคงที่ไดอิเล็กทริก (Bologna Alles, Vanalstine & Schulze, 2005) พบว่าในเกรนขนาดเล็กจะส่งผลให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงขึ้นมากที่อุณหภูมิคูรีและจะมีค่าลดต่ำลงเมื่อทำการลดอุณหภูมิ จนเมื่อถึงจุดที่มีการเปลี่ยนโครงสร้างจากเตตระโกนอลเป็นรอมโบฮีดรอล ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะเพิ่มอีกครั้งแต่จะไม่มากเท่าที่อุณหภูมิคูรี (Moulson & Herbert, 2003)



ที่มา (Bologna Alles et al., 2005)

ภาพที่ 2.14 ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนและค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสาร

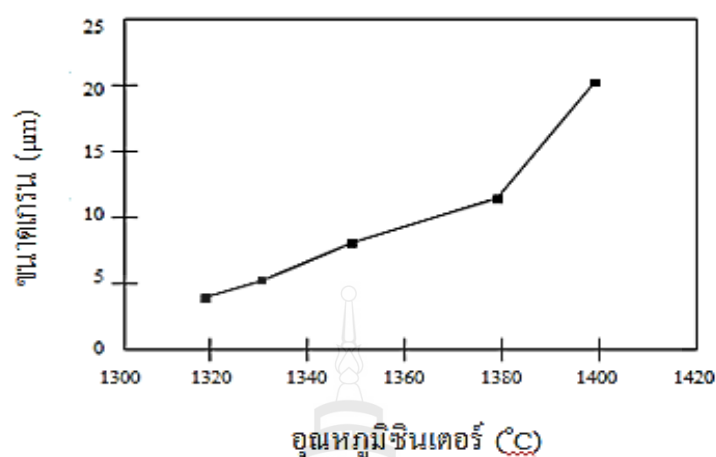
ในปี ค.ศ. 1986 ได้มีการศึกษาผลของขนาดเกรนที่มีต่อสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกแบเรียมไททานेट (BaTiO_3) ขนาดเกรนเล็ก โดยเลือกใช้ผงแบเรียมไททานेटขนาดเล็กละเอียดเคลือบที่ 850 องศาเซลเซียส ได้ขนาดอนุภาคเป็น 0.045 ไมโครเมตร หลังจากนั้นนำผงเคลือบอัดขึ้นรูปและเผาขึ้นเตอรืในช่วง 1050 - 1300 องศาเซลเซียส ทำให้ได้เซรามิกขนาดเกรน 0.3 - 15.5 ไมโครเมตร ปริมาณรูพรุนอยู่ในช่วง 56 - 80 เปอร์เซ็นต์ เมื่อทำการวิเคราะห์อุณหภูมิก็พบว่าเมื่อขนาดเกรนลดลง ตำแหน่งการเกิดอุณหภูมิก็ลดลง 2 - 4 องศาเซลเซียส สำหรับค่าคงที่ไดอิเล็กทริกมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อขนาดเกรนลดลง และจะมีค่าสูงสุดเมื่อขนาดเกรนเท่ากับ 0.4 ไมโครเมตร ซึ่งเมื่อขนาดเกรนลดลงต่ำกว่า 0.4 ไมโครเมตร พบว่าค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะมีค่าลดลงด้วยดังภาพที่ 2.15 ส่วนการเกิดโพลาไรเซชันขึ้นเอง (Spontaneous Polarization) มีค่าลดลงเมื่อขนาดเกรนลดลง (Shaikh, Vest & Vest, 1986)



ที่มา (Shaikh et al., 1986)

ภาพที่ 2.15 ความสัมพันธ์ของขนาดเกรนและค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสาร

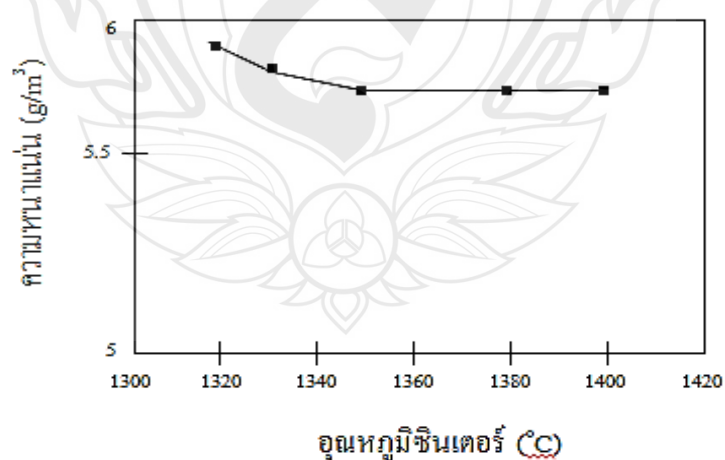
นอกจากนี้ขนาดเกรนยังมีผลกับความทนทานของไดอิเล็กทริก (Dielectric Strength) หรือการพังทลายทางไฟฟ้าของเซรามิก BaTiO_3 โดยศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนที่มีผลต่อค่าความทนทานของ ไดอิเล็กทริก จากรายงานที่ผ่านมามีผู้ค้นพบว่า ขนาดอนุภาคและขนาดเกรนมีผลต่อสมบัติของสารกลุ่มเฟอร์โรอิเล็กทริก ตัวอย่างเช่น ค่าอัตราส่วน c/a ของ BaTiO_3 จะขึ้นกับขนาดอนุภาค นอกจากนั้นแล้วค่าคงที่ไดอิเล็กทริกยังขึ้นกับขนาดของเกรน อย่างไรก็ตามเป็นที่น่าสังเกตว่า แม้ขนาดของเกรนหรือขนาดอนุภาคจะมีผลต่อคุณสมบัติทางเซรามิก BaTiO_3 แต่ความสัมพันธ์ดังกล่าวจะมีผลในช่วงขนาดเกรนหนึ่ง ๆ เท่านั้น เช่น ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะขึ้นกับขนาดเกรน โดยหากขนาดเกรนลดลงค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะเพิ่มขึ้น และค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะมีค่าลดลงถ้าขนาดเกรนมีค่าเท่ากับ 0.1 ไมโครเมตร (ในกรณีของ BaTiO_3) ซึ่งเป็นผลมาจากปัจจัยอื่นที่เกี่ยวข้อง จากการศึกษาการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ต่อขนาดเกรนของ BaTiO_3 ตามรายงาน พบว่าขนาดของเกรนจะมีขนาดเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ ดังแสดงในภาพที่ 2.16 และจากการวัดค่าความทนทานของไดอิเล็กทริกจะพบว่าค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อขนาดเกรนลดลง



ที่มา (กอบวุฒิ รุจิฉินากุล, 2553)

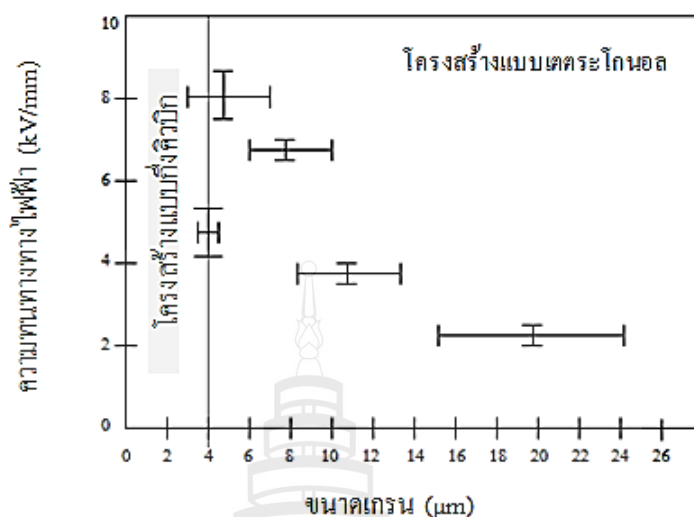
ภาพที่ 2.16 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิการเผาและขนาดเกรนของเซรามิก BaTiO₃

นอกจากนี้ขนาดเกรนยังเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ โดยที่อุณหภูมิซินเตอร์ต่ำขนาดของเกรนจะมีขนาดเล็กใกล้เคียงกันในกรณีการเผาที่อุณหภูมิสูงขนาดเกรนจะมีขนาดใหญ่บ้างเล็กบ้างไม่สม่ำเสมอ เมื่อเทียบกับการเผาที่อุณหภูมิต่ำ โดยพบว่าขนาดของเกรนที่ได้อยู่ในช่วง 3.5 ถึง 20 ไมโครเมตร สำหรับค่าความหนาแน่นจะมีความสัมพันธ์ดังภาพที่ 2.17 ซึ่งจะเห็นว่าค่าความหนาแน่นมีค่าใกล้เคียงกัน ยกเว้นที่อุณหภูมิซินเตอร์ที่ 1320 องศาเซลเซียส



ที่มา (กอบวุฒิ รุจิฉินากุล, 2553)

ภาพที่ 2.17 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิการเผาและความหนาแน่น



ที่มา (กอบวุฒิ รุจิฉินากุล, 2553)

ภาพที่ 2.18 ขนาดเกรนที่มีผลต่อค่าความทนทานของไดอิเล็กทริก

จากภาพที่ 2.18 จะพบว่าค่าความทนทานของไดอิเล็กทริกมีค่าลดลง ซึ่งน่าจะเป็นผลมาจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากโครงสร้างแบบเตตระโกนอลไปเป็นโครงสร้างแบบคิวกบิก ซึ่งโดยทั่วไป ความทนทานของไดอิเล็กทริกและขนาดเกรนมีความสัมพันธ์ดังแสดงในสมการที่ 2.9

$$E \propto G^{-a}$$

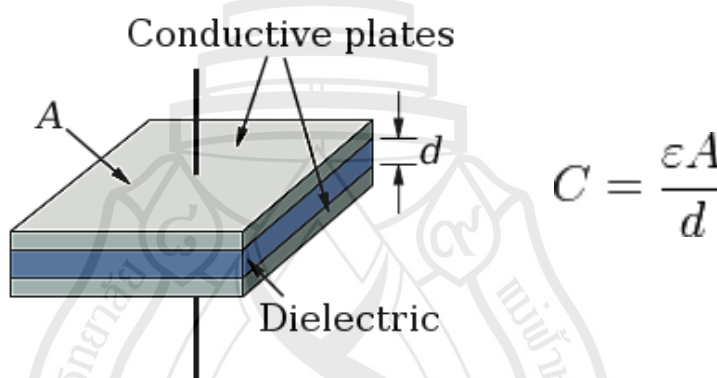
2.9

เมื่อ	E	คือ	ค่าความทนทานของไดอิเล็กทริก
	G	คือ	ค่าขนาดเกรน
	a	คือ	ค่าคงที่มีค่าประมาณ 0.5

กลไกการเกิดการพังทลายทางไฟฟ้านั้น จะเริ่มเกิดที่บริเวณที่มีรูพรุนหรือตำหนิต่าง ๆ ที่ผิว และเมื่อเพิ่มขนาดของสนามไฟฟ้าจะทำให้เกิดรอยแตก ซึ่งเป็นจุดเริ่มของการพังทลาย หรืออาจอธิบายได้จากการพังทลายอาจเกิดที่ขอบเกรน โดยทั่วไปคือรูพรุนที่ขอบเกรนหรือรอยแยกชั้นงาน สำหรับผิวที่เกิดการพังทลายทางไฟฟ้าจะสามารถศึกษาจากกล้องอิเล็กตรอนแบบส่องกราดได้

2.11 การทำงานของตัวเก็บประจุ

ตัวเก็บประจุ (Capacitor) เป็นอุปกรณ์ไฟฟ้าชนิดหนึ่งที่สามารถเก็บสะสมประจุ และคายประจุออกมาได้ เป็นอุปกรณ์ที่ถูกนำมาใช้งานในวงจรอิเล็กทรอนิกส์อย่างกว้างขวาง โครงสร้างของตัวเก็บประจุโดยทั่วไปประกอบด้วยแผ่นตัวนำ 2 แผ่น โดยมีแผ่นฉนวนคั่นอยู่ตรงกลาง เรียกว่า วัสดุไดอิเล็กทริก (Dielectric Material) โดยที่ค่าความจุของตัวเก็บประจุนั้น จะขึ้นกับขนาดพื้นที่ของแผ่นตัวนำ, ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก หรือค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (Dielectric Constant หรือเรียกอีกชื่อว่าค่า Permittivity) ของวัสดุไดอิเล็กทริก และระยะห่างระหว่างแผ่นตัวนำ ดังแสดงในภาพ 2.19



ที่มา (Wikipedia, 2013)

ภาพที่ 2.19 โครงสร้างของตัวเก็บประจุ

นอกจากนี้ชนิดของสารที่ใช้ทำไดอิเล็กทริกจะมีค่าความนำสนามไฟฟ้าต่างกัน โดยค่าความนำสนามไฟฟ้าสัมพัทธ์ (Relative Permittivity) หรือค่าคงที่ของไดอิเล็กทริกที่แสดงในตารางที่ 2.4 ค่าไดอิเล็กทริกนี้มีผลต่อค่าความจุ โดยถ้าเลือกใช้สารที่มีค่าไดอิเล็กทริกสูงจะมีผลทำให้ค่าความจุของตัวเก็บประจุมีค่าสูงเพิ่มขึ้นตามไปด้วย แต่อย่างไรก็ตามการเลือกใช้สารไดอิเล็กทริกไม่ได้คำนึงถึงเพียงค่าไดอิเล็กทริกเท่านั้น แต่ยังต้องคำนึงถึงค่าความทนทานของไดอิเล็กทริก (Dielectric Strength) อีกด้วย

ตารางที่ 2.4 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสารที่อุณหภูมิ 20 องศาเซลเซียส

สาร	ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก (ϵ_r)
สุญญากาศ	1
แก้ว	5-10
โพลีเอทิลีน	2.25
น้ำบริสุทธิ์	80.4
กลีเซอริน	42.5
อากาศ (1 atom)	1.0059

ที่มา (วัชร รัตตะมฤต, 2001)

ค่าความทนทานของไดอิเล็กทริกคือ ค่าแรงต่อหน่วยความหนาของสารไดอิเล็กทริก ที่สารไดอิเล็กทริกทนได้ก่อนเกิดการพังทลายทางไฟฟ้า การพังทลายทางไฟฟ้า เกิดขึ้นเมื่อแรงดันที่ป้อนให้กับตัวเก็บประจุมากเกินไป ทำให้เกิดการกระโดดข้ามของประจุผ่านสารไดอิเล็กทริก ทำให้เกิดรูบนแผ่นไดอิเล็กทริก มีผลทำให้ตัวเก็บประจุเสียหาย เนื่องจากประจุไฟฟ้ากระโดดข้ามจากแผ่นตัวนำหนึ่งไปยังแผ่นตัวนำหนึ่งได้ ทำให้ไม่สามารถเก็บประจุไฟฟ้าได้

ในการใช้งานตัวเก็บประจุหากตัวเก็บประจุมีขนาดเล็กหรือบาง และอยู่ภายใต้ความต่างศักย์สูง จะทำให้เกิดการพังทลาย (Breakdown) ของตัวเก็บประจุได้ง่าย โดยในการอธิบายปรากฏการณ์นี้มักจะกล่าวถึงในเทอมของความทนทานของไดอิเล็กทริก (Dielectric Strength) คือค่าสนามไฟฟ้าสูงสุดที่ป้อนให้แก่สารไดอิเล็กทริกที่อยู่ระหว่างโลหะคู่ขนานแสดงดังสมการที่ 2.10

$$E_c = \frac{V_c}{d} \quad 2.10$$

เมื่อ E_c คือ ค่าความทนทานของไดอิเล็กทริก (Dielectric Strength) ที่ป้อนได้สูงสุดก่อนสารจะมีการพังทลาย มีหน่วยเป็นกิโลโวลต์ต่อมิลลิเมตร
 V_c คือ ความต่างศักย์ระหว่างโลหะคู่ขนาน (ค่าสูงสุด) มีหน่วยเป็นกิโลโวลต์
 d คือ ระยะระหว่างโลหะคู่ขนานมีหน่วยเป็นมิลลิเมตร

สำหรับค่าความทนทานของไดอิเล็กทริกนี้ขึ้นกับชนิดของสาร และโครงสร้างทางจุลภาค เช่น ขนาดเกรน ข้อบกพร่องที่ผิว เป็นต้น นอกจากนั้นอาจขึ้นกับความพรุนของสารอีกด้วย โดยค่าความทนทานของไดอิเล็กทริกของสารบางชนิดแสดงดังตารางที่ 2.5

ตารางที่ 2.5 ค่าความทนทานของไดอิเล็กทริก

สาร	ค่าความทนทานของไดอิเล็กทริก (E_c) (10^6 กิโลโวลต์ต่อมิลลิเมตร)
โพลีเอทิลีน (Polyethylene)	20
โพลีไวนิลคลอไรด์ (Polyvinyl Chloride)	40
แก้วไพเรกซ์ (Pyrex)	14
Al_2O_3	6
$BaTiO_3$	12
TiO_2	8

ที่มา (รัตติกร ยัมนิรัญ, 2549)

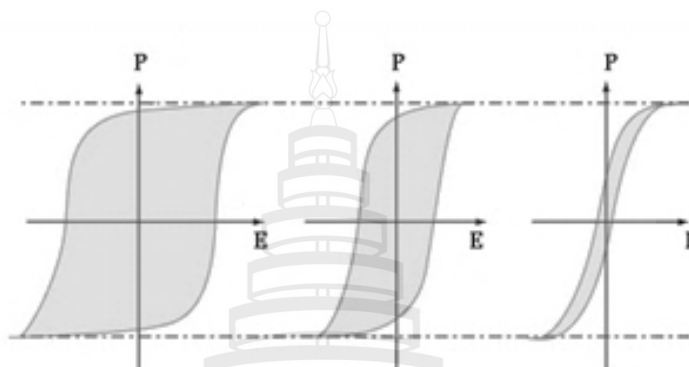
2.12 การสูญเสียไดอิเล็กทริก

การสูญเสียไดอิเล็กทริก (Dielectric Loss) คือ พลังงานที่สูญเสียให้กับวัสดุไดอิเล็กทริกเมื่อมีการจ่ายพลังงานให้กับวัสดุไดอิเล็กทริก โดยสามารถหาได้จากความสัมพันธ์ตามสมการที่ 2.11

$$\tan\delta = \frac{\epsilon_r''}{\epsilon_r'} \quad 2.11$$

เมื่อ	$\tan\delta$	คือ	ค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริก
	ϵ_r''	คือ	ค่าไดอิเล็กทริกที่เป็นไปได้
	ϵ_r'	คือ	ค่าไดอิเล็กทริกจริง

เมื่อพิจารณารูปของพลังงานไฟฟ้าเทียบกับการจัดเรียงตัวของโพลาริเซชัน จะพบว่าพื้นที่ภายในของวงฮิสเทอรีซิส (Hysteresis Loop) จะมีค่าเท่ากับค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริก โดยในภาพที่ 2.20 จะแสดงความสัมพันธ์ของค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกที่แปรผันตามขนาดพื้นที่ของวงฮิสเทอรีซิส (Hysteresis Loop) เรียงจากมากไปน้อย



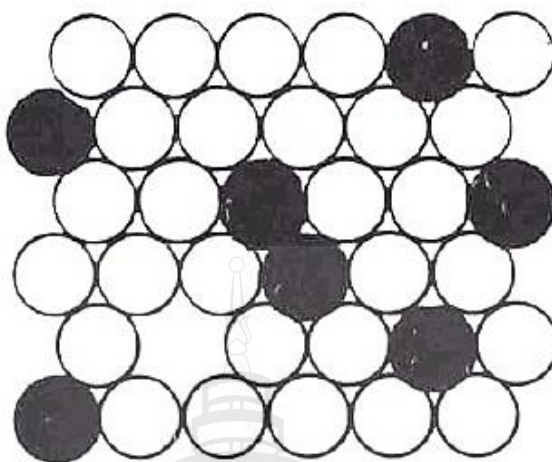
ที่มา (Leipner, 2006)

ภาพที่ 2.20 ขนาดของวงฮิสเทอรีซิสเทียบกับค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริก

2.13 สารละลายของแข็งและการแทนที่ของไอออน

สารละลายของแข็ง (Solid Solution) หมายถึง ของแข็ง (ที่เป็นแร่) ซึ่งมีอะตอมหรือไอออนในโครงสร้างที่สามารถถูกแทนที่ได้ด้วยอะตอมหรือไอออนชนิดอื่น โดยการแทนที่ดังกล่าว (Ionic Substitution) อาจเป็นการแทนที่ทั้งหมดหรือบางส่วนก็ได้ โดยจะเกิดเมื่อมีการเติมอะตอมหรือไอออนแปลกปลอมลงไปในโครงสร้างของของแข็งนั้น กระบวนการสารละลายของแข็งสามารถแบ่งออกได้ 2 ประเภทคือ สารละลายของแข็งแบบแทนที่ และสารละลายของแข็งแบบแทรก

สารละลายของแข็งแบบแทนที่ (Substitutional Solid Solution) เกิดจากอะตอมของธาตุ 2 ชนิด คือ อะตอมของตัวถูกละลาย (Solute Atoms) สามารถเข้าไปแทนที่อะตอมของตัวทำละลาย (Solvent Atoms) ในโครงสร้างผลึกได้ ดังแสดงในภาพที่ 2.21 ทั้งนี้โครงสร้างผลึกของตัวอย่างจะไม่มีเปลี่ยนแปลง แต่อาจเกิดการเสียรูปไปบ้าง โดยเฉพาะอย่างยิ่งเมื่อขนาดของอะตอมต่างกัน



ทีมา (แม้น อมรสิทธิ์, 2534)

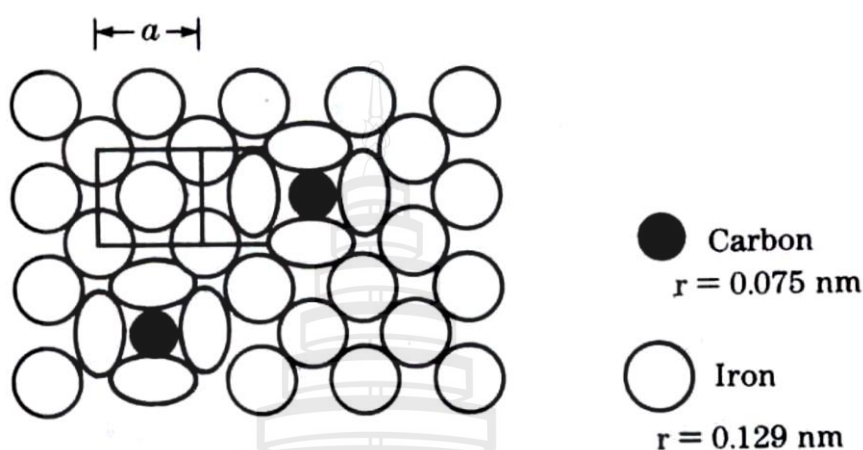
ภาพที่ 2.21 ลักษณะของสารละลายของแข็งแบบแทนที่

ในการพิจารณาว่าอะตอมหนึ่งจะสามารถเข้าไปแทนที่อีกอะตอมหนึ่งได้ดีหรือไม่นั้น จะพิจารณาจากเงื่อนไขต่าง ๆ ดังนี้ คือ

1. ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางของอะตอมทั้งสองจะต้องไม่ต่างกันเกิน 15 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งจะสามารถแทนที่กันได้ทั้งหมด ถ้าขนาดต่างกันอยู่ในช่วง 15-30 เปอร์เซ็นต์ อาจแทนที่ได้บางส่วน ถ้าเกิน 30 เปอร์เซ็นต์ มักไม่ค่อยพบว่ามี การแทนที่กันได้
2. โครงสร้างผลึกของธาตุทั้งสองจะต้องเหมือนกัน
3. ค่าอิเล็กโตรเนกาวิตี หรือสภาพไฟฟ้าลบ (Electronegativity) ของอะตอมจะต้องต่างกันไม่มากนัก มิฉะนั้นแล้วจะเกิดสารประกอบได้
4. อะตอมทั้งสองส่วนจะต้องมีค่าเวเลนซ์เท่ากัน

สารละลายของแข็งแบบแทรก (Interstitial Solid Solution) เป็นสารละลายของแข็งที่เกิดขึ้นเนื่องจากอะตอมของตัวถูกละลายเข้าไปแทรกตัวอยู่ในช่องว่างระหว่างอะตอมของตัวทำละลาย หรือ Parent Atoms ช่องว่างระหว่างอะตอมของตัวทำละลายนี้ถูกเรียกว่า ซอก (Interstices) สารละลายของแข็งแบบเซลล์แทรก จะเกิดขึ้นได้ก็ต่อเมื่อนาของอะตอมของตัวทำละลายมีนาใหญ่กว่านาของอะตอมของตัวถูกละลาย ตัวอย่างของอะตอมที่มีนาเล็กและสามารถเข้าไปแทรกอยู่ในซอก เพื่อทำให้เกิดเป็นสารละลายของแข็งแบบแทรกได้ อาทิเช่น H, C, N และ O

จากภาพที่ 2.22 แสดงโครงสร้างของเหล็ก ขณะที่อะตอมของคาร์บอนเข้าไปแทรกในช่องระหว่างอะตอมของเหล็ก ซึ่งจะสังเกตเห็นได้ว่าอะตอมของเหล็กที่อยู่รอบอะตอมของคาร์บอนจะเกิดการเสียรูปไปเล็กน้อย



ที่มา (แม้น อมรสิทธิ์, 2534)

ภาพที่ 2.22 สารละลายของแข็งแบบเซลล์แทรกของคาร์บอนในเหล็ก

2.14 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

วัสดุพิโซอิเล็กทริกที่นิยมนำมาประยุกต์ใช้งานกับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์และเครื่องมือในการเปลี่ยนแปลงสัญญาณมักจะทำมาจากสารประกอบซึ่งมีตะกั่วเป็นส่วนประกอบที่สำคัญ โดยสารที่รู้จักกันดีชนิดหนึ่งก็คือ เลดเซอร์โคเนตไททาเนต (Lead Zirconate Titanate) หรือ PZT เลดเซอร์โคเนตไททาเนต (PZT) (Mulvihill, Cross, Cao & Uchino, 1997) เป็นสารพิโซอิเล็กทริกที่มีการนิยมนำมาใช้อย่างแพร่หลายในวงการอุตสาหกรรมเนื่องจากแสดงสมบัติพิโซอิเล็กทริกได้ดี มีค่าสัมประสิทธิ์คู่วolt-ไฟฟ้าเชิงกลสูง มีอุณหภูมิคูรีที่สูงส่งผลให้สามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงสุดได้ดีที่สำคัญสามารถเตรียมได้ง่ายและอุณหภูมิที่ใช้เตรียมไม่สูงมากนัก เลดเซอร์โคเนตไททาเนต (PZT) นั้นถูกจัดให้อยู่ในกลุ่มของเซรามิกที่มีโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์ โดยอาจแบ่งโครงสร้างของสารเพอร์รอฟสไกต์ออกเป็นสองแบบ คือ โครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์แบบอุดมคติ (Ideal Perovskite : ABO_3) โดยตำแหน่งอะตอม A และอะตอม B จะเป็นตำแหน่งของธาตุชนิดเดียว และโครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์แบบเชิงซ้อน (Complex Perovskite: AA'BB'O_3) ณ ตำแหน่งของ

อะตอม A และอะตอม B จะเป็นการอยู่ร่วมกันของธาตุอย่างน้อย 2 ธาตุซึ่งเป็นการเรียงตัวในระดับนาโนเมตรโดยที่ ณ ตำแหน่งอะตอม A จะเป็นที่อยู่ของธาตุที่มีขนาดอะตอมโตกว่าธาตุที่อยู่ ณ ตำแหน่งอะตอม B โครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์ที่มีการศึกษากันอย่างแพร่หลาย จะเป็นโครงสร้างที่ตำแหน่งอะตอม A เป็นตะกั่ว (Pb) ซึ่งสามารถเกิดรูปแบบเชิงซ้อนได้หลากหลาย โดยมีกนิยมนาศึกษาสมบัติฟิสิกส์อิเล็กทริกและสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกของเซรามิกที่มีตะกั่วเป็นองค์ประกอบหลัก (Lead-Base) ซึ่งสามารถแบ่งย่อยออกได้เป็น 2 ชนิด ได้แก่ สารเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ (Normal Ferroelectric) โดยสมบัติของเซรามิกเฟอร์โรอิเล็กทริกกลุ่มนี้จะไม่เปลี่ยนแปลงตามความถี่มากนัก และสารเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบรีแลกเซอร์ (Relaxor Ferroelectric) ซึ่งกลุ่มนี้จะเป็นเซรามิกที่มีสมบัติเปลี่ยนแปลงตามความถี่

หากพิจารณาสมบัติโดยทั่วไปของเซรามิกเลดเซอร์โคเนตไททานเนต (PZT) แล้วจะว่า PZT นั้นมีโครงสร้างแบบเตตระโกนอล (Tetragonal) โดยมีอุณหภูมิคูรีอยู่ที่ประมาณ 390 องศาเซลเซียส (Mulvihill, Cross, Cao & Uchino, 1997) ซึ่งอุณหภูมิคูรีนี้จะเปลี่ยนแปลง เมื่อองค์ประกอบของสารเปลี่ยนแปลงไปโดย ณ ที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิคูรี (Curie-Temperature: T_c) PZT จะมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบเพอร์รอฟสไกต์ที่มีหน่วยเซลล์แบบคิวบิกซึ่งส่งผลให้แสดงสมบัติเป็นพาราอิเล็กทริก แต่เมื่อทำการลดอุณหภูมิให้ต่ำกว่าอุณหภูมิคูรีลักษณะของหน่วยเซลล์จะเปลี่ยนแปลงไปเป็นแบบเตตระโกนอล (Tetragonal) หรือรอมโบฮีดรอล (Rhombohedral) ซึ่งมีผลทำให้ สาร PZT แสดงสมบัติเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกนอกจากนี้ยังพบว่าสมบัติทางด้านไฟฟ้าของเลดเซอร์โคเนตไททานเนต (PZT) นั้นจะแสดงสมบัติที่โดดเด่นมาก เมื่อสัดส่วนของ Zr/Ti อยู่ที่ 52/48 หรือ 53/47 ซึ่งอยู่ ณ บริเวณที่เรียกว่า มอร์โฟโทรปิกเฟสบาวารี (Morphotropic Phase Boundary: MPB) ถึงแม้ว่า สาร PZT จะมีค่าสัมประสิทธิ์ไฟฟ้าเชิงกลคู่ควบที่สูงมาก แต่สาร PZT ก็มีจุดเสียตรงที่มีการสูญเสียพลังงานค่อนข้างสูงเนื่องจากวงฮีสเทอรีซิสของสารชนิดนี้มีขนาดใหญ่ นอกจากนี้การที่สาร PZT มีอุณหภูมิคูรีที่ค่อนข้างสูง ทำให้หากต้องการใช้สาร PZT ให้ได้รับประโยชน์สูงสุด ก็จำเป็นต้องใช้งานที่อุณหภูมิสูงใกล้เคียงกับ T_c ซึ่งอาจไม่เป็นที่ต้องการในทางปฏิบัติ ด้วยเหตุนี้ จึงเริ่มมีการวิจัยที่มุ่งเน้นจะพัฒนาสมบัติของ PZT กันอย่างกว้างขวาง โดยมีแนวทางหลัก ๆ ของหลายประการเช่น การเจือสารบางชนิดเข้าไปในโครงสร้าง (Doped) การสร้างสารละลายของแข็ง (Solid Solution) หรือแม้กระทั่งการทำให้เป็นเซรามิกของสารผสม (Composite Ceramics) เพื่อที่จะดึงเอาสมบัติเด่นของสารที่นำไปผสมแต่ละอย่างขึ้นมา

แต่อย่างไรก็ตาม PZT นั้นเป็นสารที่มีตะกั่วเป็นองค์ประกอบหลักของวัสดุเซรามิก จึงทำให้เกิดปัญหาหลายประการทั้งในการผลิตและการใช้งานเนื่องจาก

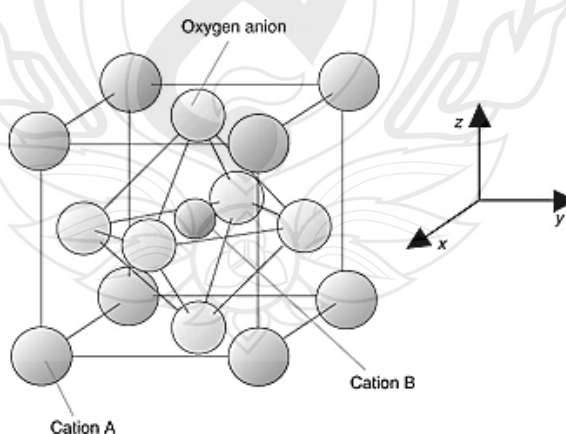
1. ออกไซด์ของตะกั่วมีจุดระเหยต่ำ (ประมาณ 800 องศาเซลเซียส) ทำให้ต้องควบคุมบรรยากาศในการเผาผนึก (Sintering) อย่างรัดกุมเพื่อให้อัตราส่วนของส่วนผสมของวัสดุที่ถูกเผาถูกต้อง

2. ออกไซด์ของตะกั่วระเหยได้ง่าย ทำให้ความสามารถในการผลิตซ้ำให้เหมือนเดิม (Reproducibility) นั้นทำได้ยาก

3. ออกไซด์ของตะกั่วเป็นพิษก่อให้เกิดปัญหามลภาวะทางอากาศซึ่งหลายประเทศ โดยเฉพาะประเทศสหรัฐอเมริกาได้เพิ่มข้อจำกัดสำหรับปริมาณการใช้ของสารประเภทนี้มากขึ้น และในปัจจุบันสารชนิดนี้จัดเป็นวัตถุอันตรายชนิดที่ 3 ตามระเบียบของกระทรวงอุตสาหกรรมในประเทศไทย

ด้วยเหตุนี้ ทำให้นักวิจัยในหลาย ๆ ประเทศให้ความสำคัญในการที่จะวิจัยและพัฒนาวัสดุพิโซอิเล็กทริกเซรามิก โดยใช้วัสดุหรือสารประกอบปลอดจากออกไซด์ของตะกั่ว หรือถ้ามีก็ต้องมีในปริมาณที่น้อยที่สุด อีกทั้งในหลาย ๆ ประเทศ ก็เริ่มมีการกำหนดกฎหมายควบคุมปริมาณของสารตะกั่วที่เจือปนในอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ในภาคอุตสาหกรรมกันอย่างกว้างขวาง

โดยสารพิโซอิเล็กทริกที่ได้รับความนิยมมากกลุ่มหนึ่งก็คือ สารพิโซอิเล็กทริกในกลุ่ม บิสมัทซิงค์ไททานेट (Bismuth Zinc Titanate: $\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$) หรือ เรียกสั้น ๆ ว่าสาร BZT ซึ่งเป็นสารประกอบพิโซอิเล็กทริกที่มีโครงสร้างแบบเพอโรฟสไกต์ (Perovskite Structure) โดยทั่วไปสาร BZT ซึ่งมีโครงสร้างแบบเพอโรฟสไกต์ จะมีสูตรโครงสร้างเป็น ABO_3 ดังแสดงในภาพที่ 2.23



ที่มา (Imai, Sasaura, Nakamura & Fujiura, 2007)

ภาพที่ 2.23 หน่วยเซลล์แบบ ABO_3 ของ BZT

นอกจากนี้ยังพบว่า บิสมัทซิงค์ไททาเนต ($\text{BaZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$:BZT) เป็นเซรามิกไร้สารตะกั่ว ชนิดใหม่ที่มีค่าโพลาไรเซชันของไอออน (Ionic Polarization) จากการคำนวณมากกว่า $150 \mu\text{C}/\text{cm}^2$ และมีค่าโพลาไรเซชันของประจุ (Point-Charge Polarization) จากการคำนวณมากที่สุด นับตั้งแต่มีการรายงานในสารกลุ่มเพอร์รอฟสไกต์ที่มีตะกั่วและบิสมัทเป็นฐาน (Suchomel et al., 2006)

สาร BZT ยังเป็นสารที่มีโครงสร้างจุลภาคแบบเตตระโกนอลที่มีค่าอัตราส่วน c/a เท่ากับ 1.211 แต่อย่างไรก็ตามสาร BZT อยู่ในสภาวะไม่เสถียรเมื่อฟอร์มเป็นสารบริสุทธิ์ แต่จะเสถียรในสภาวะความดันสูง หรือเมื่อทำเป็นสารละลายของแข็งร่วมกับสารเพอร์รอฟสไกต์ชนิดอื่น ๆ (Park & Shrout, 1997; Suchomel & Davids, 2005) ยกตัวอย่างเช่น การศึกษาสารละลายของแข็งระหว่าง $(x)\text{PbTiO}_3-(1-x)\text{Bi}(\text{Zn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})\text{O}_3$: $x\text{PT}-(1-x)\text{BZT}$ โดยมีการแปรปริมาณ x เท่ากับ 0.6, 0.7, 0.8, 0.9 และ 1.0 พบว่าสารละลายของแข็งของสารที่ได้จะมีโครงสร้างเป็นแบบเตตระโกนอล และมีอัตราส่วน c/a มากที่สุดเท่ากับ 1.11 ที่ $x = 0.6$ ซึ่งการที่มีอัตราส่วน c/a มากนี้ยังนำไปสู่ ค่าอุณหภูมิคูรีที่สูงถึง 700 องศาเซลเซียส (Suchomel & Davids, 2005) นอกจากนี้จะทำการศึกษาสารละลายของแข็งร่วมกับสารเพอร์รอฟสไกต์ในกลุ่มที่มีตะกั่วเป็นองค์ประกอบแล้ว ยังมีการศึกษาสารละลายของแข็งร่วมกับสารเพอร์รอฟสไกต์แบบไร้สารตะกั่วด้วย เช่น การศึกษาสารผสมในกลุ่มโพแทสเซียมโซเดียมไนโอเบต ซึ่งมีสูตรเป็นดังนี้ $(1-x)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{NbO}_3 - x\text{Bi}(\text{Zn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})\text{O}_3$: $(1-x)\text{KNN} - x\text{BZT}$ โดยที่สาร KNN นั้นเป็นสารพิโซอิเล็กทริกไร้สารตะกั่วที่มีอุณหภูมิคูรีสูงประมาณ 420 องศาเซลเซียส มีสมบัติเพอร์โรอิเล็กทริกที่ดี ($P_r = 33 \mu\text{C}/\text{cm}^2$) มีค่าคงที่พิโซอิเล็กทริกที่สูงเช่นกัน (มีค่า d_{33} ประมาณ 160 pC/N) แต่อย่างไรก็ตามการเตรียม KNN ให้เป็นเซรามิกที่มีความหนาแน่นสูงนั้นทำได้ยาก เนื่องจากการระเหยของโลหะอัลคาไลน์ที่อุณหภูมิสูง จึงมีแนวคิดที่จะทำให้เป็นสารละลายของแข็งระหว่าง KNN – BZT เพื่อที่จะเป็นการปรับปรุงสมบัติของสารทั้งสองและทำให้เตรียมเป็นเซรามิกได้ง่ายขึ้น

จากการศึกษาเซรามิกในระบบนี้ ยังพบว่าโครงสร้างจุลภาคจะมีการเปลี่ยนแปลงตามปริมาณ x ที่ปริมาณ x น้อยกว่า 0.01 จะมีโครงสร้างเป็นออร์ทอโรมบิก (Orthorhombic) และเมื่อค่า x อยู่ระหว่าง 0.01 ถึง 0.03 นั้นเซรามิกก็จะเปลี่ยนโครงสร้างเป็นรอมโบฮีดรอล (Rhombohedral) แต่เมื่อสัดส่วนของ x มีค่ามากกว่านี้โครงสร้างจะเปลี่ยนเป็นคิวบิกซึ่งมีผลทำให้สมบัติเพอร์โรอิเล็กทริกหายไป (Moulson et al., 2003) นอกจากนี้ยังมีการศึกษาเซรามิกแบบสามองค์ประกอบเช่น $\text{BiScO}_3 - \text{Bi}(\text{Zn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})\text{O}_3 - \text{BaTiO}_3$ ซึ่งพบว่าในเซรามิกที่มีองค์ประกอบของ BaTiO_3 มากกว่า 50 เปอร์เซ็นต์ จะมีโครงสร้างเป็นเพอร์รอฟสไกต์ และยังพบว่า MPB ของระบบอยู่ที่ 5 - 10 โมลเปอร์เซ็นต์ของ BS - BZT นอกจากนี้สารในระบบนี้ยังแสดงพฤติกรรมความเป็นรีแลกเซอร์เพอร์โรอิเล็กทริกอีกด้วย ซึ่งเกิดจากการบิดเบี้ยวของโครงสร้างตรงในตำแหน่งเอไซด์และ

บีไซต์ (Huang, Cann, Tan & Vittayakorn, 2007) โดยการเจือสารลงในตำแหน่งต่าง ๆ ในปริมาณที่แตกต่างกันนั้น จะส่งผลต่อสมบัติของสารเฟอร์โรอิเล็กทริกได้เช่นกัน ยกตัวอย่างเช่น (Yamashita, 1994)

1. การเจือในตำแหน่ง A-Site จะทำให้จะใช้ปริมาณ โมลเปอร์เซ็นต์ (Mol %) น้อยกว่าการเจือในตำแหน่ง B-Site เพื่อที่จะรักษาความเสถียรของเฟสเพอร์รอฟสไกด์นั้นคือเมื่อเจือในตำแหน่ง A-Site อาจใช้ปริมาณประมาณ 10-15 โมลเปอร์เซ็นต์ (Mol %) แต่เมื่อเจือในตำแหน่ง B-Site อาจต้องใช้ถึง 40-50 โมลเปอร์เซ็นต์ (Mol %)
2. การเจือในตำแหน่ง A-Site จะเพิ่มความแข็งแรงเชิงกลลดความหนาแน่นทางทฤษฎีแต่อุณหภูมิในการเผาจะเพิ่มขึ้น (ในกรณีที่อะตอมที่เข้าไปแทนที่มีขนาดใหญ่กว่าอะตอมเดิม)
3. การเจือในตำแหน่ง เอ ไซต์ (A-Site) จะเพิ่มความต้านทานทางไฟฟ้าและเพิ่มการนำความร้อนด้วย
4. การเจือในตำแหน่ง เอ ไซต์ (A-Site) จะลดอุณหภูมิคูรี (Curie Temperature: T_C) และได้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงสุด
5. การเจือในตำแหน่ง บีไซต์ (B-Site) จะเพิ่มอุณหภูมิคูรี (Curie Temperature: T_C) และลดอุณหภูมิในการเผา

ในปี ค.ศ. 2008 ได้มีการศึกษาสารเพอร์รอฟสไกด์ในระบบ $(1-x)\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3 - x\text{BaTiO}_3$ โดยทำการศึกษาที่ x เท่ากับ 0.66 ถึง 1.00 พบว่าเซรามิกที่เตรียมได้จะมีโครงสร้างเป็น เตตระโกนอล (Tetragonal) เมื่อค่า x อยู่ระหว่าง 0.95 ถึง 1 และค่า c/a จะลดลงเมื่อปริมาณของ BZT เพิ่มขึ้น โดยที่เมื่อค่า x อยู่ระหว่าง 0.66 ถึง 0.80 เซรามิกที่เตรียมได้นั้น จะมีโครงสร้างเป็นแบบพิซูดิคิวบิก (Pseudocubic) หรือ รอมโบฮีดรอล (Rhombohedral) มอร์โฟโทรปิกเฟสบาวดารี (Morphotropic Phase Boundary ; MPD) จะเกิดที่ x มีค่าประมาณ 0.9 โดยเซรามิกที่ได้มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกประมาณ 6000 ที่ $x = 0.95$ ค่าการสูญเสียของไดอิเล็กทริก น้อยกว่า 0.01 (Huang & Cann, 2008)

ต่อมาในปี ค.ศ. 2009 ได้มีการศึกษาสารเพอร์รอฟสไกด์ในระบบ $x\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3 - (1-x)\text{NaNbO}_3$ โดยทำการแปรค่า x จาก 0.01 ถึง 0.1 พบว่าที่ 10 โมลเปอร์เซ็นต์ของปริมาณ BZT จะได้สารเซรามิกที่มีโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์ (Perovskite) และเมื่อเพิ่มสัดส่วนของ BZT จะพบเฟสเจือปนขึ้นในโครงสร้างของสารเซรามิก มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกประมาณ 1500 ที่ $x = 0.1$ ค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกมีค่าประมาณ 0.02 นอกจากนี้ยังได้ทำการทดลองเติมสาร Li ลงในสารผสม BZT-NN ในสัดส่วน 0, 5 และ 10 เปอร์เซ็นต์ พบว่า อุณหภูมิคูรีเพิ่มขึ้น และยังมีผลใช้ฟิคของการเปลี่ยนเฟสนั้นกว้างขึ้นอีกด้วย (Huang, Vittayakorn, Prasatkhetragarn & Cann, 2009)

ในปีเดียวกันได้มีการศึกษาสมบัติของเซรามิกเพอร์รอฟสไกต์ในระบบ $\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3 - (1-x)(\text{Bi}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{TiO}_3$ หรือ $x\text{BZT} - (1-x)\text{BKT}$ โดยทำการเตรียมที่ $x = 0 - 0.25$ พบว่าที่ $x \leq 0.2$ จะได้สารเซรามิกที่มีโครงสร้างแบบเตตระโกนอล เมื่อทำการเพิ่มสัดส่วนของ BZT ขึ้น จะทำให้ความเสถียรของโครงสร้างเพอร์รอฟสไกต์ (Perovskite) ของ BKT นั้นลดลง ค่า c/a ของเซรามิกที่ได้มีค่าประมาณ 1.015 และพบว่า ค่าปริมาตรหน่วยเซลล์ (Unit Cell Volume) มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มค่า x ของการทดลอง ค่าความหนาแน่นสูงสุดของสารเซรามิกที่ได้ อยู่ที่ 97.1 เปอร์เซ็นต์ ที่ $x = 0.1$ แต่เมื่อเพิ่มหรือลด ปริมาณของ BZT จะมีผลทำให้ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานลดลง และยังพบว่า ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสารเซรามิก BZT-BKT มีค่าสูงถึง 4000 ที่ $x = 0.1$ มีค่าคงที่พิโซอิเล็กทริก (d_{33}) ได้เท่ากับ 235 pm/V ที่ $x = 0.1$ และนอกจากนี้ยังพบว่า ปริมาณของ BZT ที่เพิ่มขึ้นมีผลให้อุณหภูมิคูรีลดลงด้วย (Sutapun, Huang, Cann & Vittayakorn, 2009)

สารแบเรียมไอรอนไนโอเบต ($\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$: BFN) เป็นสารอีกกลุ่มหนึ่งที่ได้รับการสนใจ และมีการศึกษาวิจัยเกี่ยวกับสารตัวนี้อย่างต่อเนื่อง โดยในปี ค.ศ. 2002 ได้มีการศึกษาสมบัติของเซรามิก $\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ หรือ BFN โดยได้พบว่าสาร BFN สารเฟอร์โรอิเล็กทริกชนิดหนึ่งที่มีโครงสร้างแบบโมโนคลินิก (Monoclinic) โดยมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกแปรผันตามค่าความถี่และอุณหภูมิโดยมีค่าอยู่ในช่วง 25,000 (Saha & Sinha, 2002) แต่อย่างไรก็ตามในปี ค.ศ. 2003 ก็ได้มีการออกมาเสนอข้อขัดแย้งว่า สารเซรามิก BFN นั้นไม่ได้เป็นสารเฟอร์โรอิเล็กทริก เนื่องจากสารเซรามิก BFN นั้นมีโครงสร้างเป็นแบบคิวบิก (Cubic) ซึ่งเป็นโครงสร้างที่ไม่สามารถเกิดปรากฏการณ์เฟอร์โรอิเล็กทริกได้ และพร้อมกันนี้ ยังได้ทำการศึกษาเซรามิกในกลุ่ม $\text{A}(\text{Fe}_{0.5}\text{B}_{0.5})\text{O}_3$ โดยการแทนที่ตำแหน่ง A ด้วยอะตอม Ba, Sr, Ca และแทนที่ตำแหน่ง B ด้วยอะตอม Nb, Ta, Sb พบว่าสารในระบบนี้ทั้งหมดมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงซึ่งสามารถอธิบายด้วยทฤษฎีของแมกซ์เวลล์-แวงเกอร์ (Maxwell-Wagner Relaxation) (Raeviski, Prosandeev, Bogatin, Malitakaya & Jastrabik, 2003) และในปีต่อมา ก็ได้มีการศึกษาและพัฒนาสมบัติของเซรามิก BFN ซึ่งเป็นสารที่มีค่าไดอิเล็กทริกสูง แต่มีค่าการสูญเสียสูงตามไปด้วยโดยการเจือ La เข้าไปในโครงสร้างพบว่า ได้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกอยู่ในช่วงของ $10^4 - 10^5$ ที่ความถี่ 1 kHz แต่เมื่อเจือ La เข้าไปมากกว่า 20 โมลเปอร์เซ็นต์ แล้วพบเฟสแปลกปลอมของ LaNbO_4 ซึ่งมีผลทำให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกต่ำลง แต่อย่างไรก็ตามพบว่า การเจือ La เข้าไปในโครงสร้างนั้น สามารถลดค่าการสูญเสียได้เช่นกันโดยทางผู้วิจัยได้อธิบายกลไกของค่าไดอิเล็กทริกที่สูงว่า เกิดจากผลของโพลาไรซ์เซชันแบบประจุอิสระที่บริเวณขอบเกรนของเซรามิก (Chung, Chang & Chen, 2004)

นอกจากนี้ ยังมีการศึกษาเซรามิกในกลุ่มของ $\text{SrFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ ซึ่งพบว่าเซรามิกชนิดนี้มีโครงสร้างแบบโมโนคลินิก และมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกแปรตามความถี่โดยสามารถอธิบายได้ด้วย

สมการของเดอบาย (Debye Equation) อีกทั้งค่าคงที่ไดอิเล็กทริกแปรตามยังแปรตามอุณหภูมิ โดยมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิมากขึ้นซึ่งเกิดจากเกิดจากโพลาไรเซชันแบบประจุอิสระ (Saha & Sinha, 2006) ต่อมาได้มีการศึกษาเซรามิกในกลุ่ม $\text{BaTi}_{0.85}(\text{Fe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})_{0.15}\text{O}_3$ และพบว่าเซรามิกชนิดนี้มีค่าไดอิเล็กทริกที่สูงในช่วงความถี่ต่ำ ซึ่งสามารถอธิบายได้ว่าเกิดจากโพลาไรเซชันแบบประจุอิสระ (Space-Charge Polarization) และสมบัติทางไฟฟ้าของเกรนและขอบเกรนแตกต่างกัน (Abdelkafi, Abdelmoula, Khemakhem, Bidault & Maglione, 2006)

ในปี ค.ศ. 2007 ได้มีการศึกษาอิทธิพลของขนาดเกรนและขอบเกรนของเซรามิกที่มีผลกับค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิก โดยมีการศึกษาสมบัติของเซรามิกในกลุ่ม $\text{BaTi}_{0.9}(\text{Ni}_{0.5}\text{W}_{0.5})_{0.1}\text{O}_3$ โดยเผาศึกษาในช่วงอุณหภูมิ 1250 - 1280°C พบว่าขนาดเกรนมีขนาดเพิ่มขึ้นจาก 1 - 2 ไมโครเมตร ไปเป็น 20 - 40 ไมโครเมตร และพบว่าขนาดเกรนของเซรามิกที่เพิ่มขึ้น มีผลทำให้เซรามิกนั้นมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงมาก ซึ่งเป็นผลมาจากอิทธิพลของขอบเกรนนั่นเอง (Zhao et al., 2007) และนอกจากที่ขนาดของเกรนและขอบเกรนจะมีผลต่อค่าคงที่ไดอิเล็กทริกแล้ว ยังพบว่าจุดบกพร่องที่อยู่ภายในเนื้อเซรามิกก็มีอิทธิพลต่อค่าคงที่ไดอิเล็กทริกด้วย โดยได้ทำการศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกในกลุ่ม $\text{BaFe}_{0.5}\text{Ta}_{0.5}\text{O}_3$ โดยทำการศึกษาในช่วงอุณหภูมิ 153 - 382 องศาเซลวิน และ 440 - 623 องศาเซลวิน พบว่าทั้งสองช่วงมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงมากโดยในช่วงอุณหภูมิต่ำค่าคงที่ไดอิเล็กทริกมีการแปรกับความถี่คล้ายกับลักษณะของเดอบายรีแลกเซชัน (Debye Relaxation) แต่ในช่วงอุณหภูมิสูงนั้นค่าคงที่ไดอิเล็กทริกมีการแปรกับความถี่อย่างชัดเจนโดยสันนิษฐานว่าเกิดขึ้นจากจุดบกพร่อง (Defect) ภายในโครงสร้างของเซรามิกหรือเป็นผลมาจากการเกิดตำแหน่งว่างของออกซิเจน (Oxygen Vacancy) ขึ้นภายในโครงสร้างของเซรามิก (Wang, Chen, Ni, Liu & Liu, 2007)

นอกจากการศึกษาสมบัติและการปรับปรุงสมบัติของเซรามิก BFN ตามที่กล่าวมาแล้วข้างต้น ยังมีการศึกษาการเตรียมสารละลายของแข็งระหว่างเซรามิก BFN ร่วมกับสารเพอร์รอฟสไกต์ตัวอื่นอีกด้วย โดยในปี ค.ศ. 2006 ได้มีการศึกษาการเตรียมเซรามิกของสารละลายของแข็งระหว่าง PZT และ BFN โดยแปรอัตราส่วนระหว่าง $(1-x)\text{PZT} - x\text{BFN}$ ตั้งแต่ $x = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$ และ 0.5 จากงานวิจัยนี้พบว่าปริมาณสาร BFN อิทธิพลต่อสมบัติทางกายภาพ สมบัติไดอิเล็กทริก และสมบัติเพอร์โรอิเล็กทริกโดยที่ส่วนประกอบที่สามารถปรับปรุงสมบัติของเซรามิก PZT คือเนื้อเซรามิกที่มีอัตราส่วนของ $x = 0.2$ (Eitssayeam, Intatha, Pengpat & Tunkasiri, 2006)

จากที่ได้กล่าวมาข้างต้น จะเห็นว่า เซรามิก BZT และ BFN นั้น มีสมบัติทางไฟฟ้าที่ดีมาก จึงทำให้มีความสนใจที่จะศึกษาสมบัติของสารพิโซอิเล็กทริกเซรามิกแบบไร้สารตะกั่ว โดยจะทำการศึกษาการเตรียมและสมบัติของสารละลายของแข็งระหว่าง $\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3 - \text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$

ซึ่งเป็นสารที่มีสมบัติเส้นทางไฟฟ้า อันได้แก่ความเป็นวัสดุที่มีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงในช่วงอุณหภูมิกว้างของ $\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ และความเป็นเตตระโกนอล (ค่า c/a) ที่สูงของ $\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$ ซึ่งเป็นสมบัติทางไฟฟ้าที่สำคัญของวัสดุ ที่จะนำไปใช้เป็นวัสดุไดอิเล็กทริก เพื่อนำไปประยุกต์ใช้งานในอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ โดยคาดหวังว่าจะสามารถดึงเอาสมบัติที่ดีของสารออกมา และลดสมบัติที่ไม่ดีของสารตั้งต้นทั้งสองชนิด เพื่อให้เกิดเป็นสารใหม่ที่มีสมบัติทางไฟฟ้าที่ดีขึ้น และสามารถเป็นวัสดุทางเลือกสำหรับการประยุกต์ใช้งานด้านอิเล็กทรอนิกส์ในอนาคตได้



บทที่ 3

ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

ในบทนี้จะกล่าวถึงขั้นตอนในการดำเนินงานวิจัย ได้แก่ การเตรียมชิ้นงานเซรามิก การศึกษาสมบัติและลักษณะเฉพาะของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Bi}(\text{Zn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})\text{O}_3-x\text{Ba}(\text{Fe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})\text{O}_3$ ในการศึกษาจะทำการแปรค่า x เท่ากับ 0.6, 0.7, 0.8 และ 0.9 โดยการดำเนินงานวิจัยสามารถแบ่งเป็นขั้นตอนต่าง ๆ ดังนี้

3.1 การบดและการเตรียมผงเซรามิก

ในการเตรียมสารละลายของแข็งในระบบ $(1-x)\text{Bi}(\text{Zn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})\text{O}_3-x\text{Ba}(\text{Fe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})\text{O}_3$ จะทำโดยแบ่งขั้นตอนการเตรียมผงเซรามิกออกเป็น 2 ขั้นตอน คือ ขั้นตอนการเตรียมผงเซรามิกแบเรียมไอรอนไนโอเบต และขั้นตอนการเตรียมผงเซรามิกบิสมัทซิงค์ไททานต-แบเรียมไอรอนไนโอเบต

3.1.1 การเตรียมผงเซรามิกแบเรียมไอรอนไนโอเบต

การเตรียมผงเซรามิกแบเรียมไอรอนไนโอเบต จะเตรียมโดยการนำผง แบเรียมคาร์บอเนต, ไอรอนออกไซด์ และไนโอเบียมออกไซด์ ในอัตราส่วน $\text{BaCO}_3 : \text{Fe}_2\text{O}_3 : \text{Nb}_2\text{O}_5$ เป็น 1 : 0.5 : 0.5 โดยเปอร์เซ็นต์โมล นำผงสารทั้งหมดมาบดผสมในสารละลายเอทานอล (Ethanol 99.9 เปอร์เซ็นต์ Mw = 46.07 กรัม/โมล) ที่ใส่ในหม้อบดพลาสติกที่บรรจุด้วยลูกบดเซอร์โคเนีย จากนั้นนำไปบดด้วยเครื่องบดแบบทาร์บอลมิล (Planetary Ball Mill: ยี่ห้อ Fritsch รุ่น PULVERISETTE 6) โดยใช้ความเร็วในการบดตัวอย่าง 300 รอบ/นาที เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จากนั้นนำสารผสมที่ได้มาทำการระเหยตัวกลางออก โดยใช้เตาให้ความร้อนและใช้แท่งแม่เหล็กคนสาร เพื่อป้องกันการตกตะกอนและการแยกชั้นของสารผสม จากนั้นนำผงสารที่ได้ไปทำการเผาแคลไซน์ ที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 4 ชั่วโมง โดยใช้อัตราการเพิ่มและลดอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที

แล้วจึงนำสารที่ผ่านการแคลไซน์ ไปทำการวิเคราะห์เฟสของผงเซรามิกที่เตรียมได้ โดยใช้เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (X-ray Diffractometer: XRD) เพื่อนำไปใช้ในขั้นตอนต่อไป

3.1.2 การเตรียมผงเซรามิกบิสมาทซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบท

การเตรียมผงเซรามิกบิสมาทซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบท จะทำโดยการนำผง บิสมาทออกไซด์, ซิงค์ออกไซด์ และไทเทเนียมไดออกไซด์ ในอัตราส่วนโมลของ Bi_2O_3 : ZnO : TiO_2 เป็น 1: 0.5 : 0.5 มาผสมรวมกับผงเซรามิกแบเรียมไอรอนไนโอเบท (BFN) ที่เตรียมได้จาก ขั้นตอนแรก โดยใช้อัตราส่วนตามตารางที่ 3.1 โดยนำผงสารทั้งหมดมาบดผสมในหม้อบดที่บรรจุ ลูกบดเซอร์โคเนีย และใช้สารละลายเอทานอล (Ethanol 99.9 เปอร์เซนต์ Mw = 46.07 กรัม/โมล) เป็นตัวกลางในการบด ทำการบดด้วยความเร็ว 300 รอบต่อนาที เป็นเวลา 6 ชั่วโมง จากนั้นนำสาร ผสมที่ได้ไปประเหยตัวกลางออกโดยใช้เตาให้ความร้อน และใช้แท่งแม่เหล็กคนสารเพื่อป้องกันการ ตกตะกอน และการแยกชั้นของสารผสม

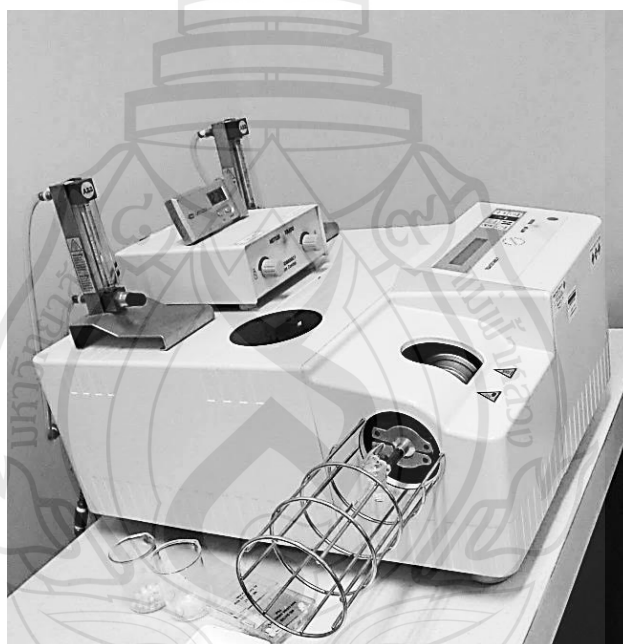
ตารางที่ 3.1 อัตราส่วนของสารผสมซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบท

	BZT (%mole)	BFN (%mole)
0.4BZT-0.6BFN	40	60
0.3BZT-0.7BFN	30	70
0.2BZT-0.8BFN	20	80
0.1BZT-0.9BFN	10	90

3.2 การศึกษาสมบัติทางความร้อนของสารผสม

นำผงเซรามิกบิสมาทซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบท ที่บดผสมแล้ว มาวิเคราะห์ สมบัติทางความร้อน เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักของตัวอย่างเมื่อได้รับความร้อน เทียบกับอุณหภูมิและเวลา โดยที่น้ำหนักของตัวอย่างที่หายไปเมื่อได้รับความร้อน จะบอกถึงการ เปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นของปฏิกิริยาทางของสารผสมเมื่อได้รับความร้อน โดยจะนำเอาสารผสมที่ เตรียมได้ มาทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์น้ำหนักเชิงความร้อน (Thermo-Gravimetry Analysis : TGA) ของบริษัท METTLER TOLEDO รุ่น TGA/SDTA STAR 851° โดยใช้ผง

ของสารผสมประมาณ 10-15 มิลลิกรัม ลงในถ้วยอะลูมิเนียมขนาด 70 ไมโครลิตร ทำการวิเคราะห์ภายใต้บรรยากาศไนโตรเจน ด้วยอัตราการไหลของก๊าซไนโตรเจนที่ 20 มิลลิตรต่อนาที ทำการทดสอบในช่วง 400 – 950 องศาเซลเซียส (เนื่องจากในช่วงที่อุณหภูมิต่ำกว่า 400 องศาเซลเซียส จะมีแบคกราวด์ (Background) ที่สูงมากจนไม่สามารถมองเห็นส่วนที่เกิดปฏิกิริยาของการทดลองได้) โดยใช้อัตราการเพิ่มอุณหภูมิ 10 องศาเซลเซียสต่อนาที จากนั้นนำผลที่ได้มาทำการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของสารประกอบเปรียบเทียบกับอุณหภูมิ เพื่อใช้ทำนายพฤติกรรมของการเปลี่ยนแปลงของปฏิกิริยาของสารประกอบ รวมถึงช่วงอุณหภูมิการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึก เพื่อใช้เป็นแนวทางในการกำหนดช่วงอุณหภูมิในการเผาแคลไซน์ และการเผาซินเตอร์ ในขั้นตอนต่อไปของการวิจัย



ภาพที่ 3.1 เครื่องวิเคราะห์น้ำหนักเชิงความร้อน (TGA)

3.3 การเผาแคลไซน์สารผสม

นำสารผสมที่ได้จากการบดผสมบิสมาทออกไซด์, ซิงค์ออกไซด์, ไทเทเนียมไดออกไซด์ และ แบเรียมไอรอนไนโอเบต มาทำการเผาแคลไซน์ เพื่อสังเคราะห์ผงบริสุทธิ์ของสารประกอบบิสมาทซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบต โดยทำการเผาแคลไซน์ด้วยเตาเผาไฟฟ้าอุณหภูมิสูง

(ยี่ห้อ Carbolite รุ่น CWF 13/5) ภายใต้สภาวะอากาศบริสุทธิ์ โดยบรรจุสารผสมในถ้วยอะลูมินา มีฝาปิดเพื่อป้องกันการปนเปื้อนจากสารประกอบอื่น ที่อาจเกิดขึ้นภายในเตาระหว่างการเผาแคลไซน์ โดยทำการเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 700, 800, 850 และ 900 องศาเซลเซียส โดยใช้อัตราการเพิ่มและลดอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที โดยใช้เวลาในการเผาแช่ ณ อุณหภูมิแคลไซน์เป็นเวลา 1, 2 และ 4 ชั่วโมง เพื่อหาเงื่อนไขที่เหมาะสมสำหรับการเผาแคลไซน์สารผสม จากนั้นนำสารผสมที่ผ่านการเผาแคลไซน์แล้วไปทำการตรวจวิเคราะห์เฟส โดยใช้เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) ในขั้นตอนต่อไป



ภาพที่ 3.2 เตาเผาอุณหภูมิสูง

3.4 การศึกษาเฟสและโครงสร้างของสารผสม

นำผงสารผสมบิสมีทซิงค์ไททานเด-แบเรียมไอรอนไนโอเบท ที่ได้จากการเผาแคลไซน์ในแต่ละเงื่อนไข มาทำการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกของสารประกอบ โดยใช้เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) ยี่ห้อ PANalytical รุ่น X'Pert Pro MPD โดยนำผงสารมาบดให้ละเอียด จากนั้นใส่ลงในช่องใส่ตัวอย่างแบบกลม (Circular Sample Holder) เพื่อทำการทดสอบ โดยในการ

ทดสอบ จะใช้หลอดเอกซเรย์ที่มีเป้าเป็นทองแดง กำหนดค่าความต่างศักย์ของหลอดเอกซเรย์ 40 กิโลโวลต์ และใช้ค่ากระแสไฟฟ้า 30 มิลลิแอมป์ ทำการวิเคราะห์ที่มุมการเลี้ยวเบน 10 – 80 องศา 2 θ ใช้ความละเอียดการเพิ่มมุมในการวัด 0.01 องศา และใช้เวลาในการรับสัญญาณในแต่ละมุมของการเลี้ยวเบน 10 วินาที จากนั้นทำการวิเคราะห์ผลการเลี้ยวเบนโดยใช้โปรแกรม X'Pert High Score Plus และฐานข้อมูล PCPDF2 รุ่น 2003

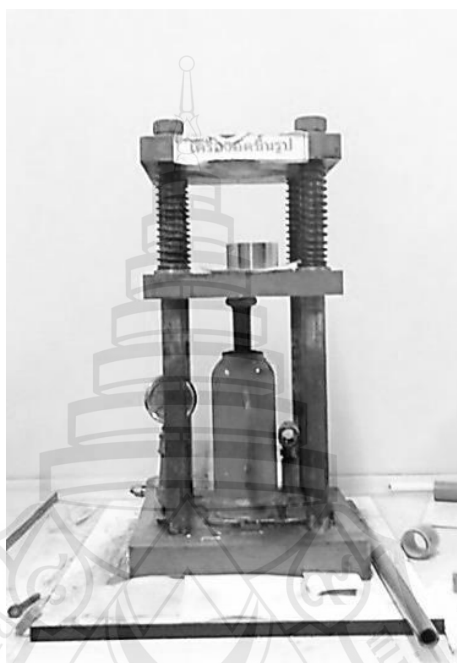


ภาพที่ 3.3 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD)

3.5 การอัดขึ้นรูปแบบเหรียญ

นำผงสารผสมบิสมีทซิงค์ไททาเนต-แบเรียมไอรอนไนโอเบท ที่ผ่านการเผาแคลไซน์แล้ว มาบดให้ละเอียด โดยใช้ขั้นตอนเดียวกับการเตรียมผงเซรามิกในตอนต้น จากนั้นนำสารที่ผ่านการระเหยตัวกลางออกแล้ว มาทำการอัดขึ้นรูปเป็นเม็ด ทำการชั่งสารจำนวน 2 กรัม สำหรับใช้ในการขึ้นรูปเซรามิก 1 เม็ด นำสารที่ชั่งแล้วมาผสมกับสารละลายโพลีไวนิลแอลกอฮอล์ 3 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยใช้ปริมาณ 3 หยดต่อผงเซรามิก 2 กรัม เพื่อใช้เป็นตัวประสานช่วยให้ผงเซรามิกยึดเกาะกันได้ดี เมื่อนำไปอัดขึ้นรูปเป็นเม็ด ทำการบดผสมให้เข้ากันเป็นเนื้อเดียวโดยใช้กรรกอร์เกตในการบดผสม จากนั้นนำสารที่ได้ใส่ลงในแม่พิมพ์ทรงกระบอกที่ทำจากเหล็กกล้าเส้นผ่านศูนย์กลาง 13

มิลลิเมตร แล้วนำไปอัดขึ้นรูปด้วยเครื่องอัดไฮดรอลิกชนิดแรงอัดด้านเดียว (บริษัท Kayaba Industry) ที่กำลังอัด 100 MPa เป็นเวลา 15 วินาที จะได้ชิ้นงานที่มีลักษณะเป็นแผ่นวงกลมคล้ายเหรียญ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 13 มิลลิเมตร มีความหนาประมาณ 2 มิลลิเมตร



ภาพที่ 3.4 เครื่องอัดไฮดรอลิกชนิดแรงอัดด้านเดียว

3.6 การเผาซินเตอร์

นำเม็ดสารที่ทำการอัดขึ้นรูปแล้ววางลงในถ้วยอะลูมินาที่รองพื้นและกลบเม็ดสารด้วยผงอะลูมินาที่แคลไซน์แล้ว เพื่อป้องกันการปนเปื้อนและลดอัตราการสูญเสียของบิสมาท์ที่จะเกิดขึ้นระหว่างขั้นตอนการเผาซินเตอร์ จากนั้นนำเม็ดสารแต่ละชุดไปเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1000, 1100 และ 1200 องศาเซลเซียส โดยใช้อัตราการเพิ่มและลดอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที โดยทำการเผาแช่ที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เพื่อให้วัสดุช่วยประสานออกจากเม็ดเซรามิก จากนั้นเพิ่มอุณหภูมิขึ้นไปยังอุณหภูมิเผาซินเตอร์และทำการเผาแช่ไว้เป็นเวลา 2 ชั่วโมง จะได้เม็ดเซรามิกบิสมาท์ซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบท

3.7 การศึกษาความหนาแน่นของเซรามิกผสม

นำเม็ดเซรามิกที่เตรียมได้ มาคำนวณหาความหนาแน่นของตัวอย่างโดยอาศัยหลักการของอาร์คิมิดีส ซึ่งสามารถคำนวณได้จากสมการ (Reed, 1995)

$$\rho = \frac{W_d}{W_0 - W_i} \quad 3.1$$

เมื่อ ρ คือ ความหนาแน่นของตัวอย่าง มีหน่วยเป็นกิโลกรัมต่อลูกบาศก์เมตร

W_d คือ มวลของตัวอย่างเมื่อชั่งในอากาศ ก่อนแช่ลงในน้ำ มีหน่วยเป็นกิโลกรัม

W_i คือ มวลของตัวอย่างเมื่อชั่งในน้ำ มีหน่วยเป็นกิโลกรัม

W_0 คือ มวลของตัวอย่างเมื่อชั่งในอากาศ หลังจากนำขึ้นจากน้ำ มีหน่วยเป็นกิโลกรัม

3.8 การศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาของเซรามิกผสม

นำเม็ดเซรามิกผสมบิสมัทซิงค์ไททาเนต-แบเรียมไฮดรอกไซด์ที่ผ่านการเผาซินเตอร์แล้ว มาทำการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาของเม็ดเซรามิกที่เตรียมได้ ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด (Scanning Electron Microscope : SEM) ยี่ห้อ LEO รุ่น 1450VP เพื่อศึกษาลักษณะผลึกที่เกิดจากการเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่าง ๆ รวมถึงลักษณะรูพรุนที่เกิดขึ้น เพื่อเป็นข้อมูลประกอบการศึกษาสมบัติของชิ้นงานเซรามิกจากเทคนิคอื่น ๆ โดยนำชิ้นงานเซรามิกที่ได้จากการเผาซินเตอร์แล้ว มาทำความสะอาดด้วยเครื่องอัลตราโซนิค (Ultrasonic Cleaner) ในเอทานอลเป็นเวลา 30 นาที เพื่อทำการชะล้างสิ่งสกปรกที่เกาะตามผิวหน้าของชิ้นงานออก จากนั้นนำเม็ดเซรามิกผสมไปเคลือบผิวด้วยทอง โดยใช้เทคนิคสปัตเตอร์ริง แล้วนำไปวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกวาด เพื่อศึกษาลักษณะของพื้นผิวของเซรามิกผสม เพื่อใช้ประกอบการอธิบายผลการวิเคราะห์ร่วมกับเทคนิคอื่น ๆ ต่อไป



ภาพที่ 3.5 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

3.9 การวัดขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิกผสม

เพื่อให้สามารถวิเคราะห์ผลการทดลองจากภาพถ่ายสัณฐานวิทยาที่ได้จากเครื่อง SEM จำเป็นต้องทำการคำนวณหาขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิก โดยการคำนวณหาขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิกนิยมใช้เทคนิคจุดตัดเส้นตรงเฉลี่ย (Mean Linear Intercept) ซึ่งจะใช้การลากเส้นตรงผ่านเกรนของเซรามิก จากนั้นทำการนับจำนวนขอบเกรนที่เส้นตรงลากผ่าน เทียบกับความยาวของเส้นตรง โดยขนาดเกรนเฉลี่ยสามารถคำนวณได้จากสมการที่ 3.2

$$D_L = L / N_L \quad 3.2$$

เมื่อ

D_L = ขนาดเกรนเฉลี่ย

L = ความยาวเส้นตรงที่ลากผ่านเกรน

N_L = จำนวนขอบเกรนที่เส้นตรงลากผ่าน

ในการพิจารณาจำนวน N_L กรณีที่เส้นตรงลากผ่านรอยต่อของขอบเกรนจะนับเป็น 1 หากลากผ่านจุดร่วมสาม (Triple Points) ให้นับเป็น 1.5 และในกรณีที่เส้นตรงลากไปตกภายในเกรนจะนับเป็น 0.5 โดยในการลากเส้นตรงควรลากให้ผ่านขอบเกรนอย่างน้อย 50 จุด

3.10 การศึกษาเฟสและโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกผสม

นำเม็ดเซรามิกบิสมีทซิงค์ไททาเนต-แบเรียมไอรอนไนโอเบท ที่ผ่านการเผาซินเตอร์แล้ว มาทำการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกของเซรามิก โดยใช้เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) ยี่ห้อ PANalytical รุ่น X'Pert Pro MPD เพื่อศึกษาโครงสร้างการจัดเรียงตัวของผลึกภายในชิ้นงานเซรามิก ใช้ทำนายพฤติกรรมกรรมการแทรกตัวของอะตอมอันเกิดจากการเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่าง ๆ รวมถึงระบบผลึกที่ได้หลังการเผาซินเตอร์ เพื่อใช้ประกอบผลการวิเคราะห์ทดสอบด้วยเทคนิคอื่น โดยการนำเม็ดเซรามิกมาขัดผิวทดสอบให้เรียบ จากนั้นนำไปวางลงบนช่องใส่ตัวอย่างแบบกลม (Circular sample holder) โดยใช้คีนน้ำมันเป็นตัวจับยึดเม็ดเซรามิก จากนั้นกดให้ผิวของชิ้นงานเสมอกับระดับขอบของช่องใส่ตัวอย่าง นำไปทำการวิเคราะห์ที่มุมการเลี้ยวเบน $10 - 80$ องศา 2θ โดยใช้อัตราการเพิ่มมุมของการวิเคราะห์ (Step Size) เป็น 0.01 องศา และช่วงเวลาในการรับสัญญาณในแต่ละมุม (Time/Step) เป็น 10 วินาที ทำการวิเคราะห์ที่ความต่างศักย์ 40 กิโลโวลต์ 30 มิลลิแอมแปร์ จากนั้นนำผลการเลี้ยวเบนที่ได้ไปทำการวิเคราะห์ โดยใช้โปรแกรม X'Pert High Score Plus และฐานข้อมูล PCPDF2 รุ่น 2003

3.11 การทำขั้ว

นำเม็ดเซรามิกบิสมีทซิงค์ไททาเนต-แบเรียมไอรอนไนโอเบทที่เตรียมได้มาทำขั้วสำหรับการทดสอบสมบัติทางไฟฟ้าโดยการเคลือบด้วยกาวเงิน เพื่อให้ผิวหน้าของชิ้นงานสามารถนำไฟฟ้าได้ โดยนำเม็ดเซรามิกที่ผ่านการเผาซินเตอร์แล้ว มาทำการขัดผิวหน้าทั้งสองด้านให้เรียบและได้ระนาบ โดยใช้กระดาษทราย จากนั้นทำการขัดผิวของเม็ดเซรามิกด้วยผงขัด จนได้ผิวหน้าที่เป็นมันวาว แล้วทำการวัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางและความหนาของชิ้นงานด้วยไมโครมิเตอร์ จากนั้นจึงนำเม็ดเซรามิกมาทำขั้วด้วยกาวเงิน โดยการเช็ดทำความสะอาดผิวหน้าชิ้นงานด้วยอะซิโตน ทำการผสมกาวเงินกับอะซิโตนเพื่อทำละลายกาวเงินในกระป๋อง คนจนละลายเข้ากันทั้งหมด หลังจากนั้นทำการสเปรย์ลงบนผิวหน้า รอจนแห้งแล้วสเปรย์อีกข้างหนึ่งของชิ้นงาน หลังจากนั้นทำการเผาอบเม็ดเซรามิกที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 15 นาที ด้วยอัตราการเพิ่มของอุณหภูมิ 5 องศาเซลเซียสต่อนาที เพื่อทำให้ขั้วกาวเงินแห้งและแนบสนิทกับผิวเซรามิก จากนั้นใช้กระดาษทรายเบอร์ละเอียดขัดกาวเงินออกจากบริเวณขอบของชิ้นงาน เพื่อป้องกันอิเล็กตรอน

เคลื่อนที่ผ่านขั้วกาวยเงินจากผิวหน้าด้านหนึ่งไปสู่อีกด้านหนึ่งของชิ้นงานเซรามิก ขณะทำการจ่ายกระแสไฟฟ้า จากนั้นก็นำเม็ดเซรามิกไปทำการวัดสมบัติทางไฟฟ้าในขั้นตอนต่อไป

3.12 การศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกผสม

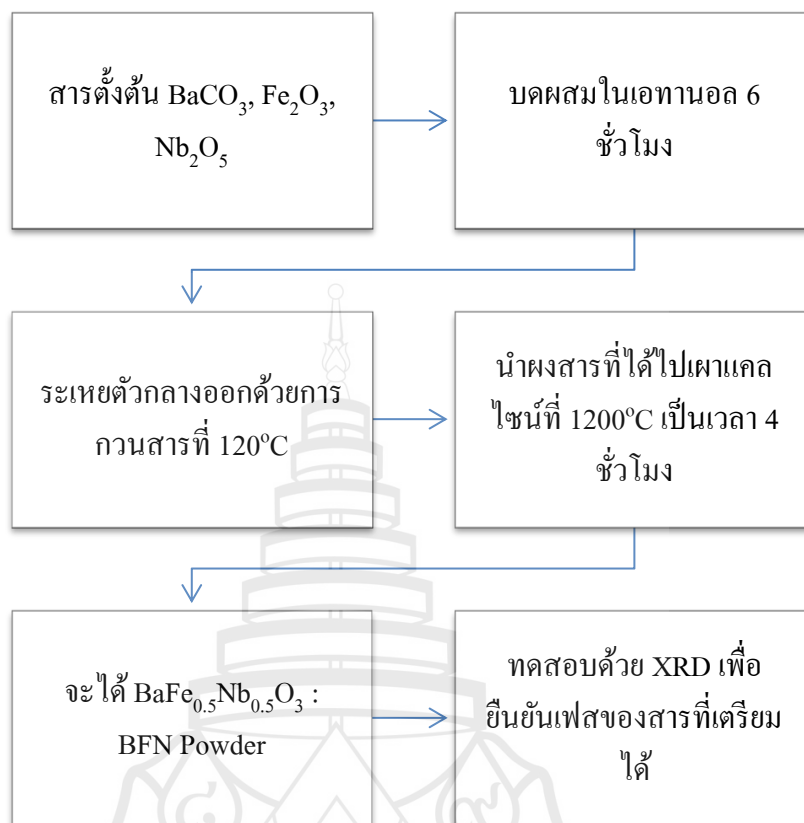
นำเม็ดเซรามิกบิสมาทซิงค์ไททานเด-แบเรียมไอรอนไนโอเบทที่ทำขึ้นด้วยกาวยเงินแล้ว มาทำการศึกษาสมบัติทางไฟฟ้าเทียบกับอุณหภูมิ โดยนำเม็ดเซรามิกมาต่อเข้ากับเครื่องวัดความต้านทาน (Precision Impedance Analyzer ; Agilent 4294A) แล้วทำการวิเคราะห์ที่ความถี่ระหว่าง 100 Hz ถึง 1 MHz ในช่วงอุณหภูมิจากอุณหภูมิห้องถึง 500 องศาเซลเซียส ด้วยอัตราการเพิ่มของอุณหภูมิ 1 องศาเซลเซียสต่อนาที ภายใต้อากาศบริสุทธิ์

โดยการคำนวณค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิกจะคำนวณได้จากสมการ

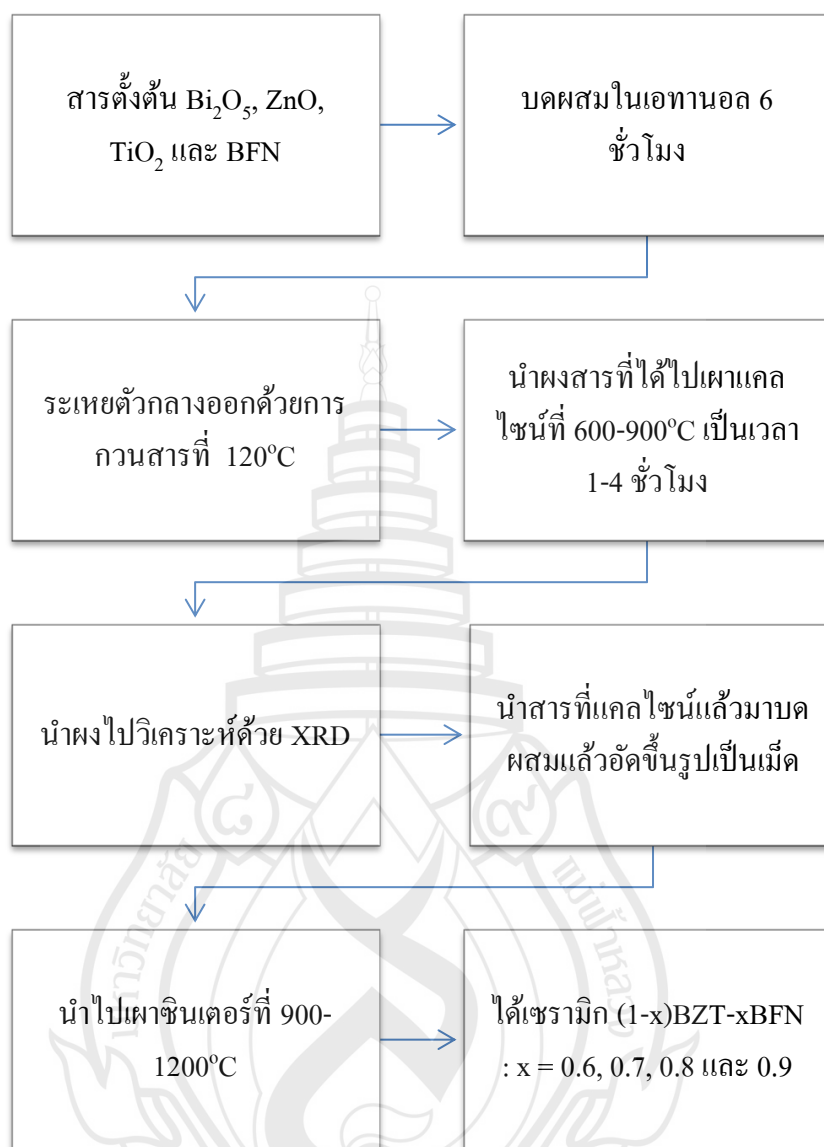
$$\epsilon_r = \frac{Cd}{\epsilon_0 A} \quad 3.3$$

เมื่อ	ϵ_r	คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก
	ϵ_0	คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกในสุญญากาศ (8.854×10^{-12} F/m)
	C	คือ ค่าความจุ มีหน่วยเป็นฟารัด (F)
	A	คือ ค่าพื้นที่ผิวหน้าของเม็ดเซรามิก มีหน่วยเป็นตารางเมตร (m)
	d	คือ ความหนาของเม็ดเซรามิก มีหน่วยเป็นเมตร (m)

จากขั้นตอนข้างต้น สามารถสรุปขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย เป็นแผนภูมิไคของการเตรียมผงเซรามิก BFN และ การเตรียมเซรามิก BZT-BFN ได้ดังภาพที่ 3.6 และ 3.7 ตามลำดับ



ภาพที่ 3.6 ขั้นตอนการเตรียมผงเซรามิก BFN



ภาพที่ 3.7 ขั้นตอนการเตรียมเซรามิก BZT-BFN

บทที่ 4

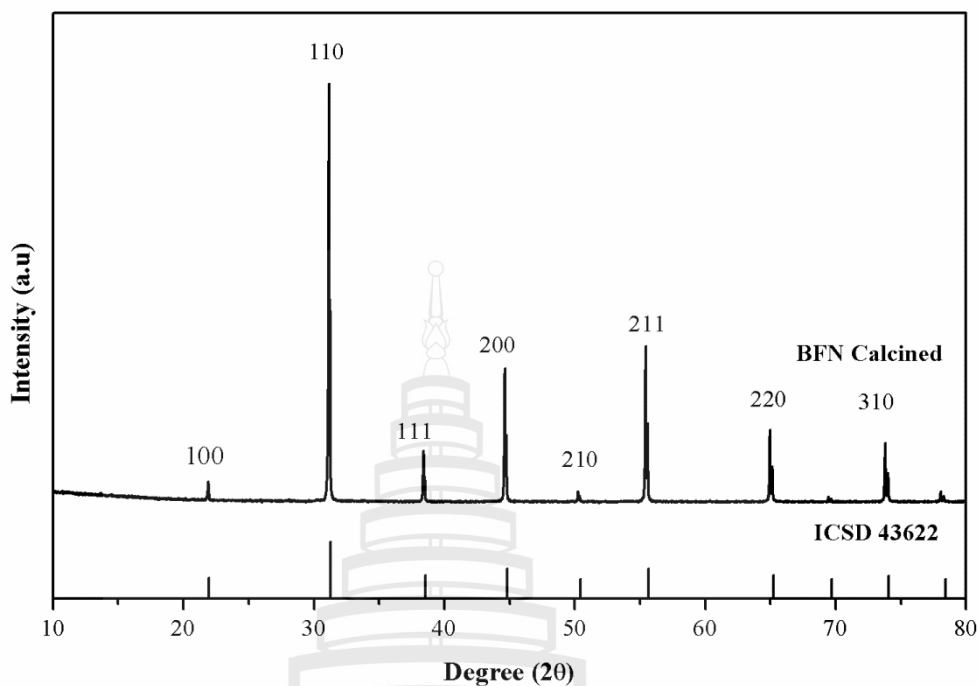
ผลการทดลอง

ในบทนี้จะกล่าวถึงผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลการทดลอง โดยจะแยกเป็น 2 ส่วน คือ ผลการเตรียมและการศึกษาสมบัติของผงบิสมัทซิงค์ไททาเนต-แบเรียมไอรอนไนโอเบต และ ผลการเตรียมและการศึกษาสมบัติของเซรามิกบิสมัทซิงค์ไททาเนต - แบเรียมไอรอนไนโอเบต เพื่อที่จะได้นำผลการทดลองมาสรุปถึงความสัมพันธ์ระหว่างเงื่อนไขการเตรียมและสมบัติของเซรามิกในลำดับต่อไป

4.1 ผลการเตรียมและการศึกษาสมบัติของสารผสม

4.1.1 ผลการศึกษาเฟสและโครงสร้างผลึกของผงเซรามิกแบเรียมไอรอนไนโอเบต

จากผลการศึกษาเฟสและโครงสร้างผลึกของสารผสมแบเรียมไอรอนไนโอเบต (BFN) ที่ทำการการเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 1200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) แสดงได้ดังภาพที่ 4.1 จากการทดลอง พบว่าสารที่ผ่านการเผาแคลไซน์แล้วจะมีโครงสร้างแบบเพอรอฟสไกต์ และไม่พบเฟสแปลกปลอมปนอยู่ในโครงสร้าง สารที่เตรียมได้มีโครงสร้างแบบคิวบิก และตรงกับฐานข้อมูล ICSD 43622 ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองของ (Eitssayeam, Intatha, Pengpat et al., 2006) ที่ได้รายงานเอาไว้ จึงได้ยึดเอาเงื่อนไขการทดลองนี้ มาใช้เตรียมผงแบเรียมไอรอนไนโอเบต ซึ่งผู้วิจัยจะใช้ผงสารแบเรียมไอรอนไนโอเบตที่เตรียมได้ ในการดำเนินงานวิจัยในขั้นต่อไป

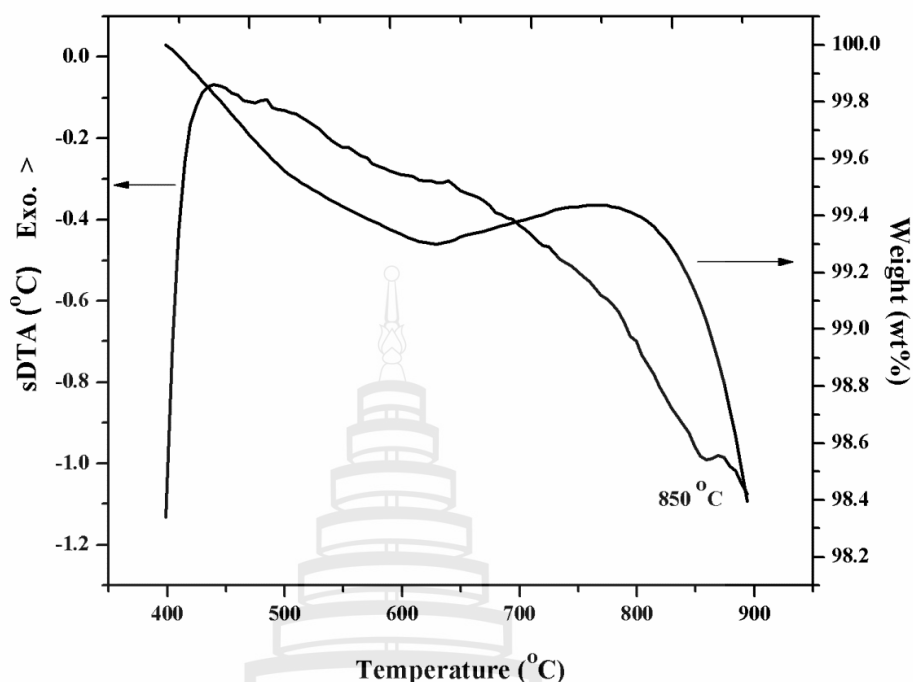


ภาพที่ 4.1 ผลการวิเคราะห์ XRD ของสารผสม BFN

4.1.2 ผลการเตรียมผงเซรามิกบิส്മัทซิงค์ไททานเตด-แบเรียมไอรอนไนโอเบต

4.1.2.1 ผลการศึกษาสมบัติทางความร้อนของผงเซรามิกบิส്മัทซิงค์ไททานเตด-แบเรียมไอรอนไนโอเบต

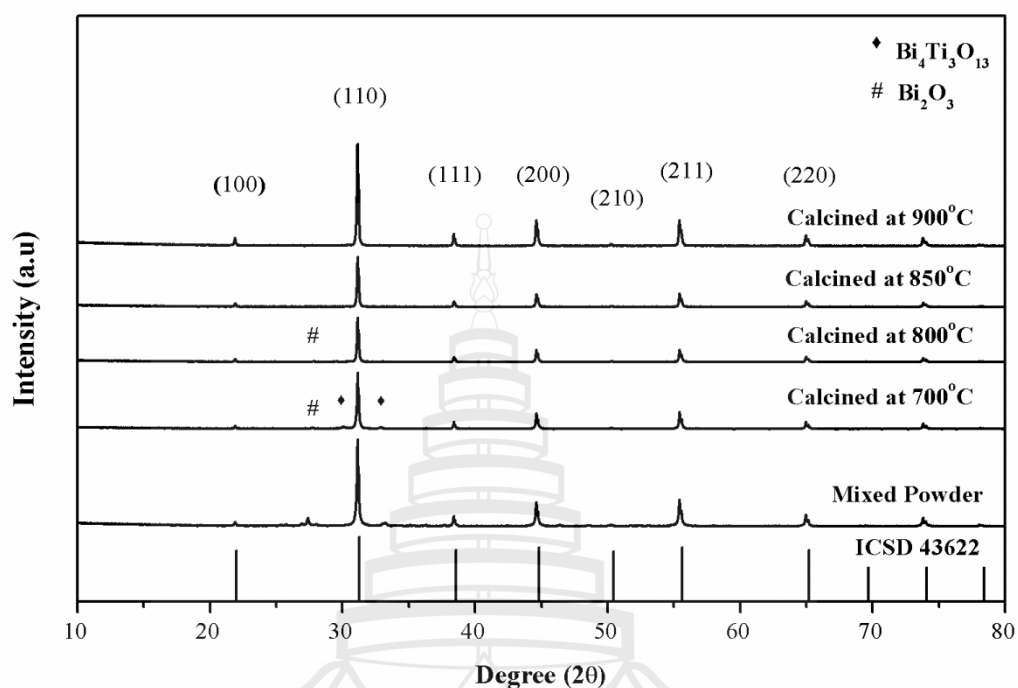
จากการศึกษาสมบัติทางความร้อนของสารผสมบิส്മัทซิงค์ไททานเตด-แบเรียมไอรอนไนโอเบต (BZT-BFN) ด้วยเครื่องวิเคราะห์น้ำหนักของตัวอย่างเชิงความร้อน (TGA) ที่อุณหภูมิ 400 – 900 องศาเซลเซียส โดยเลือกใช้เงื่อนไข x เท่ากับ 0.8 เพื่อลดปัญหาการปนเปื้อนของบิส്മัทที่อาจปนเปื้อนกับระบบของเครื่อง โดยได้ผลการทดลองตามภาพที่ 4.2 จากผลการวิเคราะห์ sDTA พบว่าเกิดพิกัดพลังงานในช่วงอุณหภูมิ 850-900 องศาเซลเซียส ซึ่งคาดว่าจะการเกิดเปลี่ยนเฟสของสารผสม BZT-BFN ดังนั้นผู้วิจัยจึงได้กำหนดเงื่อนไขในการแปรอุณหภูมิของการแคลไซน์สารผสมในช่วง 700 – 900 องศาเซลเซียส ซึ่งคาดว่าจะจะเป็นช่วงที่เกิดปฏิกิริยาของสารผสม



ภาพที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์ sDTA และ TGA ของสารผสม BZT-BFN $x = 0.8$

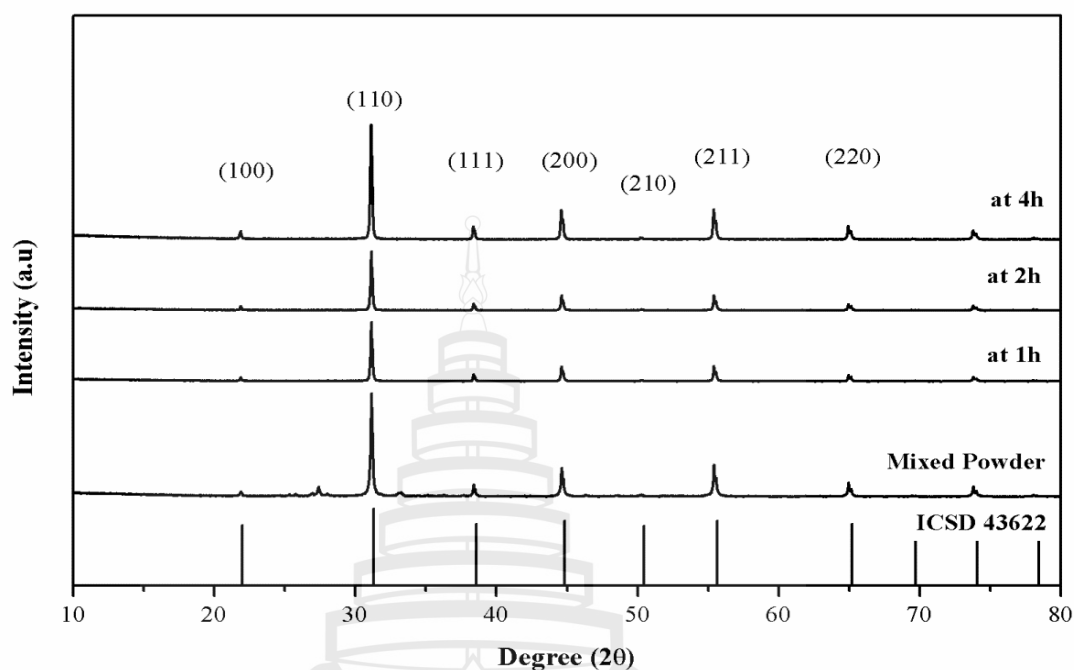
4.1.2.2 ผลการศึกษาเฟสและโครงสร้างผลึกของผงเซรามิกบิสมีทซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบต

จากการศึกษาเฟสและโครงสร้างผลึกของสารผสม BZT-BFN ที่ผ่านการเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 700, 800 และ 900 เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (XRD) พบว่าที่อุณหภูมิแคลไซน์ 700 และ 800 องศาเซลเซียส มีสารผสมบางส่วนเกิดปฏิกิริยาไม่สมบูรณ์ ทำให้มีเฟสของบิสมีทออกไซด์ (Bi_2O_3 ; ICDD หมายเลข 01-074-1373) หลงเหลืออยู่ในโครงสร้างของสารผสม นอกจากนี้ที่อุณหภูมิ 700 องศาเซลเซียส ยังพบเฟสของ $\text{Bi}_4\text{Ti}_3\text{O}_{13}$ หลงเหลืออยู่ด้วย แต่เมื่ออุณหภูมิการเผาแคลไซน์เพิ่มเป็น 850 และ 900 องศาเซลเซียส พบว่าเฟสแปลกปลอมที่เกิดขึ้นได้สลายตัวไปจนหมด โดยจะได้สารผสมที่มีโครงสร้างแบบเพอรอฟสไกต์ ซึ่งมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบคิวบิก ดังแสดงในภาพที่ 4.3



ภาพที่ 4.3 ผลการวิเคราะห์ XRD ของผงเซรามิก BZT-BFN ที่ $x = 0.8$

จากนั้นได้เลือกเงื่อนไขการเผาแคลไซน์ที่ 850 องศาเซลเซียส เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิต่ำที่สุดของการทดลองที่ได้สารผสมที่มีโครงสร้างแบบเพอร์รอฟสไกต์แบบเฟสเดียว มาทำการทดลองหาระยะเวลาในการเผาแคลไซน์ที่เหมาะสม โดยการแปรเวลาในการเผาแคลไซน์ 1, 2 และ 4 ชั่วโมง จะได้ผลการทดลองตามภาพที่ 4.4 จากผลการทดลองพบว่า ทุกเงื่อนไขของการทดลองจะได้สารผสมแบบเพอร์รอฟสไกต์แบบเฟสเดียว และมีโครงสร้างผลึกแบบคิวบิก ดังนั้นผู้วิจัยจึงได้ทำการเลือกใช้เงื่อนไขการเผาแคลไซน์ที่ 850 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1 ชั่วโมง มาใช้ในการดำเนินการวิจัย เพราะเป็นเงื่อนไขที่ใช้อุณหภูมิและเวลาในการเตรียมน้อยที่สุด



ภาพที่ 4.4 ผลการวิเคราะห์ XRD ของผงเซรามิก BZT-BFN แคลไซน์ 850 องศาเซลเซียส ที่ $x = 0.8$

4.2 ผลการเตรียมและการศึกษาสมบัติของเซรามิกผสม

หลังจากที่ทำการขึ้นรูปสารผสม BZT-BFN แล้วนำเม็ดสารไปเผาที่อุณหภูมิต่าง ๆ จากนั้นจึงนำเม็ดเซรามิกที่ได้มาทำการวัดสมบัติต่าง ๆ เพื่อใช้ประกอบผลการทดลอง ซึ่งมีรายละเอียดดังนี้

4.2.1 ผลการวัดความหนาแน่นของเซรามิกผสม

จากการศึกษาความหนาแน่นรวม (Bulk Density) และความหนาแน่นสัมพัทธ์ (Relative Density) ของเม็ดเซรามิก BZT-BFN ในอัตราส่วนต่าง ๆ ได้ผลการทดลองตามภาพที่ 4.5, 4.6 และตารางที่ 4.2 จากภาพที่ 4.5 ค่าความหนาแน่นของเซรามิกจะเปลี่ยนแปลงตามปริมาณของ BFN และอุณหภูมิการเผาขึ้นเตอร์ โดยเงื่อนไข x เท่ากับ 0.6 และ 0.7 ค่าความหนาแน่นของเซรามิก BZT-BFN จะลดลงเมื่ออุณหภูมิขึ้นเตอร์สูงขึ้น โดยค่าความหนาแน่นรวมสูงสุดที่ x เท่ากับ 0.7 และใช้อุณหภูมิขึ้นเตอร์ 1000 องศาเซลเซียส โดยค่าความหนาแน่นรวมสูงสุดเท่ากับ 6.85 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร และมีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ 99.93 เปอร์เซ็นต์ ส่วนในเงื่อนไข x เท่ากับ 0.8

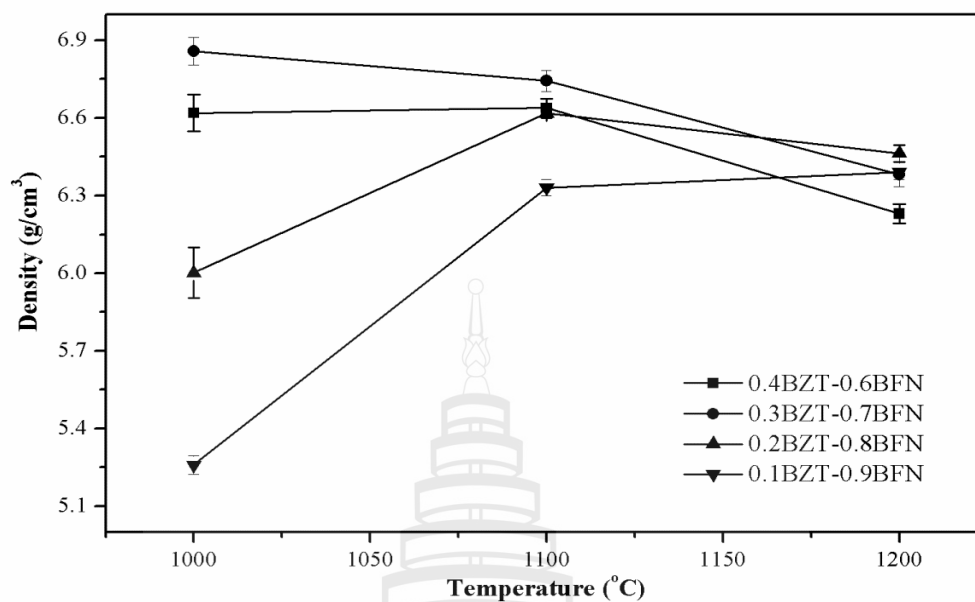
และ 0.9 ค่าความหนาแน่นจะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิ โดยค่าความหนาแน่นรวมสูงสุด เท่ากับ กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตร ที่เงื่อนไข x เท่ากับ 0.8 และอุณหภูมิซินเตอร์ 1100 องศาเซลเซียส โดยวัดค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ได้ 98.31 เปอร์เซ็นต์

การที่ค่าความหนาแน่นของเซรามิก BZT-BFN ลดลงเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้นนั้น น่าจะเกิดจากการสูญเสียของ Bi เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น จึงมีผลให้ค่าความหนาแน่นรวมของเซรามิกลดลง ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยของหวาง (Huang, 2008) ซึ่งได้ทำการศึกษาการเตรียมเซรามิกในระบบ $x\text{Bi}(\text{Zn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})\text{O}_3-(1-x)(\text{Bi}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{TiO}_3$ และพบว่าค่าความหนาแน่นของเซรามิกจะลดลงเมื่อปริมาณของ BZT มากกว่า 10 โมลเปอร์เซ็นต์ โดยได้ให้เหตุผลว่าการลดลงของค่าความหนาแน่นของเซรามิกนั้นเกิดจากการสูญเสียของบิแทนในขั้นตอนการเผาซินเตอร์

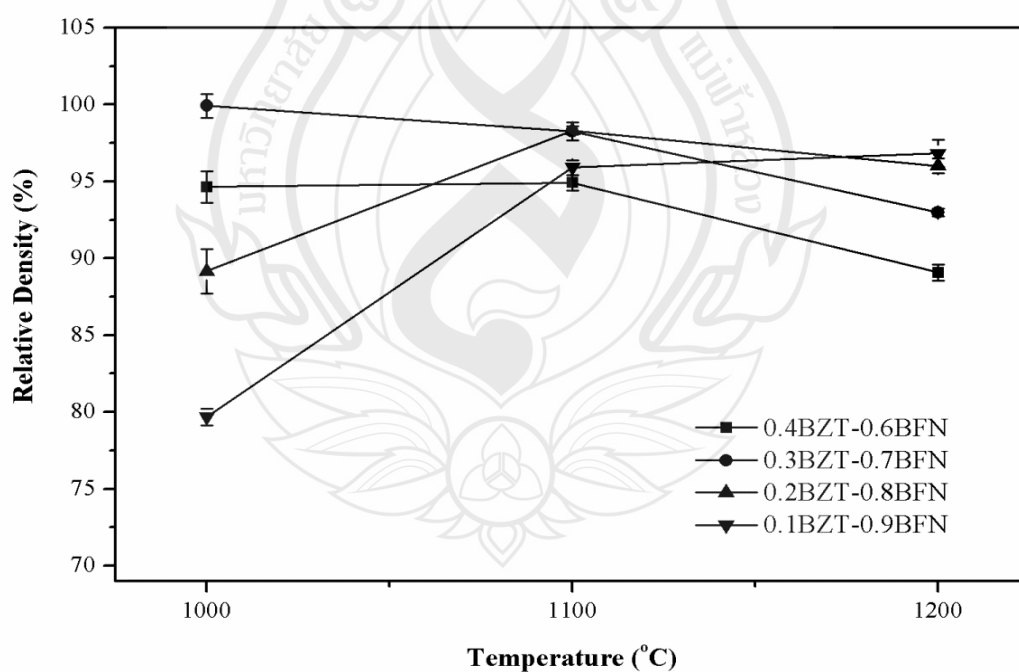
เมื่อพิจารณาภาพที่ 4.6 จะพบว่าที่อุณหภูมิการเผาซินเตอร์ 1100 องศาเซลเซียส ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของเซรามิกบิแทนซิงค์ไททานเต-แบเรียมไอรอนไนโอเบต จะมีค่าใกล้เคียงกัน โดยมีค่าความหนาแน่นอยู่ในช่วง 95 – 98 เปอร์เซ็นต์ โดยมีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงสุดที่ 99.93 เปอร์เซ็นต์ ในเงื่อนไขที่ x เท่ากับ 0.7 ที่อุณหภูมิการเผาซินเตอร์เท่ากับ 1000 องศาเซลเซียส และมีค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ต่ำสุดที่ 79.67 เปอร์เซ็นต์ ในเงื่อนไขที่ x เท่ากับ 0.9 ที่อุณหภูมิการเผาซินเตอร์เท่ากับ 1000 องศาเซลเซียส

ตารางที่ 4.1 ค่าความหนาแน่นทางทฤษฎีของเซรามิก

สารประกอบ	ค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี (g/cm^3)
$\text{BiZn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$	7.78
$\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$	6.47
BaTiO_3	6.03



ภาพที่ 4.5 ค่าความหนาแน่นของเซรามิก BZT-BFN



ภาพที่ 4.6 ค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของเซรามิก BZT-BFN

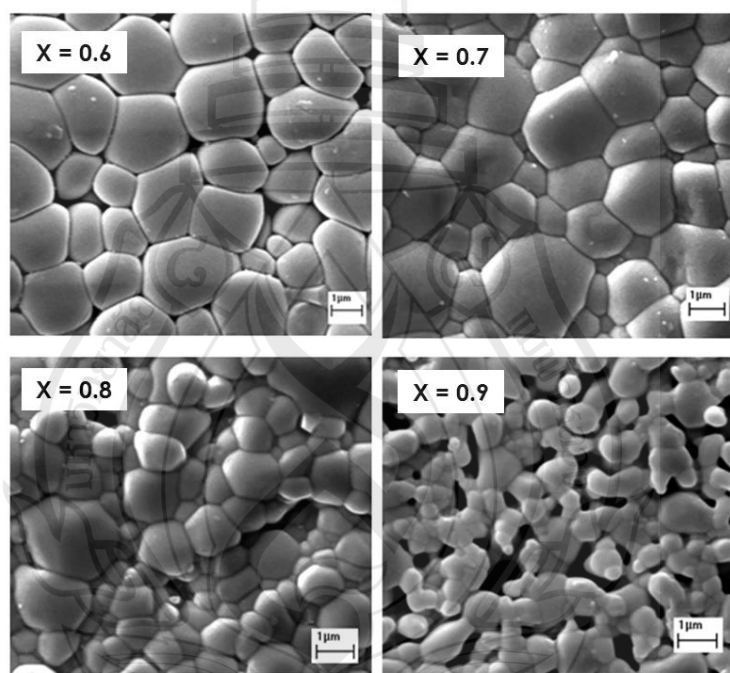
ตารางที่ 4.2 ค่าความหนาแน่นจากการทดลองและค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์ของเซรามิกผสม

อัตราส่วนสารผสม	อุณหภูมิการเผาซินเตอร์					
	1000 °C		1100 °C		1200 °C	
	ความหนาแน่น	ความหนาแน่น	ความหนาแน่น	ความหนาแน่น	ความหนาแน่น	ความหนาแน่น
	รวม (g/cm ³)	สัมพัทธ์ (%)	รวม (g/cm ³)	สัมพัทธ์ (%)	รวม (g/cm ³)	สัมพัทธ์ (%)
0.4BZT-0.6BFN	6.62	94.64	6.64	94.92	6.23	89.07
0.3BZT-0.7BFN	6.85	99.93	6.74	98.25	6.38	92.97
0.2BZT-0.8BFN	6.00	89.15	6.62	98.31	6.46	96.00
0.1BZT-0.9BFN	5.26	79.67	6.33	95.91	6.39	96.82

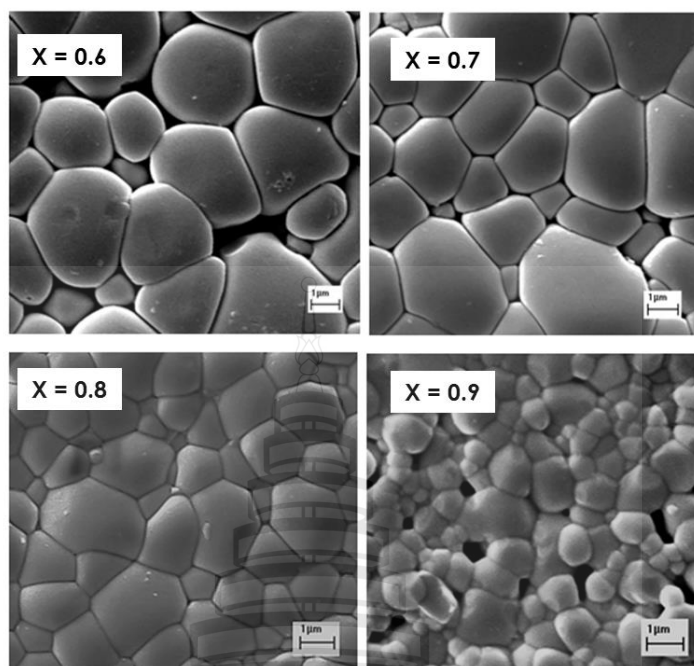
4.2.2 ผลการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาของเซรามิกผสม

จากผลการศึกษาลักษณะสัณฐานวิทยาของเซรามิก ที่ผ่านการเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1000, 1100 และ 1200 องศาเซลเซียส โดยทำการเผาแซ่ที่อุณหภูมิซินเตอร์เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่าเมื่อปริมาณของ BFN เพิ่มขึ้น จะมีผลทำให้ขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิกผสมมีค่าลดลง และยังมีผลทำให้จำนวนรูพรุนของเซรามิกจะเพิ่มขึ้น แต่อย่างไรก็ตามจำนวนรูพรุนภายในเซรามิกจะลดลงเมื่ออุณหภูมิการเผาซินเตอร์เพิ่มขึ้น เนื่องจากขนาดของเกรนเฉลี่ยจะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น

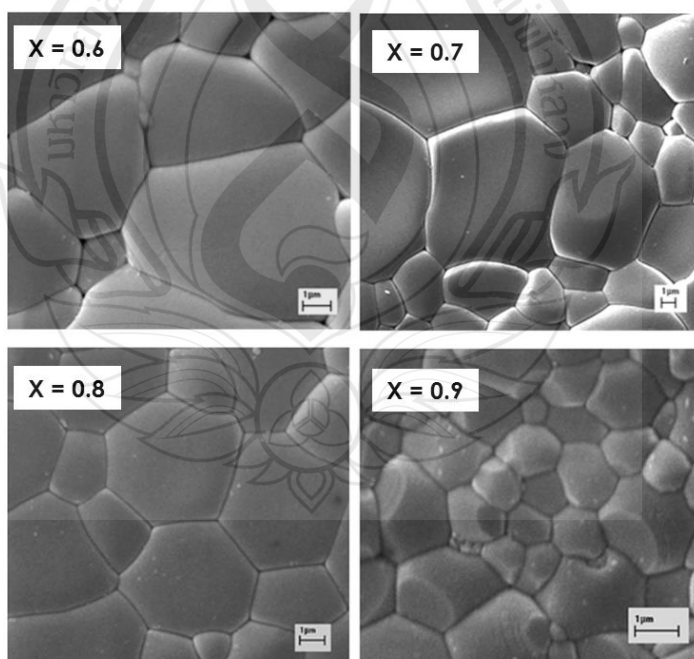
โดยภาพถ่ายลักษณะพื้นผิวของเซรามิกผสมสามารถแสดงได้ดังภาพที่ 4.7 ถึง 4.9



ภาพที่ 4.7 ภาพสัณฐานวิทยาของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส

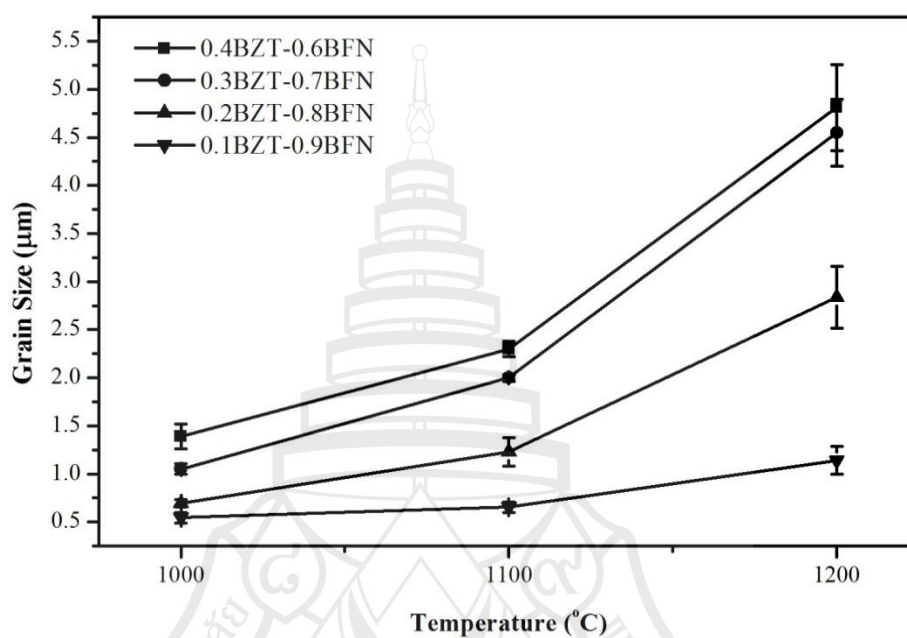


ภาพที่ 4.8 ภาพสัณฐานวิทยาของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 4.9 ภาพสัณฐานวิทยาของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส

เมื่อทำการคำนวณขนาดเกรนเฉลี่ยของเม็ดเซรามิกในแต่ละอัตราส่วน จะได้ผลการทดลองตามภาพที่ 4.10 จะเห็นว่าขนาดเกรนจะเพิ่มขึ้นเมื่อตามอุณหภูมิซินเตอร์ และลดลงเมื่อปริมาณของ BFN เพิ่มขึ้น

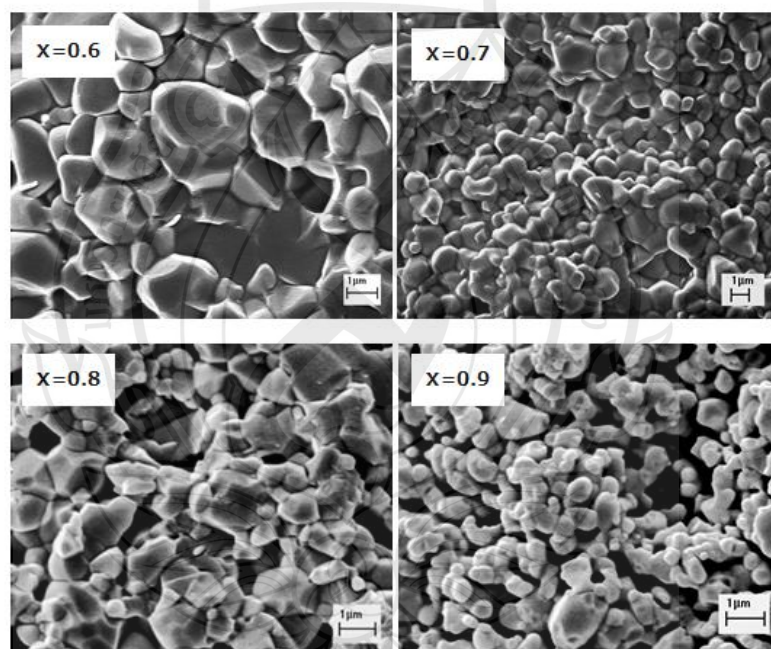


ภาพที่ 4.10 ขนาดเกรนของเซรามิก BZT-BFN ที่มีการแปรอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ต่างกัน

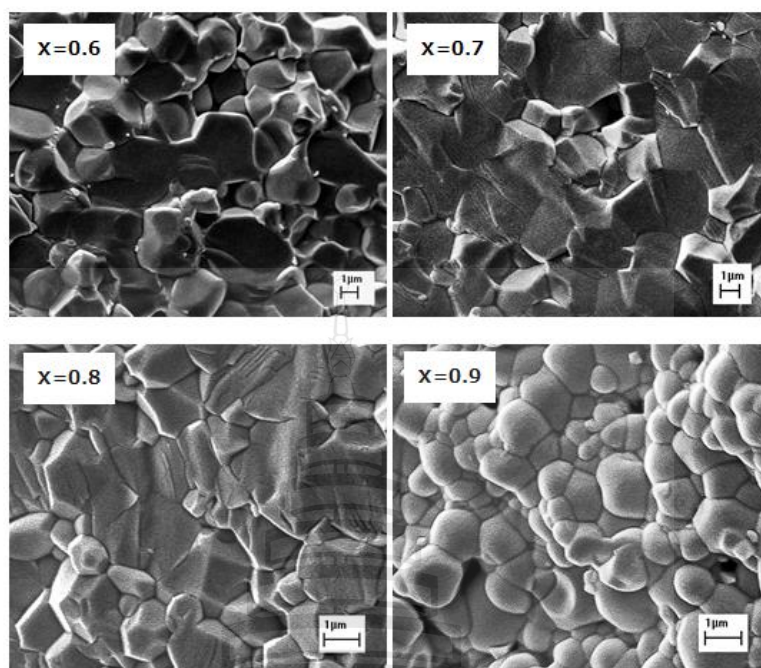
ตารางที่ 4.3 ขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิก BZT-BFN

อัตราส่วนผสม	ขนาดเกรนเฉลี่ย (μm)		
	อุณหภูมิซินเตอร์	อุณหภูมิซินเตอร์	อุณหภูมิซินเตอร์
	1000 °C	1100 °C	1200 °C
0.4BZT-0.6BFN	1.388	2.299	4.809
0.3BZT-0.7BFN	1.052	2.000	4.548
0.2BZT-0.8BFN	0.693	1.228	2.835
0.1BZT-0.9BFN	0.545	0.655	1.142

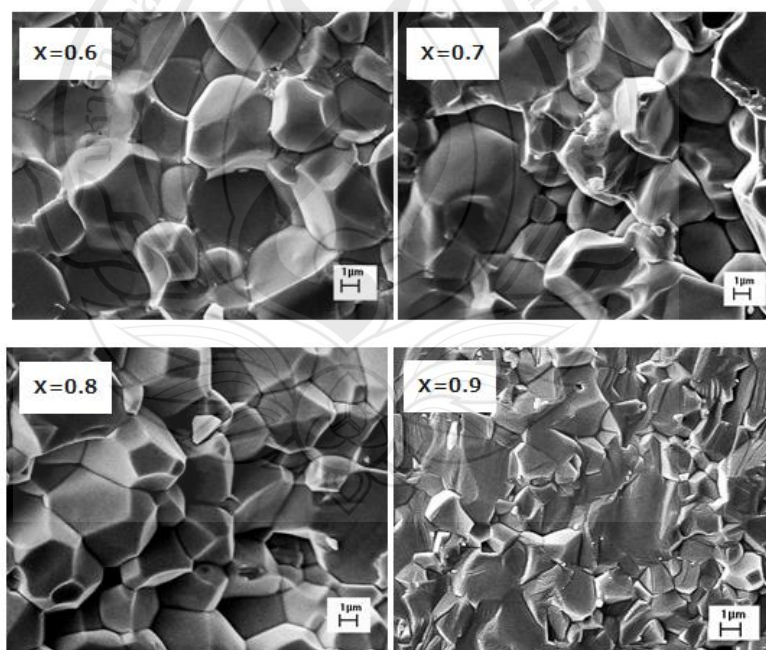
จากนั้นนำเม็ดเซรามิกที่เตรียมได้มาทำการทดสอบการแตกหัก (Fracture) โดยทำการหักชิ้นงานออกเป็น 2 ส่วน จากนั้นนำชิ้นงานไปถ่ายภาพลักษณะของรอยแตกหักด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) เพื่อศึกษาลักษณะของเกรนและขอบเกรนที่เป็นผลจากการแตกหักของเซรามิก ได้ผลการทดลองตามภาพที่ 4.11 – 4.13 ซึ่งพบว่าเซรามิกผสมมีการแตกหักทั้งแบบแตกตามขอบเกรน (Intergranular Fracture) และแบบแตกผ่าเกรน (Transgranular Fracture) นั้นแสดงให้เห็นว่าความแข็งแรงของเกรนและขอบเกรนของเซรามิกในแต่ละเงื่อนไขไม่เท่ากัน โดยในกรณีที่มีการแตกเป็นแบบแตกตามขอบเกรนนั้น หมายความว่าบริเวณขอบเกรนมีความแข็งแรงน้อยกว่าบริเวณภายในเกรน และในกรณีที่มีการแตกเป็นแบบแตกผ่าเกรนจะแสดงว่าบริเวณขอบเกรนมีความแข็งแรงสูงกว่าภายในเกรน ซึ่งความแข็งแรงของขอบเกรนนี้จะมีผลต่อสมบัติความเป็นฉนวนของเซรามิกหรือก็คือ จะมีผลต่อค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิกนั่นเอง โดยสามารถสรุปลักษณะการแตกหักของชิ้นงานเซรามิกได้ดังตารางที่ 4.4



ภาพที่ 4.11 ภาพรอยแตกหักของเซรามิก BZT-BFN เพาซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 4.12 ภาพรอยแตกหักของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 4.13 ภาพรอยแตกหักของเซรามิก BZT-BFN เผาซินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส

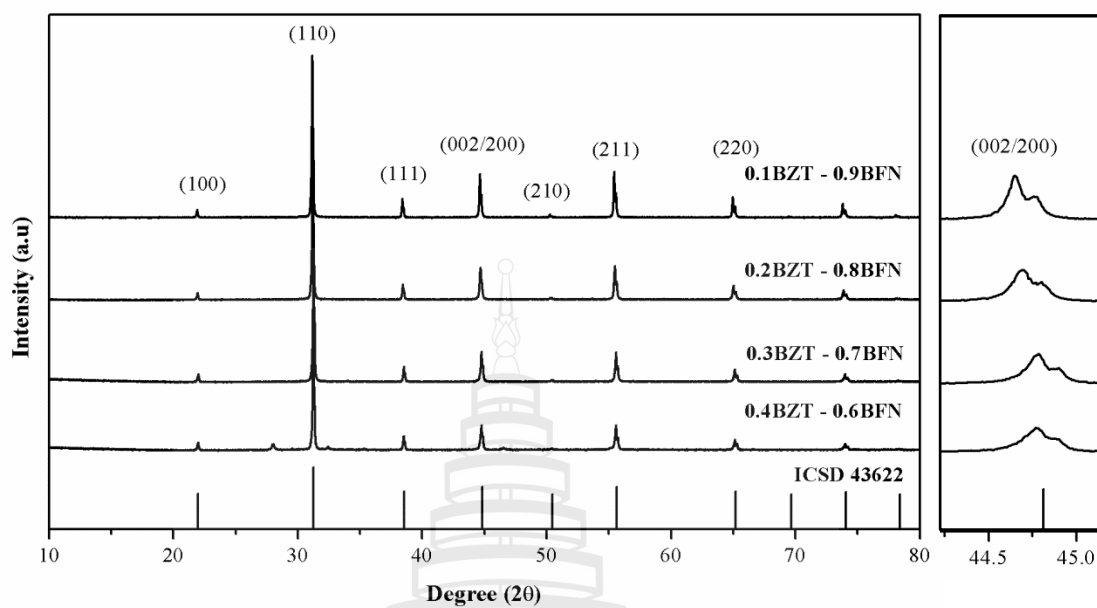
ตารางที่ 4.4 ลักษณะการแตกหักของเซรามิก BZT-BFN

อัตราส่วนผสม	ลักษณะการแตกของเซรามิก		
	อุณหภูมิซินเตอร์	อุณหภูมิซินเตอร์	อุณหภูมิซินเตอร์
	1000 °C	1100 °C	1200 °C
0.4BZT-0.6BFN	Inter.	Inter. + Trans.	Inter. + Trans.
0.3BZT-0.7BFN	Inter.	Inter. + Trans.	Inter. + Trans.
0.2BZT-0.8BFN	Trans.	Trans.	Trans.
0.1BZT-0.9BFN	Inter.	Inter.	Trans.

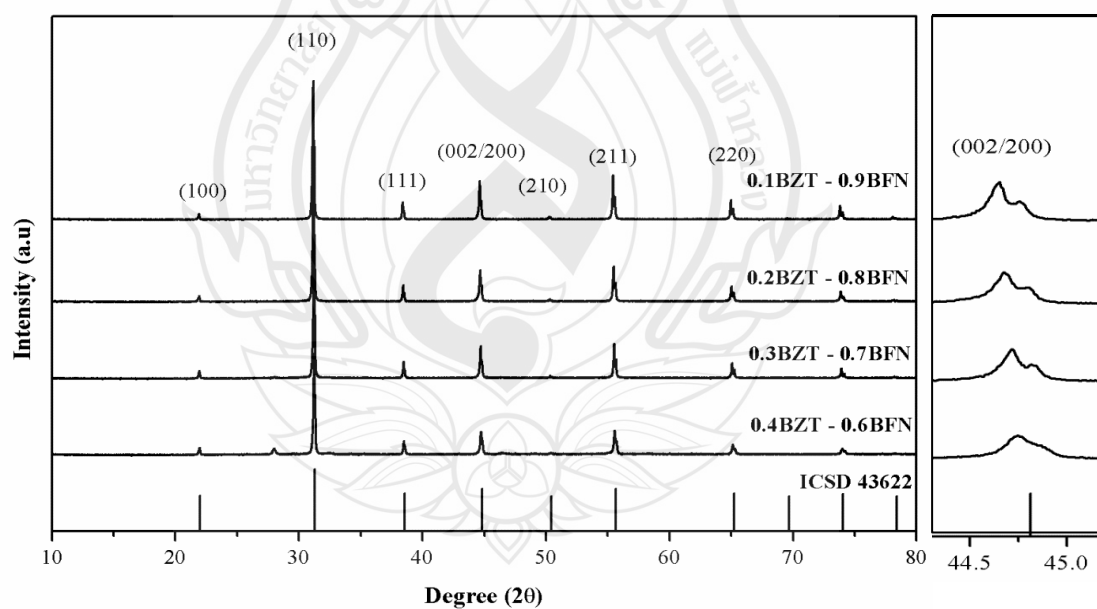
หมายเหตุ. Inter. = Intergranular fracture, Trans. = Transgranular fracture

4.2.3 ผลการศึกษาเฟสและโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกผสม

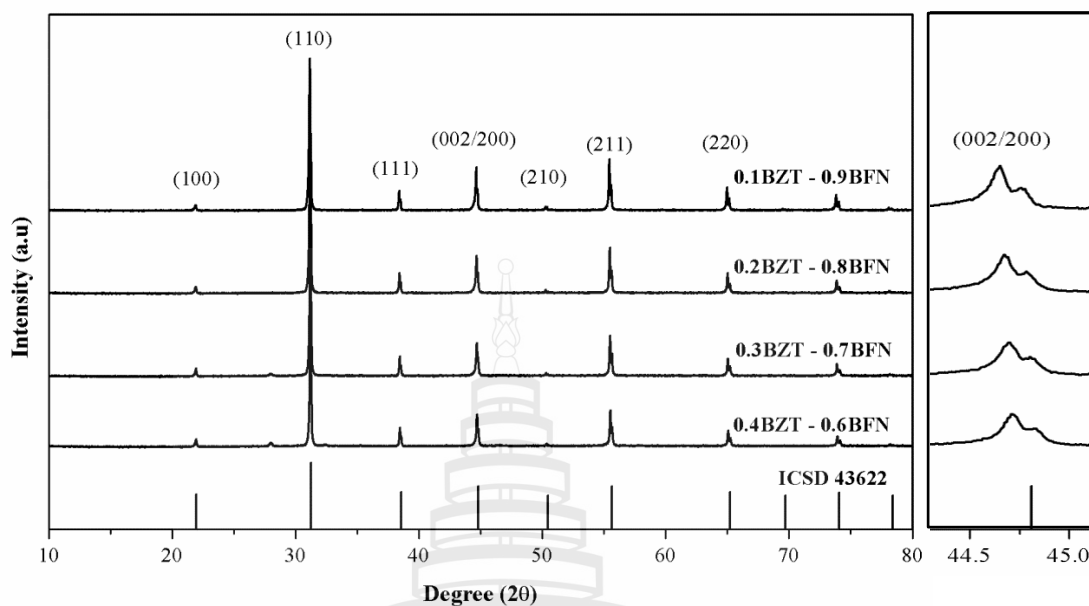
จากการศึกษาเฟสและ โครงสร้างผลึกของเซรามิกที่มีสมบัติเชิงค้ำไททานต-แบเรียมไอรอน ในโอเบท ที่ผ่านการเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1000, 1100 และ 1200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ได้ผลการทดลองดังภาพที่ 4.14 ถึง 4.16 พบว่าเซรามิกที่เตรียมได้มีโครงสร้างแบบเพอโรฟสไกต์ และมีโครงสร้างผลึกแบบคิวบิกในทุกอัตราส่วนของการทดลอง เมื่อพิจารณาขนาดของการเลี้ยวเบนที่ 44.5 – 45 องศา จะพบว่า เมื่อเพิ่มสัดส่วนของ BZT ในเซรามิกผสม จะทำให้ค่าแลตทิซพารามิเตอร์ มีค่าลดลง โดยสังเกตได้จากการที่พีคเลื่อนไปทางด้านที่มุมสูงขึ้น เมื่อสัดส่วนของ BZT เพิ่มขึ้น ซึ่ง เกิดจากการแทนที่ของอะตอมที่มีขนาดเล็กกว่า ในตำแหน่งของอะตอมที่มีขนาดใหญ่กว่า (ในที่นี้ จะเป็นการแทนที่ของอะตอม Bi ที่มีขนาดเล็กกว่า ในตำแหน่งของอะตอม Ba ที่มีขนาดใหญ่กว่า จึง ส่งผลให้ขนาดของหน่วยเซลล์ (Unit Cell) เล็กลง) สอดคล้องกับงานงานวิจัยของรูท (Rout, 2006) ที่ทำการศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกและการเปลี่ยนเฟสของสารพื้นฐานเพอโรฟสไกต์ $\text{BaO}_2\text{-TiO}_2\text{-ZrO}_2$ ที่กล่าวถึงการเลื่อนของพีคอันเกิดจากการเข้าแทนที่ของธาตุที่มีอะตอมไม่เท่ากันในตำแหน่ง ต่าง ๆ ซึ่งอาจกล่าวได้ว่าการที่พีคมีลักษณะเลื่อนไปด้านที่มุมน้อยกว่า สืบเนื่องมาจากธาตุที่มี อะตอมใหญ่กว่าเข้าแทนที่ในตำแหน่งของธาตุที่มีอะตอมเล็กกว่า จึงส่งผลให้แลตทิซพารามิเตอร์ เพิ่มขึ้น



ภาพที่ 4.14 ผลการวิเคราะห์ XRD ของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส

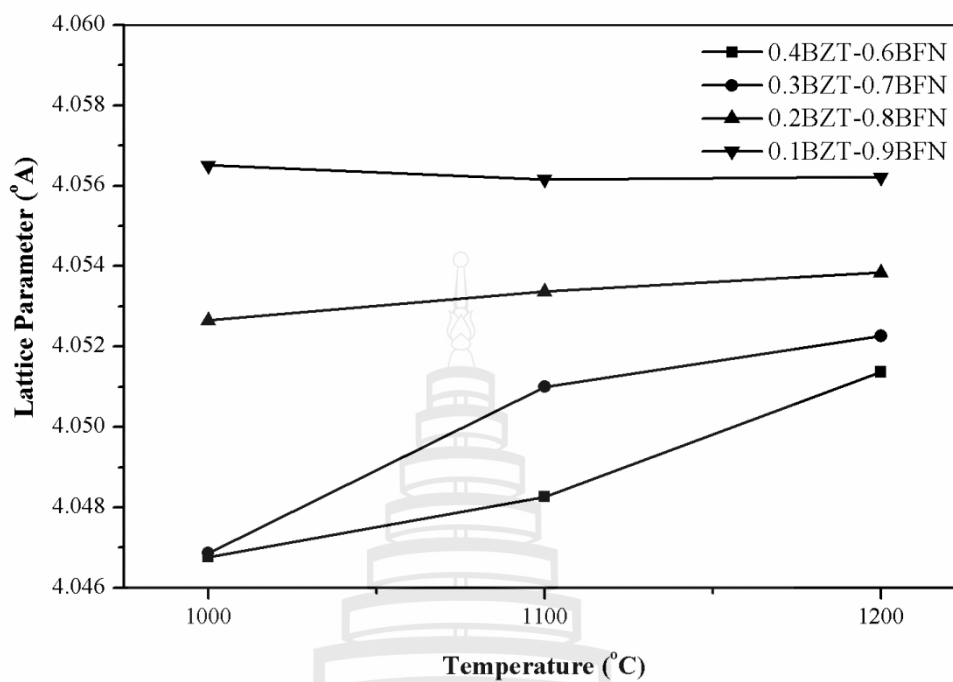


ภาพที่ 4.15 ผลการวิเคราะห์ XRD ของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 4.16 ผลการวิเคราะห์ XRD ของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส

จากผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ เมื่อนำผลการทดลองไปคำนวณหาขนาดของแลตทิซพารามิเตอร์ (Lattice parameter) จะได้ผลการทดลองดังภาพที่ 4.17 พบว่าขนาดของแลตทิซพารามิเตอร์จะแปรตามสัดส่วนของ BZT โดยเมื่อ BZT เพิ่มขึ้นจะทำให้ขนาดของแลตทิซพารามิเตอร์มีขนาดลดลง ซึ่งจะสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ตามที่อธิบายมาข้างต้น จากภาพที่ 4.17 จะเห็นว่าที่อัตราส่วน x เท่ากับ 0.6 และ 0.7 ขนาดของแลตทิซพารามิเตอร์จะเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ของเซรามิก โดยขนาดแลตทิซพารามิเตอร์จะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ แต่ที่ x เท่ากับ 0.8 และ 0.9 ขนาดของแลตทิซพารามิเตอร์จะค่อนข้างคงที่เมื่ออุณหภูมิการเผาซินเตอร์เพิ่มขึ้น โดยมีค่าแลตทิซพารามิเตอร์สูงสุดประมาณ 0.4056 นาโนเมตร

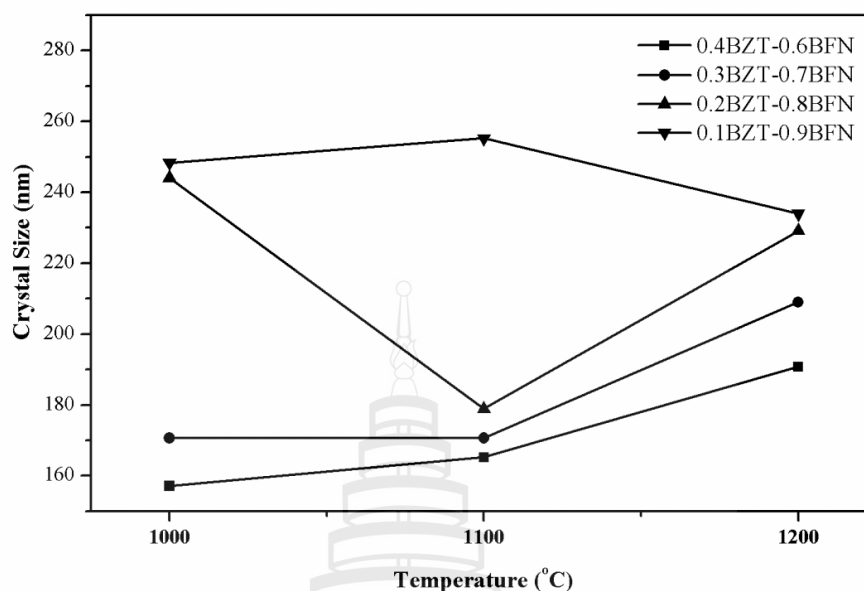


ภาพที่ 4.17 ขนาดแลตทิซพารามิเตอร์ของเซรามิก BZT-BFN

เมื่อนำผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ของเซรามิก BZT-BFN มาทำการคำนวณหาขนาดของผลึกในแต่ละเงื่อนไข ได้ผลการทดลองดังภาพที่ 4.18 โดยการคำนวณขนาดของผลึก (Crystal Size) จะคำนวณจากสมการของเชียร์เรอร์ (Scherrer Equation) สำหรับผลึกที่มีโครงสร้างแบบคิวบิก ซึ่งแสดงในสมการที่ 4.1

$$t = \frac{0.89\lambda}{B\cos\theta} \quad 4.1$$

เมื่อ	t	คือ ขนาดของผลึกเฉลี่ยที่วัดในทิศตั้งฉากกับผิวตัวอย่าง
	B	คือ ความกว้างของพีคการเลี้ยวเบนในหน่วยเรเดียน
	λ	คือ ความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์
	θ	คือ มุมของแบรกก์



ภาพที่ 4.18 ขนาดของผลึก (Crystal size) ของเซรามิก BZT-BFN

ผลการคำนวณขนาดของผลึกแสดงไว้ในภาพที่ 4.18 พบว่าขนาดของผลึกเฉลี่ยจะแปรตามอัตราส่วนของ BZT และอุณหภูมิในการเผาซินเตอร์ โดยขนาดของผลึกจะค่อย ๆ เพิ่มขึ้น เมื่ออัตราส่วนของ BFN เพิ่มขึ้น

4.2.4 ผลการศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกผสม

จากผลการวัดค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริก โดยการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิจาก 25 – 500 องศาเซลเซียส และเปลี่ยนแปลงความถี่จาก 100 Hz ถึง 1 MHz จะได้ผลการทดลองตามภาพที่ 4.20 ถึง 4.25 พบว่าค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและค่าการสูญเสียของไดอิเล็กทริกจะแปรตามอุณหภูมิและความถี่ที่ใช้ในการทดสอบ โดยค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่วัดได้จากเซรามิก BZT-BFN ในทุกอัตราส่วน จะลดลงเมื่อความถี่ของการทดสอบเพิ่มขึ้น และค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น จนเมื่ออุณหภูมิอยู่สูงกว่า 400 องศาเซลเซียส ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะมีแนวโน้มลดลง เมื่อพิจารณาค่าคงที่ไดอิเล็กทริกเทียบกับอัตราส่วนของ BFN พบว่า ที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1000 และ 1100 องศาเซลเซียส ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่ออัตราส่วนของ BFN เพิ่มขึ้น จาก x เท่ากับ 0.7 ไปเป็น 0.8 แต่จะลดลงเมื่อ x เพิ่มขึ้นเป็น 0.9 น่าจะเป็นผลมาจากค่าความหนาแน่นของเซรามิกที่เพิ่มขึ้นในช่วง x เท่ากับ 0.7 – 0.8 จึงส่งผลให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกเพิ่มขึ้นตามไปด้วย และเมื่อค่าความหนาแน่นของเซรามิกลดลงที่ x เท่ากับ 0.9 จึงทำให้

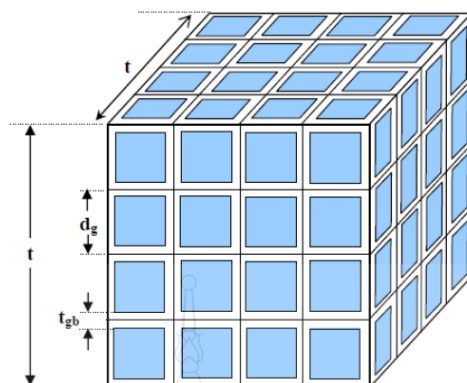
ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิกลดลงตามไปด้วย ในตัวอย่างที่เผาขึ้นเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามอัตราส่วนของ BFN ซึ่งเมื่อพิจารณาค่าความหนาแน่นของเซรามิกที่เผาขึ้นเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส พบว่าค่าความหนาแน่นมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามอัตราส่วนของ BFN จึงทำให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิกเพิ่มขึ้นในทุกอัตราส่วนด้วย โดยมีช่วงอุณหภูมิคูรี (Curie Temperature หรือ Curie Point; T_c) อยู่ที่ 300-400 องศาเซลเซียส

จากการทดลองพบว่าค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN จะเพิ่มขึ้นตามอัตราส่วนของ BFN และเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิ โดยจะมีค่าประมาณ 2-4 ที่อุณหภูมิห้อง และจะมีค่าสูงขึ้นมากเมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 300 องศาเซลเซียส โดยการเพิ่มขึ้นของค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกที่อุณหภูมิสูงจะเกิดจากการเพิ่มขึ้นของความเข้มข้นการเหนี่ยวนำอิเล็กตรอนเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นเป็นผลทำให้เกิดความร้อนขึ้นในเนื้อเซรามิก (Li, Chen, Hou & Tang, 2006)

จากผลการทดลองจะเห็นว่า มีบางเงื่อนไขที่ค่าคงที่ ไดอิเล็กทริกมีค่าสูงมาก ซึ่งสามารถอธิบายได้ด้วยแบบจำลองตัวเก็บประจุแบบขวางกัน (Barrier-Layer Capacitor : BLC) โดยสาเหตุที่ทำให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงผิดปกติ เกิดจากโครงสร้างจุลภาคภายในวัสดุสองส่วนที่ตอบสนองทางไฟฟ้า ได้แก่ ส่วนการนำไฟฟ้าภายในเกรน (Conductive Grain) และส่วนของชั้นฉนวนระหว่างเกรน (Insulating Barrier Layer) หรือขอบเกรน (Grain Boundary) ที่ทำหน้าที่กั้นการนำไฟฟ้าระหว่างเกรนตามที่แสดงในภาพที่ 4.19 ทำให้เกิดการสะสมของประจุที่บริเวณขอบเกรน และเกิดโพลาไรเซชันสูงมาก ทำให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงมากขึ้นตามไปด้วย (ชานินทร์ ปัจจุโส, 2555; Li, Chen, Hou & Tang, 2006) โดยสามารถอธิบายความสัมพันธ์ของเกรนที่มีต่อค่าคงที่ไดอิเล็กทริกได้จากสมการที่ 4.2 (ชานินทร์ ปัจจุโส, 2555)

$$\epsilon_r = \frac{\epsilon_{gb} d_g}{t_{gb}} \quad 4.2$$

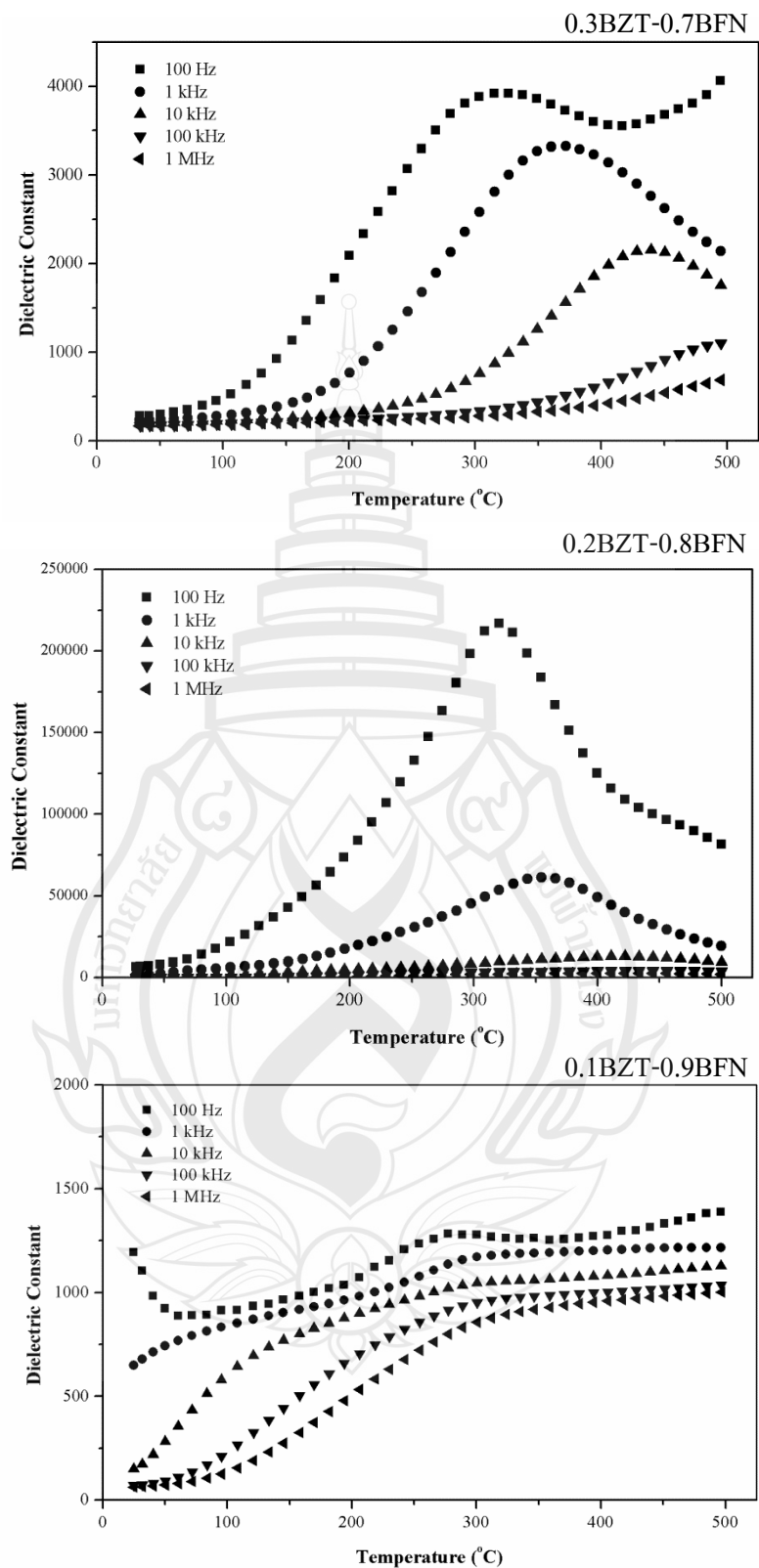
เมื่อ	ϵ_r	= ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของวัสดุ
	ϵ_{gb}	= ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของขอบเกรน
	d_g	= ขนาดของเกรน
	t_{gb}	= ความหนาของขอบเกรน



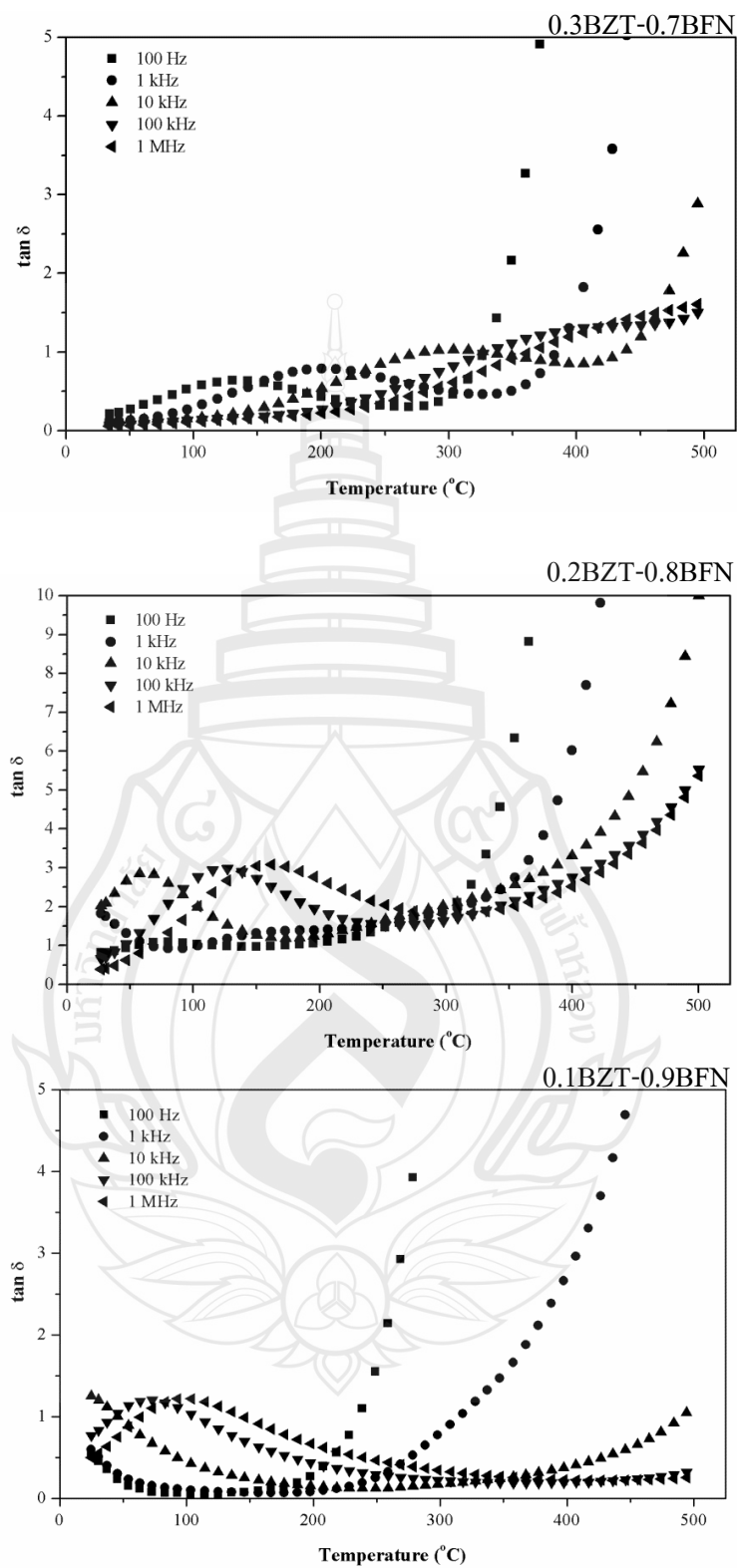
ทีมา (ชานินทร์ ปัจจุโส, 2555)

ภาพที่ 4.19 ภาพของแบบจำลองตัวเก็บประจุแบบขวางกัน

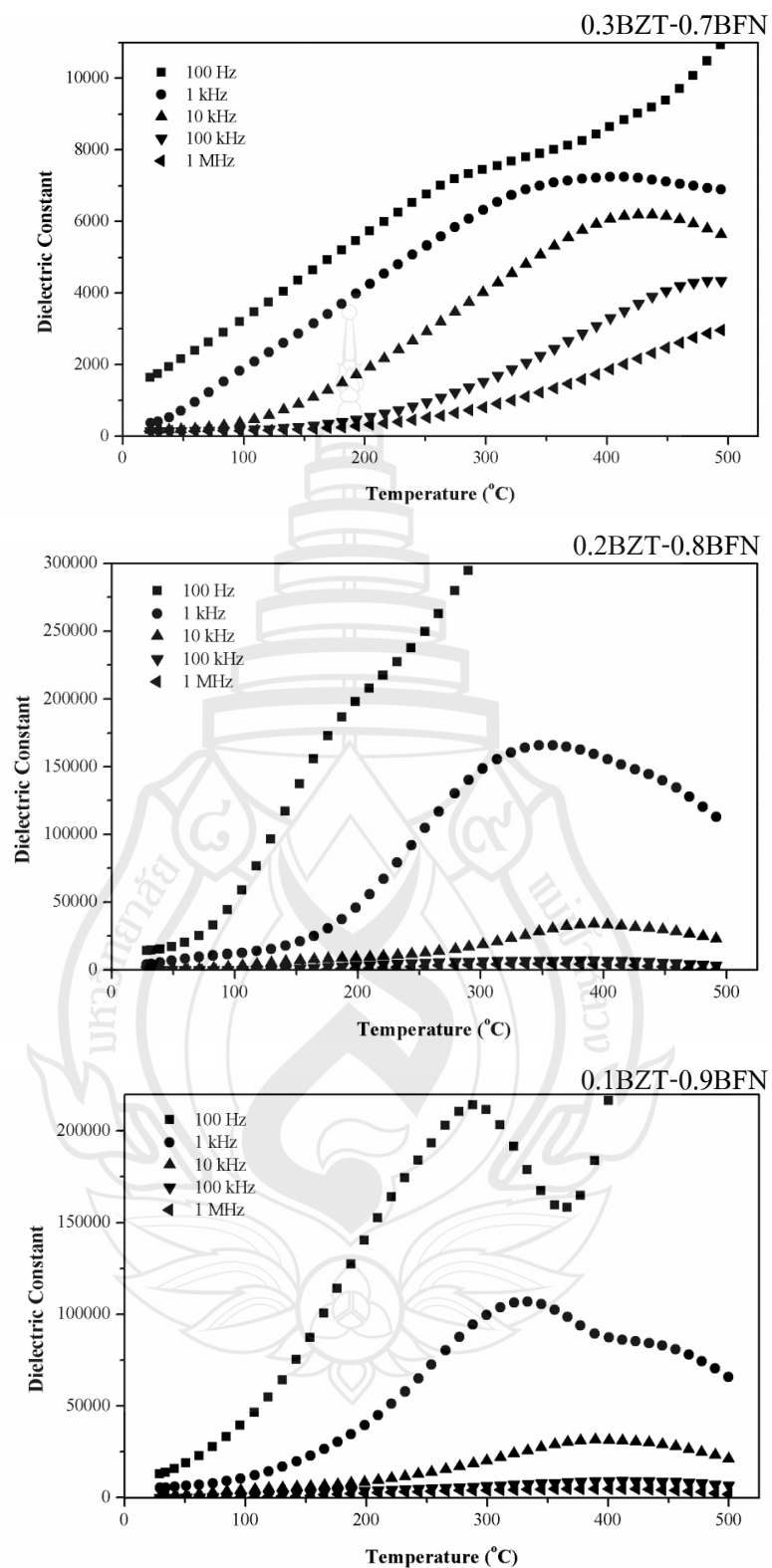
จากสมการที่ 4.2 จะเห็นว่าค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของสารจะแปรผันตามขนาดเกรน ซึ่งจะสอดคล้องกับผลการวัดค่าความหนาแน่นของเซรามิก BZT-BFN ที่เมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น ขนาดเกรนเฉลี่ยจะเพิ่มขึ้น จึงส่งผลให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิกเพิ่มขึ้นตามไปด้วย ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองในตารางที่ 4.4 ในเงื่อนไข $x = 0.8$ ในทุกเงื่อนไขการเผาซินเตอร์ จะมีลักษณะการแตกหักแบบผ่าเกรน หรือมีความแข็งแรงของขอบเกรนสูง ทำให้ขอบเกรนมีความเป็นฉนวนสูงขึ้น ส่งผลให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงขึ้นด้วย



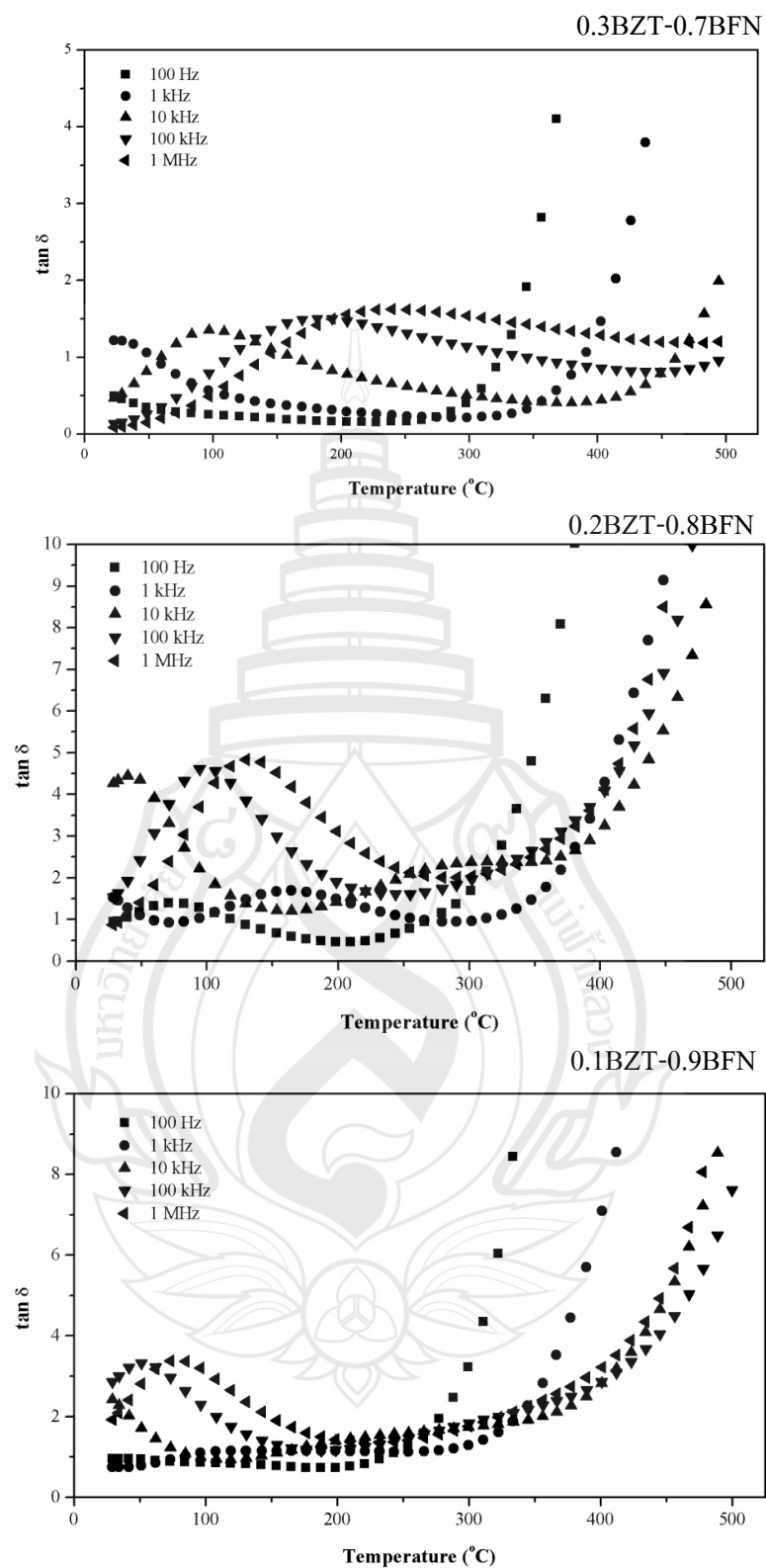
ภาพที่ 4.20 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส



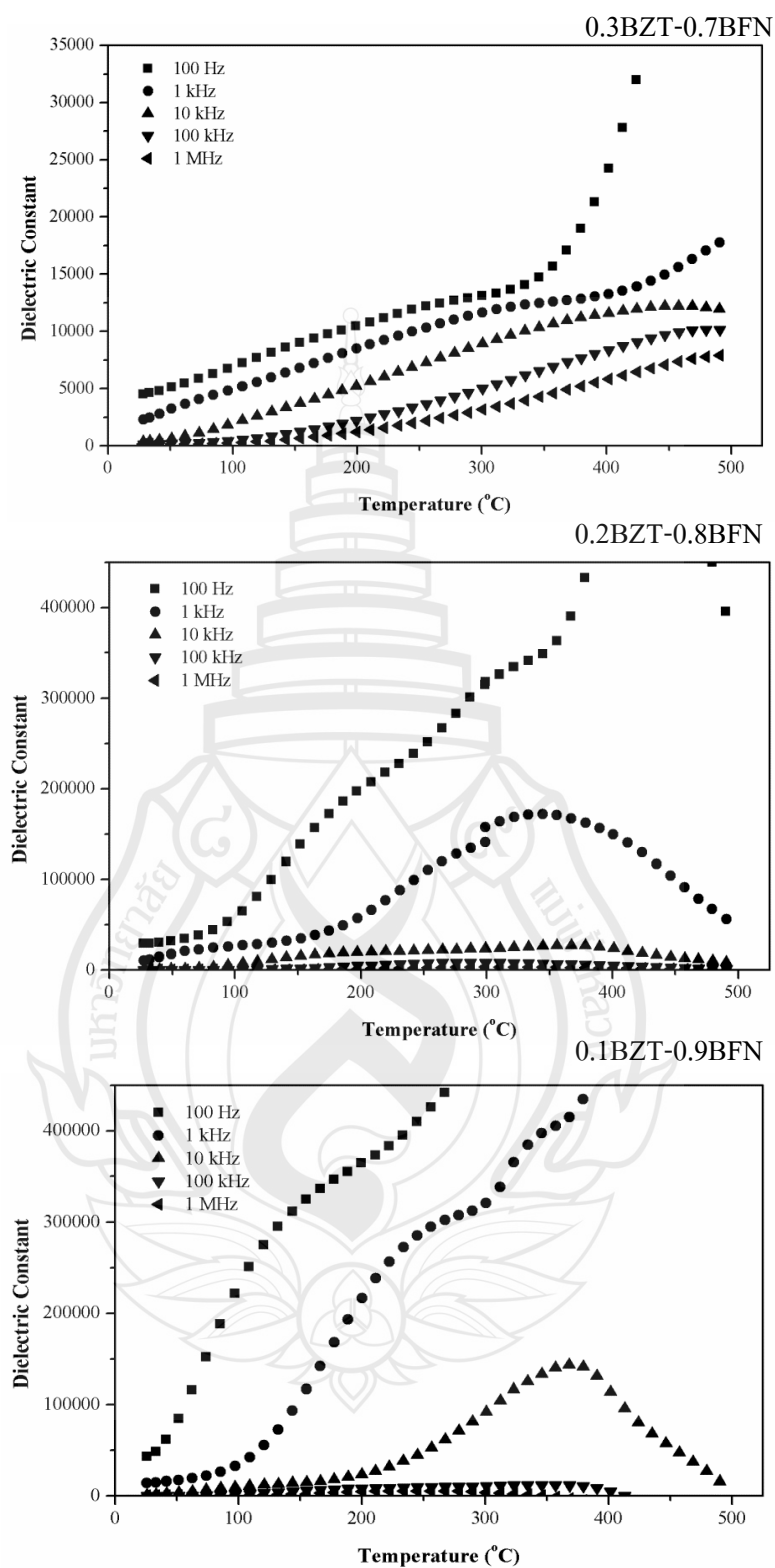
ภาพที่ 4.21 ค่าสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1000 องศาเซลเซียส



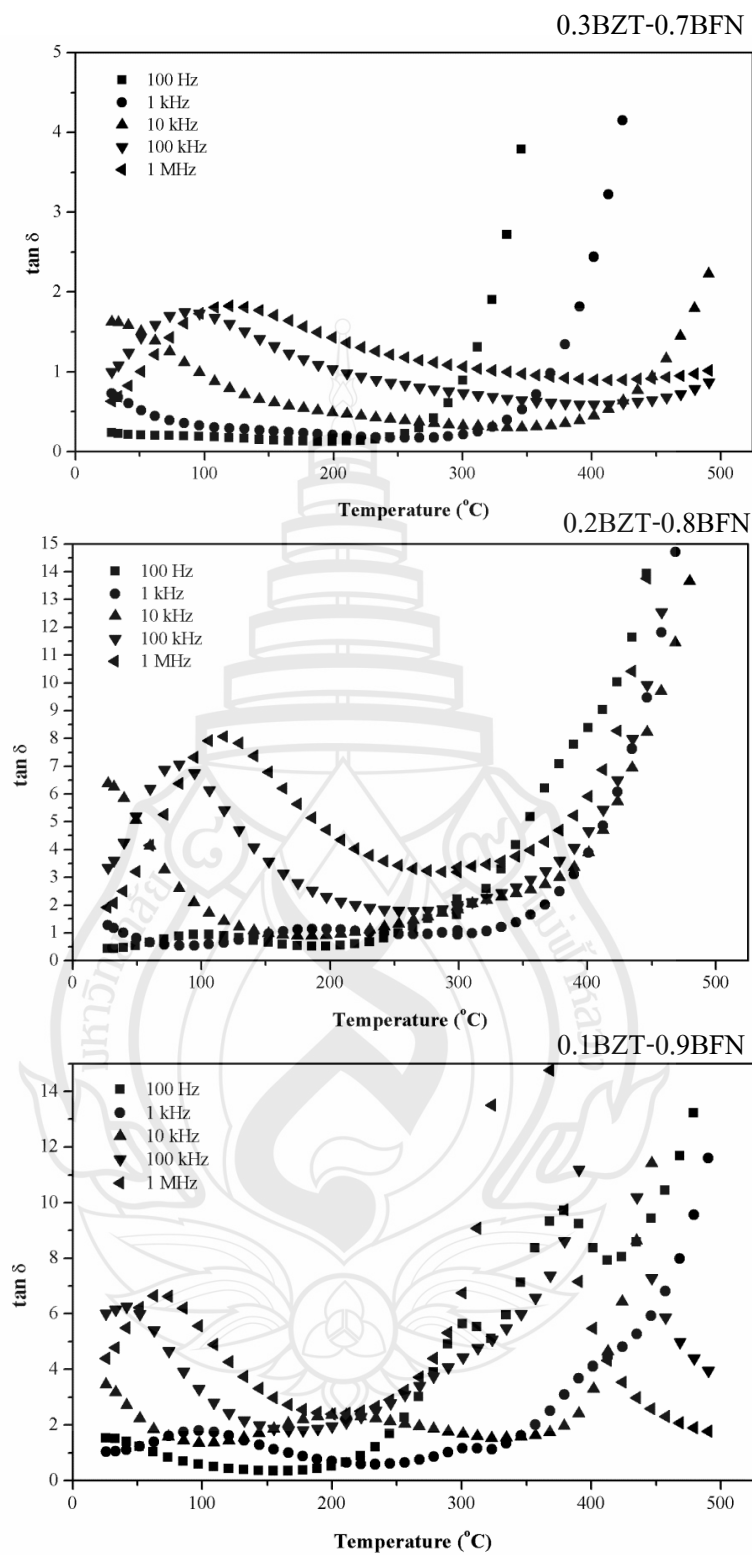
ภาพที่ 4.22 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 4.23 ค่าสูญเสียไดอิเล็กตริกของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1100 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 4.24 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิก BZT-BFN ชินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส



ภาพที่ 4.25 ค่าสูญเสียไดอิเล็กตริกของเซรามิก BZT-BFN ซินเตอร์ที่ 1200 องศาเซลเซียส

4.2.5 ผลการศึกษาพฤติกรรมไดอิเล็กทริกของเซรามิกผสม

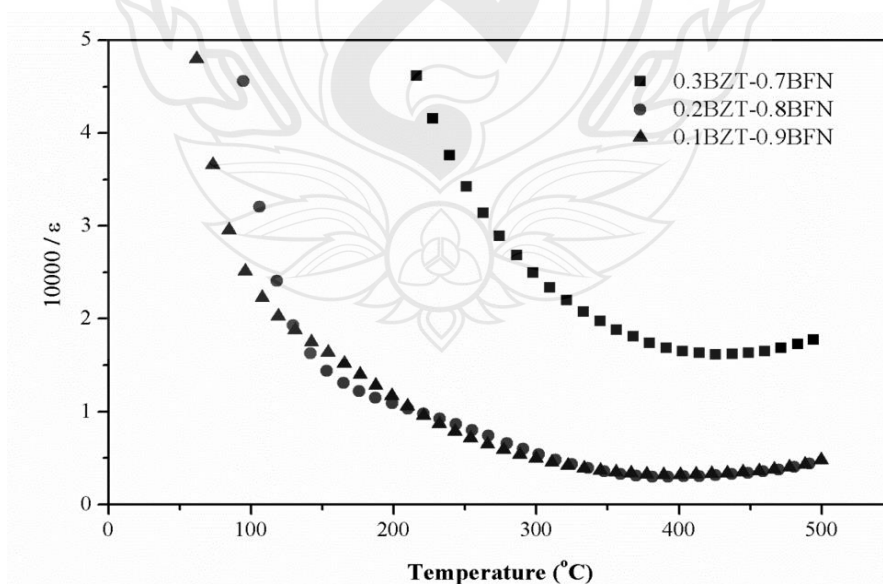
จากผลการทดลองในหัวข้อ 4.2.4 พบว่าค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงสุดของแต่ละความถี่ มีการกระจายตัวในช่วงอุณหภูมิกว้าง แต่ยังไม่อาจสรุปได้ว่าวัสดุดังกล่าวมีสมบัติเป็นวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกเรแลกเซอร์ (Relaxor Ferroelectrics หรือ Relaxor) สำหรับวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกปกติ (Normal Ferroelectrics) ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของวัสดุในช่วงอุณหภูมิมากกว่าอุณหภูมิคูรี จะเป็นไปตามกฎของคูรี-ไวสส์ (Curie-Weiss) ตามสมการที่ 4.3

$$\epsilon = \frac{C}{T - T_0} \quad 4.3$$

เมื่อ $T > T_0$ และ T_0 คือ อุณหภูมิคูรี (Curie-Weiss Temperature)

C คือ ค่าคงที่ของคูรี (Curie-Weiss Constant)

ภาพที่ 4.26 กราฟความสัมพันธ์ของส่วนกลับของค่าคงที่ไดอิเล็กทริก ($1/\epsilon$) กับอุณหภูมิของเซรามิก BZT-BFN ที่อัตราส่วนต่าง ๆ โดยเลือกข้อมูลที่ใช้ความถี่ 10 kHz เนื่องจากมีผลการทดลองที่แสดงพฤติกรรมใกล้เคียงกับกฎของคูรี-ไวสส์ (Curie-Weiss) มากที่สุด แต่เมื่อพิจารณาจากกราฟความสัมพันธ์ในภาพที่ 4.26 จะเห็นว่าผลการทดลองไม่สอดคล้องกับกฎของคูรี-ไวสส์ (Curie-Weiss)



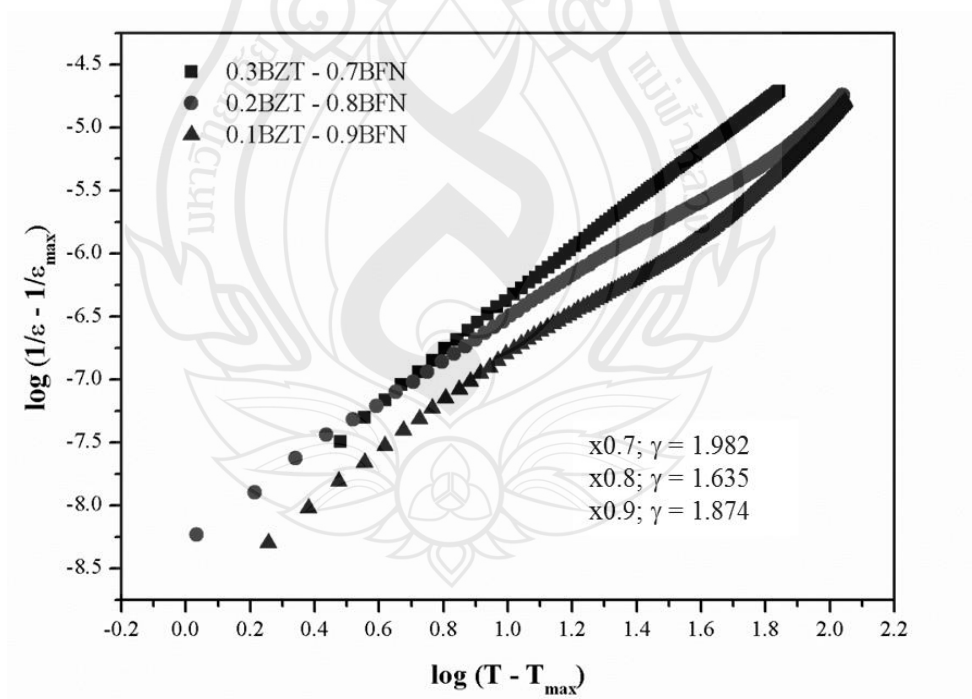
ภาพที่ 4.26 กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $1/\epsilon$ กับอุณหภูมิ ที่ความถี่ 10 kHz

เพื่ออธิบายสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกรีแลกเซอร์ จะทำการปรับปรุงสมการของคูรี-ไวสส์ (Curie-Weiss) ซึ่งจะได้สมการใหม่ตามสมการ 4.4

$$\frac{1}{\varepsilon} - \frac{1}{\varepsilon_{\max}} = \frac{(T - T_{\max})^{\gamma}}{C'} \quad 4.4$$

เมื่อ γ และ C' เป็นค่าคงที่ โดยเมื่อค่า γ เท่ากับ 1 หมายถึงวัสดุนี้แสดงพฤติกรรมแบบวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกปกติ (เป็นไปตามกฎของคูรี-ไวสส์) โดยสำหรับวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกรีแลกเซอร์จะมีค่า γ ประมาณ 2

ภาพที่ 4.27 แสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\log(1/\varepsilon - 1/\varepsilon_{\max})$ กับ $\log(T - T_{\max})$ พบว่าค่า γ มีค่าอยู่ในช่วง 1.6 – 1.9 โดยมีค่าสูงสุดที่ 1.982 ในเงื่อนไข x เท่ากับ 0.7 จากผลการทดลองนี้จึงพอสรุปได้ว่า เซรามิก BZT-BFN ที่เตรียมได้ แสดงพฤติกรรมแบบเฟอร์โรอิเล็กทริกรีแลกเซอร์ (Relaxor Ferroelectrics)



ภาพที่ 4.27 กราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\log(1/\varepsilon - 1/\varepsilon_{\max})$ กับ $\log(T - T_{\max})$ ที่ความถี่ 10 kHz

บทที่ 5

สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ

จากการศึกษาการเตรียมสารละลายของแข็งบีสมัทซิงค์ไททาเนท-แบเรียมไอรอนไนโอเบท เพื่อศึกษาสมบัติทางกายภาพและสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิก เพื่อนำไปประยุกต์ใช้เป็นวัสดุไดอิเล็กทริกในตัวเก็บประจุสำหรับอุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ สามารถสรุปผลการทดลองได้ดังนี้

5.1 ผลการศึกษาสมบัติและลักษณะเฉพาะของเซรามิกผสม

จากผลการศึกษาการเตรียมเซรามิกบีสมัทซิงค์ไททาเนท-แบเรียมไอรอนไนโอเบท ในระบบ $(1-x)\text{BZT}-x\text{BFN}$ ที่ x เท่ากับ 0.6, 0.7, 0.8 และ 0.9 โดยใช้วิธีการเตรียมเป็นสารละลายของแข็งพบว่า โดยทำการเตรียมที่อุณหภูมิ 1000 – 1200 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2 ชั่วโมง พบว่าที่ x มากกว่า 0.7 จะได้เซรามิกที่มีโครงสร้างแบบเพอโรฟสไกต์ โดยมีโครงสร้างเป็นแบบคิวบิก มีค่าแลตทิซพารามิเตอร์จากการคำนวณอยู่ในช่วง 0.4046 – 0.4056 นาโนเมตร และนอกจากนี้ยังพบว่าค่าแลตทิซพารามิเตอร์จะลดลงเมื่อปริมาณของ BZT เพิ่มขึ้น ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ที่พบว่าเมื่อปริมาณของ BZT เพิ่มขึ้น พิกการเลี้ยวเบนจะเลื่อนไปทางด้านมุมสูงขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากการเข้าไปแทนที่ของอะตอมที่มีขนาดเล็กกว่า (Bi) ในตำแหน่งของอะตอมที่มีขนาดใหญ่กว่า (Ba) ส่งผลให้ขนาดของแลตทิซพารามิเตอร์ลดลง

จากผลการวิเคราะห์สัญญาณวิทยาของเซรามิกพบว่า เมื่อปริมาณของ BFN เพิ่มขึ้น ขนาดเกรนเฉลี่ยจะลดลง นอกจากนี้ขนาดของเกรนยังแปรตามอุณหภูมิซินเตอร์ โดยขนาดของเกรนเฉลี่ยของเซรามิกที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1000 องศาเซลเซียส จะอยู่ในช่วง 1-2.5 ไมโครเมตร ที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1100 องศาเซลเซียส จะอยู่ในช่วง 1.25-4 ไมโครเมตร และที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1200 องศาเซลเซียส ขนาดของเกรนเฉลี่ยจะอยู่ในช่วง 2-6 ไมโครเมตร

ความหนาแน่นของเซรามิกจะแปรตามปริมาณของสารแบเรียมไอรอนไนโอเบตและอุณหภูมิซินเตอร์ โดยในเงื่อนไข x เท่ากับ 0.6 และ 0.7 ค่าความหนาแน่นจะลดลงเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น เนื่องจากเกิดการสูญเสียของบิสมาท (Bi) ให้กับอากาศ จึงทำให้ความหนาแน่นรวมของเซรามิกลดลง โดยค่าความหนาแน่นสัมพัทธ์สูงสุดของเซรามิกที่เตรียมได้มีค่าประมาณ 98-99 เปอร์เซ็นต์ เมื่อเทียบกับค่าความหนาแน่นทางทฤษฎี

จากการศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{BZT}-x\text{BFN}$ พบว่าค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและค่าการสูญเสียของไดอิเล็กทริกจะแปรตามอุณหภูมิ และความถี่ที่ใช้ในการทดสอบ โดยค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิ และลดลงเมื่อความถี่ของการทดสอบเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกยังแปรตามปริมาณของ BFN โดยที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1000-1100 องศาเซลเซียส ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่อค่า x เพิ่มขึ้นจาก 0.7 ไปเป็น 0.8 และจะเริ่มลดลงเมื่อค่า x เท่ากับ 0.9 แต่ในเงื่อนไขอุณหภูมิซินเตอร์ 1200 องศาเซลเซียส ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ BFN ในทุก ๆ เงื่อนไข โดยมีช่วงอุณหภูมิที่อยู่ที่ 300-400 องศาเซลเซียส เมื่อพิจารณาค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกพบว่า ค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกจะเพิ่มขึ้นตามปริมาณของ BFN และยังเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิที่ใช้ทดสอบ โดยจะมีค่าประมาณ 2-4 ที่อุณหภูมิห้อง และจะมีค่าสูงขึ้นมากเมื่ออุณหภูมิทดสอบสูงกว่า 300 องศาเซลเซียส และจากการศึกษาพฤติกรรมไดอิเล็กทริกของเซรามิก $(1-x)\text{BZT}-x\text{BFN}$ พบว่าเซรามิกที่เตรียมได้แสดงพฤติกรรมแบบเฟอร์โรอิเล็กทริกรีแลกเซอร์ (Relaxor Ferroelectrics)

จากผลทดลอง พบว่าแม้เซรามิก $(1-x)\text{BZT}-x\text{BFN}$ จะให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงมาก แต่ค่าการสูญเสียของไดอิเล็กทริก ยังมีค่าสูงเกินค่ามาตรฐานที่จะนำไปประยุกต์ใช้เป็นตัวเก็บประจุในเชิงอุตสาหกรรมได้ โดยวัสดุไดอิเล็กทริกที่จะนำไปใช้เป็นตัวเก็บประจุได้นั้น ต้องมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกไม่น้อยกว่า 1000 และมีค่าการสูญเสียของไดอิเล็กทริกไม่เกิน 0.025 (ชานินทร์ ปัจจุโส, 2555) จึงทำให้เซรามิก $(1-x)\text{BZT}-x\text{BFN}$ ที่เตรียมได้ มีสมบัติที่ไม่เหมาะสมจะนำไปใช้เป็นวัสดุไดอิเล็กทริกสำหรับตัวเก็บประจุได้

5.2 ข้อเสนอแนะ

จากผลการทดลองจะเห็นว่าเซรามิกบิสมาทซิงค์ไททานต-แบเรียมไอรอนไนโอ (BZT-BFN) ที่เตรียมได้นั้น ยังมีสมบัติที่ไม่เหมาะสมที่จะนำไปใช้เป็นวัสดุไดอิเล็กทริกสำหรับตัวเก็บประจุได้จริง แม้ว่าจะให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงในช่วงอุณหภูมิกว้าง แต่ก็ยังไม่สามารถลดค่าการ

สูญเสียของไดอิเล็กทริกให้ต่ำลงได้ อีกทั้งโครงสร้างผลึกของเซรามิกยังเป็นแบบคิวบิก ไม่ได้เป็นเตตระโกนอลตามที่คาดไว้ในตอนต้น ซึ่งน่าจะเกิดการผลของขนาดอะตอมของบิสมาทที่เข้าไปแทนที่อะตอมของแบเรียม ในตำแหน่ง A จึงเป็นผลให้โครงสร้างของเซรามิกไม่มีความเป็นเตตระโกนอลตามที่คาดหวัง ทางผู้วิจัยจึงเสนอแนวทางในการพัฒนางานวิจัยดังนี้

5.2.1 เนื่องจากโครงสร้างของเซรามิกที่เตรียมได้นั้น มีโครงสร้างแบบคิวบิก ทั้งที่เราเลือกใช้สารตั้งต้นที่มีความเป็นเตตระโกนอลสูง ซึ่งอาจเป็นผลมาจากลักษณะเฉพาะของสาร BZT ที่อาจไม่เหมาะสมที่จะนำมาเตรียมเป็นสารละลายของแข็งร่วมกับสาร BFN ซึ่งมีโครงสร้างเป็นคิวบิก แม้ว่าผลการทดลองจะให้ค่าที่ไดอิเล็กทริกที่สูง แต่อาจไม่สามารถนำไปประยุกต์เพื่อใช้งานได้ จึงควรปรับปรุงกระบวนการเลือกสารตั้งต้น โดยอาจเพิ่มสารเพอร์รอฟสไกต์เข้าไปอีก 1 กลุ่ม เพื่อปรับให้เซรามิกที่เตรียมได้มีโครงสร้างเป็นไปตามที่ต้องการ หรือ อาจใช้วิธีการเติมสารเจือปนลงไปในตำแหน่งแคโทไอออนที่ตำแหน่ง B-Site ซึ่งอาจช่วยให้โครงสร้างเปลี่ยนแปลงจากคิวบิกไปเป็นเตตระโกนอลได้ (Raengthon & Cann, 2011)

5.2.2 ค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิกที่เตรียมได้ยังมีค่าสูงเกินกว่าจะนำไปประยุกต์ใช้งานได้ อาจปรับปรุงได้โดยการเติมสารเจือในกลุ่มที่ทำให้เกิดแก้ว (Glass Former) ลงไปในโครงสร้างของเซรามิก เพื่อเพิ่มความต้านทานของขอบเกรน (Grain Boundary Resistance) ซึ่งจะช่วยให้ค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิกลดลงได้ แต่ทั้งนี้ก็ต้องพิจารณาเลือกสารเจือที่เหมาะสมก่อนนำมาใช้งาน

5.2.3 เนื่องจากขนาดของเกรนเฉลี่ยของเซรามิกที่เตรียมได้ มีขนาดที่ไม่สม่ำเสมอ และในบางเงื่อนไขยังพบว่ามีรูพรุนเกิดขึ้นมาก ทำให้อาจส่งผลกระทบต่อสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกได้ ในเงื่อนไขนี้อาจปรับปรุงได้โดยการศึกษาวิธีการเตรียมสารตั้งต้นให้มีขนาดอนุภาคที่เล็กลงกว่าเดิมก่อนที่จะนำมาผสมกัน ซึ่งจะช่วยให้ขนาดของเกรนเฉลี่ยมีค่าใกล้เคียงกันมากขึ้น อีกทั้งยังช่วยเพิ่มความหนาแน่นของเซรามิก ซึ่งจะส่งผลดีต่อสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกได้อีกด้วย นอกจากนี้ยังสามารถนำวิธีการเผาซินเตอร์แบบ 2 ขั้นตอน (Two Step Sintering) มาใช้ในการเผาซินเตอร์ตัวอย่าง เพื่อควบคุมขนาดเกรนให้ได้ตามที่ผู้วิจัยต้องการได้ ซึ่งจะเป็นแนวทางหนึ่งที่สามารถนำมาใช้ได้



รายการอ้างอิง

รายการอ้างอิง

กอบบุฒิ รุจินานกุล. (2553). *การวิเคราะห์ของแข็งเชิงฟิสิกส์*. เชียงใหม่: มหาวิทยาลัยเชียงใหม่.

ธานินทร์ ปัจจุโส. (2555). วัสดุไอออนด์ไดอิเล็กทริก. *วารสารวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยขอนแก่น*. 40(1), 54-65.

แม่น อมรสิทธิ์. (2534). *หลักการและเทคนิคการวิเคราะห์เชิงเครื่องมือ*. กรุงเทพฯ: ชวนพิมพ์.

รัตติกร ยืนนิรัญ. (2549). *สมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกเฟอร์โรอิเล็กทริก*. เชียงใหม่: มหาวิทยาลัยเชียงใหม่.

วัชร อดิษฐ์ (2001). *ฟิสิกส์ 2*. สืบค้นเมื่อ 25 กุมภาพันธ์ 2557 จาก
http://www.rmutphysics.com/physics2/Physics2_Web/Unit1/c1_15.htm

Abdelkafi, Z., Abdelmoula, N., Khemakhem, H., Bidault, O. & Maglione, M. (2006). Dielectric relaxation in $\text{BaTi}_{0.85}(\text{Fe}_{1/2}\text{Nb}_{1/2})_{0.15}\text{O}_3$ perovskite ceramic. *Journal of Applied Physics*, 100, 114111. doi: 10.1063/1.2369532

APC International, Ltd. *Piezoelectricity*. Retrieved February 25, 2014, from <http://www.americanpiezo.com/demo/knowledge-center/piezo-theory/piezoelectricity.html>

Bologna Alles, A., Vanalstine, R. & Schulze, W. (2005). Dielectric properties and aging of fast-fired barium titanate. *Latin American Applied Research*, 35, 29-35.

Buhrer, C. F. (1962). Some properties of bismuth perovskites. *Journal of Chemical Physics*, 36, 798.

Carter, C. B. & Norton, M. G. (2007). *Ceramic material: Science and engineering*. New York: Springer.

- Chung, C. Y., Chang, Y. H. & Chen, G. J. (2004). Effects of lanthanum doping on the dielectric properties of $\text{Ba}(\text{Fe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})\text{O}_3$ ceramic. *Journal of Applied Physics*, 96, 6624. doi: 10.1063/1.1804243
- Eitssayeam, S., Intatha, U., Pengpat, K. & Tunkasiri, T. (2006). Preparation and characterization of barium iron niobate ($\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$) Ceramics. *Journal of Applied Physics*, 6, 316-318.
- Eitssayeam, S., Intatha, U., Rujijanagul, G., Pengpat, K. & Tunkasiri, T. (2006). Structural and electrical properties characterization of $(1-x)\text{PbZr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48}\text{O}_3-x\text{BaFe}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ system. *Journal of Applied Physics A: Materials Science and Processing*, 83, 295-299.
- Fitsilis, F. (2003). *MOCVD of high-k ceramic thin films for the Gbit DRAM technology dissertation*. Retrieved March 20, 2014, from <http://juser.fz-juelich.de/record/37427>
- Goldschmidt, V. M. (1926). Die Gesetze der Krystallochemie. *Die Naturwissenschaften*, 14, 477-485.
- Huang, C. C. & Cann, D. P. (2008). Phase transitions and dielectric properties in $\text{Bi}(\text{Zn}_{1/2}\text{Ti}_{1/2})\text{O}_3$ - BaTiO_3 perovskite solid solutions. *Journal of Applied Physics*, 104(2), 024117-024117-4.
- Huang, C. C. (2008). *Structure and piezoelectric properties of lead-free bismuth-based perovskite solid solutions*. Retrieved February 25, 2014, from <http://ir.library.oregonstate.edu/xmlui/handle/1957/9319>
- Huang, C. C., Cann, D. P., Tan, X. & Vittayakorn, N. (2007). Phase transitions and ferroelectric properties in BiScO_3 - $\text{Bi}(\text{Zn}_{1/2}\text{Ti}_{1/2})\text{O}_3$ - BaTiO_3 solid solutions. *Journal of Applied Physics*, 102(4), 044103-044103-5.
- Huang, C. C., Vittayakorn, N., Prasatkhetragarn, A., Gibbons, B. J. & Cann, D. P. (2009). Phase transitions and dielectric properties in $\text{Bi}(\text{Zn}_{1/2}\text{Ti}_{1/2})\text{O}_3$ -($\text{Na}_{1-y}\text{Li}_y$) NbO_3 perovskite solid

solutions. *Japanese Journal of Applied Physics*, 48, 031401. doi: 10.1143/jjap.48.031401

Imai, T., Sasaura, M., Nakamura, K. & Fujiura, K. (2007). Crystal growth and electro-optic properties of $\text{KTa}_{1-x}\text{Nb}_x\text{O}_3$. *NTT Technical Review*, 5(9), 1-8.

Kao, K. C. (2004). *Dielectric phenomena in solids: with emphasis on physical concepts of electronic processes*. United States of America: Elsevier.

Kingery, W. D., Bowen, H. K. & Uhlmann, D. R. (1976). *Introduction to Ceramics* (2nd ed.). New York: John Wiley & Sons.

Leipner, H. S. (2006). *Physics of materials 9 - Dielectric properties*. Retrieved February 25, 2014, from <http://www.scribd.com/doc/40472240/Physics-of-Materials-9-Dielectric-Properties>

Li, Y. J., Chen, X. M., Hou, R. Z. & Tang, Y. H. (2006). Maxwell–Wagner characterization of dielectric relaxation in $\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2}\text{Fe}_2\text{O}_4/\text{Sr}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Nb}_2\text{O}_6$ composite. *Solid State Communications*, 137, 120-125.

Moulson, A. J., & Herbert, J. M. (1990). *Electroceramics - Material, Properties, Applications*. London: Chapman & Hall.

Moulson, A. J., & Herbert, J. M. (2003). *Electroceramics - Material, Properties, Applications* (2nd ed). New York: Wiley.

Mulvihill, M. L., Cross, L. E., Cao, W. & Uchino, K. (1997). Domain-Related Phase Transitionlike Behavior in Lead Zinc Niobate Relaxor Ferroelectric Single Crystals. *Journal of the American Ceramic Society*, 80(6), 1462-1468.

- Nagata, H. & Takenaka, T. (1997). Lead-free piezoelectric ceramics of $(\text{Bi}_{1/2}\text{Na}_{1/2})\text{TiO}_3$ - $1/2(\text{Bi}_2\text{O}_3\cdot\text{Sc}_2\text{O}_3)$ system. *Japanese Journal of Applied Physics*, 36, 6055-6057.
doi: 10.1143/jjap.36.6055
- Park, S. E. & Shrout, T. R. (1997). Characteristics of relaxor-based piezoelectric single crystals for ultrasonic transducers. *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics and Frequency Control*, 44, 1140-1147.
- Piezoelectric Ceramics: Principles and Applications*. (2002). Pennsylvania: Apc International, Ltd.
- Raengthon, N. & Cann, D. P. (2011). High-K $(\text{Ba}_{0.8}\text{Bi}_{0.2})(\text{Zn}_{0.1}\text{Ti}_{0.9})\text{O}_3$ Ceramics for high-temperature capacitor applications. *IEEE Transactions on Ultrasonic, Ferroelectric, and Frequency control*, Vol. 58(9), 1954-1958. doi: 10.1109/TUFFC.2011.2036
- Raevski, I. P. & Prosandeev, S. A. (2002). A new, lead free, family of perovskites with a diffuse phase transition: NaNbO_3 -based solid solutions. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 63, 1939-1950. doi: 10.1016/S0022-3697(02)00181-6
- Raevski, I. P., Prosandeev, S. A., Bogatin, A. S., Malitakaya, M. A. & Jastrabik, L. (2003). High dielectric permittivity in $\text{AFe}_{1/2}\text{B}_{1/2}\text{O}_3$ nonferroelectric perovskite ceramics (A=Ba, Sr, Ca; B=Nb, Ta, Sb). *Journal of Applied Physics*, 93(7), 4130-4136.
- Randall, C. A., Bhalla, A. S., Shrout, T. R. & Cross, L. E. (1990). Classification and consequences of complex lead perovskite ferroelectrics with regard to B-site cation order. *Journal of Materials Research*, 5, 829-834.
- Reed, J. S. (1995). *Principles of ceramics processing*. New York: Wiley Interscience.
- Reynolds, T. G. III & Buchanan, R. C. (2004). *Ceramic Materials for Electronics*. New York: Marcel Dekker.

- Rout, S. K. (2006). *Phase Formation and Dielectric Studies of Some BaO-TiO₂-ZrO₂ Based Perovskite System*. Doctoral Dissertation. Deemed University at Orissa.
- Saha, S. & Sinha, T. P. (2002). Structural and dielectric studies of BaFe_{0.5}Nb_{0.5}O₃. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 14, 249-258.
- Saha, S. & Sinha, T. P. (2006). Dielectric relaxation in SrFe_{1/2}Nb_{1/2}O₃. *Journal of Applied Physics*, 99, 014109. doi:10.1063/1.2160712
- Samara, G. A. (2003). The relaxation properties of compositionally disordered ABO₃ perovskites. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 15, 367–411. doi:10.1088/0953-8984/15/9/202
- Shaikh, A. S., Vest, R. W. & Vest, G. M. (1986). Dielectric properties of ultra fine grained BaTiO₃, *IEEE International Symposium on Applied Ferroelectrics*, 6, 126-129.
- Shannon, R. D. (1976). Revised effective ionic radii and systematic studies of interatomic distances in halides and chalcogenides. *Acta Crystallographica*, A32, 751-767. doi: 10.1107/S0567739476001551
- Smolenskii, G. A., & Agranovskaya, Sov A. L. (1958). Dielectric polarization and losses of some complex compounds. *Soviet Physics - Technical Physics*, 3, 1380-1382.
- Suchomel, M. R., & Davids, P. K. (2005). Enhanced tetragonality in (x)PbTiO₃-(1-x)Bi(Zn_{1/2}Ti_{1/2})O₃ and related solid solution systems. *Applied Physics Letters*, 86, 262905. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1978980>
- Suchomel, M. R., Fogg, A. M., Allix, M., Niu, H., Claridge, J. B. & Rosseinsky, M.J. (2006). A lead-free closed-shell polar perovskite with an ionic polarization of 150 μC cm⁻². *Chemistry of Materials*, 18(24), 5810

- Sukkha, U., Vittayakorn, W., Muanghlua, R., Niemcharoen, S., Boonchom, B. & Vittayakorn, N. (2012). Phase transition behavior of the $(1-x)\text{PbZrO}_3$ - $x\text{Ba}(\text{Al}_{1/2}\text{Nb}_{1/2})\text{O}_3$ solid solution. *Journal of the American Ceramic Society*, 95, 3151. doi: 10.1111/j.1551-2916.2012.05277.x
- Sutapun, M., Huang, C. C., Cann, D. P. & Vittayakorn, N. (2009). Phase transitional behavior and dielectric properties of lead free $(1-x)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{NbO}_3$ - $x\text{Bi}(\text{Zn}_{0.5}\text{Ti}_{0.5})\text{O}_3$ ceramics. *Journal of Alloys and Compounds*, 479, 462-466. doi: 10.1016/j.jallcom.2008.12.096
- Tang, X. G., Chew, K. H. & Chan, H. L. W. (2004). Diffuse phase transition and dielectric tunability of $\text{Ba}(\text{Zr}_y\text{Ti}_{1-y})\text{O}_3$ relaxor ferroelectric ceramics. *Acta Materialia*. 52, 5177-5183. doi: 10.1016/j.actamat.2004.07.028
- Uchino, K. & S. Nomura. (1982). Critical exponents of the dielectric constants in diffused-phase-transition crystals. *Ferroelectrics Letters Section*, 44(3), 55-61.
- Wang, Z., Chen, X. M., Ni, L., Liu, Y. Y. & Liu, X. Q. (2007). Dielectric relaxations in $\text{Ba}(\text{Fe}_{1/2}\text{Ta}_{1/2})\text{O}_3$ giant dielectric constant ceramics. *Applied Physics Letters*, 90, 102905. doi: 10.1063/1.2711767
- Wikipedia. (2013). *Capacitors*. Retrieved March 20, 2014, from <http://en.wikipedia.org/wiki/Capacitor>
- Yamashita, Y. (1994). PZN-Based Relaxors for MLCCs. *American Ceramic Society Bulletin*, 73(8), 74-80.
- Yu, Z., Ang, C., Guo, R. & Bhalla, A. S. (2002). Piezoelectric and strain properties of $\text{Ba}(\text{Ti}_{1-x}\text{Zr}_x)\text{O}_3$ ceramics. *Journal of Applied Physics*, 92(3), 1489-1493.

Zhao, F., Yue, Z., Pei, J., Yang, D., Gui, Z. & Li, L. (2007). Dielectric abnormalities in $\text{BaTi}_{0.9}(\text{Ni}_{1/2}\text{W}_{1/2})_{0.1}\text{O}_3$ giant dielectric constant ceramics. *Applied Physics Letters*, 91, 052903. doi: 10.1063/1.2767190

Zhu, F., Skidmore, T. A., Bell, A. J., Comyn, T. P., James, C. W., Ward, M. & Milne, S. J. (2011). Diffuse dielectric behaviour in $\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5}\text{NbO}_3\text{--LiTaO}_3\text{--BiScO}_3$ lead-free ceramics. *Materials Chemistry and Physics*, 129, 411-417.





ประวัติผู้เขียน

ชื่อ	นายเกียรติพงษ์ ได้การ
วัน เดือน ปี เกิด	31 พฤษภาคม 2520
สถานที่อยู่ปัจจุบัน	1/87 หมู่บ้านพฤษาวิไล 17 ซอยพุทธบูชา 36 ถนนพุทธบูชา แขวงบางมด เขตทุ่งครุ กรุงเทพมหานคร 10140
ประวัติการศึกษา	
2542	ปริญญาตรี วิทยาศาสตร์บัณฑิต สาขาฟิสิกส์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี
ประวัติการทำงาน	
2546-ปัจจุบัน	นักวิทยาศาสตร์ ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี มหาวิทยาลัยแม่ฟ้าหลวง จังหวัดเชียงราย
2542-2546	ผู้ช่วยสอน คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี จังหวัดอุบลราชธานี