

สำนักหอสมุดกลาง พระจอมเกล้าลาดกระบัง

โครงสร้างผลึกและการเปลี่ยนเฟสของเซรามิกในระบบ

เลดเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต

Crystal structure and phase transition of

lead zirconate barium magnesium

niobate ceramics



T117156



คทพญ.
เลขทะเบียน... 117156
วัน,เดือน,ปี... 19 ก.ค. 2554

b. 12212655
.....
.....

โครงการพิเศษนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรวิทยาศาสตรบัณฑิต

สาขาวิชาเคมีอุตสาหกรรม-เครื่องมือวิเคราะห์

คณะวิทยาศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

ปีการศึกษา 2553

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

**CRYSTAL STRUCTURE AND PHASE TRANSITION OF
LEAD ZIRCONATE BARIUM MAGNESIUM
NIOBATE CERAMICS**



**A SPECIAL PROJECT SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT
OF THE REQUIRMENT FOR THE DEGREE OF BACHELOR OF SCIENCE
IN INDUSTRIAL CHEMISTRY – ANALYTICAL INSTRUMENTATION
FACULTY OF SCIENCE
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG
ACADEMIC YEAR 2010**

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โครงการพิเศษเรื่อง	โครงสร้างผลิตภัณฑ์และการเปลี่ยนเฟสของเซรามิกในระบบเลเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต		
นักศึกษา	นางสาวพรรณนิภา คำแสนหมื่น	50050644	
	นางสาวสุรัชฎา สุขเกื้อ	50050677	
	นางสาวอัครภา พรหมมิ	50050684	
ปริญญา	วิทยาศาสตรบัณฑิต		
สาขาวิชา	เคมีอุตสาหกรรม-เครื่องมือวิเคราะห์		
อาจารย์ที่ปรึกษา	ผศ.ดร. นราธิป วิทยากร		

คณะวิทยาศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง อนุมัติให้โครงการพิเศษนี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรวิทยาศาสตรบัณฑิต สาขาวิชาเคมีอุตสาหกรรม-เครื่องมือวิเคราะห์ ประจำปีการศึกษา 2553

คณะกรรมการสอบ	ลายมือชื่อ
ดร.บรรจง บุญชม	
ดร.ปานไพลิน สีหาราช	
ผศ.ดร. นราธิป วิทยากร	

ลิขสิทธิ์คณะวิทยาศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โครงการพิเศษ	การเตรียมและหาสมบัติเฉพาะของเซรามิกเลดเซอร์โคเนต แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต Crystal structure and phase transition of lead zirconate barium magnesium niobate ceramics	
นักศึกษา	นางสาวพรรณนิภา	คำแสนหมื่น
	นางสาวสุรัชฎา	สุขเกื้อ
	นางสาวอัศรภา	พรหมมิ
ปริญญา	วิทยาศาสตร์บัณฑิต	
สาขาวิชา	เคมีอุตสาหกรรม-เครื่องมือวิเคราะห์	
ปีการศึกษา	2553	
อาจารย์ที่ปรึกษา	ศศ.ดร.นราธิป วิทยากร	

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาการเตรียมและการสังเคราะห์เซรามิกในระบบเลดเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต $(1-x)\text{PbZrO}_3 - x\text{BMN}$ ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.00 - 0.50$ ด้วยเทคนิคปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid state reaction) จากนั้นได้ทำการตรวจสอบความบริสุทธิ์พิกซ์สูงนัเอกลักษณะ โครงสร้างผลึก การเปลี่ยนเฟส สมบัติทางไดอิเล็กทริก และสมบัติทางเฟอร์โรอิเล็กทริก ซึ่งโครงสร้างผลึกของเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่ได้จากการตรวจสอบด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ แสดงให้เห็นว่าเซรามิกในระบบ PZ-BMN นั้นมีความบริสุทธิ์ และไม่มีเฟสแปลกปลอมในทุกสัดส่วนองค์ประกอบ โดยโครงสร้างผลึกที่ได้เปลี่ยนจาก ออร์โธโรมบิก ไปเป็นรอมโบฮีดรอล ลูกบาศก์เสมือน และโครงสร้างแบบลูกบาศก์ตามลำดับเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN เพิ่มมากขึ้น จากผลการตรวจสอบการเปลี่ยนเฟสพบว่าเซรามิกในระบบ PZ-BMN นั้นมีการเปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ และยังพบอีกว่าอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริก มีแนวโน้มลดลงเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN เพิ่มมากขึ้น

คำสำคัญ : เฟอร์โรอิเล็กทริก ไดอิเล็กทริก เลดเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต
การเปลี่ยนเฟส

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

Title	Crystal structure and phase transition of lead Zirconate Barium Magnesium Niobate ceramics
Student	Miss Punnipa Khamsaenmuen Miss Suratchada Sukkua Miss Akarapa Prommi
Degree	Bachelor of Science
Major Program	Industrial Chemistry – Analytical Instrumentation
Academic Year	2010
Advisor	Assist. Prof. Dr. Naratip Vittayakorn

ABSTRACT

Preparation of $(1-x) \text{PbZrO}_3$ - $x\text{BMN}$ with $x = 0.00$ - 0.50 ceramics was synthesized by solid state reaction. The crystal structure, phase transformations, dielectric properties, ferroelectric properties were investigated. The crystal structure of sintered ceramics was analyzed by x-ray diffraction and the result shown that phase pure perovskite was obtained for all composition. Moreover, the result indicated that the presence of PZ-BMN changed the symmetry from orthorhombic - rhombohedral - pseudo cubic - cubic was observed as the mole fraction of BMN increased. The antiferroelectric to ferroelectric phase transition was found in the composition of $0.00 \leq x \leq 0.04$. The AFE-FE phase transition shifts to lower temperature with higher composition of x . Furthermore the transition from the antiferroelectric to ferroelectric was clearly observed as the mole fraction of BMN increased.

Keyword : Antiferroelectric, Dielectric properties, Microwave dielectric, Lead Zirconate ,
Barium Magnesium Niobate

กิตติกรรมประกาศ

โครงการพิเศษฉบับนี้สำเร็จได้ด้วยความอนุเคราะห์ของ ผศ.ดร. นราธิป วิทยากร ซึ่งเป็นอาจารย์ที่ปรึกษาของโครงการพิเศษ ทั้งให้ความรู้ ให้คำปรึกษา ตรวจสอบข้อบกพร่อง และช่วยเหลือดูแลลูกศิษย์เป็นอย่างดี

กราบขอบพระคุณคณะกรรมการสอบโครงการพิเศษ ที่ให้คำแนะนำและตรวจทานแก้ไขในส่วนที่บกพร่องของโครงการพิเศษฉบับนี้

กราบขอบพระคุณอาจารย์ภาควิชาเคมีและเจ้าหน้าที่คณะวิทยาศาสตร์ทุกท่านที่ให้ความรู้และให้คำปรึกษาสิ่งต่างๆ มาโดยตลอด

ขอขอบคุณพี่ๆ ที่คอยให้ความรู้ ให้คำปรึกษา และคอยให้ความช่วยเหลือดูแลเป็นอย่างดีในเรื่องต่างๆที่เกี่ยวข้องกับงานวิจัยนี้

ขอขอบคุณเพื่อนๆที่คอยให้คำปรึกษา หัวใจและเป็นกำลังใจทั้งยามสุขหรือทุกข์ให้กันเสมอมาในทุกๆเรื่อง

สุดท้ายนี้กราบขอบพระคุณ บิดา มารดา ที่ให้โอกาสทางการศึกษาแก่ผู้จัดทำคุณความดีที่ได้ขอบอบให้กับบุพการี อาจารย์ที่ได้ประสิทธิ์ประสาทวิชาความรู้ และผู้มีพระคุณทุกท่าน

นางสาวพรรณนิภา คำแสนหมื่น
นางสาวสุรัชฎา สุขเกื้อ
นางสาวอัครภา พรหมมิ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อโครงการพิเศษภาษาไทย	I
บทคัดย่อโครงการพิเศษภาษาอังกฤษ	II
กิตติกรรมประกาศ	III
สารบัญ	IV
สารบัญตาราง	VI
สารบัญรูป	VII
บทที่ 1 บทนำ	
1.1 ความเป็นมาของงานวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย	2
1.3 ขอบเขตของงานวิจัย	2
1.4 ขั้นตอนการวิจัย	3
1.5 ผลที่คาดว่าจะได้รับ	3
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	
2.1 โครงสร้างเพอโรฟสไกต์ (Perovskite)	4
2.1.1 โครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในอุดมคติ (Ideal perovskite structure)	4
2.1.2 โครงสร้างเพอโรฟสไกต์แบบเชิงซ้อน (Complex perovskite)	5
2.2 ความเสถียรของโครงสร้างเพอโรฟสไกต์	5
2.2.1 ทอลาแรนซ์แฟคเตอร์ (Tolerance factor)	5
2.3 เพียโซอิเล็กทริกเซรามิก (Piezoelectric ceramics)	7
2.4 วัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก (Ferroelectric material)	
2.4.1 เฟอร์โรอิเล็กทริก (Ferroelectric)	9
2.4.2 แอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (Antiferroelectric)	10
2.5 เลดเซอร์โคเนต (PbZrO_3 ; PZ)	11
2.6 แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$:BMN)	17

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญ(ต่อ)

	หน้า
บทที่ 3 วิธีดำเนินงานวิจัย	
3.1 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง	22
3.2 สารเคมีที่ใช้ในการทดลอง	23
3.3 กระบวนการเตรียมผง PZ-BMN	23
3.4 การเตรียมเซรามิก PZ-BMN	25
3.5 การตรวจวิเคราะห์เฟสด้วยวิธีการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)	26
3.6 การตรวจวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้า	
3.6.1 การตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก	28
3.6.2 การตรวจสอบสมบัติทางเฟอร์โรอิเล็กทริก	29
3.7 การตรวจวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน	30
บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผล	
4.1 การตรวจสอบด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)	31
4.2 ผลการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก	36
4.3 ผลการตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC	41
4.4 ผลการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก	46
4.5 แผนภาพวัฏภาค (Phase diagram)	49
บทที่ 5 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ	
5.1 สรุปผลงานวิจัย	50
5.2 ข้อเสนอแนะ	51
เอกสารอ้างอิง	52

สารบัญตาราง

	หน้า
ตารางที่ 4.1 แสดงช่วงการเปลี่ยนรูปแบบโครงสร้างและค่าแลตทิซพารามิเตอร์ได้	34
ตารางที่ 4.2 แสดงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ และอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของ เซรามิก PZ-BMN	39
ตารางที่ 4.3 แสดงพฤติกรรมทางความร้อนของเซรามิก (1-x)PZ-xBMN ในแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบของเทคนิค DSC	43



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สารบัญรูป

	หน้า
บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	
รูปที่ 2.1 แสดงโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในอุดมคติของ SrTiO_3	4
รูปที่ 2.2 แสดงโครงสร้างเพอโรฟสไกต์เชิงซ้อนที่มีไอออน B หลายชนิด	5
รูปที่ 2.3 ภาคตัดขวางของโครงสร้างเพอโรฟสไกต์	6
รูปที่ 2.4 ภาคตัดขวางของโครงสร้างเพอโรฟสไกต์	6
รูปที่ 2.5 แผนผังความสัมพันธ์ของผลึกที่เกี่ยวข้องกับเพียโซอิเล็กทริก	8
รูปที่ 2.6 ปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกแบบโดยตรง (a) และปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกแบบโดยอ้อม (b)	9
รูปที่ 2.7 แสดงการสลับขั้ว (switching) ของวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก	10
รูปที่ 2.8 แสดงลักษณะวงวนฮิสเทอเรซิสของวัสดุแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก	11
รูปที่ 2.9 แสดงโครงสร้างของเพอโรฟสไกต์สำหรับ PbZrO_3 ; PZ	12
รูปที่ 2.10 แสดงแผนภาพวัฏภาคของสารละลายของแข็งระหว่าง PZ กับ PT	12
รูปที่ 2.11 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ ของ $(\text{Pb}_{1-x}\text{Ba}_x)\text{ZrO}_3$ ที่ได้จากการแคลไซน์	14
รูปที่ 2.12 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและความถี่ที่สัมพันธ์ กับค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ PMNT (a) และ 10PMNZT (b) ceramics	15
รูปที่ 2.13 กราฟแสดงการเปรียบเทียบของอุณหภูมิที่ขึ้นอยู่ค่าคงที่ ไดอิเล็กทริกของเซรามิก PMNT และ 10PMNZT ที่ความถี่ 1 กิโลเฮิร์ตซ์ และค่าความสัมพันธ์ของ Vogel-Fulcher ของเซรามิก 10PMNZT	15
รูปที่ 2.14 รูปแบบ XRD ของ $(1-x)\text{PZ}-x\text{PMW}$ ที่ได้รับอุณหภูมิการซินเตอร์ ที่ดีที่สุด	16
รูปที่ 2.15 แสดงโครงสร้างของแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต	17
รูปที่ 2.16 แสดงโครงสร้างของแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบตที่มีการจัดเรียง ตัวแบบ (B-site ordering)	17
รูปที่ 2.17 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.0 - 1.0$	18

สารบัญรูป(ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 2.18 แสดงพีคของ โครงสร้างของเซรามิกในระบบ PT-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.7$ (a) $x = 0.73$ (b) และ $x = 0.75$ (c)	19
รูปที่ 2.19 แสดงค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ เซรามิกในระบบ PT-BMN	20
รูปที่ 2.20 แสดงค่าการสูญเสียแทนเจนต์ เซรามิกในระบบ PT-BMN ที่อุณหภูมิห้อง	20
รูปที่ 2.21 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กทริกกับอุณหภูมิ	21
รูปที่ 2.22 แผนภาพวิภาคของเซรามิกในระบบ PZ-BMN	21
บทที่ 3 วิธีดำเนินงานวิจัย	
รูปที่ 3.1 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาเคลือบชั้น $MgNb_2O_6$	24
รูปที่ 3.2 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาเคลือบชั้น PZ-BMN	25
รูปที่ 3.3 แสดงการจัดวางชิ้นงานในถ้วยอลูมินาก่อนทำการเผาซินเตอร์	26
รูปที่ 3.4 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์	26
รูปที่ 3.5 แสดงการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์จากระนาบของผลึก	27
รูปที่ 3.6 แสดงเครื่อง X-Ray Diffraction	29
รูปที่ 3.7 แสดงชุดอุปกรณ์สำหรับวัดวงวนฮิสเทอรีซิส	29
รูปที่ 3.8 แสดงการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimetry (DSC)	30
บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผล	
รูปที่ 4.1 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.10 \leq x \leq 0.20$	33
รูปที่ 4.2 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรั้วสีเอกซ์ที่ระนาบ (a) $\frac{1}{4} h k l$ ซูเปอร์แลตทิซ (*) (b) ระนาบ 201 และ (c) ระนาบ 202 ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN	34
รูปที่ 4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าระหว่างค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (Relative permittivity หรือ ϵ_r) กับอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงไป ($^{\circ}C$) ของเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ 0.00 - 0.05	38

สารบัญรูป(ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 2.18 แสดงพีคของโครงสร้างของเซรามิกในระบบ PT-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.7$ (a) $x = 0.73$ (b) และ $x = 0.75$ (c)	19
รูปที่ 2.19 แสดงค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ เซรามิกในระบบ PT-BMN	20
รูปที่ 2.20 แสดงค่าการสูญเสียแทนเจนต์ เซรามิกในระบบ PT-BMN ที่อุณหภูมิห้อง	20
รูปที่ 2.21 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กทริกกับอุณหภูมิ	21
รูปที่ 2.22 แผนภาพวิภาคของเซรามิกในระบบ PZ-BMN	21
บทที่ 3 วิธีดำเนินงานวิจัย	
รูปที่ 3.1 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาแคลไซน์ $MgNb_2O_6$	24
รูปที่ 3.2 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาแคลไซน์ PZ-BMN	25
รูปที่ 3.3 แสดงการจัดวางชิ้นงานในถ้วยอลูมินาก่อนทำการเผาซินเตอร์	26
รูปที่ 3.4 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์	26
รูปที่ 3.5 แสดงการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์จากระนาบของผลึก	27
รูปที่ 3.6 แสดงเครื่อง X-Ray Diffraction	29
รูปที่ 3.7 แสดงชุดอุปกรณ์สำหรับวัดวงวนฮิสเทอรีซิส	29
รูปที่ 3.8 แสดงการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Differential Scanning Calorimetry (DSC)	30
บทที่ 4 ผลการทดลองและอภิปรายผล	
รูปที่ 4.1 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.10 \leq x \leq 0.20$	33
รูปที่ 4.2 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรั้วสี่เอกซ์ที่ระนาบ (a) $\frac{1}{4} h k l$ ซูเปอร์แลตทิซ (*) (b) ระนาบ 201 และ (c) ระนาบ 202 ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN	34
รูปที่ 4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าระหว่างค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (Relative permittivity หรือ ϵ_r) กับอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงไป ($^{\circ}C$) ของเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ 0.00 - 0.05	38

สารบัญรูป(ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 4.4 แสดงพฤติกรรมเปลี่ยนแปลงทางความร้อนของเซรามิก PZ-BMN ที่ได้จากเครื่องดีฟเฟอร์เรนเซียมสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์ (DSC)	43
รูปที่ 4.5 แสดงลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสของเซรามิก PZ-BMN ที่อุณหภูมิห้อง	47
รูปที่ 4.6 แสดงแผนภาพวัฏภาคของเซรามิกในระบบ (1-x)PZ-xBMN	49



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 1

บทนำ

1.1 ความเป็นมาของงานวิจัย

เซรามิก (Ceramic) มีรากศัพท์มาจากภาษากรีกว่า Keramos มีความหมายว่า ความร้อน คำจำกัดความของคำว่าเซรามิก คือ วัสดุที่เริ่มต้นจากสารอนินทรีย์มาประกอบกันเกิดปฏิกิริยาที่อุณหภูมิสูงเกิดการซินเตอร์ เซรามิก ถือเป็นวัสดุที่มีความหลากหลายและประโยชน์มากมายทั้งในรูปแบบของเซรามิกดั้งเดิม (Conventional Ceramics) เช่น ประเภทผลิตภัณฑ์บนโต๊ะอาหารได้แก่ ถ้วยกาแฟ จานชาม เขยือก ประเภทสุขภัณฑ์ได้แก่ อ่างล้างหน้า ที่ใส่สบู่ แก้วน้ำ กระเบื้องปูพื้น กระเบื้องหลังคาเซรามิก โอ่ง กระจ่าง และสิ่งตกแต่งต่างๆ ในรูปเซรามิกขั้นสูง (Advanced Ceramics) สำหรับเซรามิกขั้นสูงนั้นถูกนำมาใช้ในงานทางด้านไฟฟ้า อิเล็กทรอนิกส์ อุปกรณ์โทรคมนาคม ชิ้นส่วนยานยนต์ วัสดุไฟฟ้า วัสดุตัดและขัดถู อุปกรณ์ทางการแพทย์และชีวภาพ รวมไปถึงวัสดุโครงสร้างทั้งหลายเป็นต้น [1] จะเห็นว่าวัสดุกลุ่มนี้มีส่วนเกี่ยวข้องกับชีวิตประจำวัน มีบทบาทต่ออุตสาหกรรมตลอดจนเศรษฐกิจและการพัฒนาประเทศในระดับหนึ่งโดยเซรามิกขั้นสูงที่ใช้ในอุตสาหกรรมชิ้นส่วนอิเล็กทรอนิกส์ เช่น อุปกรณ์จุดไฟ (Ignitor) ตัวแปลงไฟฟ้าแรงดัน (Piezoelectric transducers) แผ่นรองวงจรเบ็ดเสร็จ (Integrated circuit substrate) ไมโครโฟน (Microphone) ตัวเก็บประจุ (Capacitors) อุปกรณ์ป้องกันฟ้าผ่า (Surge Protector) และเครื่องตรวจจับ (Sensors) เป็นต้น [1,2,3] ซึ่งเป็นเซรามิกชนิดเฟอร์โรอิเล็กทริก สารที่นำมาใช้ทำเป็นวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก (Ferroelectric) ในปัจจุบันที่สำคัญได้แก่ สารในกลุ่มของเลดเซอร์โคเนตไททาเนต ($\text{Pb}(\text{ZrTi})\text{O}_3$; PZT) เลดนิเกิลไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Ni}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PNN) และเลดแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PMN) และเลดซิงค์ไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Zn}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PZN) เป็นต้น

จากงานวิจัยที่ผ่านมาได้มีการศึกษาค้นคว้าวัสดุที่มีสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก (ferroelectric) ที่โดดเด่น ต่างๆกัน มาผสมกันเพื่อให้เกิดเป็นเซรามิกชนิดใหม่ที่มีสมบัติที่ดีมากขึ้น เช่น การผสมกันระหว่างสารที่มีสมบัติแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (Antiferroelectric) กับสารที่มีสมบัติรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริก (Relaxor ferroelectric) คือ การผสมกันระหว่าง PZ-PNN [4] พบว่ามีการเปลี่ยนแปลงสมบัติจากเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติเป็นรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริกเมื่อปริมาณ PNN เพิ่มขึ้นการผสมระหว่างสารที่มีสมบัติแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (Antiferroelectric) กับสารที่มีสมบัติรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริก (Relaxor ferroelectric) คือ การผสมกันระหว่าง PZ-PZN [5] พบว่าเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากออร์โธโรมบิกเป็นรอมโบฮีดรอลที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.2 < x < 0.3$ และเกิดการเปลี่ยนแปลงสมบัติจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ปกติที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.1 < x < 0.2$ เมื่อเพิ่มปริมาณ PZN เป็นการลดสมบัติแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกในเซรามิก PZ และการผสมกันระหว่างสารที่มีสมบัติแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (Antiferroelectric) กับสารที่มีสมบัติแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (Antiferroelectric) เช่น การผสมกันระหว่าง PZ-PMW [6] พบว่าเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากออร์โธโรมบิกไปเป็นรอมโบฮีดรอล และมีการเปลี่ยนแปลงสมบัติจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกก่อน แล้วจึงมีการเปลี่ยนไปเป็นพาราอิเล็กทริก (Paraelectric) ที่องค์ประกอบ $x = 0.1$ เมื่อปริมาณของ PMW เพิ่มขึ้น และจากงานวิจัยที่ผ่านมาได้มีการศึกษาสาร BMN-PT [7] พบว่าได้ค่าไดอิเล็กทริกสูงเมื่อเพิ่ม PT สารที่มีค่าไดอิเล็กทริกสูงจะนำไปใช้ทำตัวเก็บประจุได้ดี BMN เป็นสารที่ไม่เป็นตะกั่วเมื่อนำไปผสมจะช่วยลดการใช้สารตะกั่วที่ส่งผลกระทบต่อสภาพแวดล้อม งานวิจัยนี้สนใจนำ PZ มาทำการวิจัยเนื่องจาก PT และ PZ เป็นสารตะกั่วที่นิยมใช้กันโดยทั่วไป ซึ่งงานวิจัยที่ผ่านมาได้ทำ BMN-PT แล้ว ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงได้ทำการวิจัย PZ-BMN เพราะคิดว่าสาร BMN จะช่วยลดการใช้สารตะกั่ว และทำให้ได้ค่าไดอิเล็กทริกที่สูงขึ้นด้วยเช่นกัน

งานวิจัยนี้ได้มีการค้นคว้า และพัฒนาการศึกษาสารในระบบเลตเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต $(1-x)\text{PbZrO}_3 - x\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 ; (1-x)\text{PZ} - x\text{BMN}$ โดยอัตราส่วนเป็น $x = 0.00 \ 0.02 \ 0.04 \ 0.06 \ 0.08 \ 0.1 \ 0.2 \ 0.3 \ 0.4$ และ 0.5 ด้วยเทคนิคปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid state reaction) ในการสังเคราะห์ให้ได้ เซรามิกที่มีความบริสุทธิ์สูง และมีสมบัติที่โดดเด่นเพื่อเป็นองค์ความรู้ในการพัฒนาและประยุกต์ใช้งานให้มีประสิทธิภาพต่อไป

1.2 วัตถุประสงค์ของงานวิจัย

- 1.2.1 เพื่อศึกษาการเตรียมผงผลึกเฟอร์โรอิเล็กทริกในระบบเลตเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต $(1-x)\text{PZ} - x\text{BMN}$ โดยที่ $x = 0.00 \ 0.02 \ 0.04 \ 0.06 \ 0.08 \ 0.1 \ 0.2 \ 0.3 \ 0.4$ และ 0.5 ด้วยเทคนิคปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid state reaction) เพื่อให้มีความบริสุทธิ์สูง
- 1.2.2 เพื่อศึกษาโครงสร้างของผลึกและการเปลี่ยนเฟส ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) ในระบบเลตเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต PZ-BMN
- 1.2.3 เพื่อศึกษาสมบัติไดอิเล็กทริกและสมบัติทางความร้อนในระบบเลตเซอร์โคเนต-แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต PZ-BMN

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

- 1.3.1 สังเคราะห์ผงผลึก และเตรียมเซรามิกเฟอร์โรอิเล็กทริกในระบบเลตเซอร์โคเนต-

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่แบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต $(1-x)\text{PZ} - x\text{BMN}$ โดยที่ $x = 0.00 \ 0.02 \ 0.04 \ 0.06 \ 0.08$ ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

0.1 0.2 0.3 0.4 และ 0.5 ด้วยเทคนิคปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid state reaction) เพื่อให้ได้ผงผลึกและเซรามิกที่มีความบริสุทธิ์สูง

1.3.2 ตรวจสอบโครงสร้างของผลึกและการเปลี่ยนเฟส ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) ในระบบ PZ-BMN

1.3.3 ตรวจสอบสมบัติการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนด้วยเครื่องดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่ง แคลอริมิเตอร์ (DSC) ตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกโดยวัดค่าสภาพยอมสัมพัทธ์เทียบกับอุณหภูมิที่ระดับความถี่ต่างๆและตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกด้วยการวัดจนวนฮิสเทอรีซิสที่สนามไฟฟ้าต่างๆในระบบ PZ-BMN

1.4 ขั้นตอนการดำเนินงานวิจัย

1.4.1 ศึกษาค้นคว้าเพิ่มเติมจากเอกสารทางวิชาการที่เกี่ยวข้อง

1.4.2 จัดเตรียมวัสดุอุปกรณ์และสารเคมี

1.4.3 เตรียมผงผลึกในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3-x\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3;(1-x)\text{PZ}-x\text{BMN}$ โดยที่ $x = 0.00 0.02 0.04 0.06 0.08 0.1 0.2 0.3 0.4$ และ 0.5 บดย่อยผสมสาร และทำการเผาแคลไซน์

1.4.4 ทำการอัดขึ้นรูปชิ้นงานเซรามิก $(1-x)\text{PZ}-x\text{BMN}$ และทำการเผาซินเตอร์

1.4.5 ตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD)

1.4.6 ตรวจสอบการเปลี่ยนเฟสด้วยเทคนิคดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์ (DSC)

1.4.7 ตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก สมบัติทางความร้อน และสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก ด้วยการวัดจนวนฮิสเทอรีซิสที่สนามไฟฟ้าต่างๆของ PZ-BMN

1.5 ผลที่คาดว่าจะได้รับ

1.5.1 สามารถสังเคราะห์ผงผลึกและเตรียมเซรามิกเฟอร์โรอิเล็กทริกในระบบ PZ-BMN ด้วยเทคนิคปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid state reaction) เพื่อให้มีความบริสุทธิ์สูง

1.5.2 ทราบถึงองค์ประกอบโครงสร้างของผลึกและการเปลี่ยนเฟส ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffractometer) ในระบบ PZ-BMN

1.5.3 ทราบถึงลักษณะเฉพาะตัวของเซรามิก ได้แก่ สมบัติการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนด้วยเครื่องดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์ (DSC) สมบัติไดอิเล็กทริกโดยวัดค่าเปรียบเทียบกับอุณหภูมิ และความถี่ และสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกด้วยการวัดจนวนฮิสเทอรีซิสที่สนามไฟฟ้าต่างๆในระบบ PZ-BMN

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 2

ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

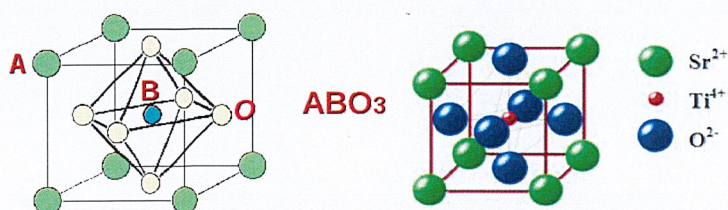
ในบทนี้จะกล่าวถึงทฤษฎีพื้นฐานและข้อมูลเบื้องต้นที่เกี่ยวข้องกับสารในระบบเลคเซอร์ โคนตแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต $\text{PbZrO}_3\text{-Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ทฤษฎีพื้นฐาน และข้อมูลทางวิชาการที่เกี่ยวข้องกับโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ เพียโซอิเล็กทริกเซรามิก วัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก รวมถึงงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับสารในระบบเลคเซอร์ โคนตแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต $\text{PbZrO}_3\text{-Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ซึ่งมีรายละเอียดดังนี้

2.1 โครงสร้างเพอโรฟสไกต์ (Perovskite)

เพอโรฟสไกต์ (Perovskite) ใช้เป็นชื่อโครงสร้างของแร่แคลเซียมไททานต (CaTiO_3) ต่อมาใช้เป็นชื่อเรียกประเภทของโครงสร้างผลึกที่มีโครงสร้างพื้นฐานเป็น ABO_3 เมื่อ A และ B เป็นไอออนบวก (Cation) และมีขนาดไอออนที่แตกต่างกันมาก โครงสร้างเพอโรฟสไกต์นั้นแบ่งออกเป็น 2 กลุ่มใหญ่ๆ ดังนี้

2.1.1 โครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในอุดมคติ (Ideal perovskite structure)

โครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในอุดมคตินั้นเป็นการจัดเรียงตัวของไอออนบวกและไอออนลบของออกซิเจนอย่างง่ายดังแสดงในรูปที่ 2.1 ซึ่งเป็นโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ของสตรอนเทียมไททานต (SrTiO_3) โดยอะตอมของสตรอนเทียมอยู่ที่มุมของลูกบาศก์เรียกตำแหน่งนี้ว่า A-site อะตอมและอะตอมของไททานเนียมที่อยู่บริเวณศูนย์กลางของลูกบาศก์เรียกตำแหน่งนี้ว่า B-site และออกซิเจนที่อยู่ที่ขอบของลูกบาศก์เกิดเป็นออกตรัซอีดรอลของ TiO_6 ซึ่งทำมุม 90° อย่างสมบูรณ์ และมีความยาวพันธะของไททานเนียมออกซิเจนเท่ากันทั้งหมด คือ 1.952 \AA [9] ซึ่งแต่ละอะตอมของสตรอนเทียมจะถูกล้อมรอบด้วยอะตอมของออกซิเจน โดยมีระยะห่างของสตรอนเทียมกับออกซิเจนเท่ากับ 2.761 \AA [9] โครงสร้างเพอโรฟสไกต์ที่กล่าวมาข้างต้นถือได้ว่าเป็นโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในอุดมคติที่เป็นลูกบาศก์แบบชิดสุด (Cubic close-packed structure) [9]



รูปที่ 2.1 แสดงโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในอุดมคติของ SrTiO_3 [10]

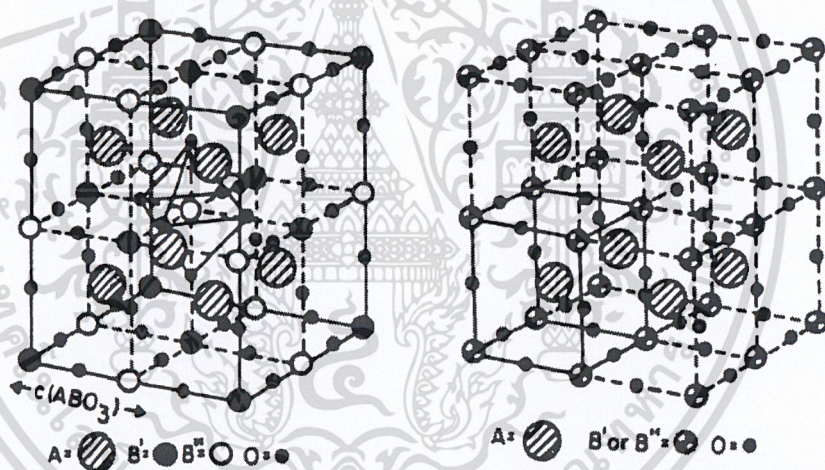
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้เผยแพร่เห็นประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2.1.2 โครงสร้างเพอโรฟสไกต์แบบเชิงซ้อน (Complex perovskite)

โครงสร้างเพอโรฟสไกต์แบบเชิงซ้อนนั้นแตกต่างจากโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในแบบอุดมคติมีสูตรโครงสร้างโดยทั่วไปเป็น



โดยที่รูปแบบของเพอโรฟสไกต์แบบเชิงซ้อนนั้นเป็นผลมาจากการแทนที่ด้วยไอออนหลายชนิดที่ตำแหน่ง A คือ ไอออนบวกที่มีรัศมีไอออนขนาดใหญ่ เช่น Pb^{2+} Ba^{2+} Sr^{2+} Bi^{3+} La^{3+} ตำแหน่ง X จะเป็นไอออนลบของออกซิเจน และตำแหน่ง B สามารถเป็นไอออนบวกได้หลากหลาย โดย B' จะเป็นไอออนบวกที่ประจุต่ำ เช่น Mg^{2+} Ni^{2+} Zn^{2+} Fe^{3+} และ Sc^{3+} ส่วน B'' จะเป็นไอออนที่มีประจุสูง เช่น Ti^{4+} Nb^{5+} Ta^{5+} และ W^{6+} ในที่นี้ขอกว่าเฉพาะการจัดเรียงตัวในตำแหน่ง B-site โดย A-site กำหนดเป็นไอออนเดี่ยวที่มีประจุ 2^+ การแทนที่นำไปสู่กลุ่มย่อยของเพอโรฟสไกต์แบบเชิงซ้อน 3 กลุ่ม [9] หลัก ได้แก่ $A^{2+}(B^{3+}_{1/2}B^{5+}_{1/2})O_3$ $A^{2+}(B^{2+}_{1/2}B^{6+}_{1/2})O_3$ และ $A^{2+}(B^{2+}_{1/3}B^{5+}_{2/3})O_3$



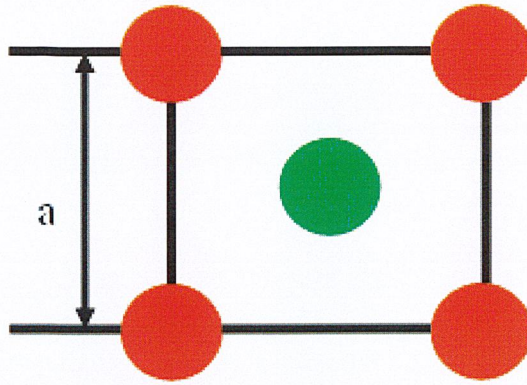
รูปที่ 2.2 แสดงโครงสร้างเพอโรฟสไกต์เชิงซ้อนที่มีไอออน B หลายชนิด [11]

2.2 ความเสถียรของโครงสร้างเพอโรฟสไกต์

2.2.1 ทอลาเรนซ์แฟกเตอร์ (Tolerance factor)

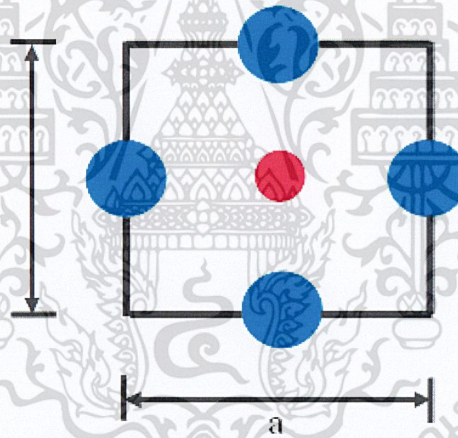
Goldschmidt [12] ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับการสังเคราะห์เพอโรฟสไกต์ และได้พัฒนาทอลาเรนซ์แฟกเตอร์ (Tolerance factor) เพื่อบรรยายถึงความเสถียรของโครงสร้างเพอโรฟสไกต์แบบอุดมคติ โดยจากภาคตัดขวางของเพอโรฟสไกต์ดังรูปที่ 2.3 และ 2.4 สามารถหาได้ดังนี้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.3 ภาคตัดขวางของโครงสร้างเพอโรฟสไกต์

$$\begin{aligned}
 a^2 + a^2 &= (2r_A + 2r_O)^2 \\
 2a^2 &= (2r_A + 2r_O)^2 \\
 \sqrt{2}a &= (2r_A + 2r_O) \\
 a &= \frac{(2r_A + 2r_O)}{\sqrt{2}}
 \end{aligned} \tag{2.2}$$



รูปที่ 2.4 ภาคตัดขวางของโครงสร้างเพอโรฟสไกต์

$$a = 2r_B + 2r_O \tag{2.3}$$

จากสมการที่ 2.2 และ 2.3 สามารถหาค่า Tolerance factor ได้ดังนี้

$$\begin{aligned}
 a &= \frac{(2r_A + 2r_O)}{\sqrt{2}} = 2r_B + 2r_O \\
 r_A + r_O &= \sqrt{2}(r_B + r_O) \\
 \frac{r_A + r_O}{\sqrt{2}(r_B + r_O)} &= 1 \text{ Perfect Perovskite}
 \end{aligned}$$

$$t = \frac{r_A + r_O}{\sqrt{2}(r_B + r_O)}$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ค่าทอลาเรนซ์แฟคเตอร์สามารถใช้เป็นตัววัดองศาของการบิดเบือนของโครงสร้างเปรียบเทียบกับโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในอุดมคติ สำหรับโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ที่เสถียร ค่าทอลาเรนซ์แฟคเตอร์ควรจะอยู่ในช่วงระหว่าง $0.8 < t < 1.05$ โดยปกติสำหรับเตตระโกนอล (Tetragonal) จะมีค่าทอลาเรนซ์แฟคเตอร์มากกว่า 0.98 และสำหรับรอมโบฮีดรอล (Rhombohedral) จะมีค่าทอลาเรนซ์แฟคเตอร์น้อยกว่า 0.98 นอกจากนี้ ค่าทอลาเรนซ์แฟคเตอร์ที่มีค่ามากกว่า 1 โครงสร้างจะแสดงสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก และค่าทอลาเรนซ์แฟคเตอร์ที่มีค่าน้อยกว่า 1 โครงสร้างจะแสดงสมบัติแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก

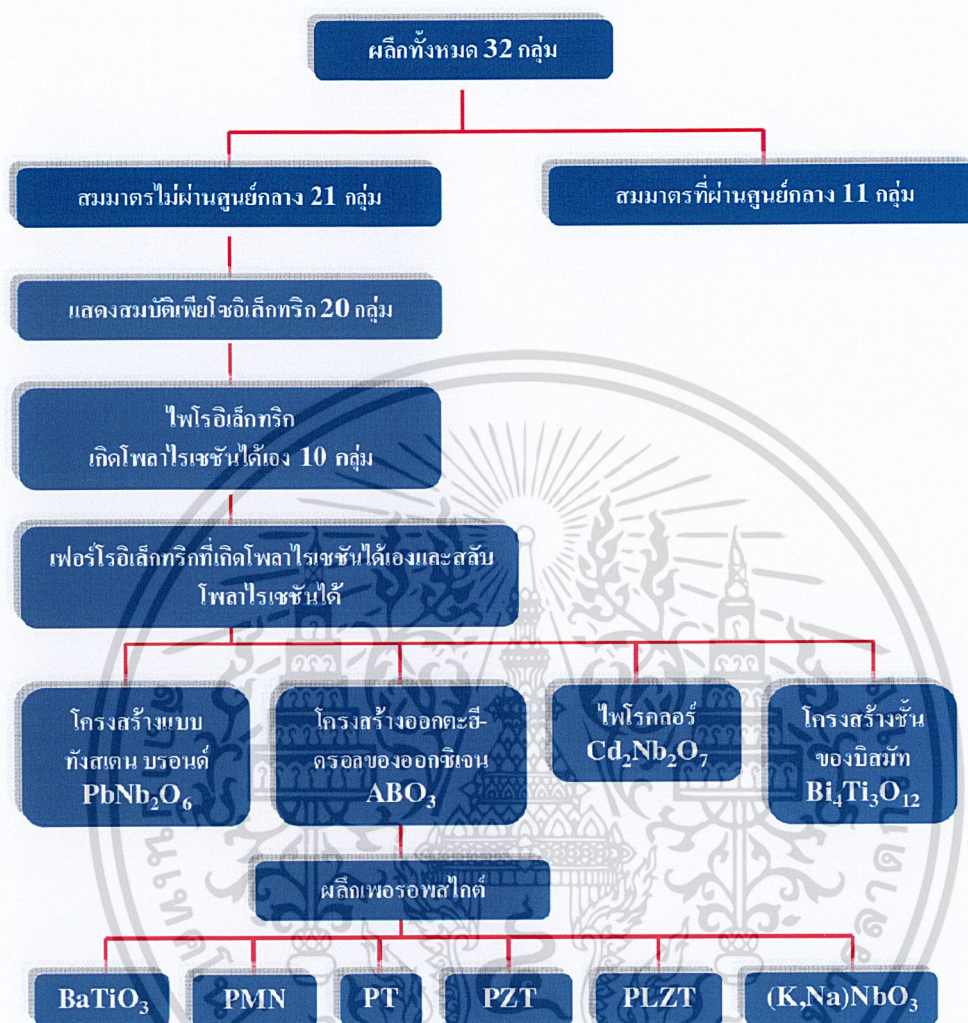
2.3 เพียโซอิเล็กทริกเซรามิก (Piezoelectric ceramics)

เพียโซอิเล็กทริกเซรามิก (Piezoelectric ceramics) เป็นเซรามิกที่มีสมบัติโดดเด่นทางด้านเพียโซอิเล็กทริก ซึ่งเป็นปรากฏการณ์ที่วัสดุสามารถเปลี่ยนแปลง พลังงานจากไฟฟ้าเป็นพลังงานกล หรือจากพลังงานกลเป็นพลังงานไฟฟ้าได้ ซึ่งถูกค้นพบตั้งแต่ปลายปีศตวรรษที่ 18 โดยชองส์และปีแอร์ คิวรี [13] หลังจากนั้นก็ได้มีการนำความรู้มาศึกษาวิจัยต่อ จนสามารถพัฒนาวัสดุเพียโซอิเล็กทริก ได้สำเร็จและนำมาใช้กันอย่างแพร่หลายในวงการ โดยเฉพาะอย่างยิ่งทางด้านอิเล็กทรอนิกส์คำว่า “เพียโซ (Piezo)” มาจาก ภาษากรีกแปลว่า “กด” ดังนั้นสมบัติเพียโซอิเล็กทริก คือ การเกิดกระแสไฟฟ้าที่เป็นผลมาจากการได้รับแรงกด ซึ่งเป็นแรงทางกล การเกิดกระแสไฟฟ้าที่เป็นผลมาจากการได้รับแรงกดซึ่งเป็นแรงทางกลทำให้เกิดความเครียด (Strain) ในผลึก มีผลทำให้เกิดการจัดเรียงตัวของไดโพลโมเมนต์ (Dipole moment) ไปในทิศทางเดียวกันเรียกว่า การโพลาไรเซชัน (Polarization) และให้กระแสไฟฟ้าออกมาโดยปริมาณและเครื่องหมายของการโพลาไรเซชันจะแปรผันตามความเครียดที่ได้รับ และในทางกลับกันเมื่อให้สนามไฟฟ้าแก่สารจะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาดหรือความเครียด (Strain) ขึ้นในสนามไฟฟ้าที่ให้เข้าไป ความเข้าใจในโครงสร้างภายในของวัสดุนั้นเป็นพื้นฐานสำคัญในการศึกษาสมบัติเพียโซอิเล็กทริก

นักฟิสิกส์ได้แบ่งผลึกออกเป็น 32 กลุ่ม ดังแสดงในรูปที่ 2.5 จากผลึกทั้ง 32 กลุ่มดังกล่าว มี 21 กลุ่มที่ไม่มีสมมาตรของศูนย์กลาง (Noncentro symmetric) ซึ่งเป็นลักษณะที่สำคัญที่ทำให้เกิดปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริก (Piezoelectric effect) ซึ่งพบถึง 20 กลุ่ม อีกหนึ่งกลุ่มที่เหลือนั้นไม่มีสภาพเป็นเพียโซอิเล็กทริก เนื่องจากได้รับแรงเชิงกลแล้วโครงสร้างจะเปลี่ยนเป็นโครงสร้างที่สมมาตรผ่านศูนย์กลางจาก 20 กลุ่มของผลึกที่แสดงสมบัติเพียโซอิเล็กทริกจะมีอยู่ 10 กลุ่ม ที่มีขั้ว (Polar) เกิดไดโพลโมเมนต์ได้ด้วยตัวเอง แม้ไม่ได้รับสนามไฟฟ้ากระทำเรียกกลุ่มสารพวกนี้ว่า สปอนทาเนียส โพลาไรเซชัน (Spontaneous Polarization) ผลึกมีขั้วเหล่านี้เป็นเพียโซอิเล็กทริก ซึ่งเมื่อให้สนามไฟฟ้าเข้าไปมากพอจะทำให้ทิศทางของเวกเตอร์โพลาไรเซชันเปลี่ยนแปลงได้ เรียกสมบัติในกลุ่มนี้ว่า เฟอร์โรอิเล็กทริก นั่น คือสารที่มีสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

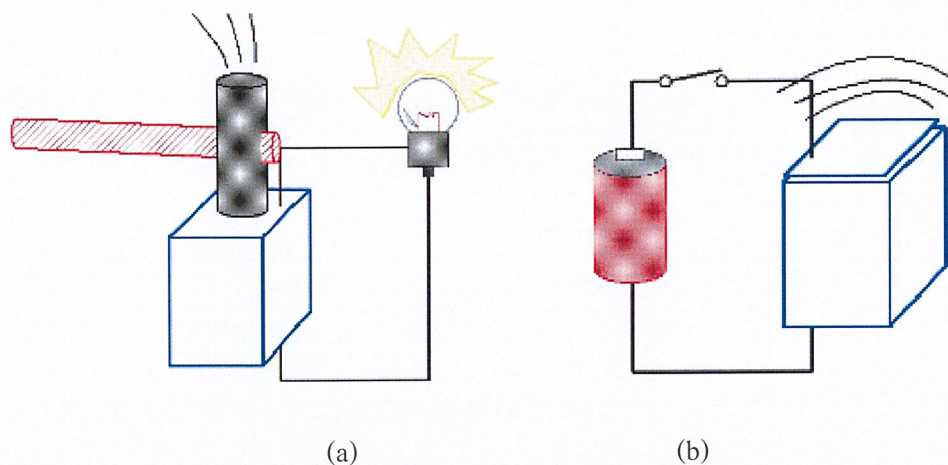
ทุกชนิดเป็นสารที่มีสมบัติเพียโซอิเล็กทริก ดังนั้นการเกิดสมบัติเพียโซอิเล็กทริกจึงไม่จำเป็นต้องมีสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก



รูปที่ 2.5 แผนผังความสัมพันธ์ของผลิตภัณฑ์ที่เกี่ยวข้องกับเพียโซอิเล็กทริกโดยพื้นฐานของสมมาตรผลึก [14]

สภาพเพียโซอิเล็กทริกเกิดขึ้นได้สองแบบคือ แบบที่เป็นทางตรง (Direct effect) และแบบผกผันได้ (Converse effect) ซึ่งแบบแรกเป็นการเปลี่ยนแปลงพลังงานกลเป็นพลังงานไฟฟ้าจะเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงโพลาไรเซชันเมื่อสารถูกแรงกดกระทำ (หรือ เกิดความเค้น) เรียกปรากฏการณ์นี้ว่าปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกแบบทางตรง (Direct effect) เช่น เครื่องกำเนิดสัญญาณ (Generator) ส่วนอีกแบบหนึ่งเป็นการเปลี่ยนพลังงานไฟฟ้าเป็นพลังงานกลจะเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงขนาด และปริมาตร (หรือ เกิดความเครียด) ในสนามไฟฟ้าที่ให้เข้าไปเรียกว่าเกิดปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกแบบทางอ้อม (Converse effect) เช่น มอเตอร์ (Motor) ซึ่งกลไกของทั้งสองแบบแสดงในรูปที่ 2.6

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.6 ปรากฏการณ์ของเพียโซอิเล็กทริกโดยตรง (a) และ
ปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกโดยอ้อม (b) [15]

สำหรับสมการพื้นฐานที่ใช้ในการอธิบายปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกทั้งสองปรากฏการณ์โดยการพิจารณาจากสมบัติทางไฟฟ้า และการยืดหยุ่นของวัสดุ [13] คือ

$$D = dT + \epsilon^T E \quad (\text{Generator}) \quad (2.4)$$

$$S = s^E T + dE \quad (\text{Motor}) \quad (2.5)$$

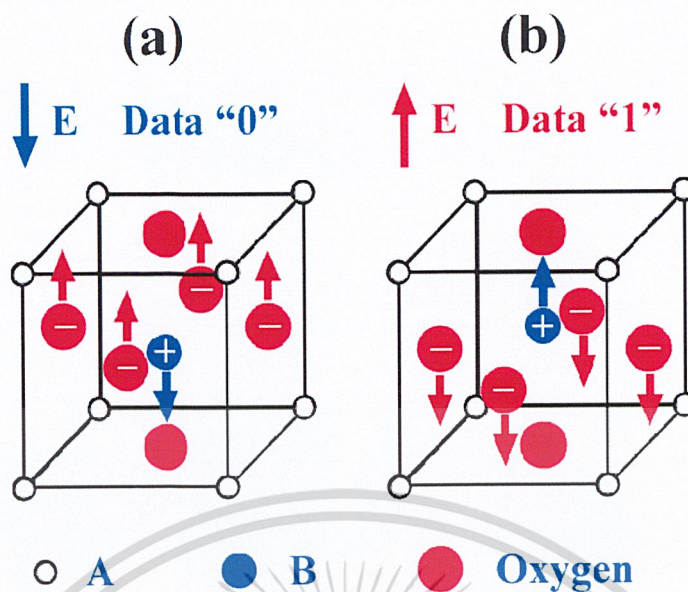
โดยที่	D	คือ ค่าการแทนที่ทางไฟฟ้า (Dielectric displacement)
	T	คือ ความเค้น (Stress)
	E	คือ สนามไฟฟ้า (Electric field)
	S	คือ ความเครียด (Strain)
	d	คือ ค่าสัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก (Piezoelectric coefficient)
	s^E	คือ ความหยุ่นของวัสดุ (ส่วนกลับของมอดูลัสของสภาพยืดหยุ่น)
	ϵ	คือ ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (Relative permittivity) เมื่อค่าความเค้นคงที่

2.4 วัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก (Ferroelectric material)

2.4.1 เฟอร์โรอิเล็กทริก (Ferroelectric)

ปรากฏการณ์เฟอร์โรอิเล็กทริก คือ ปรากฏการณ์ที่วัสดุสามารถเกิดโพลาริเซชันได้เองแม้ว่าไม่ได้ถูกเหนี่ยวนำด้วยสนามไฟฟ้าภายนอกและโพลาริเซชันนี้สามารถสลับขั้ว (Switching) ได้ด้วยการให้สนามไฟฟ้าภายนอกที่เหมาะสม [16] ดังแสดงในรูปที่ 2.7

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

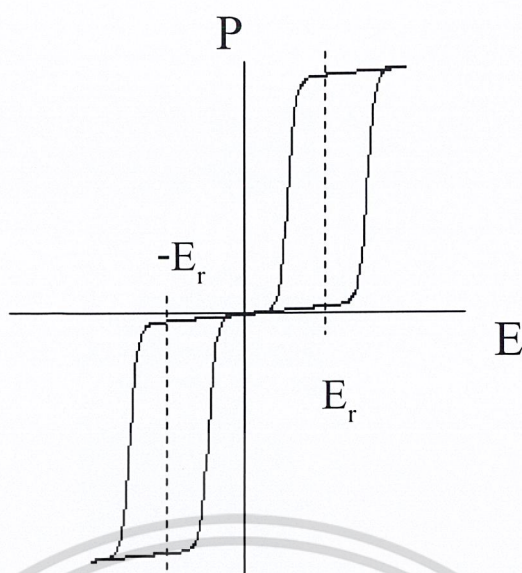


รูปที่ 2.7 แสดงการสลับขั้ว (switching) ของวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกเมื่อได้รับสนามไฟฟ้าที่เหมาะสม [17]

จากสมบัตินี้เองส่งผลให้สารเฟอร์โรอิเล็กทริกได้รับความสนใจในทางอุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ จึงได้มีงานวิจัยที่ทำการศึกษเกี่ยวกับวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกกันอย่างกว้างขวาง ซึ่งวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกนั้นสามารถแบ่งตามลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิส (Hysteresis loop) ได้เป็น 3 แบบ คือ เฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ (Normal ferroelectric หรือ FE) แอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (Antiferroelectric หรือ AFE) และรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริก (Relaxor ferroelectric หรือ RFE) ซึ่งในงานวิจัยนี้เราสนใจศึกษาเกี่ยวกับเฟอร์โรอิเล็กทริกที่เป็นแบบแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก

2.4.2 แอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (Antiferroelectric)

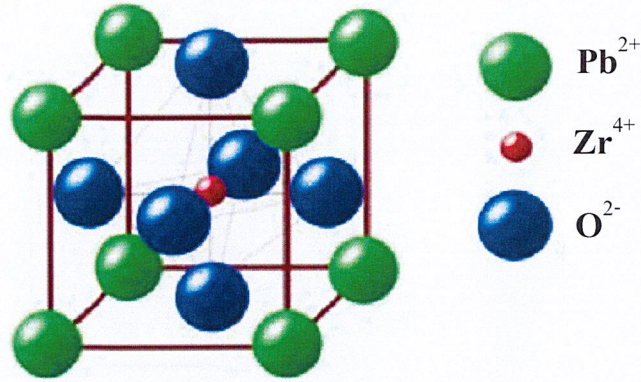
วัสดุแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกจะสามารถเกิดโพลาไรเซชันได้เองแม้ว่าไม่ได้ถูกเหนี่ยวนำด้วยสนามไฟฟ้าของการโพลาไรเซชันทั้งหมดเป็นศูนย์ [18] สภาวะที่สนามไฟฟ้าเป็นศูนย์วัสดุแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกจะไม่มีขั้ว และไม่แสดงสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก แต่เมื่อทำการให้สนามไฟฟ้าจากภายนอกจะเกิดการเหนี่ยวนำทำให้เกิดโพลาไรเซชันได้ซึ่งเป็นสัดส่วนโดยตรงกับสนามไฟฟ้าที่ได้รับ ถ้าปริมาณสนามไฟฟ้าเกินค่าวิกฤติแล้วจะส่งผลให้วัสดุนั้นแสดงสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกและเกิดโพลาไรเซชันแสดงออกมาเป็นวงวนฮิสเทอรีซิสเรซิส โดยแสดงออกมาทั้งสองทิศทางของสนามไฟฟ้า และเมื่อลดการให้สนามไฟฟ้าลงวัสดุก็จะไม่แสดงสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกดั้งเดิม ซึ่งลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสเรซิสของแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกนั้นจะมีลักษณะเป็นวงวนฮิสเทอรีซิสเรซิสแบบคู่เรียกว่า (Double hysteresis loop) ดังแสดงในรูปที่ 2.8



รูปที่ 2.8 แสดงลักษณะวงวานฮิสเทอรีซิสของวัสดุแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก [19]

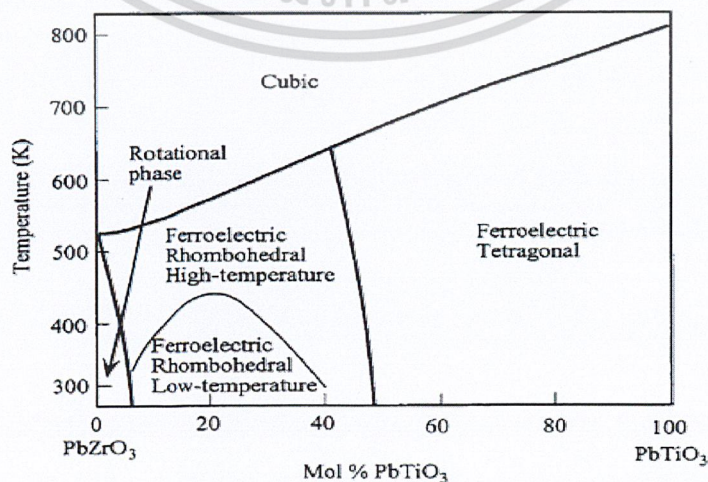
2.5 เลดเซอร์โคเนต (PbZrO_3 :PZ)

เลดเซอร์โคเนตเป็นวัสดุแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกชนิดแรก (Antiferroelectric material) ถูกค้นพบโดย Sawaguchi [22] ในปี ค.ศ.1951 โครงสร้างเป็นแบบเพอโรฟสไกต์ (Perovskite structure) ในตำแหน่ง A-site และ B-site ของหน่วยเซลล์ จะมีไอออน Pb^{2+} และไอออน Zr^{4+} อยู่ตามลำดับดังแสดงในรูปที่ 2.10 และมีค่าคงที่พารามิเตอร์ $a = 8.23 \text{ \AA}$ $b = 11.77 \text{ \AA}$ และ $c = 5.81 \text{ \AA}$ [23] ซึ่งมีโครงสร้างผลึก 6 อออคตาฮีดรอน เป็นแบบออร์โธโรมบิก โดยโครงสร้างถูกเปลี่ยนจากออร์โธโรมบิกเป็นรอมโบฮีดรอล และสมบัติจะเปลี่ยนจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นเป็น $228 \text{ }^{\circ}\text{C}$ และเมื่ออุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้นจนถึง $230 \text{ }^{\circ}\text{C}$ โครงสร้างจะถูกเปลี่ยนจากรอมโบฮีดรอลไปเป็นคิวบิก [22] สมบัติเปลี่ยนจากเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ ไปเป็นพาราอิเล็กทริก จากรายงานการศึกษาพบว่า การเปลี่ยนแปลงเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริก (ภายใต้การไหลของสนามไฟฟ้าแก่เซรามิกที่มีเฟสเป็นแบบแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก) ทำให้เกิดมีพลังงานสะสม ดังนั้นเซรามิก PZ จึงเป็นวัสดุที่นำมาประยุกต์ใช้ทำเป็นตัวกักเก็บพลังงาน (Energy storage) ในการนำวัสดุเซรามิกไปประยุกต์ใช้งาน บางครั้งจะใช้ในที่มีอุณหภูมิสูง หรือความดันสูง และจะเห็นว่าวัสดุเซรามิกส่วนมากมักจะเปราะแตกหักได้ง่าย ดังนั้นการศึกษามุมมองทางกลของวัสดุเซรามิกนั้นจึงมีความสำคัญกับการนำไปประยุกต์ใช้ นอกจากนี้ PZ ยังเป็นสารที่เป็นองค์ประกอบที่สำคัญในการเตรียม PZT ซึ่งสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกของ PZ นั้นได้รับความสนใจ และมีการศึกษาอย่างกว้างขวาง



รูปที่ 2.9 แสดงโครงสร้างของเพอโรฟสไกต์สำหรับ $PbZrO_3$;PZ [24]

ต่อมาในปี ค.ศ.1950 [25] ได้มีผู้พัฒนาโดยการนำ Ti^{4+} มาเจือกับ PZ ได้เป็น PZT ซึ่งเป็นสารเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ (Normal ferroelectric) มีสูตรโครงสร้างโมเลกุลคือ $Pb(Zr_{1/2}Ti_{1/2})O_3$ โดยถูกจัดให้อยู่ในรูปสารละลายของแข็ง ที่เป็นสารผสมกันระหว่างสารแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก เลดไททาเนต (Lead Titanate Oxide($PbTiO_3$;PT)) โดยสารเซรามิก PZT ที่อุณหภูมิ 390°C จะมีโครงสร้างผลึกเป็นแบบเตตระโกนอล ซึ่งประกอบไปด้วยไอออน Ti^{4+} Zr^{4+} Pb^{2+} และ O^{2-} สารเซรามิกเลดเซอร์โคเนตไททาเนต (Lead Zirconate Titanate:PZT) สามารถแสดงสมบัติเพียโซอิเล็กทริกได้โดดเด่นที่สุดด้วย นอกจากนี้อุณหภูมิคูรีที่สูงขึ้น ของ PZT นั้นยังขึ้นอยู่กับอัตราส่วนของ Zr:Ti โดยจะมีโครงสร้างเมื่ออัตราส่วนของ Zr:Ti ซึ่งในที่ที่มีอุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิคูรีของ PZT โครงสร้างผลึกจะเป็นแบบเพอโรฟสไกต์ ที่มีหน่วยเซลล์แบบลูกบาศก์ ซึ่งมีสมบัติเป็นพาราอิเล็กทริก และเมื่ออุณหภูมิลดลงมาต่ำกว่าอุณหภูมิคูรีลักษณะหน่วยเซลล์จะเปลี่ยนไปเป็นแบบเตตระโกนอล หรือรอมโบฮีดรอลโดยขึ้นกับอัตราส่วนของ Zr:Ti ซึ่งมีสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก ซึ่งบริเวณแนวรอยต่อเฟส (Morphotropic phase boundary หรือ MPB) องค์ประกอบของ PZT ที่บริเวณนี้จะมีสมบัติทางด้านไดอิเล็กทริก และเฟอร์โรอิเล็กทริกที่มีความโดดเด่นมาก [26] ดังรูปที่ 2.10

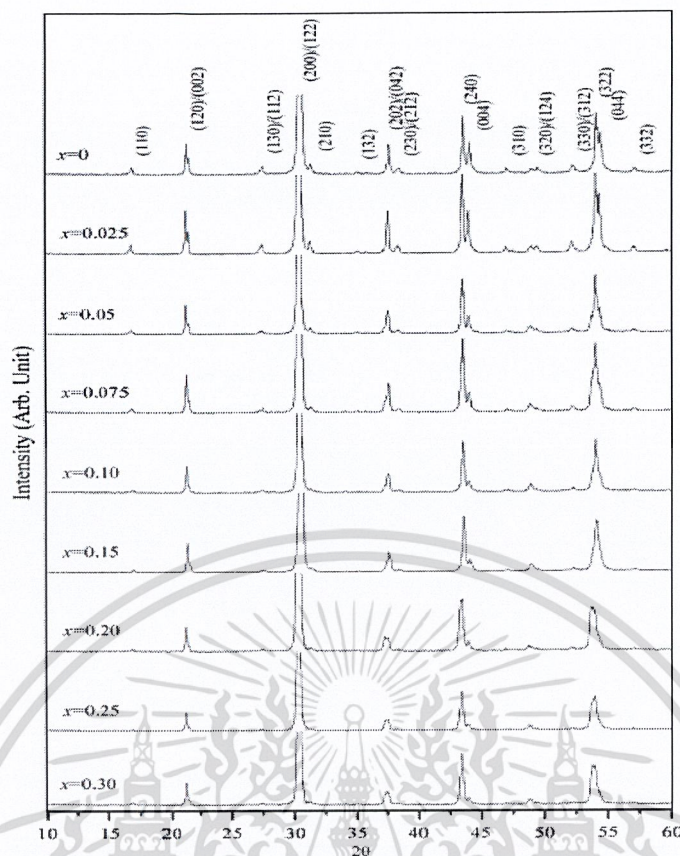


รูปที่ 2.10 แสดงแผนภาพวัฏภาคของสารละลายของแข็งระหว่าง PZ กับ PT [27]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้เผยแพร่เห็นแจ้งขอรับใช้
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 2.10 แสดงแผนภาพวิภาคของสารละลายของแข็งระหว่าง PZ กับ PT โดยแสดงให้เห็นว่าอุณหภูมิจะเพิ่มขึ้นเป็นสัดส่วนโดยตรงกับอัตราส่วนของ PT โดยบริเวณที่มีอัตราส่วนของ PZ สูง โครงสร้างผลึกของ PZT ณ อุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิคูรีจะมีโครงสร้างเป็นรอมโบฮีดรอล และจะมีโครงสร้างเป็นเตตระโกนอลในบริเวณที่มีอัตราส่วนของ PT สูง และยังพบว่าบริเวณ MPB ของสารละลายของแข็ง PZT จะอยู่ที่บริเวณ Zr:Ti เป็นอัตราส่วนเท่ากับ 52:48 ซึ่งเป็นโครงสร้างผลึกแบบรอมโบฮีดรอลและเตตระโกนอลผสมกันอยู่อย่างสมดุล โดยที่ ณ สัดส่วนนี้เองที่ PZT แสดงสมบัติทางไฟฟ้าที่โดดเด่น ในปี ค.ศ.2006 Naratip Vittayakorn Theerachai Bongkarn และ Gobwute Rujijanagul ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับสมบัติทางกล สมบัติทางไดอิเล็กทริก และสมบัติทางเพียโซอิเล็กทริกของเซรามิกที่มีโครงสร้างเพอโรฟสไกต์ในระบบ $(\text{Pb}_{1-x}\text{Ba}_x)\text{ZrO}_3$ [28] จากงานวิจัยนี้แสดงให้เห็นว่าอิทธิพลและความเข้มข้นของ Ba^{2+} เพิ่มขึ้น ผลของความสัมพันธ์ของโครงสร้างที่เปลี่ยนแปลงใน PBZ คือค่าความหนาแน่น ของเซรามิก PBZ มีการลดลงอย่างต่อเนื่องเมื่อเพิ่มส่วนประกอบของ Ba^{2+} แนวโน้มนี้สัมพันธ์กับค่าความหนาแน่นของระบบ PZ-BZ ที่คำนวณได้ค่า d_{33} ที่อุณหภูมิห้องจะค่อยๆ เพิ่มขึ้นเมื่อมีการเพิ่มขึ้นของ Ba^{2+} นอกจากนี้ผลของความเข้มข้น Ba^{2+} มีอิทธิพลจำเพาะกับสมบัติไดอิเล็กทริกในเซรามิก PBZ อุณหภูมิการเปลี่ยนแปลง เฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริก และจากเฟอร์โรอิเล็กทริกเป็นไฟโรอิเล็กทริก จะลดลงตามลำดับเมื่อมีการเพิ่มขึ้นของความเข้มข้นของ Ba^{2+} อย่างต่อเนื่อง การเปลี่ยนแปลงเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกก็เช่นเดียวกัน เกิดขึ้นเมื่อมีสัดส่วนองค์ประกอบของ x เป็น $0.00 \leq x \leq 0.075$ อย่างไรก็ตาม Ba^{2+} ไม่มีความสัมพันธ์กับสมบัติทางกล จากรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอ็กซ์ ที่ได้ แสดงให้เห็นว่าการแทนที่ไอออน Pb^{2+} ด้วยไอออน Ba^{2+} นั้นมีอิทธิพลต่อโครงสร้างออร์โธโรมบิก ของ PbZrO_3 อย่างเห็นได้ชัดดังแสดงในรูปที่ 2.11

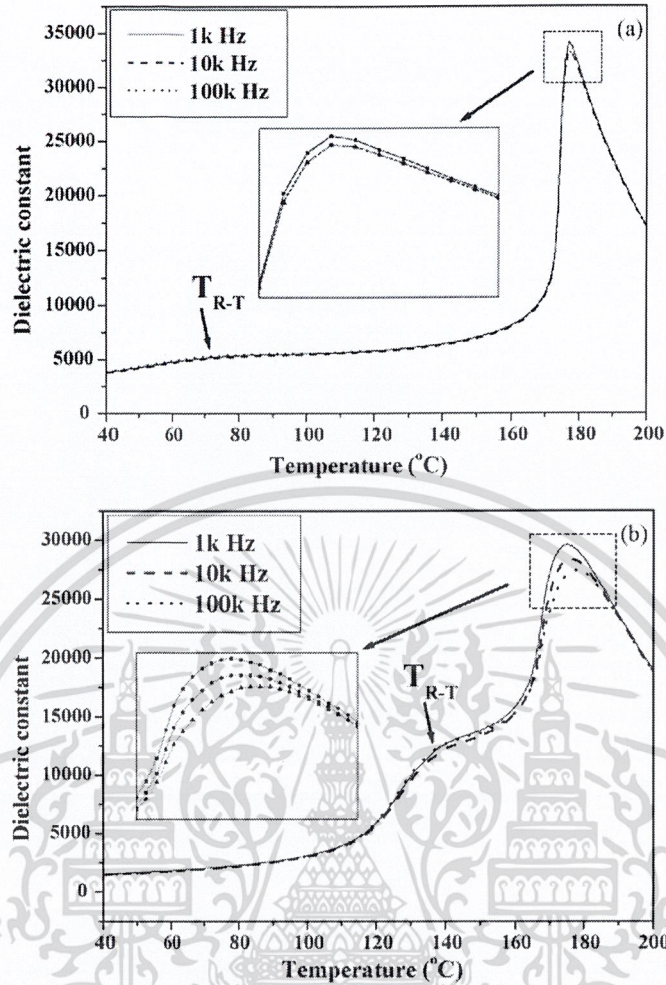
ในปี ค.ศ. 2006 ได้มีผู้ทำการศึกษาโดยศึกษาค้นคว้าเกี่ยวกับการสังเคราะห์ผลึกของสารในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3-x\text{Pb}(\text{Ni}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ [29] โดยเปลี่ยนแปลงสัดส่วน $x = 0.00 - 0.50$ โดยทำการสังเคราะห์เซรามิก ด้วยวิธีการเตรียมตัวอย่างด้วยเทคนิคโคลัมไบต์ [28] จากนั้นศึกษาการเกิดเฟสเพอโรฟสไกต์ของผลึกที่ผ่านกระบวนการแคลไซน์ที่อุณหภูมิต่างๆ ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอ็กซ์ และศึกษาลักษณะทางสัณฐานวิทยาด้วยเทคนิคการวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่าวิธีการดังกล่าวสามารถสังเคราะห์ผงบริสุทธิ์ได้ทุกสัดส่วนที่ศึกษา และพบว่าเมื่อสัดส่วน PNN เพิ่มขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาแคลไซน์เพิ่มสูงขึ้นในลักษณะเชิงเส้น และพบว่าผงผลึกที่ได้มีความบริสุทธิ์สูงถึง 100 % และมีโครงสร้างแบบลูกบาศก์เทียม (pseudo-cubic phase)



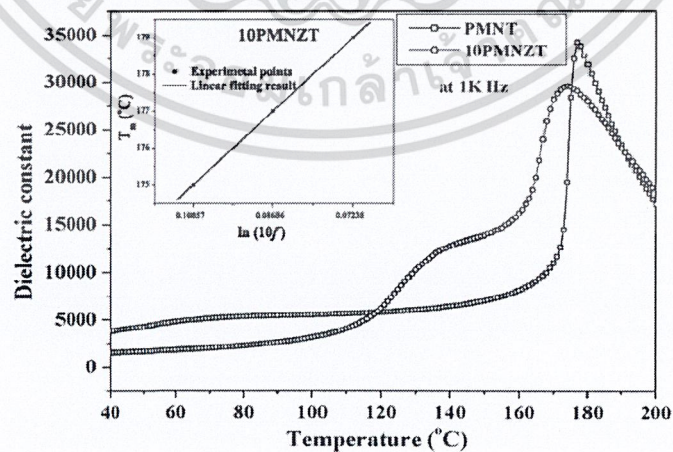
รูปที่ 2.11 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ของ $(\text{Pb}_{1-x}\text{Ba}_x)\text{ZrO}_3$ ที่ได้จากการแคลไซน์ [28]

ในปีเดียวกัน Zhiguo Xia Lin Wang Wenxun Yan Qiang Li และ Yiling Zhang ได้ทำการศึกษาค้นคว้าเกี่ยวกับ รีแลกซ์เซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริกของเซรามิกในระบบ $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3(65/35)$ และ $10\%\text{PbZrO}_3\text{-dopedPb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3(65/35)$ [30] ซึ่งเตรียมโดยวิธีการปรับเปลี่ยนสารตั้งต้น (modified precursor) นี้เป็นการเพิ่มความเป็นเนื้อเดียวกันทางเคมีของแคตไอออนที่ตำแหน่ง B และยังช่วยในการเตรียมโครงสร้างเพอรอฟสไกต์ ที่อุณหภูมิต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับวิธีโคลัมไบต์แบบเดิม [28] ทั้งใน $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3(65/35)$ และ $10\%\text{PbZrO}_3\text{-dopedPb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3(65/35)$ แสดงสมบัติไดอิเล็กทริก และเพียโซอิเล็กทริกได้เป็นอย่างดี ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก ($\epsilon = 34,200$ ที่ 1 กิโลเฮิร์ตซ์) และค่าคงที่เพียโซอิเล็กทริก ($d_{33} = 709$ pC/N) สามารถสังเกตได้ในระบบ $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3(65/35)$ เมื่อเทียบกับ 29,600 และ 511 pC/N กับ $10\%\text{PbZrO}_3\text{-dopedPb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3(65/35)$ ดังแสดงในรูปที่ 2.12 นอกจากนี้เลเซอร์โคเนตยังช่วยเพิ่มการเปลี่ยนเฟสเช่นเดียวกับรอมโบฮีดรอล เป็นเตตระโกนอล ซึ่งเป็นลักษณะการปรับเปลี่ยนที่ไปตามกฎของ Curie-Weiss และความสัมพันธ์ Vogel-Fulcher นอกจากนี้ยังพบว่าองค์ประกอบของเซรามิกทั้งสองนั้น สามารถนำไปประยุกต์ใช้ในงานที่ต้องการค่าไดอิเล็กทริกสูง และการใช้สมบัติทางเพียโซอิเล็กทริกซึ่งเป็นที่น่าสนใจโดยเฉพาะอย่างยิ่งใน $10\%\text{PbZrO}_3\text{-dopedPb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3(65/35)$ ดังแสดงในรูปที่ 2.13

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



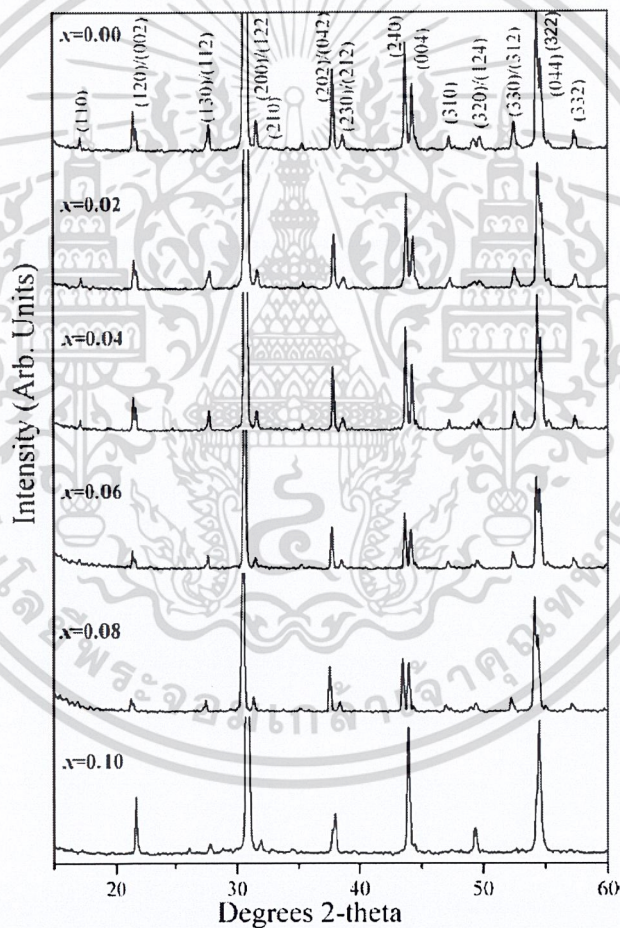
รูปที่ 2.12 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิและความถี่ที่สัมพันธ์กับค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ PMNT (a) และ 10PMNZT (b) ceramics [30]



รูปที่ 2.13 กราฟแสดงการเปรียบเทียบของอุณหภูมิที่ขึ้นอยู่กับค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ PMNT และ 10PMNZT ที่ความถี่ 1 กิโลเฮิร์ตซ์ และค่าความสัมพันธ์ของ Vogel-Fulcher

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

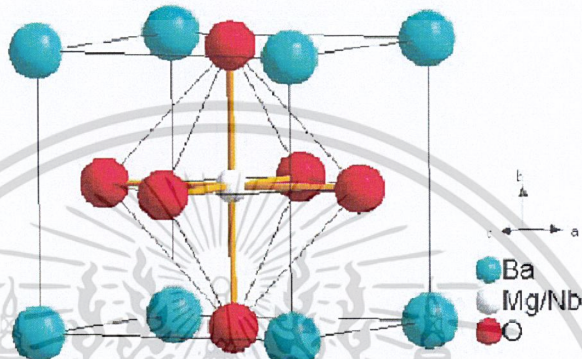
ในปี ค.ศ. 2009 นราธิป และคณะ ได้ทำการศึกษาเกี่ยวกับเซรามิก $(1-x)\text{PbZrO}_3-x\text{Pb}(\text{Mg}_{1/2}\text{W}_{1/2})\text{O}_3$ [31] ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาเกี่ยวกับการเปลี่ยนแปลงเฟส และสมบัติไดอิเล็กทริกของสารละลายของแข็งระหว่างแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกของ PZ และ แอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกของ PMW ซึ่งจากงานวิจัยนี้พบว่า PMW นั้น มีอิทธิพลต่อการพัฒนาเฟส และการตอบสนองสมบัติทางกายภาพของเซรามิก PZ โดยข้อมูลของโครงสร้างผลึกนั้นได้มาจากการตรวจวัดด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ซึ่งแสดงในรูปที่ 2.14 ซึ่งแสดงให้เห็นว่าสารละลายของแข็ง $(1-x)\text{PZ}-x\text{PMW}$ ที่ $x = 0.0-0.1$ มีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากออร์โธโรมบิกไปเป็นรอมโบฮีดรอลเมื่อมีการเพิ่มความเข้มข้นของ PMW จะเกิดการร่วมนกันของออร์โธโรมบิก และรอมโบฮีดรอลเฟส ในระบบสองส่วนประกอบ (binary phase) ที่ความเข้มข้นใกล้ $x = 0.1$



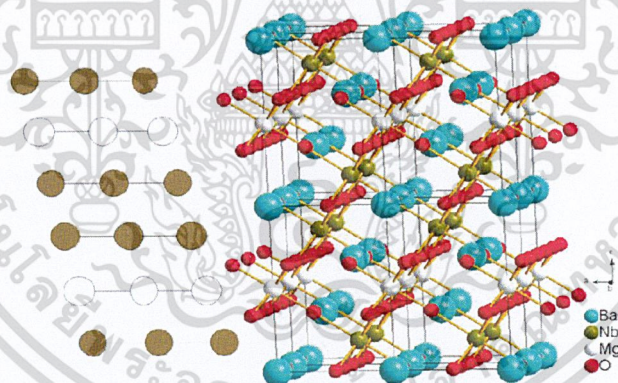
รูปที่ 2.14 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของเซรามิก 0.94 PZ- 0.06PMW [31]

2.6 แบเรียม แมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; BMN)

แบเรียม แมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ หรือ BMN) เป็นสารที่มีโครงสร้างเป็นแบบเพอ-รอฟสไกต์เชิงซ้อน (Complex perovskite) โดยมีไอออน Ba อยู่ในตำแหน่ง A-site และมีไอออน Mg^{2+} และ Nb^{5+} อยู่ในตำแหน่ง B-site ในช่องว่างออกตรเซ็ดรอลดังแสดงในรูปที่ 2.15 โดยอะตอมที่ตำแหน่ง B-site จะจัดเรียงตัวแบบ B-site ordering [32,33] ดังแสดงในรูปที่ 2.16



รูปที่ 2.15 แสดงโครงสร้างของแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต [32]

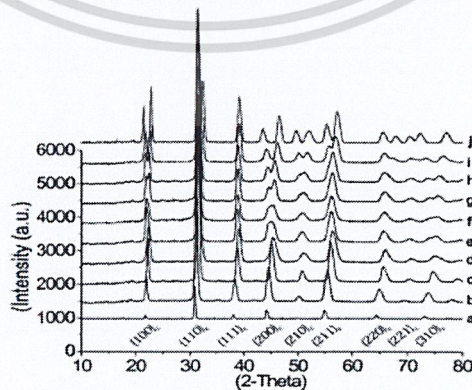


รูปที่ 2.16 แสดงโครงสร้างของแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต
ที่มีการจัดเรียงตัวแบบ B-site ordering [32]

BMN จัดเป็นสารประกอบที่แสดงสมบัติไมโครเวฟไดอิเล็กทริกเนื่องจากมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงมีค่าสูญเสียทางไดอิเล็กทริกที่ต่ำมากที่อุณหภูมิห้อง และมีอุณหภูมิค่าสัมประสิทธิ์ (Tf) น้อย โดย BMN แสดงสมบัติที่ $\epsilon_r = 32$, $Q = 5600$ (10.5 GHz) และ $T_f = 33$ ppm/°C [33,35] ซึ่งค่านี้แสดงให้เห็นว่าอุณหภูมิไม่มีผลต่อสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิก ดังนั้นจึงมีการนำเซรามิกที่มีสมบัติไมโครเวฟไดอิเล็กทริกนี้ไปประยุกต์ใช้ทำอุปกรณ์ไมโครเวฟ ที่ใช้ในระบบการสื่อสารไมโครเวฟ เช่น ดาวเทียมสื่อสารระดับโลก โทรศัพท์มือถือ ตัวตรวจจับเรดาร์ เรดาร์ของตำรวจ เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหาเอกสารนี้ส่งอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สำหรับวัสดุไดอิเล็กทริกแบบเดิมนั้นยกตัวอย่างเช่น BaTi_4O_9 และ $\text{Ba}_2\text{Ti}_9\text{O}_{20}$ ซึ่งมีความเหมาะสมกับการนำไปประยุกต์ใช้ทำอุปกรณ์ย่านความถี่ต่ำเช่น เอส แบนด์ (S-band) และ เอ็กซ์ แบนด์ อย่างไรก็ตามในด้านการสื่อสารนั้นจะใช้ความถี่ที่สูงกว่าจิกะเฮิร์ตซ์ (GHz) ดังนั้นจึงต้องใช้วัสดุที่มีค่าคิวแฟคเตอร์ (Quality factor; Q) ที่สูงได้แก่เซรามิกที่มีสูตรโครงสร้างโดยทั่วไปเป็น $\text{Ba}(\text{B}'\text{B}'')_{2/3}\text{O}_3$ ($\text{B}'=\text{Mg,Zn,Ni}$ or Co ; $\text{B}''=\text{Ta}$ และ Nb) ซึ่งมีความน่าสนใจเป็นอย่างมากเนื่องจากมีค่า คิวแฟคเตอร์ (Quality factor; Q) ที่สูงมากๆ โดยเฉพาะอย่างยิ่งแบบที่มี Ta เป็นตัวหลัก (Ta-based) ซึ่งมีโครงสร้างเป็นแบบเพอโรฟสไกต์เชิงซ้อน เช่น $(\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Ta}_{2/3})\text{O}_3$ และ $\text{Ba}(\text{Zn}_{1/3}\text{Ta}_{2/3})\text{O}_3$ [34,36] เป็นวัสดุตัวเลือกที่สำคัญที่ใช้ในทางการค้า แต่เนื่องจาก Ta_2O_5 มีราคาสูงมากดังนั้นจึงได้มีการศึกษาเซรามิกที่มีส่วนประกอบของ Nb เป็นหลัก (Nb-based) กันอย่างกว้างขวาง

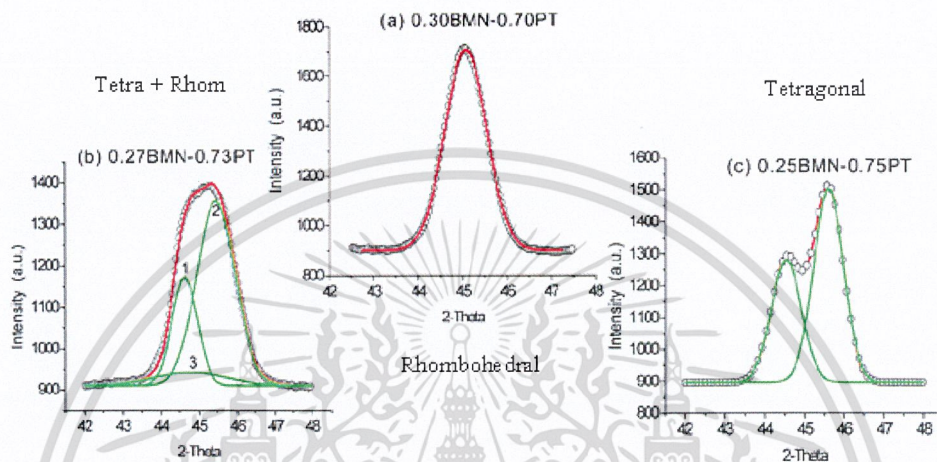
ในปี ค.ศ 2007 Xifa Long และ Zuo-Guang Ye ได้ศึกษาสารละลายของแข็งในระบบของ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$ (BMN-PT) [7,8] ซึ่งมีการเปลี่ยนแปลงสัดส่วน x จาก 0.0 ถึง 1.0 โดยทำการเตรียมเซรามิกด้วยวิธีปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid-State reaction) วิเคราะห์สมบัติของเซรามิก BMN-PT โดยใช้เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ และตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกและเฟอร์โรอิเล็กทริกของเซรามิกที่เตรียมได้จากการวิเคราะห์โครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ พบว่าโครงสร้างเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรอมโบฮีดรอลไปเป็นเตตระโกนอล เมื่อสัดส่วนของ PT เพิ่มขึ้น ผลการทดลองแสดงบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาค (Morphotropic Phase Boundary; MPB) ของเซรามิกในระบบนี้ ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ x อยู่ในช่วง 0.71 ถึง 0.74 และสามารถสร้างแผนภาพวัฏภาคของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{BMN}-x\text{PT}$ ได้สำเร็จ จากผลการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกพบว่า สัดส่วนของ PT มีผลต่ออุณหภูมิคูรีของสารเฟอร์โรอิเล็กทริก (T_c) คือ เมื่อเพิ่มสัดส่วนของ PT สูงขึ้นอุณหภูมิคูรีของเซรามิกจะเพิ่มเข้าใกล้อุณหภูมิคูรี (T_c) ของ PT มากขึ้น ยิ่งไปกว่านั้นในงานวิจัยยังพบว่า บริเวณแนวรอยต่อวัฏภาคของเซรามิกในระบบใหม่นี้มีค่า T_c สูงกว่า 200°C ซึ่งเหมาะสมเป็นวัสดุเพียโซอิเล็กทริกทางเลือกที่จะประยุกต์ใช้งานที่อุณหภูมิสูง โดยมีปริมาณสัดส่วนองค์ประกอบตะกั่วที่ต่ำ



รูปที่ 2.17 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$ ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.0 - 1.0$ [7,8]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 2.17 เป็นรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - x\text{PbTiO}_3$ ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.0 - 1.0$ ซึ่งรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกทุก สัดส่วนองค์ประกอบ เป็นเฟสที่บริสุทธิ์พบว่า ณ ตำแหน่งของพีค 200 ของสัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.7$ เริ่มมีความกว้างมากขึ้น (broad) และพีคมีการแตกที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.75$ ดังแสดงในรูปที่ 2.18



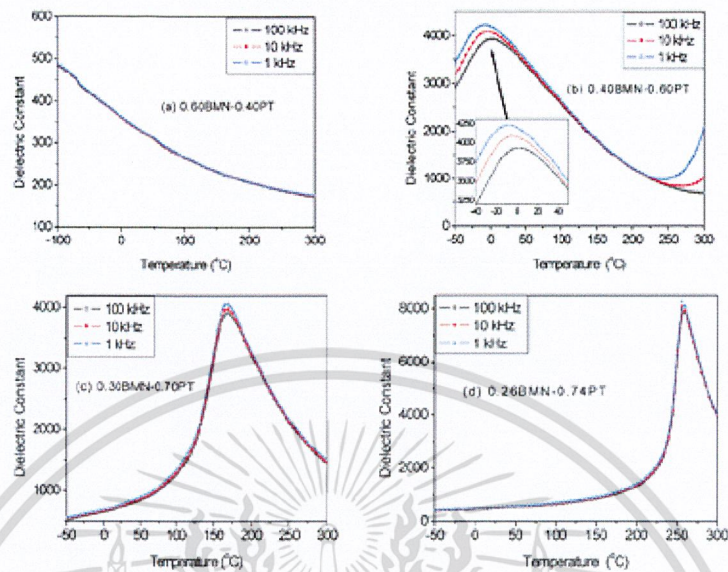
รูปที่ 2.18 แสดงพีคของโครงสร้างของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - x\text{PbTiO}_3$ ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.7$ (a) $x = 0.73$ (b) และ $x = 0.75$ (c) [7,8]

จากรูปที่ 2.18 พบว่าพีคเริ่มมีความกว้างมากขึ้นที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.7$ (a) นั้นเป็นพีคของโครงสร้างที่มีโครงสร้างเป็นแบบรอมโบฮีดรอล แต่ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.73$ (b) นั้นเป็นพีคผสมระหว่าง โครงสร้างที่มีโครงสร้างแบบรอมโบฮีดรอลและเตตระโกนอล โดยที่ 1 และ 2 เป็นพีคของโครงสร้างที่มีโครงสร้างเป็นแบบเตตระโกนอลส่วน 3 เป็นพีคของโครงสร้างที่มีโครงสร้างแบบรอมโบฮีดรอลที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.75$ (c) เป็นพีคของโครงสร้างที่มีโครงสร้างแบบเตตระโกนอล และจากข้อมูลนี้เองทำให้เชื่อว่าเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - x\text{PbTiO}_3$ น่าจะมีบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาค (Morphotropic Phase Boundary;MPB) อยู่ในช่วงสัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.71 - 0.74$

เมื่อทำการทดสอบสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกโดยศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กทริก กับอุณหภูมิ ดังแสดงในรูปที่ 2.19 พบว่าที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x \leq 0.5$ (a) จะไม่แสดงพฤติกรรมใดๆ ในช่วงอุณหภูมิ -120 ถึง 300 องศาเซลเซียส ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.6$ (b) พบว่าเซรามิก BMN-PT แสดงพฤติกรรมความเป็นรีแลกซ์เซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริก (relaxor ferroelectric) ซึ่งพิจารณาได้จากกราฟ คือ พีคที่ได้มีความกว้าง (broad) และค่าคงที่ไดอิเล็กทริกขึ้นกับความถี่ ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x \geq 0.7$ (c), (d) พบว่าเซรามิก BMN-PT แสดงพฤติกรรม

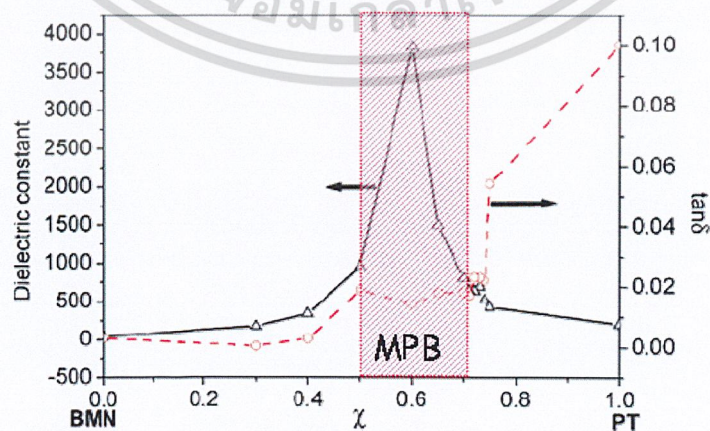
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ความเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ (normal ferroelectric) ซึ่งพิจารณาได้จากกราฟ คือ พีกแหลม (sharp) และค่าคงที่ไดอิเล็กทริกไม่ขึ้นกับความถี่



รูปที่ 2.19 แสดงค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของ เซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$ ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.40$ (a) 0.60 (b) 0.70 (c) และ 0.74 (d) ตรวจสอบที่ความถี่เท่ากับ 1 10 และ 100 กิโลเฮิร์ตซ์ [7,8]

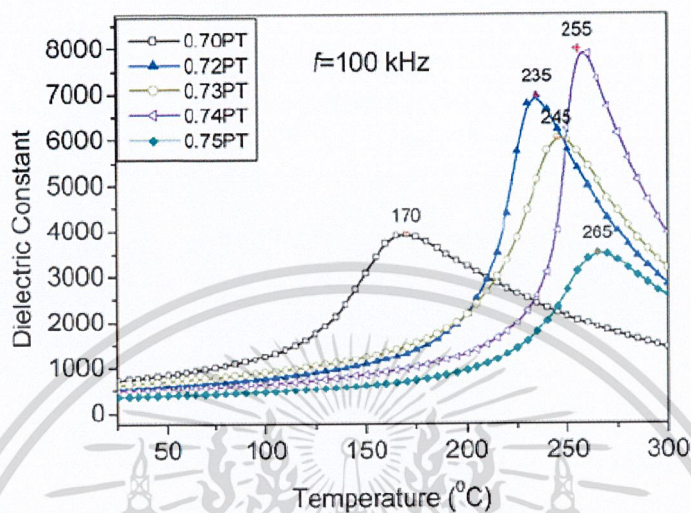
จากนั้นทำการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กทริก กับสัดส่วนองค์ประกอบ x ดังแสดงในรูปที่ 2.20 พบว่าในช่วงที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.5 - 0.7$ นั้นให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่สูงส่งผลให้เชื่อว่าน่าจะมีบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาค (morphotropic phase boundary) อยู่ในช่วงสัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.5 - 0.7$ ซึ่งก็สอดคล้องกับข้อมูลจากเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD) เพราะในช่วงบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาค (morphotropic phase boundary) จะให้สมบัติที่เด่น



รูปที่ 2.20 แสดงค่าการสูญเสียแทนเจนต์ เซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$

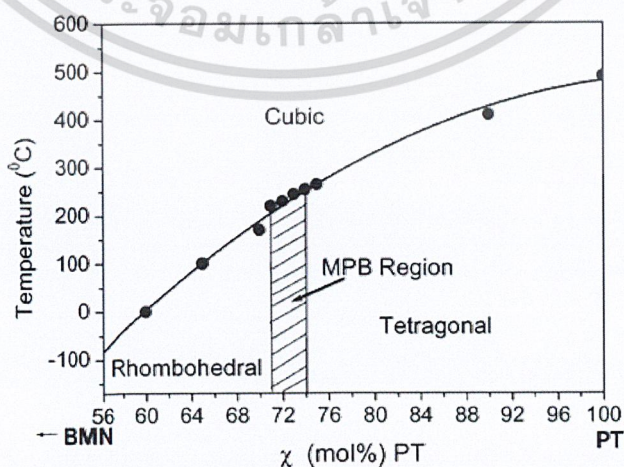
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่อนุญาตให้ใช้เพื่อการศึกษานี้เท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อหาบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาค (morphotropic phase boundary;MPB) ได้แล้วก็ทำการศึกษาความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กทริกกับอุณหภูมิในบริเวณนั้นดังแสดงในรูปที่ 2.21 พบว่าเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ x มีค่าเพิ่มมากขึ้นอุณหภูมิคูรี (T_c) ของเซรามิก BMN-PT จะเพิ่มมากขึ้นเช่นกัน



รูปที่ 2.21 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กทริกกับอุณหภูมิของสารเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{-BMN-xPT}$ ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ x เท่ากับ 0.70 0.72 0.73 0.74 และ 0.75 ทำการตรวจวัดที่ความถี่ 100 กิโลเฮิร์ตซ์ [7,8]

จากข้อมูลต่าง ๆ ที่ได้ทำการศึกษา นั้นสามารถนำข้อมูลเหล่านั้นมาเขียนแผนภาพวัฏภาคของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$ ได้และยิ่งไปกว่านั้นยังสามารถหาบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาคได้ในในช่วงสัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.71 - 0.74$ ซึ่งในบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาค (MPB) นี้ โครงผลึกจะเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจากรวมโบฮีดรอลไปเป็นเตตระโกนอล ดังแสดงในรูปที่ 2.22



รูปที่ 2.22 แผนภาพวัฏภาคของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$ แสดงให้เห็น

ถึงบริเวณแนวรอยต่อวัฏภาคในช่วงสัดส่วนองค์ประกอบของ $x = 0.71 - 0.74$ [7,8]

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 3

วิธีดำเนินงานวิจัย

ในบทนี้จะกล่าวถึงขั้นตอนในการเตรียมผงผลึก และเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3-x\text{BMN}$ และอธิบายถึงรายละเอียดเกี่ยวกับอุปกรณ์ สารเคมี กระบวนการเตรียม และการศึกษาสมบัติต่างๆ ดังนี้

3.1 อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการทดลอง

- 3.1.1 กระดาษฟอยล์
- 3.1.2 ซ้อนตักสารพลาสติก
- 3.1.3 ขวดพลาสติกพร้อมฝาปิด
- 3.1.4 ลูกบดอัดเตรียมสเตบิลไลซ์เซอร์โคเนีย (Yttrium stabilized zirconia) ขนาด 1 เซนติเมตรและ 0.5 เซนติเมตร
- 3.1.5 ยางในรถจักรยานยนต์ตัดเป็นวง
- 3.1.6 บีกเกอร์ขนาด 150 มิลลิลิตร
- 3.1.7 กระชอน
- 3.1.8 ซ้อนตักสารสแตนเลส
- 3.1.9 แท่งแม่เหล็กสำหรับกวนสาร (Magnetic bar) ขนาด 5 เซนติเมตร
- 3.1.10 ครกบดสาร
- 3.1.11 ถ้วยอะลูมินาพร้อมฝาปิด (Alumina Crucible)
- 3.1.12 แม่พิมพ์โลหะ (Mold) สำหรับอัดขึ้นรูปขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.7 เซนติเมตร และ 1.5 เซนติเมตร
- 3.1.13 คีมคีบ
- 3.1.14 กระดาษทรายน้ำเบอร์ 600, 800 และ 1000
- 3.1.15 เครื่องชั่งสารดิจิทัล 4 ตำแหน่ง ผลิตโดยบริษัท Sartorius ประเทศเยอรมัน
- 3.1.16 เครื่องบดย่อยผสมสารชนิดบดย่อยด้วยลูกบอล (Ball milling)
- 3.1.17 เตาแผ่นให้ความร้อน (Hot plate) ผลิตโดยบริษัท Fisher Scientific ประเทศสหรัฐอเมริกา
- 3.1.18 ตู้อบสารเคมีอุณหภูมิ 200 องศาเซลเซียส ผลิตโดยบริษัท Fisher Scientific ประเทศสหรัฐอเมริกา

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

- 3.1.19 เตาเผาสารอุณหภูมิสูงสุด 1700 องศาเซลเซียส ผลิตโดยบริษัท Vecstar ประเทศอังกฤษ
- 3.1.20 อุปกรณ์วัดขนาดอนุภาค
- 3.1.21 เครื่องอัดระบบ ไฮโดรลิก ผลิตโดยบริษัท Fisher Scientific ประเทศสหรัฐอเมริกา
- 3.1.22 เครื่องตรวจสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray diffractometer) รุ่น D8 Advance ผลิตโดยบริษัท Siemens ประเทศเยอรมัน
- 3.1.23 เครื่องดิฟเฟอเรนเชียล สแกนนิ่ง แคลอริมิเตอร์ (Differential Scanning Calorimeter; DSC) ผลิตโดยบริษัท Perkin Elmer ประเทศสหรัฐอเมริกา
- 3.1.24 ชุดอุปกรณ์สำหรับวัดความฮิสเทอรีซิส (Hysteresis measurement set-up) ผลิตโดยบริษัท Radiant รุ่น RT66B ประเทศสหรัฐอเมริกา
- 3.1.25 เครื่อง LCR meter รุ่น 4284A(20Hz-1MHz) ผลิตโดยบริษัท Agilent ประเทศสหรัฐอเมริกา

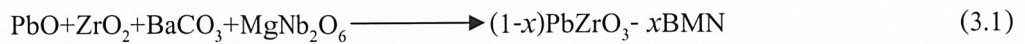
3.2 สารเคมีที่ใช้ในการทดลอง

- 3.2.1 เลดออกไซด์ (Lead oxide; PbO) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.5 ผลิตโดยบริษัท Kanto Chemical ประเทศญี่ปุ่น
- 3.2.2 เซอร์โคเนียมออกไซด์ (Zirconium oxide; ZrO₂) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.0 ผลิตโดยบริษัท Cerac ประเทศสหรัฐอเมริกา
- 3.2.3 แบเรียมคาร์บอเนต (Barium carbonate; BaCO₃) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.0 ผลิตโดยบริษัท Fluka ประเทศสวิตเซอร์แลนด์
- 3.2.4 แมกนีเซียมออกไซด์ (Magnesium oxide; MgO) ผลิตโดยบริษัท Fluka ประเทศสวิตเซอร์แลนด์
- 3.2.5 ไนโอเบียมออกไซด์ (Niobium oxide; Nb₂O₅) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.95 ผลิตโดยบริษัท Cerac ประเทศสหรัฐอเมริกา
- 3.2.6 เอทิลแอลกอฮอล์ (Ethyl alcohol) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.9 ผลิตโดยบริษัท Merck ประเทศเยอรมัน
- 3.2.7 โพลีไวนิลแอลกอฮอล์ (Poly vinyl alcohol; PVA) ผลิตโดยบริษัท Sigma ประเทศเยอรมัน
- 3.2.8 อะลูมินา (Alumina; Al₂O₃) ผลิตโดยบริษัท Fluka ประเทศสวิตเซอร์แลนด์
- 3.2.9 กาวเงิน รุ่น SPI#5002 ผลิตโดยบริษัท SPI Supplies
- 3.2.10 กาวอีพอกซี รุ่น CW2400 บริษัท Chemtronics ประเทศสหรัฐอเมริกา

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

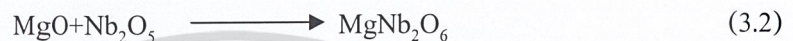
3.3 กระบวนการเตรียมผง PZ-BMN

ในการเตรียมผงผลึกในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3 - x\text{BMN}$ เป็นการเกิดปฏิกิริยาเคมีในสถานะของแข็งสามารถเตรียมได้โดยใช้ PbO , ZrO_2 , BaCO_3 และ MgNb_2O_6 เป็นสารตั้งต้นดังสมการที่ 3.1



เมื่อ $x = 0.00, 0.02, 0.04, 0.06, 0.08, 0.10, 0.20, 0.30, 0.40$ และ 0.50

3.3.1 เริ่มจากการเตรียมสารตั้งต้น MgNb_2O_6 จำนวน 20 กรัมดังสมการ



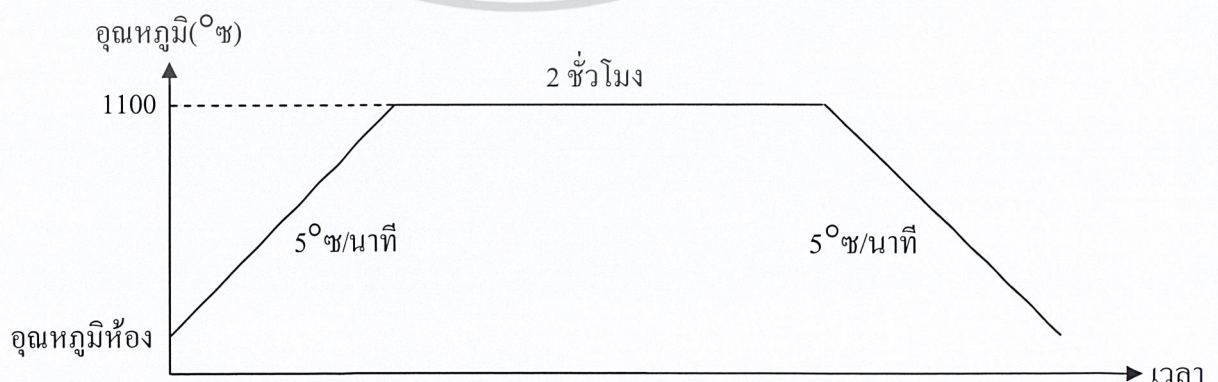
โดยชั่งสาร MgO และ Nb_2O_5 ตามอัตราส่วนที่คำนวณโดยใช้วิธีทางปริมาณสารสัมพันธ์

3.3.2 นำสารตั้งต้นที่ชั่งได้มาผสมกันในขวดพลาสติกที่บรรจุลูกบดทรงกลมขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางขนาด 1 เซนติเมตรและ 0.5 เซนติเมตรอย่างละ 500 กรัม เติมหีทลแอสเทอโรลให้ท่วมลูกบดเพื่อช่วยในการบดผสมปิดฝาขวดพลาสติกให้สนิทแล้วสวมยางกันลื่นจากนั้นนำขวดไปวางบนรางของเครื่องบดย่อยใช้เวลา 18 ชั่วโมง

3.3.3 ถังสารที่ติดตามขวดพลาสติกและลูกบดด้วยฮีทลแอสเทอโรลลงในบีกเกอร์

3.3.4 นำสารได้ไปประเหยฮีทลแอสเทอโรล โดยให้ค่อยๆ ให้ความร้อนจากเตาไมโครเวฟแล้วไปอบให้แห้งสนิทในตู้อบอุณหภูมิ 85 องศาเซลเซียสใช้เวลา 24 ชั่วโมง

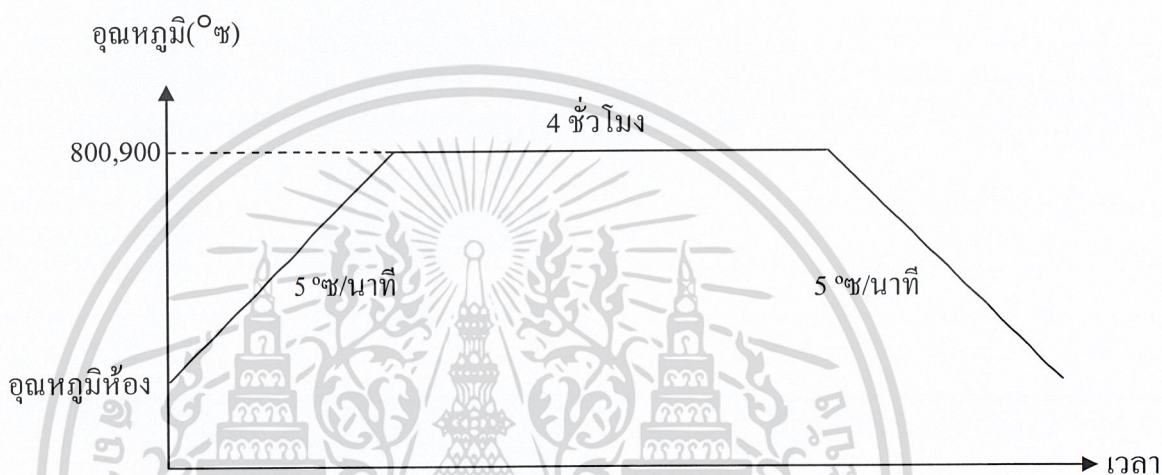
3.3.5 นำสารที่แห้งแล้วมาบดอย่างหยาบๆ โดยใช้ครกบดสารแล้วใส่ในถ้วยอะลูมินาปิดฝานำไปเผาแคลไซน์ในเตาที่อุณหภูมิ 1100 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 2 ชั่วโมงโดยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเป็น 5 องศาเซลเซียสต่อนาทีดังรูป 3.1 นำผงผลึก MgNb_2O_6 ที่ได้ตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยวิธีการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)



รูปที่ 3.1 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาแคลไซน์ MgNb_2O_6

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.3.6 นำผง PbO , ZrO_2 , BaCO_3 และ MgNb_2O_6 มาผสมกัน ตามอัตราส่วนดังสมการที่ (3.1) จากนั้นทำตามขั้นตอนที่ 3.3.2 - 3.3.5 โดยที่อัตราส่วน $x = 0.02-0.1$ ทำการเผาแคลไซน์ในเตาที่อุณหภูมิ 850 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง อัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเป็น 5 องศาเซลเซียสต่อนาที และที่อัตราส่วน $x = 0.2-0.5$ เผาแคลไซน์ในเตา ที่อุณหภูมิ 900 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 4 ชั่วโมง โดยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเป็น 5 องศาเซลเซียสต่อนาที ดังรูปที่ 3.2 จากนั้นนำสารที่ได้มาทำการบดย่อยอีกครั้งโดยใช้เวลา 18 ชั่วโมงได้เป็นผงสาร PZ-BMN



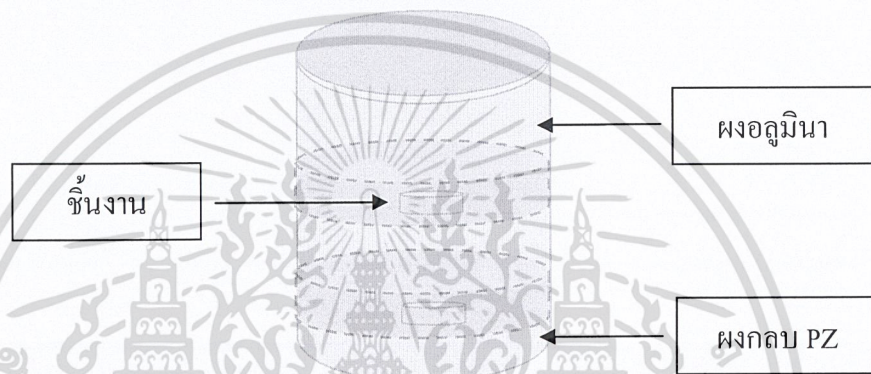
รูปที่ 3.2 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาแคลไซน์ PZ-BMN

3.3.7.1 นำผงของสาร PZ-BMN ที่ได้มาทำการคัดขนาด (sieving) เพื่อให้ได้ขนาดอนุภาคที่มีความสม่ำเสมอ นำผง PZ-BMN ที่ได้ตรวจสอบความบริสุทธิ์ และโครงสร้างผลึกด้วยวิธีการ เลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)

3.4 การเตรียมเซรามิก PZ-BMN

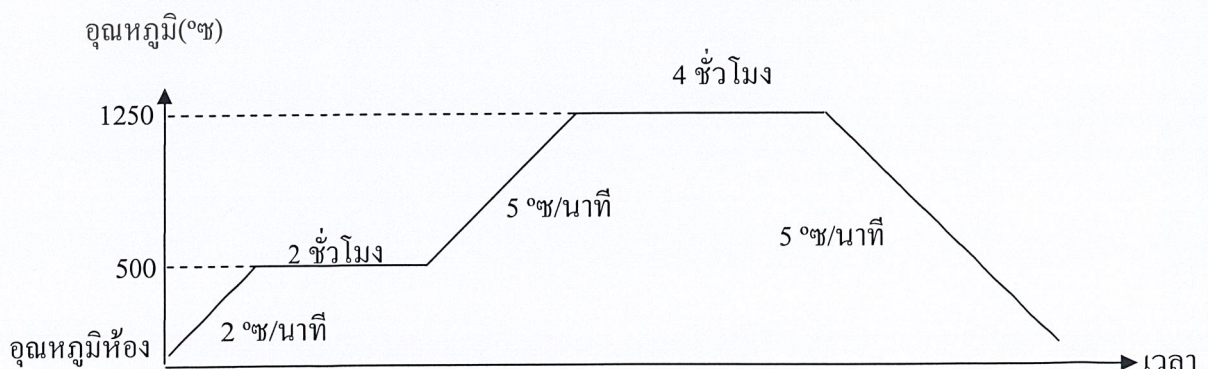
- 3.4.1 นำผงผลึก PZ-BMN ที่ผ่านการคัดขนาด (sieving) แล้วมาทำการอัดเม็ดเซรามิก โดยชั่งผงผลึก PZ-BMN แต่ละสัดส่วนโดยชั่งสัดส่วนละ 0.7 กรัม และ 1.5 กรัม
- 3.4.2 บดผสมผงผลึกที่ชั่งเตรียมไว้กับ โพลีไวนิลแอลกอฮอล์ (PVA) จำนวน 1-2 หยดในครกบดสารเพื่อช่วยให้ผงผลึกยึดเกาะกัน
- 3.4.3 เทผงผลึกที่ชั่งมา 0.7 กรัมลงในแม่พิมพ์โลหะที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 0.7 เซนติเมตรและเทผงผลึกที่ชั่งมา 1.5 กรัมลงในแม่พิมพ์โลหะที่มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1.5 เซนติเมตร

- 3.4.4 นำแม่พิมพ์โลหะเข้าเครื่องอัดระบบไฮดรอลิกโดยใช้ความดัน 2 ตันเป็นเวลา 2 นาที และเพิ่ม ไปเป็น 3 ตันทิ้งไว้ 1 นาที ชิ้นงานที่ได้จะมีลักษณะเป็นแผ่นวงกลม (Disc)
- 3.4.5 นำชิ้นงานที่อัดขึ้นรูปในลักษณะแผ่นวงกลมไปทำการเผาซินเตอร์ โดยจัดวางชิ้นงานในถ้วยอลูมินาที่รองด้วยผงอลูมินา กลับชิ้นงานด้วยผงเลดเซอร์โคเนต (ผงกลบ PZ) เพื่อให้การเผาอยู่ในบรรยากาศของตะกั่ว และป้องกันการระเหยของตะกั่วแล้วกลับด้วยผงอลูมินาอีกชั้นหนึ่งเพื่อช่วยให้ความร้อนกระจายอย่างสม่ำเสมอ เสร็จแล้วปิดฝาถ้วยอลูมินาให้แนบสนิท ดังรูป 3.3



รูปที่ 3.3 แสดงการจัดวางชิ้นงานในถ้วยอลูมินาก่อนทำการเผาซินเตอร์

นำถ้วยอลูมินาที่จัดวางชิ้นงานเรียบร้อยแล้วไปเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1,250 องศาเซลเซียสใช้เวลาในการเผา 4 ชั่วโมงโดยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเป็น 5 องศาเซลเซียสต่อนาทีโดยในกระบวนการเผาซินเตอร์นี้ต้องมีการเผาแช่ที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส 2 ชั่วโมงอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเป็น 2 องศาเซลเซียสต่อนาทีเพื่อเป็นการกำจัด PVA ออกจากชิ้นงานแล้วจึงเพิ่มอุณหภูมิให้เท่ากับที่ใช้ในการเผาซินเตอร์ดังรูปที่ 3.4 ทำให้ได้ชิ้นงานเป็นเม็ดเซรามิก PZ-BMN แล้วส่งตรวจสอบโครงสร้างผลึกด้วยวิธีการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)

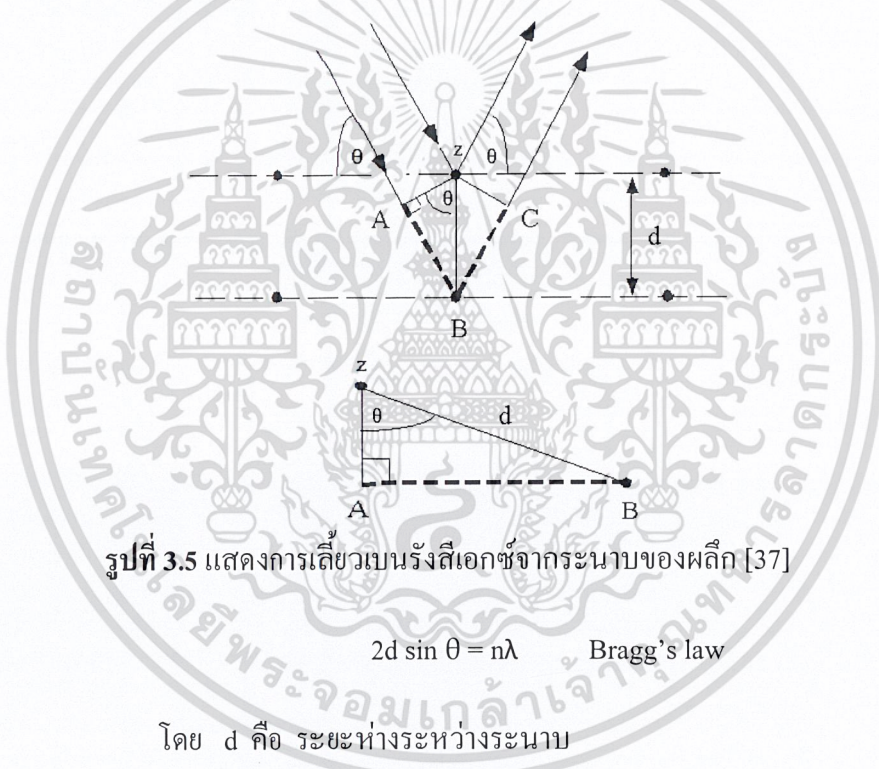


รูปที่ 3.4 แสดงช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.5 การตรวจวิเคราะห์เฟสด้วยวิธีการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)

รังสีเอกซ์เป็นคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าชนิดหนึ่ง สามารถเลี้ยวเบนได้เช่นเดียวกับคลื่นทั่วไป เมื่อรังสีเอกซ์ขนานตกกระทบลงบนระนาบของผลึก การเลี้ยวเบนจะเกิดขึ้นเมื่อเส้นทางเดินของรังสีทั้งสองต่างกันเป็นจำนวนเท่าของความยาวคลื่น จากรูปที่ 3.5 ให้รังสีตกกระทบทั้ง 2 ลำมีเฟสตรงกันทำมุม θ กับระนาบ รังสีที่หนึ่ง กระแทกเข้ากับระนาบบน และสะท้อนออกมาทำมุม θ กับระนาบ ส่วนรังสีที่สอง กระแทกเข้ากับระนาบถัดไป และสะท้อนออกมาทำมุม θ กับระนาบที่สอง โดยรังสีที่สองจะเคลื่อนที่เป็นระยะทางเพิ่มขึ้น $AB + BC$ แทรกสอดกับคลื่นลำที่หนึ่ง ซึ่งคลื่นทั้งสองลำ อาจจะแทรกสอดแบบเสริมหักล้าง หรือ แทรกสอดกันแบบไม่ตรงเฟสกันก็ได้ แต่ถ้าจะให้มีการแทรกสอดแบบเสริมกัน ระยะทางที่คลื่นเคลื่อนที่ขึ้นมาขึ้นนั้นจะต้องเท่ากับ จำนวนเต็ม (n) คูณกับความยาวคลื่น ดังสมการที่ (3.3)



รูปที่ 3.5 แสดงการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์จากระนาบของผลึก [37]

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad \text{Bragg's law} \quad (3.3)$$

โดย d คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ

θ คือ มุมตกกระทบของรังสีเอกซ์

n คือ เลขจำนวนเต็มใดๆ ($n= 1,2,3,\dots$)

λ คือ ความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์

ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้ทำการวิเคราะห์ภายใต้สภาวะต่างๆ ดังนี้

อุณหภูมิในการวิเคราะห์	25 °ซ
มุม 2θ เริ่มต้น-สิ้นสุด	20 ° - 80 °
อัตราการตรวจวัด	0.02 องศา/วินาที

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ผลึกแต่ละชนิดมีขนาดของหน่วยเซลล์ไม่เท่ากัน และประกอบด้วยอะตอมที่แตกต่างกัน เมื่อรังสีเอกซ์ความยาวคลื่นเดียว (monochromatic) ตกลงบนผลึกจะเกิดการเลี้ยวเบน รูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction pattern) แสดงความสัมพันธ์ระหว่างมุมของการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์กับความเข้มสัมพัทธ์ของพีคการเลี้ยวเบนของสารประกอบแต่ละชนิดจึงมีลักษณะเฉพาะ ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับรูปแบบการเลี้ยวเบนของสารมาตรฐาน JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standard) ที่เก็บรวบรวมไว้จะสามารถจำแนกชนิดของสารประกอบนั้นได้



รูปที่ 3.6 แสดงเครื่อง X-Ray Diffraction

3.6 การตรวจวิเคราะห์สมบัติทางไฟฟ้า

3.6.1 การตรวจสอบค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (ϵ) และค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริก ($\tan \delta$)

การวัดสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกที่เตรียมได้เริ่มจากการทำขั้วไฟฟ้าให้กับชิ้นงานตัวอย่าง โดยนำเซรามิกที่เตรียมได้มาทำการขัดด้วยกระดาษทรายน้ำเบอร์ 600 และ 1000 ให้มีความหนาประมาณ 1 มิลลิเมตร แล้วทำความสะอาดด้วยเครื่องอัลตราโซนิค จากนั้นจึงนำไปอบให้แห้งที่อุณหภูมิ 100 °ซ แล้วจึงนำมาทำขั้วไฟฟ้าโดยใช้กาวเงินแบบเผาทำบริเวณผิวหน้าทั้งสองด้านของเซรามิก แล้วนำไปเผาที่อุณหภูมิ 750° ซ โดยใช้ระยะเวลาในการเผาแช่นาน 15 นาที และใช้อัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ 10 องศาเซลเซียสต่อนาทีวัดความหนา เส้นผ่านศูนย์กลาง และพื้นที่หน้าตัด เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากนั้นนำไปตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกด้วยการวัดค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ และค่าการสูญเสียไดอิเล็กทริก ซึ่งค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของสารตัวอย่างนั้นสามารถหาได้จากการวัดค่าความจุไฟฟ้า (Capacitance: C) โดยใช้เครื่อง LCR Meter แล้วจึงนำค่าความจุไฟฟ้าที่อ่านได้มาคำนวณหาค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จากความสัมพันธ์ดังสมการ 3.4

$$\epsilon_r = Cd/\epsilon_0 A \quad (3.4)$$

- เมื่อ ϵ_r คือ ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของสารตัวอย่าง
 C คือ ค่าความจุไฟฟ้ามีหน่วยเป็น ฟารัด(F)
 d คือ ความหนาของสารตัวอย่าง มีหน่วยเป็นเมตร (m)
 A คือ พื้นที่ขั้วไฟฟ้าของสารตัวอย่าง มีหน่วยเป็นตารางเมตร (m^2)
 ϵ_0 คือ ค่าสภาพยอมของสุญญากาศ มีค่าเท่ากับ 8.854×10^{-12} F/mm

3.6.2 การตรวจสอบสมบัติทางเฟอร์โรอิเล็กทริก

การศึกษาสมบัติทางเฟอร์โรอิเล็กทริก ทำได้โดยอาศัยการวัดวงวนฮิสเทอรีซิส (Hysteresis loop) ของเซรามิก เริ่มจากการขัดผิวหน้าทั้งสองด้านของเซรามิกให้ได้ระนาบ โดยใช้กระดาษทรายเบอร์ 600 และ 1000 ในการขัดต้องให้เซรามิกมีความหนาประมาณ 0.7 มิลลิเมตร แล้วนำมาทำความสะอาดด้วยเครื่องอัลตราโซนิค แล้วนำไปอบเพื่อไล่ความชื้น จากนั้นทาผิวหน้าทั้งสองด้านด้วยกาวเงินแบบเผา จากนั้นนำไปเผาที่อุณหภูมิ 500 องศาเซลเซียส 15 นาที อัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ 10 °C/นาที แล้ววัดความหนา เส้นผ่านศูนย์กลาง พื้นที่หน้าตัดแล้วทำการตรวจวัดโดยอุปกรณ์สำหรับวัดวงฮิสเทอรีซิสดังรูป 3.7



รูปที่ 3.7 แสดงชุดอุปกรณ์สำหรับวัดวงวนฮิสเทอรีซิส

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.7 การตรวจวิเคราะห์สมบัติทางความร้อน

3.7.1 การตรวจสอบพฤติกรรมของการเปลี่ยนเฟสด้วยเทคนิค Differential Scanning Calorimetry (DSC)

DSC เป็นเทคนิคที่ใช้ศึกษาปริมาณความร้อน และการเปลี่ยนแปลงความร้อนที่เกี่ยวข้องกับอุณหภูมิของพอลิเมอร์ โดยใช้เครื่องดิฟเฟอเรนเชียล สแกนนิ่ง แคลอริมิเตอร์ ดังรูป 3.8 ทำได้โดยนำสารตัวอย่างที่บดละเอียด และสารอ้างอิงที่เฉื่อยต่อการเกิดปฏิกิริยา บรรจุในถ้วยอะลูมิเนียมขนาดเล็ก (ทองแดง หรือ แกรไฟต์) ใช้สำหรับการวิเคราะห์ที่อุณหภูมิสูงกว่า 800 °ซ) จะถูกให้ความร้อนในบรรยากาศไนโตรเจน จากนั้นสมบัติทางความร้อนของตัวอย่างที่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิในตัวอย่างจะถูกตรวจวัด และแปลผล



รูปที่ 3.8 แสดงเครื่อง Differential Scanning Calorimeter (DSC)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 4

ผลการทดลองและอภิปรายผล

ในบทนี้จะเป็นการนำเสนอผลการทดลองที่ได้จากการเตรียมเซรามิกในระบบเลดเซอร์โคเนตแบบเรียบแมกนีเซียมไนโอเบต $(1-x)\text{PbZrO}_3 - x\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PZ-BMN เมื่อ x มีค่าเท่ากับ 0.00 0.02 0.04 0.06 0.08 0.10 0.20 0.30 0.40 และ 0.50 โดยต่อไปนี้จะเป็นการกล่าวถึงผลการตรวจสอบโครงสร้างผลึก (Crystal structure) การเปลี่ยนเฟส (Phase transition) และสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกที่เตรียมได้ พร้อมทั้งอภิปรายผลการทดลองที่ได้ตามลำดับต่อไปนี้

4.1 การตรวจสอบด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)

ผลการตรวจสอบเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิก PZ-BMN โดยการนำเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $0.00 \leq x \leq 0.50$ มาผ่านกระบวนการเผาซินเตอร์ตามเงื่อนไข (เผาซินเตอร์ที่ช่วงอุณหภูมิ 1250 °ซ เป็นเวลา 4 ชั่วโมงด้วยอัตราการขึ้นลง อุณหภูมิ 5 °ซ/นาท) มาตรวจสอบความบริสุทธิ์ของโครงสร้างผลึก และองค์ประกอบที่เกิดขึ้นด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ดังแสดงในรูปที่ 4.1 พบว่าเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่เตรียมได้นั้นมีความบริสุทธิ์ ไม่พบเฟสแปลกปลอมในทุกสัดส่วนองค์ประกอบ โดยที่รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่ได้จากภาพโดยรวมจะมีลักษณะใกล้เคียงกันกับรูปแบบการเลี้ยวเบนของ PbZrO_3 จากฐานข้อมูลมาตรฐาน JCPDS เลขที่ 75-1607 โดยที่พีคที่ได้นั้นที่องค์ประกอบของ x ต่ำสุด พีคจะมีลักษณะใกล้เคียงกับรูปแบบมาตรฐานมากที่สุด เพราะมีส่วนของ PbZrO_3 อยู่ในปริมาณที่มาก ต่อมาเมื่อเพิ่มสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN มากขึ้น พีคแต่ละสัดส่วนที่มุมตกกระทบต่างๆ จะเคลื่อนไปทางด้านที่มุมตกกระทบเพิ่มมากขึ้นแสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงขององค์ประกอบภายในเม็ดเซรามิกที่แสดงให้เห็นถึงการแสดงออกของเอกลักษณ์ของสาร BMN ที่เจือเข้าไป จากรูป 4.2 เป็นรูปที่แสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงอย่างเห็นได้ชัดของเซรามิก PZ-BMN เมื่อพิจารณาที่สัดส่วนสามารถอธิบายได้ดังนี้คือจากรูปที่ 4.2 (a) ซึ่งแสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่ระนาบ $\frac{1}{4} h k l$ ซูเปอร์แลตทิซ (*) ซึ่งจะปรากฏพีคเล็กๆที่เรียกว่าซูเปอร์แลตทิซชัดเจนที่องค์ประกอบของ $0.00 \leq x \leq 0.04$ แต่เมื่อสัดส่วนของ x เพิ่มมากขึ้นความเข้มข้นของซูเปอร์แลตทิซนั้นลดลงแต่ยังคงปรากฏให้เห็นอยู่ในปริมาณความเข้มข้นที่น้อยมากๆอธิบายได้ว่า PbZrO_3 จากฐานข้อมูลมาตรฐาน JCPDS เลขที่ 75-1607 นั้นมีระบบผลึกเป็นแบบออร์โธโรมบิกซึ่งมีความเป็นระเบียบเป็นอย่างมาก (Long-range ordered) ซูเปอร์แลตทิซที่เกิดขึ้นนี้เป็นชนิด $\frac{1}{4}(h k l)$ เนื่องจากรังสีเอกซ์เกิดการเลี้ยวเบนเมื่อพบ 4 หน่วยเซลล์ที่มีการเอียงของช่องออกตรัส-

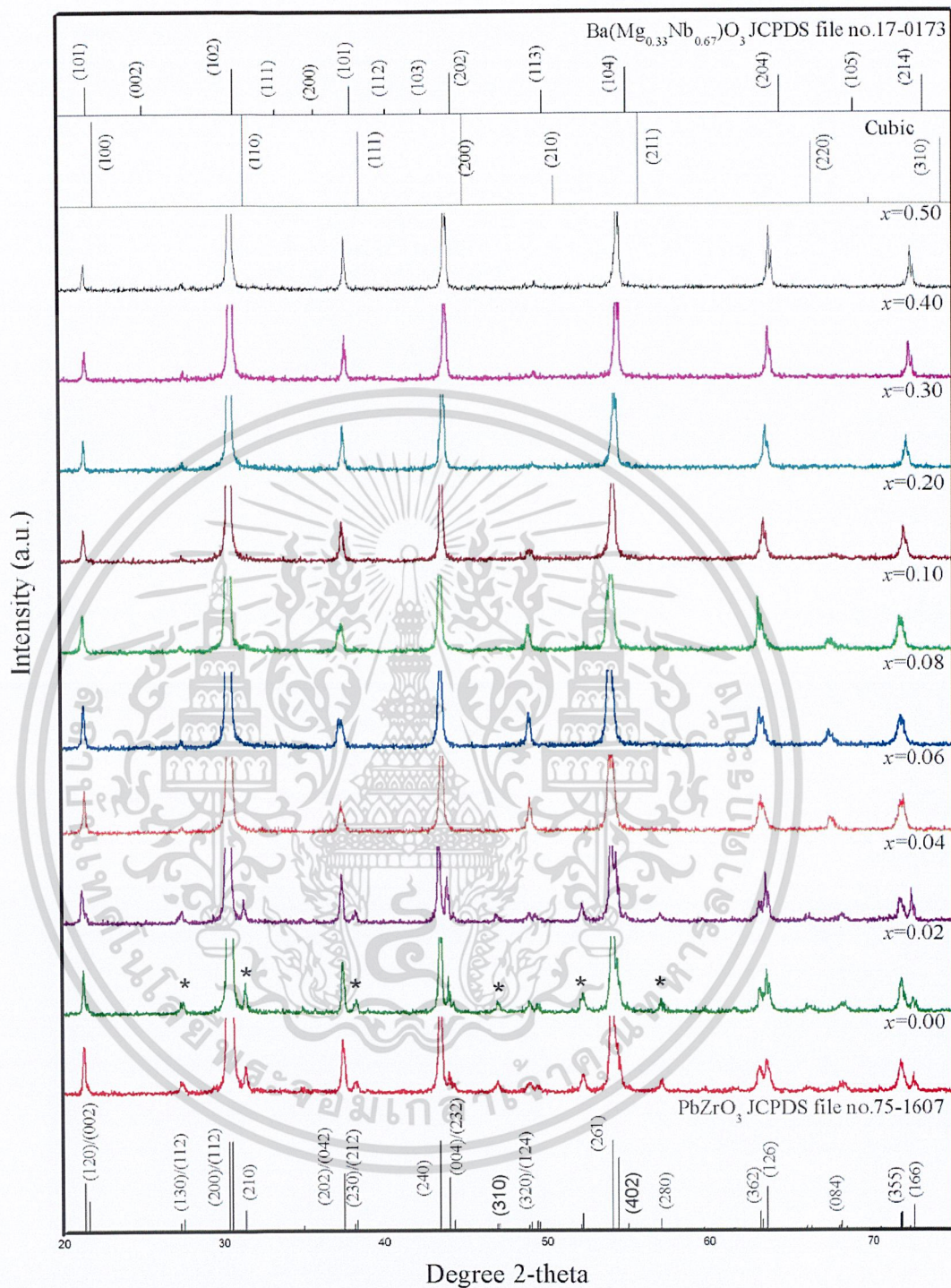
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น เมื่อผู้ผู้ใดเห็นไปใช้ประโยชน์ในการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ของ x เพิ่มขึ้นมีผลทำให้ความเข้มข้นของซูเปอร์แลตทิซ ลดลงเนื่องจากมีสัดส่วนองค์ประกอบของ PZ ที่น้อยลงแต่ BMN ที่เจือไปมีปริมาณเพียงเล็กน้อยดังนั้นจึงยังคงแสดงออกถึงความเป็น PZ อยู่ในความเข้มข้นที่เจือจางลง เมื่อพิจารณาถึงโครงสร้างของเม็ดเซรามิกที่ปรากฏขึ้นในแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบของ x จากรูปที่ 4.2 (b) และที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $0.00 \leq x \leq 0.04$ แสดงลักษณะโครงสร้างเป็นออร์โธโรมบิก โดยลักษณะของพิกนั้นจะเกิดการแยกของพิกที่ระนาบ (202)/(042) กับระนาบ (230)/(212) และดังแสดงในรูปที่ 4.2 (c) ที่ระนาบ (240) กับ (004)/(232) เซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบนี้มีโครงสร้างใกล้เคียงกับรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ของ PbZrO_3 จากฐานข้อมูลมาตรฐาน JCPDS เลขที่ 75-1607 มากที่สุด ซึ่งมีโครงสร้างเป็นออร์โธโรมบิกที่อุณหภูมิห้อง และมีค่าแลตทิซพารามิเตอร์ดังนี้ คือ $a = 5.884 \text{ \AA}$ $b = 11.768 \text{ \AA}$ และ $c = 8.22 \text{ \AA}$ และเมื่อสัดส่วนของ BMN เพิ่มมากขึ้นที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.06 \leq x \leq 0.08$ จากรูปที่ 4.2 (a) และรูปที่ 4.2 (b) พิจารณาได้ว่า โครงสร้างเปลี่ยนจากออร์โธโรมบิกไปเป็นรอมโบฮีดรอล คือ พิกที่ระนาบ (202)/(042) กับระนาบ (230)/(212) และดังแสดงในรูปที่ 4.2 (c) ที่ระนาบ (240) กับ (004)/(232) หายไปแต่หัวพิกยังคงมีรอยแยกอยู่ สามารถอธิบายลักษณะของพิกเช่นนี้ได้ว่า เนื่องจากผลึกที่มีโครงสร้างเป็นแบบรอมโบฮีดรอลนั้นจะมีด้าน $a = b = c$ และมุม $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$ เมื่อสัดส่วนองค์ประกอบเพิ่มมากขึ้นไปอีกที่ $0.10 \leq x \leq 0.20$ โครงสร้างจะเปลี่ยนไปเป็นแบบลูกบาศก์เสมือน ซึ่งในความเป็นจริงหากดูจากลักษณะพิกเพียงอย่างเดียวอาจสรุปว่า พิกที่ปรากฏนั้นมีลักษณะผลึกเป็นแบบลูกบาศก์ แต่จากผลการทดลองทั้งหมดผลการตรวจวัดวงวนฮิสเทอรีซิส ซึ่งจะกล่าวถึงอย่างละเอียดในหัวข้อถัดไป แสดงให้เห็นถึงลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสที่สัดส่วนองค์ประกอบเดียวกันนี้ คล้ายแบบรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริกมาก จึงสรุปได้ว่า ที่ความเข้มข้นนี้มีโครงสร้างเป็นแบบลูกบาศก์เสมือน และการที่เพิ่มปริมาณของสัดส่วนองค์ประกอบ BMN นั้นมีผลทำให้ความเข้มข้นของพิกซูเปอร์แลตทิซลดลง ดังแสดงให้เห็นอย่างชัดเจนที่พิกระนาบ 111 ทั้งนี้เนื่องจาก BMN นั้นเป็นสารประกอบที่ไม่มีความเป็นระเบียบในโครงสร้าง (Disordered) ซึ่งโครงสร้างนี้จะคล้ายคลึงกับ โครงสร้างแบบลูกบาศก์มาก แต่จากผลการตรวจวัดวงวนฮิสเทอรีซิสที่สัดส่วนองค์ประกอบเดียวกันนี้ ดังอธิบายไปแล้วข้างต้น จึงสรุปได้ว่า ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $0.10 \leq x \leq 0.20$ มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบลูกบาศก์เสมือน และที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.30 \leq x \leq 0.50$ จะเห็นพิกเป็นพิกเดียวทั้งหมด ซึ่งรูปแบบพิกเช่นนี้จะตรงกับ โครงสร้างแบบลูกบาศก์ แต่จากรูปแบบของการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของสาร $\text{Ba}(\text{Mg}_{0.33}\text{Nb}_{0.67})\text{O}_3$ ซึ่งตรงกับข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS เลขที่ 17-0173 นั้นปรากฏรูปแบบโครงสร้างผลึกเป็นแบบเฮกซะโกนอลซึ่งลักษณะโครงสร้างนี้จะปรากฏเมื่อเจือ BMN เป็น 100% แต่ลักษณะโครงสร้างผลึกของ PZ-BMN ที่ได้จากการทดลองนั้นปรากฏเพียงแค่โครงสร้างแบบลูกบาศก์ ทั้งนี้เนื่องจาก BMN ที่เจือเข้าไปนั้นมีปริมาณเพียงเล็กน้อยหากเพิ่ม BMN ในสัดส่วนองค์ประกอบที่มากขึ้นเซรามิกที่ได้ก็จะมีแนวโน้มเป็นโครงสร้างผลึกแบบเฮกซะโกนอลมากขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนลิขสิทธิ์ไว้เพื่อการเรียนเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

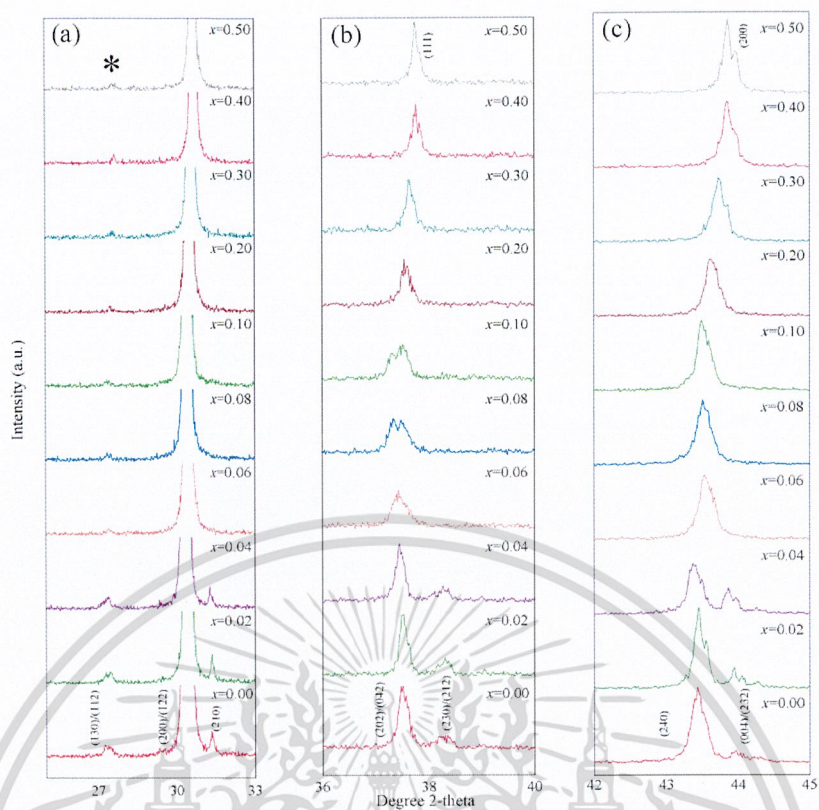
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.1 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกในระบบ

$(1-x)\text{PbZrO}_3-x\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.10 \leq x \leq 0.20$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.2 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่ระนาบ (a) $\frac{1}{4} h k l$ ซุปเปอร์แลตทิซ (*) (b) ระนาบ 201 และ (c) ระนาบ 202 ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN

ตารางที่ 4.1 แสดงช่วงการเปลี่ยนรูปแบบโครงสร้างและค่าเลททิซพารามิเตอร์ได้
 O = ออร์โทโรมบิก , R = รอมโบฮีดรอล , PC = ลูกบาศก์เสมือน , C = ลูกบาศก์

สัดส่วนองค์ประกอบ(x)	รูปแบบโครงสร้าง	ค่าเลททิซพารามิเตอร์(Å)			ปริมาตรของหน่วยเซลล์(Å ³)
		a	b	c	
0.00	O	5.8396±0.0097	11.9257±0.0183	8.3976±0.0478	584.8199
0.02	O	5.8446±0.0122	11.8888±0.0393	8.3686±0.0365	581.4945
0.04	O	5.8546±0.0130	11.8626±0.0194	8.3352±0.0236	578.8861
0.06	R	4.1602±0.0042	-	-	72.0017
0.08	R	4.1571±0.0058	-	-	71.8408
0.10	PC	4.1530±0.0046	-	-	71.6285
0.20	PC	4.1482±0.0039	-	-	71.3804
0.30	C	4.1416±0.0274	-	-	71.0402
0.40	C	4.1298±0.0175	-	-	70.4348
0.50	C	4.1230±0.0184	-	-	70.0874

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากงานวิจัยที่ผ่านมาของ PZ ในสารระบบอื่นๆ พบว่าผลของการตรวจวัดโครงสร้างผลึกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์นั้นให้ผลที่แตกต่างกันดังนี้

ในปี 2008 นราธิป และวรรณวิมล ได้ทดลองทำเซรามิกของสารในระบบ PZ-PCoN [38] ซึ่งจากการตรวจสอบด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ พบว่า PZ-PCoN มีโครงสร้างเป็นออร์โธโรมบิกที่ $0.00 \leq x \leq 0.10$ และเปลี่ยนจากโครงสร้างออร์โธโรมบิกไปเป็นรอมโบฮีดรอลที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ x เท่ากับ 0.10 และที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.10 \leq x \leq 0.30$ มีโครงสร้างเป็นแบบรอมโบฮีดรอล และจะเปลี่ยนเป็นโครงสร้างแบบลูกบาศก์เมื่อมีปริมาณของ PCoN สูงมากๆ เนื่องจากมีลักษณะใกล้เคียงกับรูปแบบของ $Pb(Co_{0.55}Nb_{0.45})O_{2.95}$ ในแฟ้มข้อมูล JCPDS เลขที่ 53-1213 ที่มีโครงสร้างเป็นลูกบาศก์ที่อุณหภูมิห้อง ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับเซรามิกของสารในระบบ PZ-BMN พบว่าสารในระบบนี้เมื่อมีการเพิ่มปริมาณของ BMN จะมีแนวโน้มเป็นโครงสร้างแบบเฮกซะโกนอลมากขึ้น เนื่องจากมีลักษณะใกล้เคียงกับรูปแบบของ $Ba(Mg_{0.33}Nb_{0.67})O_3$ ซึ่งตรงกับข้อมูลมาตรฐานจาก JCPDS เลขที่ 17-017

ในปี ค.ศ.2009 นราธิป และคณะได้ทำการศึกษาเซรามิกของสารในระบบ PZ-PMW [6] ซึ่งมีรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์สอดคล้องกับรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของ $PbZrO_3$ จากฐานข้อมูลมาตรฐาน JCPDS เลขที่ 75-1607 เช่นเดียวกัน และเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างออร์โธโรมบิกไปเป็นรอมโบฮีดรอลที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.08$ แต่สารในระบบ PZ-BMN ในงานวิจัยนี้เปลี่ยนโครงสร้างจากออร์โธโรมบิกกลายเป็นรอมโบฮีดรอลที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.06$ และที่สัดส่วนองค์ประกอบ x เพิ่มขึ้นเซรามิกของสารในระบบ PZ-PMW นั้น ไม่เกิดโครงสร้างแบบลูกบาศก์เสมือน และลูกบาศก์ดั่งเช่นเซรามิกของสารในระบบ PZ-BMN นอกจากนี้ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.40 \leq x \leq 0.50$ ของเซรามิกในระบบ PZ-PMW นั้นเริ่มเกิดการแยกของฟิสิก PMW เนื่องจากถึงขีดจำกัดของการรวมตัวกันอยู่ในรูป $Pb(Zr_{1-x}(Mg_{1/2}W_{1/2})_xO_3)$ ดังนั้นจึงกล่าวได้ว่าสารในระบบ PZ-PMW สามารถรวมเป็นเซรามิกเนื้อเดียว และแสดงออกถึงคุณลักษณะของสาร PZ-PMW ที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $0.00 \leq x \leq 0.30$ เท่านั้นซึ่งจากรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN ไม่เกิดฟิสิกลักษณะเช่นนี้ แสดงให้เห็นว่าเซรามิก PZ-BMN ที่ได้จากการทดลองมีการรวมตัวกันระหว่าง PZ กับ BMN อย่างสมบูรณ์ และขีดจำกัดในการรวมตัวของ PZ-BMN อาจมีปริมาณที่สูงกว่า PZ-PMW

ในปี ค.ศ.2009 นราธิป และคณะได้ทำการทดลองเซรามิกของสารในระบบ PZ-BA [39] พบว่าเกิดเฟอโรฟอสเฟตบริสุทธิ์อย่างสมบูรณ์ ไม่พบเฟสไพโรคลอร์หรือเฟสแปลกล้อมใดๆที่สัดส่วนองค์ประกอบของ $0.02 \leq x \leq 0.04$ เท่านั้น และเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบ x เพิ่มมากขึ้นจะมีเฟสแปลกล้อมเกิดขึ้น และจากพิจารณาถึงรูปแบบของโครงสร้างที่ได้พบว่าปรากฏเพียงลักษณะของฟิสิกที่แสดงถึงโครงสร้างแบบออร์โธโรมบิกเท่านั้น ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับเซรามิกของสารใน

ระบบ PZ-BMN พบว่า PZ-BMN นั้นจะไม่พบเฟสแปลกปลอมขึ้น และแสดงลักษณะโครงสร้าง 4 รูปแบบด้วยกันคือ ออร์โธโรมบิก รอมโบอีดรอล ลูกบาศก์เสมือน และลูกบาศก์

4.2 ผลการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก

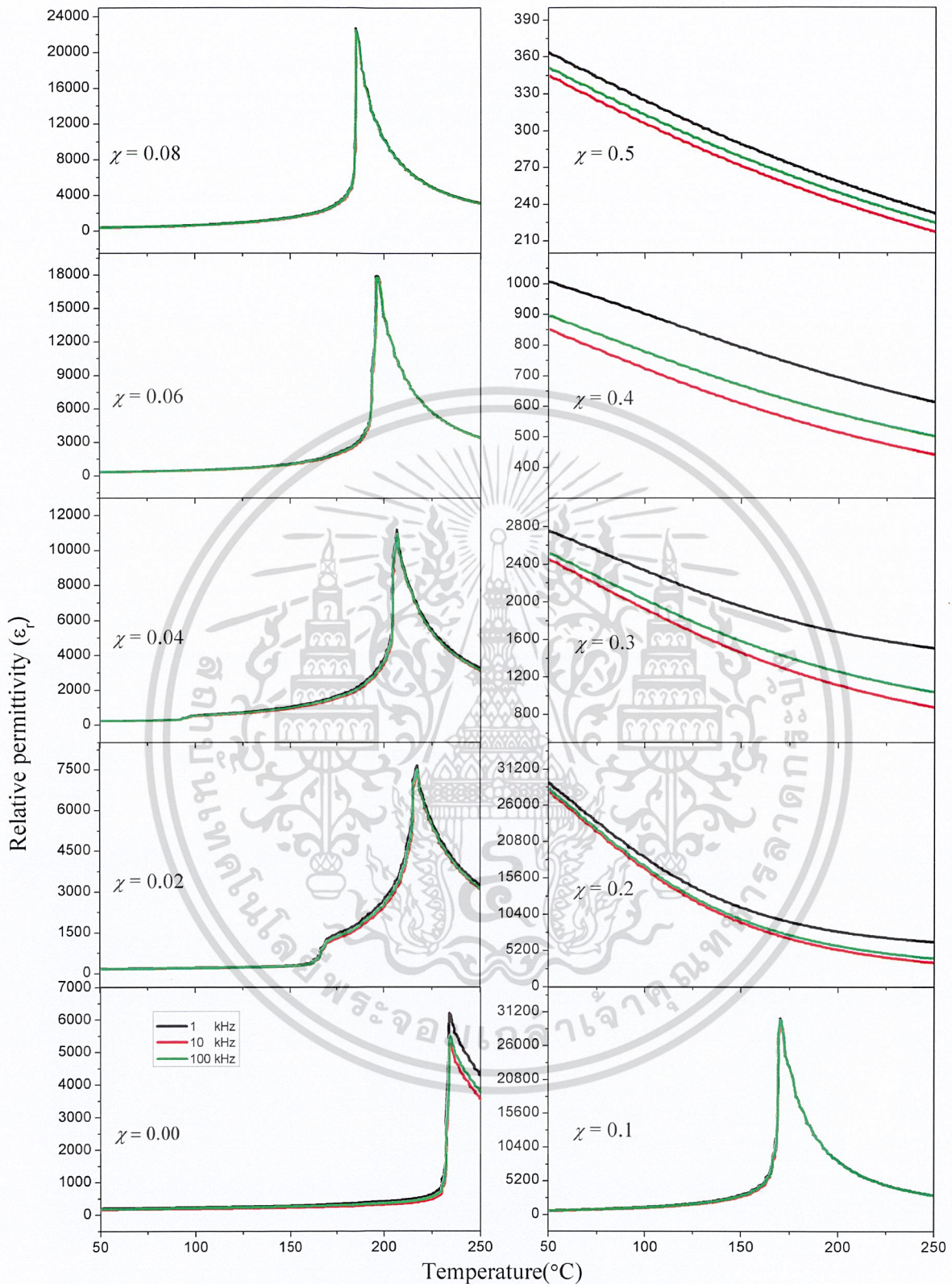
เมื่อนำเซรามิก PZ-BMN มาตรวจสอบสมบัติทางไดอิเล็กทริก ที่ระดับความถี่ต่างๆกัน คือ 10 และ 100 kHz โดยทำการวัดที่อุณหภูมิห้องไปจนถึงอุณหภูมิ 300 °C ได้ผลการทดลองแสดง ดังรูปที่ 4.3 จากรูปเป็นกราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (Dielectric Constant หรือ ϵ_r) กับอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงไป (°C) เมื่อพิจารณาความสัมพันธ์ระหว่างค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ กับอุณหภูมิจะเห็นว่าที่สัดส่วนขององค์ประกอบที่ $x = 0.00$ เมื่ออุณหภูมิอยู่ที่ 33 °C ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จะอยู่ที่ 185 และเมื่อมีอุณหภูมิสูงขึ้นจะมีการเปลี่ยนแปลงไม่มากนักโดยเพิ่ม ขึ้นอย่างช้าๆเกือบเป็นเส้นตรง และเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นเท่ากับ 234 °C พบว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ อยู่ที่ 6,203 และจากนั้นจะค่อยๆลดลงเมื่อมีอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งบริเวณของอุณหภูมิ 234 °C แสดงให้เห็นถึงอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส หรือ อุณหภูมิคูรี (Curie temperature; T_c) โดยสามารถคาดการณ์การเปลี่ยนเฟสนี้ได้จากการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก ซึ่งคาดว่าเป็นการเปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิเล็กทริก (AFE \rightarrow PE) โดยที่สัดส่วนองค์ประกอบนี้จะมีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่อุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสเท่ากับ 6,203 นอกจากนี้ยังพบว่าสมบัติไดอิเล็กทริกของ PZ จะเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิโดยไม่ขึ้นกับความถี่ และเมื่อสัดส่วนขององค์ประกอบอยู่ที่ 0.02 และ 0.04 จะพบว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นสองช่วง โดยการเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันในช่วงแรกจะเป็นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (T_m) ซึ่งเมื่อถึงอุณหภูมิดังกล่าว ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น จากผลการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกสามารถคาดเดาได้ว่าเป็นการเปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกก่อนที่จะเปลี่ยนไปเป็นพาราอิเล็กทริกโดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบมีค่าเท่ากับ 168-96 °C ตามลำดับ ซึ่งจะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณของ BMN เพิ่มสูงขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจะลดลงใกล้กับอุณหภูมิห้อง และยังพบว่าช่วงอุณหภูมิของเฟสกึ่งกลางที่เกิดขึ้นก่อนเปลี่ยนไปเป็นพาราอิเล็กทริกนั้นจะกว้างขึ้นตามปริมาณของ BMN ที่เพิ่มขึ้น ส่วนการเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันในช่วงที่สองจะแสดงถึงอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส ซึ่งเป็นอุณหภูมิคูรี (Curie Temperature; T_c) โดยคาดว่าเป็นการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิเล็กทริก ซึ่งอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสของสัดส่วนองค์ประกอบที่ 0.02-0.04 มีค่าเท่ากับ 217-207 °C มีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์เท่ากับ 7664-11,203 ตามลำดับ ทั้งนี้จะเห็นได้ว่าเมื่อปริมาณของ BMN เพิ่มมากขึ้น อุณหภูมิคูรี (Curie Temperature; T_c) จะลดลง ทั้งนี้เนื่องจากการที่ BMN มีอุณหภูมิคูรีที่เข้าใกล้อุณหภูมิห้อง ดังนั้นเมื่อ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

มีการเจือ BMN ลงไปใน PZ จึงส่งผลให้อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (T_m) และอุณหภูมิคูรี (T_c) มีแนวโน้มลดลง และค่าสภาพยอมสัมพัทธ์เพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณของ BMN เพิ่มสูงขึ้น และยังพบว่าช่วงอุณหภูมิจากอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (T_m) ไปถึงอุณหภูมิคูรี (T_c) นั้นจะกว้างขึ้นตามปริมาณของ BMN ที่เพิ่มขึ้น ส่วนเซรามิก PZ-BMN ที่มีสัดส่วนองค์ประกอบเท่ากับ 0.06 0.08 และ 0.1 จะไม่พบอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส (T_m) ซึ่งแสดงให้เห็นว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟส (T_m) จะลดลงตาม BMN ที่เติมลงใน PZ และพบว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ค่อยๆเพิ่มสูงขึ้น และเกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลัน ซึ่งบริเวณอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันนี้คาดว่าเป็นอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิเล็กทริก (FE→PE) โดยที่สัดส่วนขององค์ประกอบที่ 0.06 0.08 และ 0.1 มีค่าอุณหภูมิคูรี (T_c) เท่ากับ 197 184 170 °ซ มีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์เท่ากับ 17,925 22,302 30,232 ตามลำดับ อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิเล็กทริกมีแนวโน้มลดลง ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์เพิ่มขึ้น และการที่เห็นว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันเป็นเพียงช่วงเดียวนั้น เนื่องมาจากช่วงอุณหภูมิจากอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (T_m) ไปถึงอุณหภูมิคูรี (T_c) นั้นจะกว้างขึ้นตามปริมาณของ BMN ที่เพิ่มขึ้น ซึ่งความสัมพันธ์ของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์กับอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสรวมถึงโครงสร้างผลึกของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบสามารถสรุปได้ ดังตารางที่ 4.2 นอกจากนี้ยังพบว่าที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.2 \leq x \leq 0.50$ จะมีลักษณะของพีคที่ต่างไปจากสัดส่วนขององค์ประกอบอื่น คือ ที่สัดส่วนองค์ประกอบดังกล่าว เมื่อมีปริมาณของ BMN เพิ่มสูงขึ้นจะไม่มีการแสดงถึงพีคของการเปลี่ยนเฟส ทั้งนี้เพราะอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสลดลงมาก ซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิที่ใช้ในการตรวจวัดจึงไม่แสดงพีคของการเปลี่ยนเฟสให้เห็น ซึ่งคาดว่าที่อุณหภูมิห้องสัดส่วนองค์ประกอบ $0.2 \leq x \leq 0.50$ ของเซรามิก PZ-BMN มีสมบัติเป็นพาราอิเล็กทริกโดยสอดคล้องกับผลการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก

จากงานวิจัยในปี ค.ศ. 2008 วรณวิมล และนราธิป ได้ศึกษาเกี่ยวกับเซรามิกในระบบ PZ-PCoN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.3$ [38] ซึ่งผลจากการตรวจสอบสมบัติทางไดอิเล็กทริกของ PZ-PCoN พบว่าที่สัดส่วนขององค์ประกอบที่ $x = 0.00$ เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นเท่ากับ 237 °ซ พบว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ เข้าใกล้ 3,000 และจากนั้นจะค่อยๆลดลงเมื่อมีอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น และเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $0.02 \leq x \leq 0.06$ จะพบว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นสองช่วง ซึ่งเป็นการแสดงให้เห็นว่าเซรามิกในระบบ PZ-PCoN นั้นเกิดการเปลี่ยนเฟสขึ้น โดยการเปลี่ยนเฟสนี้ เป็นการเปลี่ยนเฟสในลักษณะเดียวกันกับการเปลี่ยนเฟสที่พบในเซรามิก PZ-BMN โดยการเปลี่ยนแปลงช่วง แรกนั้นจะสัมพันธ์กับอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกก่อนที่จะเปลี่ยนไปเป็นพาราอิเล็กทริก โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบของ PZ-PCoN

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าระหว่างค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (Relative permittivity หรือ ϵ_r) กับอุณหภูมิที่เปลี่ยนแปลงไป ($^{\circ}\text{C}$) ของเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ

$$0.00 \leq x \leq 0.05$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.2 แสดงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ และอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของ เซรามิก PZ-BMN

องค์ประกอบ				T_m (AFE \rightarrow FE)	T_c (FE \rightarrow PE)
(x)	โครงสร้างผลึก	$\mathcal{E}_{r,room}$	$\mathcal{E}_{r,max}$	($^{\circ}\text{C}$)	($^{\circ}\text{C}$)
0.00	ออโรโรมบิก	185	6,203	-	234
0.02	ออโรโรมบิก	186	7,664	168	217
0.04	ออโรโรมบิก	188	11,203	96	207
0.06	ออโรโรมบิก+รวม โปฮีคอลล	263	17,925	-	197
0.08	รวม โปฮีคอลล	296	22,302	-	184
0.1	ลูกบาศก์เสมีอน	504	30,232	-	170
0.2	ลูกบาศก์เสมีอน	32,501	-	-	-
0.3	ลูกบาศก์	2928	-	-	-
0.4	ลูกบาศก์	1045	-	-	-
0.5	ลูกบาศก์	381	-	-	-

มีค่าเท่ากับ 211.9 175.2 และ 131.3 $^{\circ}\text{C}$ ตามลำดับ ส่วนการเปลี่ยนแปลงในช่วงที่สองจะแสดงถึงอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสไปเป็นพาราอเล็กทริกโดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบของเซรามิกระบบ PZ-PCoN มีค่าเท่ากับ 236.2 232.2 และ 225.3 $^{\circ}\text{C}$ ตามลำดับ จะเห็นว่าเมื่อมีการเจือ PCoN ลงไปใน PZ จะส่งผลให้อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณของ PCoN เพิ่มขึ้น เช่นเดียวกันกับการเจือ BMN ลงไปใน PZ แต่ในเซรามิก PZ-BMN การเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่เกิดขึ้นสองช่วงนั้นจะพบ ในสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $x = 0.02$ และ 0.04 และจากศึกษาเซรามิกระบบ PZ-PCoN ยังพบว่าเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $0.08 \leq x \leq 0.2$ พบว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ค่อยๆ เพิ่มขึ้น และเกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันซึ่งบริเวณอุณหภูมิ ที่เกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันนี้คาดว่าเป็นอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอเล็กทริกไปเป็นพาราอเล็กทริกโดยที่สัดส่วนขององค์ประกอบที่ $0.08 \leq x \leq 0.2$ มีค่าอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสเท่ากับ 218.2 213 194.2 $^{\circ}\text{C}$ ตามลำดับ อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณ PCoN เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นการเปลี่ยนเฟสในลักษณะเดียวกันกับการเปลี่ยนเฟสที่พบในเซรามิกระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.06 \leq x \leq 0.1$ แต่เมื่อสัดส่วนองค์ประกอบ PZ-PCoN ที่ $x = 0.3$ ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของ PZ-PCoN ขึ้นกับความถี่ ซึ่งเป็นผลมาจากความเป็นรีแลกเซอร์เฟอร์โรอเล็กทริกของ PCoN

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้拿去ใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

นอกจากนี้ในปีในปี ค.ศ. 2008 เช่นกัน นราธิป และศุภมาส ทำการศึกษาเกี่ยวกับเซรามิกในระบบ PZ-PNN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.3$ [40] จากข้อมูลทางไดอิเล็กทริก พบว่าในสัดส่วนของ องค์ประกอบที่ $x = 0.00$ เมื่ออุณหภูมิ สูงขึ้นเท่ากับ 231°C จะมีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงสุด และเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $0.02 \leq x \leq 0.06$ จะพบว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นสองช่วง ซึ่งเป็นการแสดงให้เห็นว่าเซรามิกในระบบ PZ-PNN นั้นเกิดการเปลี่ยนเฟสขึ้น โดยการเปลี่ยนเฟสนี้ เป็นการเปลี่ยนเฟสในลักษณะเดียวกันกับการเปลี่ยนเฟสที่พบในเซรามิก PZ-BMN โดยการเปลี่ยนแปลงช่วงแรกนั้นจะสัมพันธ์กับอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟสเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ ก่อนที่จะเปลี่ยนไปเป็นพาราอิเล็กทริกโดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบของเซรามิกในระบบ PZ-PNN มีค่าเท่ากับ 200 150 และ 105°C ตามลำดับ ส่วนการเปลี่ยนแปลงในช่วงที่สองจะแสดงถึงอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสไปเป็นพาราอิเล็กทริกจะเห็นว่าเมื่อมีการเจือ PNN ลงไปใน PZ จะส่งผลให้อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณของ PNN เพิ่มสูงขึ้น เช่นเดียวกันกับการเจือ BMN ลงไปใน PZ แต่ในเซรามิก PZ-BMN การเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่เกิดขึ้นสองช่วงนั้นจะพบในสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $x = 0.02$ และ 0.04 และจากศึกษาเซรามิก PZ-PNN ยังพบว่าเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $0.08 \leq x \leq 0.3$ ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ค่อยๆเพิ่มสูงขึ้น และเกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ อย่างฉับพลัน ซึ่งบริเวณอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันนี้เป็นอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิเล็กทริก ซึ่งอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณ PNN เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นการเปลี่ยนเฟสในลักษณะเดียวกันกับการเปลี่ยนเฟสที่พบในเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.06 \leq x \leq 0.1$ คือจะไม่พบพีกที่แสดงการเปลี่ยนเฟสจากจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟสของเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ

จากงานวิจัยในปี ค.ศ. 2009 นราธิป และคณะ ได้ศึกษาเกี่ยวกับเซรามิก PZ-PMW ในสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.5$ [6] ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้ศึกษาการเปลี่ยนแปลงเฟส และสมบัติไดอิเล็กทริกของสารละลายของแข็งระหว่างแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกของ PZ และแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกของ PMW ซึ่งผลจากการตรวจสอบสมบัติทางไดอิเล็กทริกของ PZ-PMW พบว่าที่สัดส่วนขององค์ประกอบที่ $x = 0.00$ เมื่ออุณหภูมิ สูงขึ้นเท่ากับ 231°C พบว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อยู่ที่ 3,670 และจากนั้นค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ จะค่อยๆลดลง เมื่อมีอุณหภูมิเพิ่มสูงขึ้น และเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $0.02 \leq x \leq 0.1$ จะพบว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์นั้น จะเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นสองช่วง ซึ่งเป็นการแสดงให้เห็นว่าเซรามิกในระบบ PZ-PMW นั้นเกิดการเปลี่ยนเฟสขึ้น โดยการเปลี่ยนเฟสนี้เป็นการเปลี่ยนเฟสในลักษณะเดียวกันกับการเปลี่ยนเฟสที่พบในเซรามิก PZ-BMN โดยการเปลี่ยนแปลงช่วงแรกนั้นจะสัมพันธ์กับอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยน

เฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกก่อนที่จะเปลี่ยนไปเป็นพาราอิเล็กทริก โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบของเซรามิกในระบบ PZ-PMW มีค่าเท่ากับ 214 195 174 160 และ 105 °ซ ตามลำดับ ส่วนการเปลี่ยนแปลงในช่วงที่สองจะแสดงถึงอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสไปเป็นพาราอิเล็กทริกโดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบของเซรามิกในระบบ PZ-PMW มีค่าเท่ากับ 226 224 219 216 และ 206 °ซ ตามลำดับ จะเห็นว่าเมื่อมีการเจือ PMW ลงไปใน PZ จะส่งผลให้อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณของ PMW เพิ่มสูงขึ้น เช่นเดียวกันกับการเจือ BMN ลงไปใน PZ แต่ในเซรามิก PZ-BMN การเปลี่ยนแปลงของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่เกิดขึ้นสองช่วงนั้นจะพบในสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $x = 0.02$ และ 0.04 และจากศึกษาเซรามิก PZ-PMW ยังพบว่าเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบอยู่ที่ $0.2 \leq x \leq 0.5$ พบว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ค่อยๆเพิ่มสูงขึ้น และเกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลัน ซึ่งบริเวณอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนแปลงค่าสภาพยอมสัมพัทธ์อย่างฉับพลันนี้คาดว่าเป็นอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิเล็กทริกโดยที่สัดส่วนขององค์ประกอบที่ $0.2 \leq x \leq 0.5$ มีค่าอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสเท่ากับ 191 187 186 185 °ซ ตามลำดับ อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสมีแนวโน้มลดลง ซึ่งเป็นการเปลี่ยนเฟสในลักษณะเดียวกันกับการเปลี่ยนเฟสที่พบในเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.06 \leq x \leq 0.1$ แต่ที่สัดส่วนขององค์ประกอบของ PZ-BMN เป็น $0.2 \leq x \leq 0.50$ จะมีลักษณะของพีคที่ต่างไปจากสัดส่วนขององค์ประกอบ $0.2 \leq x \leq 0.5$ ของ PZ-PMW คือ ที่สัดส่วนองค์ประกอบดังกล่าว เมื่อมีปริมาณของ BMN เพิ่มสูงขึ้นจะไม่มีแสดงถึงพีคของการเปลี่ยนเฟส ทั้งนี้เพราะอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสลดลงมากซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิที่ใช้ในการตรวจวัดจึงไม่แสดงพีคของการเปลี่ยนเฟสให้เห็น ซึ่งคาดว่าที่อุณหภูมิห้องสัดส่วนองค์ประกอบ $0.2 \leq x \leq 0.50$ ของเซรามิก PZ-BMN มีสมบัติเป็นพาราอิเล็กทริกในขณะที่ PZ-PMW ที่อุณหภูมิห้องคาดว่ายังมีสมบัติเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกอยู่

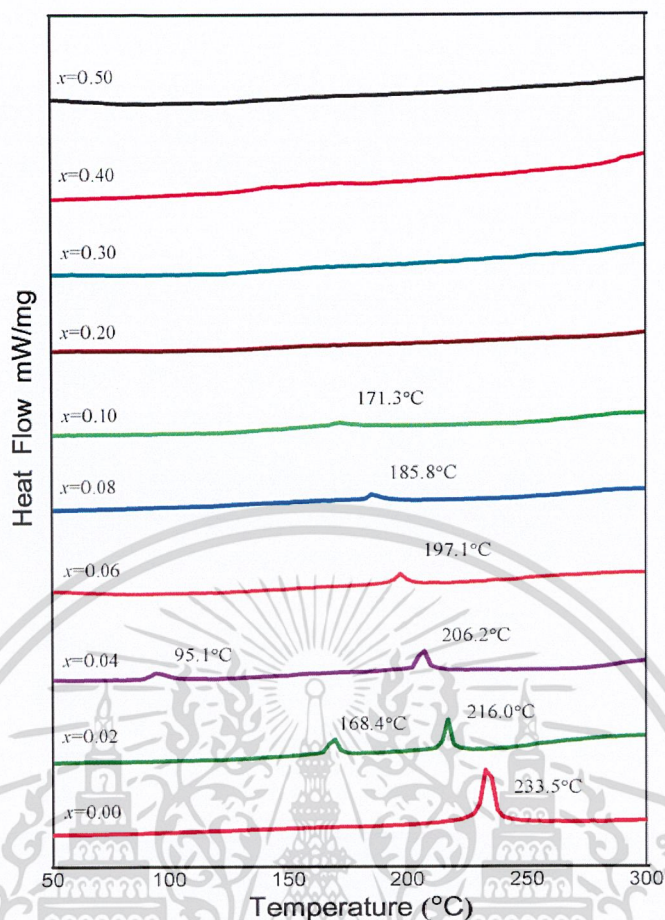
4.3 ผลการตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC

เมื่อทำการทดลองนำเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3 - x\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PZ-BMN มาตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนด้วยเครื่องดิฟเฟอเรนเชียลสแกนนิ่งแคลอริมิเตอร์ (DSC) ทำการตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนตั้งแต่อุณหภูมิ 50 °ซ ถึงอุณหภูมิ 300 °ซ โดยใช้อัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเท่ากับ 10 °ซ/นาที ได้แสดงผลการตรวจสอบดังรูปที่ 4.4 ในการตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนกราฟที่ได้จากการตรวจสอบจะเป็นการแสดงความสัมพันธ์ระหว่างปริมาณความร้อนที่ให้แก่สารตัวอย่างกับอุณหภูมิ (°ซ) พบว่ามีการเปลี่ยนแปลงเกิดขึ้นเป็นสี่ช่วง เช่นเดียวกันกับการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก สำหรับ PZ ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สัดส่วนองค์ประกอบ $x = 0.00$ พบว่ามีพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานเกิดขึ้นเพียงพีคเดียวที่อุณหภูมิ 233.5 °ซ ณ อุณหภูมิดังกล่าวนั้น คืออุณหภูมิคูรี (T_c) เมื่อทำการศึกษาที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.02 \leq x \leq 0.04$ พบว่ามีพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานเกิดขึ้นสองพีคที่อุณหภูมิแตกต่างกัน โดยพีคที่อุณหภูมิต่ำกว่าจะเป็นการแสดงถึงอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (T_m) และพีคที่อุณหภูมิสูงกว่าจะเป็นการแสดงถึงอุณหภูมิคูรี (T_c) คือ ที่สัดส่วนองค์ประกอบ $x = 0.02$ อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (T_m) เท่ากับ 168.4 °ซ และอุณหภูมิคูรี (T_c) เท่ากับ 216 °ซ และเมื่อเพิ่มสัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.04$ อุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (T_m) เท่ากับ 95.1 °ซ และอุณหภูมิคูรี (T_c) เท่ากับ 206.2 °ซ โดยมีอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสขึ้นสองครั้งซึ่งสอดคล้องกับการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกที่น่าจะมีการเปลี่ยนเฟสเกิดขึ้น ซึ่งพีคที่อุณหภูมิต่ำกว่าเป็นการเปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก ไปเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ (AFE \rightarrow FE) และพีคที่อุณหภูมิสูงกว่าเป็นการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติไปเป็นพาราอิเล็กทริก (FE \rightarrow PE) ตามลำดับ ซึ่งการเปลี่ยนเฟสนี้สามารถตรวจสอบได้จากผลที่ได้จากการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก และจากรูปที่ 4.4 จะแสดงให้เห็นว่าเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN เพิ่มสูงขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจะมีแนวโน้มลดต่ำลง และมีพื้นที่ใต้พีคลดลงด้วยเช่นกัน ซึ่งพื้นที่ใต้พีคนั้นจะบอกถึงพลังงานที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (ΔH) ดังตารางที่ 4.3 ซึ่งผลของการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมทางความร้อนที่ได้จากเครื่อง DSC สอดคล้องกับการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก และมีการลดลงของอุณหภูมิที่เร็วโดยสังเกตจากช่วงอุณหภูมิระหว่างพีคที่ 1 และพีคที่ 2 จะห่างกันมากขึ้นเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN เพิ่มสูงขึ้นคือ ที่สัดส่วนองค์ประกอบ $x = 0.02$ และ 0.04 ช่วงอุณหภูมิระหว่างพีคที่ 1 และพีคที่ 2 เท่ากับ 47.6 °ซ และ 115.1 °ซ ตามลำดับ เมื่อทำการศึกษาต่อที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.06 \leq x \leq 0.1$ พบว่ามีพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานเกิดขึ้นเพียงพีคเดียว โดยที่สัดส่วนองค์ประกอบ $x = 0.06$ 0.08 0.10 พีคของอุณหภูมิคูรี (T_c) เท่ากับ 197.1 °ซ 185.8 °ซ และ 171.3 °ซ ตามลำดับ โดยมีอุณหภูมิในการเปลี่ยนแปลงเฟสที่ได้สอดคล้องกับการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกที่น่าจะมีการเปลี่ยนเฟสเกิดขึ้น คือ เกิดการเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิเล็กทริก (FE \rightarrow PE) ซึ่งการเปลี่ยนเฟสนี้สามารถตรวจสอบได้จากผลที่ได้จากการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกและจากรูปที่ 4.4 จะแสดงให้เห็นว่าเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN เพิ่มสูงขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจะมีแนวโน้มลดต่ำลง และมีพื้นที่ใต้พีคลดลงด้วยเช่นกัน ซึ่งพื้นที่ใต้พีคนั้นจะบอกถึงพลังงานที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (ΔH) ดังตารางที่ 4.3 ซึ่งผลของการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมทางความร้อนที่ได้จากเครื่อง DSC สอดคล้องกับการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก และเมื่อทำการศึกษาที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.2 \leq x \leq 0.5$ จากการตรวจสอบพบว่าไม่มีพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานเกิดขึ้นจึงอาจกล่าวได้ว่าไม่มีการเปลี่ยนเฟสซึ่งผลที่ได้สอดคล้องกับการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.4 แสดงสมบัติการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนของเซรามิก PZ-BMN ที่ได้จากเครื่องดีพีเพอร์เรนเซียล สแกนนิ่ง แคลอริมิเตอร์ (DSC)

ตารางที่ 4.3 แสดงพฤติกรรมทางความร้อนของเซรามิก (1-x)PZ-xBMN ในแต่ละสัดส่วน องค์ประกอบของเทคนิค DSC

x	T_m					T_c				
	T_p (K)	ΔH (J/g)	C_p $J(gK)^{-1}$	ΔS $J(gK)^{-1}$	ΔG (J/g)	T_p (K)	ΔH (J/g)	C_p $J(gK)^{-1}$	ΔS $J(gK)^{-1}$	ΔG (J/g)
0.00	-	-	-	-	-	507	4.9560	9.78×10^{-3}	2.22×10^{-4}	5.0684
0.02	441	0.9840	2.23×10^{-3}	7.04×10^{-5}	1.2948	489	1.7430	3.56×10^{-3}	6.23×10^{-5}	1.7735
0.04	368	0.6281	1.71×10^{-3}	1.62×10^{-4}	0.6877	479.	1.3750	2.87×10^{-3}	6.14×10^{-5}	1.4044
0.06	-	-	-	-	-	470	0.8494	1.81×10^{-3}	6.31×10^{-5}	0.8791
0.08	-	-	-	-	-	459	0.4581	9.98×10^{-4}	3.69×10^{-5}	0.4750
0.10	-	-	-	-	-	444	0.3155	7.10×10^{-4}	3.09×10^{-5}	0.3292

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 4.4 แสดงให้เห็นว่าเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN เพิ่มสูงขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสจะลดลง และพิกที่พบจะมีพื้นที่ใต้พีคลดลงด้วยเช่นกัน ซึ่งพื้นที่ใต้พีคนั้นจะบอกถึงพลังงานที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟส (ΔH) และเมื่อเปรียบเทียบอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสที่ได้จากการตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC สอดคล้องกับการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริก โดยอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของเซรามิก PZ-BMN มีแนวโน้มไปทางเดียวกันคือมีอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสลดลงเมื่อสัดส่วนองค์ประกอบ BMN เพิ่มสูงขึ้นแต่มีค่าไม่เท่ากัน ทั้งนี้เป็นผลเนื่องมาจากอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิที่ใช้ในแต่ละเทคนิคนั้น ไม่เท่ากัน โดยเทคนิค DSC ใช้อัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเท่ากับ $10^{\circ}\text{C}/\text{นาที}$ ส่วนการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกใช้อัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิเท่ากับ $2^{\circ}\text{C}/\text{นาที}$ อุณหภูมิ และพลังงานที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสของแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบแสดงในตารางที่ 4.3

จากงานวิจัยในปี ค.ศ. 2008 วรณวิมล และนราธิปทำการได้ศึกษาถึงการเปลี่ยนเฟส และสมบัติทางความร้อนของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3 - x\text{Pb}(\text{CO}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PZ-PCoN ในสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.3$ [38] โดยตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC พบว่ามีพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนเกิดขึ้นสองพิกที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ ส่วนเซรามิกในระบบ PZ-BMN มีพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานเกิดขึ้นสองพิกที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.02 \leq x \leq 0.04$ สำหรับ PZ ของเซรามิกในระบบ PZ-PCoN นั้นจะแสดงพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนสองพิกที่แต่สำหรับ PZ ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN นั้นจะแสดงพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนเพียงพิกเดียวที่อุณหภูมิ 233.5°C และเมื่อเปรียบเทียบอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสระหว่างเซรามิกในระบบ PZ-BMN และ PZ-PCoN ที่สัดส่วนองค์ประกอบเพิ่มสูงขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสลดต่ำลงโดยสังเกตจากช่วงอุณหภูมิระหว่างพิกที่ 1 และพิกที่ 2 จะห่างกันมากขึ้น และมีพื้นที่ใต้พีคลดลงด้วยเช่นกัน

ในปี ค.ศ. 2008 นราธิป และศุภมาสได้ศึกษาการเปลี่ยนเฟสและสมบัติทางความร้อนของเซรามิกในระบบ $\text{PbZrO}_3 - \text{Pb}(\text{Ni}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PZ-PNN ในสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.3$ [40] โดยตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC พบว่ามีพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนเกิดขึ้นสองพิกที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.08$ ส่วนเซรามิกในระบบ PZ-BMN มีพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานเกิดขึ้นสองพิกที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.02 \leq x \leq 0.04$ สำหรับ PZ ของเซรามิกในระบบ PZ-PCoN นั้นจะแสดงพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนสองพิกที่แต่สำหรับ PZ ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN นั้นจะแสดงพิกของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนเพียงพิกเดียวที่อุณหภูมิ 233.5°C และเมื่อเปรียบเทียบอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสระหว่างเซรามิกในระบบ PZ-BMN และ PZ-PNN ที่สัดส่วนองค์ประกอบเพิ่มสูงขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสลดต่ำลงโดยสังเกตจากช่วงอุณหภูมิระหว่างพิกที่ 1 และพิกที่ 2 จะห่างกันมากขึ้น และมีพื้นที่ใต้พีคลดลงด้วยเช่นกัน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า

ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ในปี ค.ศ. 2009 นราธิป และคณะได้ทำการศึกษาถึงการเปลี่ยนเฟส และสมบัติทางความร้อนของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3\text{-}x\text{Pb}(\text{Mg}_{1/2}\text{W}_{1/2})\text{O}_3$; PZ-PMW ในสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.50$ [6] โดยตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อนด้วยเทคนิค DSC พบว่ามีพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนเกิดขึ้นสองพีคที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.1$ ส่วนเซรามิกในระบบ PZ-BMN มีพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนเกิดขึ้นสองพีคที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.02 \leq x \leq 0.04$ สำหรับ PZ ของเซรามิกในระบบ PZ-PMW นั้นจะแสดงพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนสองพีคที่แต่สำหรับ PZ ของเซรามิกในระบบ PZ-BMN นั้นจะแสดงพีคของการเปลี่ยนแปลงพลังงานความร้อนเพียงพีคเดียวที่อุณหภูมิ 233.5 °ซ และเมื่อเปรียบเทียบอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสระหว่างเซรามิกในระบบ PZ-BMN และ PZ-PMW ที่สัดส่วนองค์ประกอบเพิ่มสูงขึ้นอุณหภูมิที่ใช้ในการเปลี่ยนเฟสลดต่ำลงโดยสังเกตจากช่วงอุณหภูมิระหว่างพีคที่ 1 และพีคที่ 2 จะห่างกันมากขึ้น และมีพื้นที่ใต้พีคลดลงด้วยเช่นกัน

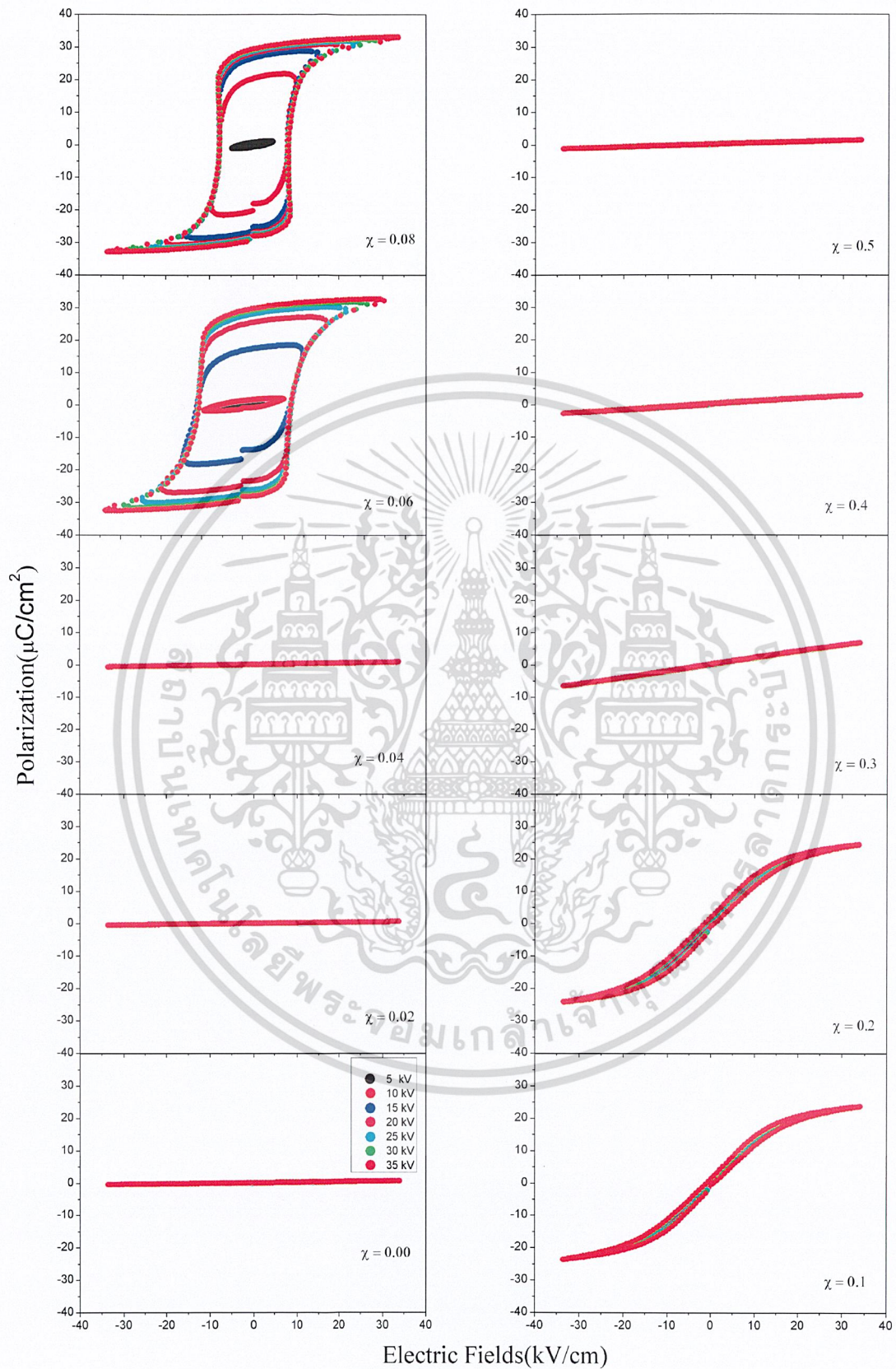
4.4 ผลการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริก

เมื่อนำเซรามิก PZ-BMN ในสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.5$ มาทำการตรวจสอบสมบัติทางเฟอร์โรอิเล็กทริกโดยใช้ชุดอุปกรณ์สำหรับวัดวงวนฮิสเทอรีซิส ซึ่งเป็นการตรวจสอบความสัมพันธ์ระหว่างค่าโพลาริเซชัน และค่าสนามไฟฟ้าที่ให้กับเซรามิกซึ่งผลของสนามไฟฟ้าที่มีต่อค่าโพลาริเซชันของเซรามิกจะแสดงออกมาในลักษณะที่เรียกว่า วงวนฮิสเทอรีซิส (hysteresis loop) โดยทำการให้สนามไฟฟ้าไปที่ 5 10 15 20 25 และ 30 kV ตามลำดับ และกระทำการตรวจสอบที่อุณหภูมิห้องให้ผลการตรวจสอบแสดง ดังรูปที่ 4.5 พบว่าที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ ยังไม่เกิดลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิส และความสัมพันธ์ระหว่างค่าโพลาริเซชัน กับสนามไฟฟ้ามีลักษณะเป็นเส้นตรง เนื่องจากทำการตรวจวัดที่อุณหภูมิห้อง และที่อุณหภูมิห้องนั้น เซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบดังกล่าวมีสมบัติเป็นแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกจะมีลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสเป็นแบบวงวนคู่ (Double hysteresis loop) และต้องให้สนามไฟฟ้าสูงมากจึงจะเกิดวงวนฮิสเทอรีซิสแบบคู่ได้อย่างสมบูรณ์ แต่การให้สนามไฟฟ้าสูงนั้นมีข้อจำกัดที่สำคัญ คือความสามารถในการทนสนามไฟฟ้า (Electrical break down strength) ของเซรามิก เพราะเมื่อมีการให้สนามไฟฟ้าสูง จะทำให้เซรามิกแตกหักก่อนที่จะมีวงวนฮิสเทอรีซิสได้อย่างสมบูรณ์ เมื่อเพิ่มปริมาณของ BMN เป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.06$ และ 0.08 จะพบลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสอย่างสมบูรณ์ที่มีลักษณะคล้ายสี่เหลี่ยม (Square loop) ซึ่งเป็นลักษณะของเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติเมื่อให้สนามไฟฟ้าเท่ากับ 35 kV แต่เมื่อเพิ่มของ BMN เป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.1$ และ 0.2 จะพบลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสที่มีลักษณะ ผอมแคบ (Slim loop) ซึ่งจะคล้ายลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสของเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบรีแลกเซอร์เฟอร์โรอิเล็กทริก ทั้งนี้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เพราะที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.1$ และ 0.2 นี้จะมีโครงสร้างเป็นลูกบาศก์เสมือน โดยมีสมบัติเข้าใกล้ความเป็นพาราอเล็กทริกมากขึ้น และในสัดส่วนองค์ประกอบ ที่ $0.3 \leq x \leq 0.5$ พบว่าลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิส หรือความสัมพันธ์ระหว่างค่าโพลาริเซชันและสนามไฟฟ้ามีความเป็นเส้นตรงที่มีความชัน ซึ่งเป็นลักษณะของพาราอเล็กทริกนอกจากนี้ยังพบว่าเมื่อให้สนามไฟฟ้าสูงขึ้น จะเกิดการเปลี่ยนแปลงของค่าโพลาริเซชันคงเหลือ (P_r) ค่าโพลาริเซชันอิมิตัว (P_s) และค่าสนามไฟฟ้าบังคับ (E_c) โดยวงวนฮิสเทอรีซิสของเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.06$ และ 0.08 จะมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อศักย์ไฟฟ้าสูงขึ้น เนื่องจากค่าโพลาริเซชันคงเหลือ และค่าโพลาริเซชันอิมิตัวเพิ่มขึ้น และเมื่อทำการเพิ่มศักย์ไฟฟ้าให้สูงขึ้นการเหนี่ยวนำให้เกิดโพลาริเซชันจะมากขึ้นจนถึงศักย์ไฟฟ้าที่ค่าหนึ่งพบว่าลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสจะเริ่มคงที่ ทั้งนี้เนื่องมาจากผลึกของเซรามิก PZ-BMN ถูกเหนี่ยวนำให้เกิดโพลาริเซชันจนเกือบทั้งหมด ส่วนค่าสนามไฟฟ้าบังคับนั้นค่อนข้างคงที่ เนื่องจากที่ศักย์ไฟฟ้าต่ำๆ นั้นจะเหนี่ยวนำให้ผลึกเกิดการโพลาไรเซชันได้น้อยจึงทำให้วงวนฮิสเทอรีซิสที่ได้นั้นค่อนข้างเล็ก

จากผลที่ได้จากวงวนฮิสเทอรีซิสนี้สามารถใช้อธิบายการเปลี่ยนเฟสที่พบในผลของการตรวจสอบสมบัติทางไดอิเล็กทริก ทำให้ทราบว่า การเปลี่ยนแปลง 2 ช่วงที่พบในพีคของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์นั้นเป็นการเปลี่ยนเฟสจากแอติเฟอร์โรอเล็กทริก (AFE) ไปเป็นเฟอร์โรอเล็กทริก (FE) และเปลี่ยนไปเป็นพาราอเล็กทริก (PE) เมื่ออุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิคูรี เนื่องจากลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสที่วัดที่อุณหภูมิห้องที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.06$ และ 0.08 นั้นเป็นลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสอย่างสมบูรณ์ที่มีลักษณะคล้ายสี่เหลี่ยม แสดงว่ามีสมบัติเป็นเฟอร์โรอเล็กทริกแบบปกติสำหรับที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ นั้นที่อุณหภูมิห้องยังมีสมบัติเป็นแอนติเฟอร์โรอเล็กทริกอยู่ และที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.3 \leq x \leq 0.5$ พบว่าลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสเข้าใกล้ความเป็นเส้นตรงที่มีความชันซึ่งเป็นลักษณะของพาราอเล็กทริกแสดงว่าที่อุณหภูมิห้องนั้นเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.3 \leq x \leq 0.5$ มีสมบัติเป็นพาราอเล็กทริก หรือหมดสภาพสมบัติทางไฟฟ้าที่อุณหภูมิห้อง ซึ่งสอดคล้องกับผลของการตรวจสอบสมบัติทางไดอิเล็กทริกที่พีคของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จะลดลงเข้าใกล้อุณหภูมิห้องเมื่อปริมาณ BMN เพิ่มสูงขึ้น และยังสามารถใช้อธิบายการเปลี่ยนเฟสที่พบในการตรวจสอบสมบัติทางความร้อนได้เช่นกัน



รูปที่ 4.5 แสดงลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสของเซรามิก PZ-BMN ที่อุณหภูมิห้อง

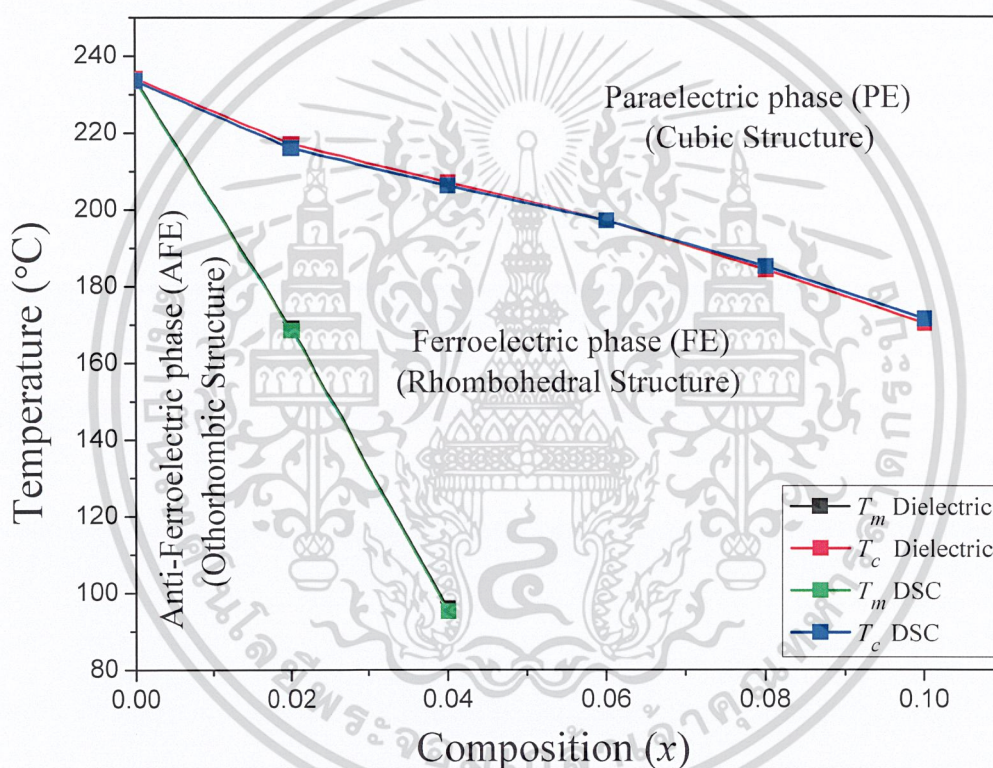
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากงานวิจัยในปี ค.ศ. 2008 วรรณวิมล และนราธิป ได้ศึกษาเกี่ยวกับเซรามิกในระบบ PZ- PCoN ในสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.3$ [38] จากข้อมูลจากผลการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกพบว่าที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.06$ ยังไม่เกิดลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสขึ้น และความสัมพันธ์ระหว่างค่าโพลาริเซชันกับสนามไฟฟ้ามีลักษณะเป็นเส้นตรง เนื่องจากทำการวัดที่อุณหภูมิห้อง และที่อุณหภูมิห้องนั้นเซรามิก PZ-PCoN ที่สัดส่วนองค์ประกอบดังกล่าวมีสมบัติเป็นแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก เช่นเดียวกันกับเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ เมื่อเพิ่มปริมาณของ PCoN เป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.08 - 0.3$ จะพบลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสอย่างสมบูรณ์ที่มีลักษณะคล้ายสี่เหลี่ยมซึ่งเป็นลักษณะของเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติโดยวงวนฮิสเทอรีซิสจะมีขนาดใหญ่ขึ้นเมื่อศักย์ไฟฟ้าสูงขึ้น เนื่องจากค่าโพลาริเซชันคงเหลือ และค่าโพลาริเซชันอิ่มตัวเพิ่มขึ้นเช่นเดียวกันกับเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $x = 0.06$ และ 0.08 แต่เมื่อ PZ-BMN เพิ่มสัดส่วนขององค์ประกอบเป็น $x = 0.1$ และ 0.2 ลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสมีลักษณะ ผอมแคบ (Slim loop) ซึ่งเข้าใกล้ความเป็นพาราอิเล็กทริก และที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.3 \leq x \leq 0.5$ พบว่าลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสเป็นเส้นตรงที่มีความชันเล็กน้อยซึ่งเป็นลักษณะของพาราอิเล็กทริกในขณะที่สัดส่วนขององค์ประกอบเดียวกันนี้ของ PZ-PCoN ที่อุณหภูมิห้องยังคงมีสมบัติเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ

จากงานวิจัยในปี ค.ศ. 2009 นราธิป และคณะ ได้ทำการศึกษาค้นคว้าเกี่ยวกับเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{PbZrO}_3 - x\text{Pb}(\text{Mg}_{1/2}\text{W}_{1/2})\text{O}_3$ ในสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.5$ [6] จากข้อมูลของผลการตรวจสอบสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกพบว่าที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.1$ ยังไม่เกิดลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสขึ้นเช่นเดียวกันกับเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ แต่เมื่อมีการเพิ่มปริมาณของ PCoN เป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่ $x = 0.2 - 0.5$ จะพบลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิส อย่างสมบูรณ์ที่มีลักษณะคล้ายสี่เหลี่ยมซึ่งเป็นลักษณะของเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ ซึ่งจะพบลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสเช่นนี้ในเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนขององค์ประกอบ $x = 0.06$ และ 0.08 และในเซรามิก PZ-BMN สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.3 \leq x \leq 0.5$ พบว่าลักษณะวงวนฮิสเทอรีซิสเป็นเส้นตรงที่มีความชันเล็กน้อยซึ่งเป็นลักษณะของพาราอิเล็กทริกในขณะที่สัดส่วนขององค์ประกอบเดียวกันนี้ของ PZ-PNN ที่อุณหภูมิห้องยังคงมีสมบัติเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ

4.5 แผนภาพวัฏภาค (Phase diagram) ของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{PZ} - x\text{BMN}$

จากข้อมูลที่ได้จาก XRD ไดอิเล็กทริก เฟอร์โรอิเล็กทริก และ DSC นี้สามารถสร้างแผนภาพเฟสของเซรามิกระบบ PZ-BMN ได้ ดังรูปที่ 4.6 จากรูปจะเห็นว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสลดลงเกือบเป็นเส้นตรงเมื่อ x เพิ่มขึ้น โดยแผนภาพเฟสจะประกอบด้วยสามเฟสของผลึกในระบบนี้คือ พาราอิเล็กทริกที่มีระบบผลึกเป็นลูกบาศก์ เฟอร์โรอิเล็กทริกที่มีระบบผลึกเป็นรอมโบฮีดรอล และแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกที่มีระบบผลึกเป็นออร์โธโรมบิก จากแผนภาพเฟสที่ได้สามารถกล่าวได้ว่าที่ปริมาณ BMN ต่ำลง คือ $x = 0.06$ นั้นมีระบบผลึกเป็นออร์โธโรมบิก และเปลี่ยนเป็นรอมโบฮีดรอลที่ x เข้าใกล้ 0.06



รูปที่ 4.6 แสดงแผนภาพวัฏภาคของเซรามิกในระบบ $(1-x)\text{PZ} - x\text{BMN}$

บทที่ 5

สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการวิจัย

จากการศึกษาเซรามิกในระบบเลดเซอร์โคเนตแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต $(1-x)\text{PbZrO}_3\text{-Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$; PZ-BMN เมื่อ x มีค่าเท่ากับ 0.00 0.02 0.04 0.06 0.08 0.10 0.2 0.3 0.4 และ 0.5 โดยสามารถให้ข้อสรุปได้ดังนี้

1. สามารถเตรียมเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบต่างๆ ได้โดยใช้เทคนิคปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid state reaction)
2. จากข้อมูลรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกเลดเซอร์โคเนตแบเรียมแมกนีเซียมไนโอเบต (PZ-BMN) พบว่าสัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.50$ เซรามิก PZ-BMN มีความบริสุทธิ์ทุกสัดส่วนองค์ประกอบและมีรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์สอดคล้องกับรูปแบบการเลี้ยวเบนรังสีเอกซ์ของ PbZrO_3 (PZ) จากเพิ่มข้อมูล JCPDS ที่ 75-1607
3. จากรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิก PZ-BMN พบว่ามีโครงสร้างผลึกเป็นแบบ ออร์โธโรมบิกที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.00 \leq x \leq 0.40$ โครงสร้างแบบรอมโบฮีดรอลที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.06 \leq x \leq 0.08$ โครงสร้างแบบลูกบาศก์เสมือนที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.10 \leq x \leq 0.20$ และโครงสร้างแบบลูกบาศก์ที่สัดส่วนองค์ประกอบที่ $0.30 \leq x \leq 0.50$
4. เมื่อสัดส่วนองค์ประกอบของ BMN เพิ่มมากขึ้นความเข้มข้นของฟีด $\frac{1}{4} h k l$ ซูเปอร์แลตทิซ ลดลง
5. เมื่อทำการวัดวงวนฮีสเทอรีซิสของเซรามิกในระบบ PZ-BMN ที่สัดส่วนขององค์ประกอบต่างๆ จะพบว่าที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ แสดงสมบัติเป็นแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกที่อุณหภูมิห้อง ทั้งนี้เนื่องจากอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสของเซรามิก PZ-BMN มีค่ามากกว่าอุณหภูมิห้อง ดังนั้นที่อุณหภูมิห้องเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.04$ จึงยังคงแสดงสมบัติเป็นแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก และเมื่อเพิ่มสัดส่วนองค์ประกอบเป็น $0.06 \leq x \leq 0.08$ พบว่าเกิดวงวนฮีสเทอรีซิสที่สมบูรณ์ และมีลักษณะคล้ายสี่เหลี่ยม แสดงให้เห็นว่าที่อุณหภูมิห้องเซรามิก PZ-BMN ที่สัดส่วนองค์ประกอบเป็น $0.06 \leq x \leq 0.08$ แสดงสมบัติเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบ

ปกติจากนั้นเมื่อเพิ่มสัดส่วนองค์ประกอบเป็น $0.1 \leq x \leq 0.5$ พบว่าลักษณะวงวนฮิส-
เทอริซิสเข้าใกล้ความเป็นเส้นตรงซึ่งเป็นลักษณะของพาราอิลเล็กทริก

6. จากการตรวจสอบสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิกในระบบ PZ-BMN พบว่า ค่าสภาพ
ยอม-สัมพัทธ์จะเปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ โดยไม่ขึ้นกับความถี่ และเมื่อปริมาณ
BMN เพิ่มสูงขึ้นค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ในแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบจะเพิ่มขึ้น
7. จากการตรวจสอบพฤติกรรมทางความร้อน พบว่าเซรามิกในระบบ PZ-BMN พบว่ามี
การเปลี่ยนเฟสเกิดขึ้นสองครั้งคือ เปลี่ยนเฟสจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็น
เฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ แล้วเปลี่ยนเฟสจากเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติไปเป็น
พาราอิลเล็กทริก และอุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสลดต่ำลง เมื่อสัดส่วนองค์ประกอบ
BMN เพิ่มสูงขึ้น
8. จากข้อมูลทางเฟอร์โรอิเล็กทริก ไดอิเล็กทริก และพฤติกรรมทางความร้อน พบว่า
เซรามิกในระบบ PZ-BMN มีการเปลี่ยนแปลงสมบัติจากแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริกไป
เป็นเฟอร์โรอิเล็กทริก และจากเฟอร์โรอิเล็กทริกไปเป็นพาราอิลเล็กทริกที่สัดส่วน
องค์ประกอบ $0.00 \leq x \leq 0.50$ โดยที่อุณหภูมิในการเปลี่ยนเฟสจะลดต่ำลงเมื่อปริมาณ
BMN เพิ่มสูงขึ้น

5.2 ข้อเสนอแนะ

1. ในขั้นตอนการอัดขึ้นรูปเซรามิกด้วยเครื่องอัดระบบไฮดรอลิกไม่ควรใช้ความดันใน
การอัดมากเกินไป ควรทำด้วยความระมัดระวังอย่าให้เม็ดเซรามิกตกจากแม่พิมพ์
เพราะจะทำให้เกิดรอยร้าวภายในเม็ดเซรามิก และควรทำความสะอาดเครื่องอัดก่อน
และหลังใช้งานเพื่อป้องกันการปนเปื้อน
2. ในขั้นตอนการขัดผิวหน้าทั้งสองด้านของเม็ดเซรามิกต้องให้ได้ระนาบ และในการวัด
ขนาดของความหนา เส้นผ่านศูนย์กลางด้วยเวอร์เนียร์คาลิเปอร์นั้น ควรทำการวัดซ้ำ
เพื่อหลีกเลี่ยงการอ่านค่าผิดพลาด
3. ในขั้นตอนการทากาวเงินต้องทำให้กาวเงินเรียบอย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งเม็ดเซรามิก
4. ควรเพิ่มเทคนิค หรือวิธีการที่ใช้ในการตรวจสอบ โครงสร้าง และสมบัติทางความร้อน
เพื่อเป็นฐานข้อมูลต่อผู้ที่สนใจงานวิจัยนี้ไปพัฒนา

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เอกสารอ้างอิง

- [1] <http://www.ee.ku.ac.th/staff/toey/toey5.htm>
- [2] http://www.thaiceramicsociety.com/ab_cer.php
- [3] <http://research.sc.chula.ac.th/matsci.doc>
- [4] Naratip Vittayakorn and Supamas Wirunchit, Perovskite formation, dielectric and ferroelectric properties of PZ-PNN ceramics via a columbite precursor synthetic route, *Smart Material Structure* ,**16**, 2007, 851–857
- [5] Naratip Vittayakorn and Banlue Wanwimon, Effect of $\text{Pb}(\text{Zn}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ Additions on Phase Structure, Ferroelectric and Dielectric Properties of PbZrO_3 Ceramics, *Ferroelectric*, **382** , 2009 , 122-126
- [6] N. Naratip , S. Piyanut and S. Panisara , Dielectric properties and phase transition behaviors in PZ-PMW ceramics, *Journal of Applied Physics* ,**106** , 2009, 064104 - 064104-6
- [7] Xifa Long and Zuo-Guang Ye, New Dielectric and Ferroelectric Solid Solution of $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$ with Morphotropic Phase Boundary, *Chem. Mater.*, **19**, 2007, 1285–1289
- [8] Xifa Long and Zuo-Guang Ye, A New Solid Solution of $(1-x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-x\text{PbTiO}_3$ with Dielectric, Relaxor and Ferroelectric Properties, *Applications of Ferroelectrics*, 2007 , 493 – 496
- [9] A.S.Bhalla,R.Guo and R.Roy, “The perovskite structure a review of its role in ceramics science and technology”,*Mat Res Innovat*,**4**,3-26(2004).
- [10] <http://www.princeton.edu/cavalab/tutomals/public/structure/pics/SrTiO3.jpg&imagerefurl>
- [11] <http://loto.sourceforge.net/feram/doc/film.xhtml#%281%29>
- [12] A.J. Moulson and J.M.Herbert.2003.*Electroceramics*.2nd ed. London: Johnwiley and Sons.
- [13] G.H.Heartling, “Ferroelectric Ceramics: History and Technology”, *J.Am.Ceram.Soc*, **82**,797-818(1999).
- [14] วรณวิมล บันลือ, “การเตรียมและการเปลี่ยนเฟสในเซรามิกเฟอร์โรอิเล็กทริก เลดเซอร์โคเนต-เลดไททานเนต-รีแลกเซอร์”, 2552, ภาควิชาเคมี คณะวิทยาศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
- [15] <http://www.rci.rutgers.edu/~ecerg/projects/ferroelectric.html>.
- [16] J. Valasek, “Piezo-Electric and allied Phenomena in Rochelle Salt”, *Phys. Rev.*, **17**, 475-481(1921)

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เอกสารอ้างอิง(ต่อ)

- [17] <http://loto.sourceforge.net/feram/doc/film.xhtml>
- [18] Bongkarn, T., 2005, "Phase transformation in lead barium zirconate ceramics" Ph.D Thesis of Chiang mai University.
- [19] www.scisoc.or.th/stt/33/sec_e/paper/stt33_E_E0013.pdf.
- [20] S. S. N. Bharadwaja , S. Saha , S. Bhattacharyya and S. B. Krupanidhi , Materials Science and Engineering B , **88** , 2002 , 22-25
- [21] ศุภกาญจน์ กิจอำนาจสุข วท.บ (ฟิสิกส์), วิทยานิพนธ์ฉบับสมบูรณ์, "การศึกษาการเตรียมเม็ดผลึกที่มีสมบัติเฟอร์โรอิเล็กทริกชนิดไม่มีตะกั่วโดยวิธีฟลักซ์", มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี, 2549
- [22] E. Sawaguchi, G. shrane and S.Hoshino, "Antiferroelectric Structure of Lead Zirconate", **83**, 1078 (1951).
- [23] F.Jona,G.Shirane, F.Mazzi,and R.Pepinsky,Phya Rev.,**105**, 849(1957).
- [24] มนูญ สุตะพันธ์ "การประดิษฐ์และหาลักษณะเฉพาะของเซรามิกเพียโซอิเล็กทริกไร้สารตะกั่วที่มีโพแทสเซียมโซเดียมไนโอเบตเป็นองค์ประกอบหลัก", 2552, ภาควิชาเคมี คณะวิทยาศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
- [25] Jaffe, B., Cook, W.R. and Jaffe, H. (1971). *Piezoelectric ceramics*. R.A.N. Publishers.
- [26] A. Peláiz-Barranco J.D.S., Guerra, O., García-Zaldívar, F. Calderón-Piñar, M.E. Mendoza, D.A. Hall and E.B. Araújo, "Phase transition and dielectric properties of La-doped Pb(Zr, Ti)O₃ antiferroelectric ceramics", Volume 149, Issues 31-32, August Pages 1308-1311, 2009
- [27] E.Cross, "Lead-free at last".2004,Nature. Volume 432,24.
- [28] Naratip Vittayakorn, Theerachai Bongkarn, Gobwute Rujijanagul, "Phase transition, mechanical, dielectric and piezoelectric properties of perovskite (Pb_{1-x}Ba_x)ZrO₃ ceramics", Physica B **387**, 415–420 (2007).
- [29] Wasin KOONALINTIP, Supamas WIRUNCHIT, Pitak LAORATANAKUL and Naratip VITTAYAKORN, "Phase Formation and Morphology of PbZrO₃-Pb(Ni_{1/3}Nb_{2/3})O₃ Powders Via a Columbite Precursor Synthetic Route" ,2006, Department of Chemistry, Faculty of Science, King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang.

เอกสารอ้างอิง(ต่อ)

- [30] Zhiguo Xia Lin Wang Wenxun Yan Qiang Li and Yiling Zhang, “Comparative investigation of structure and dielectric properties of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3$ (65/35) and 10% PbZrO_3 -doped $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-PbTiO}_3$ (65/35) ceramics prepared by a modified precursor method”, *Materials Research Bulletin*, **42**, 1715–1722 (2007).
- [31] Naratip Vittayakorn, Piyanut Charoonsuk, Panisara Kasiansin, Supamas Wirunchit, and Banjong Boonchom, “Dielectric properties and phase transition behaviors in $(1-x)\text{PbZrO}_3\text{-}x\text{Pb}(\text{Mg}_{1/2}\text{W}_{1/2})\text{O}_3$ ceramics”, *Journal of Applied Physics* **106**, 064104 (2009).
- [32] “crystal structure and microwave dielectric properties relation in BM-CoN ceramics”, China, **2008**
- [33] Effect of preparation methods on microstructures and microwave dielectric properties of $\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ceramics.
- [34] Tsong-Ru Tsai, Cheng-Chung Chi, Mei-Hui Liang, Chen-Ti Hu, I-Nan Lin, Dielectric properties of $(x)\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Ta}_{2/3})\text{O}_3\text{-(1-x)}\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ($x = 1, 0.75, 0.50, 0.25$ and 0) complex perovskite ceramics
- [35] Mehmet Ali Akbas and Peter K. Davies, “Structure and Dielectric Properties of the $\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{-(La}(\text{Mg}_{2/3}\text{Nb}_{1/3})\text{O}_3\text{)System}$ ”, *Ceramic Society*, Volume 81, Issue 8, August pages 2205-2208, 1998.
- [36] Jong-Bong Lim, Dong-Hyun Kim a, Sahn Nahm, Jong-Hoo Paik b, Hwack-Joo Lee, “Effect of B_2O_3 and CuO additives on the sintering temperature and microwave dielectric properties of $\text{Ba}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ceramics”, *Materials Research Bulletin*, **41**, 1199–1205 (2006).
- [37] <http://www.chem.upenn.edu/chem/facilities/xray.php>
- [38] W. Banlue and N. Vittayakorn, “Ferroelectric phase stabilization, phase transformations and thermal properties in PZ-PCoN solid solution”, *Appl Phys A*, **93**, 2008, 565-569
- [39] Naratip Vittayakorn, Theerachai Bongkarn, Gobwute Rujijanagul, “Phase transition, mechanical, dielectric and piezoelectric properties of perovskite $(\text{Pb}_{1-x}\text{Ba}_x)\text{ZrO}_3$ ceramics”, *Physica B: Condensed Matter*, Volume 387, Issues 1-2, 1 January 2007, Pages 415-420
- [40] S. Wirunchit and N. Vittayakorn, “Structural transformation in antiferroelectric PZ relaxor ferroelectric PNN solid solution system”, *J. App Phys.*, **104**, 2008, 024103.