



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

อิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กทริก
และไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิกส์ในระบบ PMN-PZT

โดย ดร. รัตติกกร ยี่มนิรัฐ และคณะ

มิถุนายน 2547

รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

อิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กทริก
และไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิกส์ในระบบ PMN-PZT

คณะผู้วิจัย

สังกัด

- | | |
|---------------------------|---|
| 1. ดร. รัตติกร ยี่มนิรันธ | ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์
มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ |
| 2. ศ. ดร. ทวี ตันขศิริ | ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์
มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ |

สนับสนุนโดยสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย

(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย สกว.ไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

กิตติกรรมประกาศ

คณะผู้วิจัยใคร่ขอขอบพระคุณ สำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย (สกว.) ที่ได้ให้การสนับสนุนงานวิจัยและพัฒนาครั้งนี้ ผ่านทางทุนส่งเสริมนักวิจัยรุ่นใหม่ ประจำปี พ.ศ. 2545 ขอขอบพระคุณศาสตราจารย์ ดร. ทวี ดันขศิริ อาจารย์ที่ปรึกษาโครงการที่ได้ให้การสนับสนุนและคำแนะนำในทุกด้านเพื่อช่วยให้อาชีพนักวิจัยของผู้วิจัยเริ่มต้นได้อย่างไม่ยากลำบากเกินไป นัก ขอขอบคุณภาควิชาฟิสิกส์ และบุคลากรของห้องปฏิบัติการวิจัยอิเล็กทรอนิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ที่ช่วยอำนวยความสะดวกในการใช้เครื่องมือ อุปกรณ์ และสถานที่ รวมทั้งคำชี้แนะและความช่วยเหลือจนทำให้งานวิจัยเรื่องนี้สามารถดำเนินการจนสำเร็จผลได้ด้วยดี ขอขอบคุณผู้ร่วมงานและนักศึกษาทุกท่าน ที่มีส่วนช่วยเหลือผู้วิจัยให้ดำเนินงานชิ้นนี้สำเร็จลุล่วงได้ดี โดยเฉพาะ คุณสุพัตรา วงศ์แสนใหม่ คุณเอกรัฐ มีชูวาศ และคุณอิทธิพงศ์ งามจารุโรจน์ ขอขอบคุณผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.สุพล อนันตา ที่ได้ให้ความช่วยเหลือส่งเสริมเกื้อกูลในการทำงานเสมอมานับตั้งแต่วันเริ่มต้น ตลอดจนเป็นกำลังใจให้กันเสมอที่จะสู้และอยู่รอดในการทำวิจัย ท้ายที่สุดนี้ขอมอบความดีทั้งหมดให้แทนคำขอบคุณสำหรับ คุณวิภา ยัมนิรัญ ภรรยา และลูกชายที่กำลังจะเกิด สำหรับความรักและความเข้าใจ ตลอดจนกำลังใจที่มอบให้ผู้วิจัยตลอดมาจนสามารถมาถึง ณ วันนี้ได้

(ดร. รัตติกร ยัมนิรัญ)

หัวหน้าโครงการ

บทคัดย่อ

รหัสโครงการ : TRG4580054

ชื่อโครงการ : อิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กทริกและไฟฟ้า

เชิงกลของสารเซรามิกในระบบ PMN-PZT

ชื่อนักวิจัย : ดร. รัตติกกร ยัมนิรญ และ ศ. ดร. ทวี ดันฉศิริ

ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่

E-mail Address : rattikornyimnirun@yahoo.com

ระยะเวลาโครงการ : 1 กรกฎาคม 2545 ถึง 30 มิถุนายน 2547

ในการวิจัยนี้ได้ทำการศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กทริกและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิกในระบบ PMN-PZT โดยได้เตรียมสารเซรามิก PMN-PZT ที่มีสูตรเป็น $(1-x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - (x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ เมื่อ x มีค่าเท่ากับ 0.0 0.1 0.3 0.5 0.7 0.9 และ 1.0 โดยวิธีการผสมออกไซด์แบบดั้งเดิม และนำสารเซรามิกที่เตรียมได้ไปทดสอบสมบัติกายภาพ พฤติกรรมการเกิดเฟส ลักษณะโครงสร้างจุลภาค โดยพบว่าสารเซรามิกที่เตรียมได้เป็นสารเซรามิกที่มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบเพอรอฟสไกต์โดยมีโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกายภาพที่เปลี่ยนแปลงไปตามสัดส่วนองค์ประกอบระหว่างเฟส PMN และ PZT และเมื่อทำการศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กทริกของสารเซรามิก PMN-PZT ที่ถูกทำขึ้นแล้ว พบว่าภายใต้สภาวะความเค้นสูง 0-5 MPa นั้น สารเซรามิก PMN-PZT ที่มีสาร PMN เป็นองค์ประกอบหลักพบว่าจะมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกลดลงเมื่อมีความเค้นเพิ่มขึ้น ในขณะที่สารเซรามิก PMN-PZT ที่มีสาร PZT เป็นองค์ประกอบหลักจะมีค่าคงที่ไดอิเล็กทริกเพิ่มขึ้นเมื่อความเค้นเพิ่มขึ้น แต่ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริกจะมีการเปลี่ยนแปลงที่ไม่ขึ้นกับองค์ประกอบหลัก สำหรับผลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไฟฟ้าเชิงกลนั้น พบว่าการเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสสำหรับสารเซรามิก PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้น พบว่าขนาดของวงวนนั้นเล็กลงอย่างมากเมื่อความเค้นมากขึ้น โดยที่เมื่อพิจารณาค่า P_r , P_s และ E_c พบว่า เมื่อความเค้นเพิ่มขึ้น ค่า P_r และ P_s จะมีการลดลงอย่างเห็นได้ชัด ในขณะที่ ค่า E_c จะมีการลดลงเพียงเล็กน้อย แต่สำหรับสารเซรามิก PMN-PZT ส่วนผสมอื่นๆนั้นจะมีการเปลี่ยนแปลงของค่า P_r , P_s และ E_c กับความเค้นในระดับที่ค่อนข้างน้อยเมื่อเปรียบเทียบกับสารเซรามิก PZT จากผลการศึกษาแสดงให้เห็นว่าการเคลื่อนที่ของผนังโดเมน การเสื่อมและการหมดสภาพข้อต่อต่างมีผลอย่างชัดเจนต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติไดอิเล็กทริกและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิก PMN-PZT ภายใต้อิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียว

คำหลัก : ความเค้นแบบแกนเดียว, สมบัติไดอิเล็กทริกและไฟฟ้าเชิงกล, PMN-PZT

Abstract

Project Code : TRG4580054

Project Title : Effects of Uniaxial Stress on Dielectric and Electromechanical Properties of Ceramics in PMN-PZT System

Investigators : Dr. Rattikorn Yimnirun and Prof. Dr. Tawee Tunkasiri
Department of Physics, Faculty of Science, Chiang Mai University

E-mail Address : rattikornyimnirun@yahoo.com

Project Period : July 1, 2002 to June 30, 2004

In this study, effects of uniaxial stress on the dielectric and electromechanical properties of ceramics in PMN-PZT system are investigated. The ceramics with the formula $(1-x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - (x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ when $x=0.0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$ and 1.0 are prepared by a conventional mixed-oxides method. The physical properties, phase formation behavior, and microstructure studies indicate that the ceramics obtained are perovskite materials. Their physical properties and microstructures are proportionally dependent of the PMN and PZT contents in the composite. The dielectric properties under the uniaxial stress of the PMN-PZT ceramics are observed at stress levels up to 5 MPa. It is found that with increasing applied stress the dielectric constant of the PZT-rich compositions increases slightly, while that of the PMN-rich compositions decreases. On the other hand, changes in the dielectric loss tangent with stress are found to be compositional independent. For the study of effects of uniaxial stress on the electromechanical properties, it is found that while the stress level is being increased the size of the hysteresis loop of PZT ceramic decreases drastically. When considering P_r , P_s , and E_c it is clear that P_r and P_s decrease significantly with increasing stress, while E_c only drops slightly. In other PMN-PZT compositions, changes in P_r , P_s , and E_c with stress are relatively small when compared to PZT. This study clearly shows the influences of the domain wall motion, degradation and depoling mechanisms on the variation of the dielectric and electromechanical properties of PMN-PZT ceramics under the uniaxial stress.

Keywords : Uniaxial Stress, Dielectric and Electromechanical Properties, PMN-PZT

เนื้อหางานวิจัย

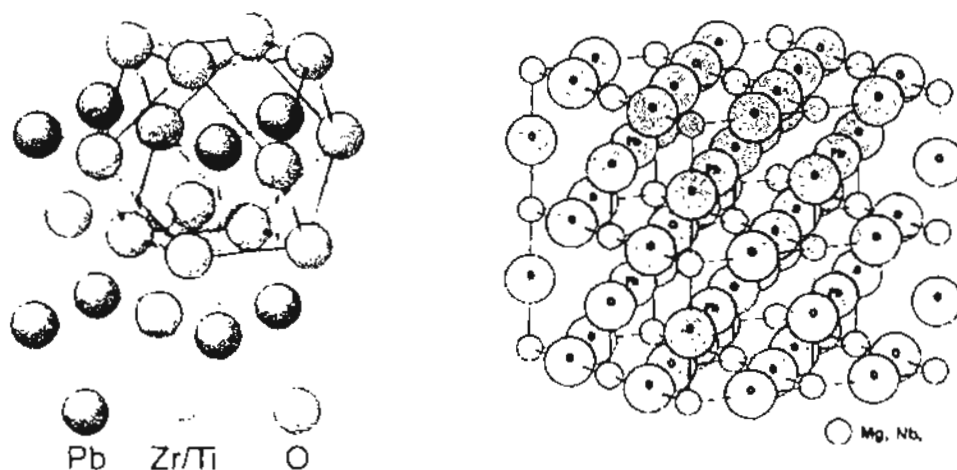
1. บทนำ

ในปี ค.ศ. 1880 ได้มีการค้นพบปรากฏการณ์พิโซอิเล็กตริก (piezoelectric effect) โดยของส์ และ ปีแอร์ กูรี¹ ซึ่งเป็นปรากฏการณ์ที่วัสดุสามารถเปลี่ยนพลังงานกลไปเป็นพลังงานไฟฟ้าหรือเปลี่ยนพลังงานไฟฟ้าไปเป็นพลังงานกลในผลึกเชิงเดี่ยว (single crystal compounds) และในสารประเภทเฟร์โรอิเล็กตริก

ความเป็นเฟร์โรอิเล็กตริกของวัสดุจะขึ้นอยู่กับสมบัติของหน่วยเซลล์ (unit cell) พื้นฐานของโครงสร้างพื้นฐานของวัสดุ จากการแบ่งกลุ่มผลึกเป็น 32 คลาส (class) ตามสมมาตร (symmetry) มี 21 คลาสเป็นประเภทที่ไม่มีศูนย์กลางสมมาตร (Non-centrosymmetry) แต่มีเพียง 20 คลาส ที่มีสมบัติพิโซอิเล็กตริก และมี 10 คลาสที่เป็นเฟร์โรอิเล็กตริก²

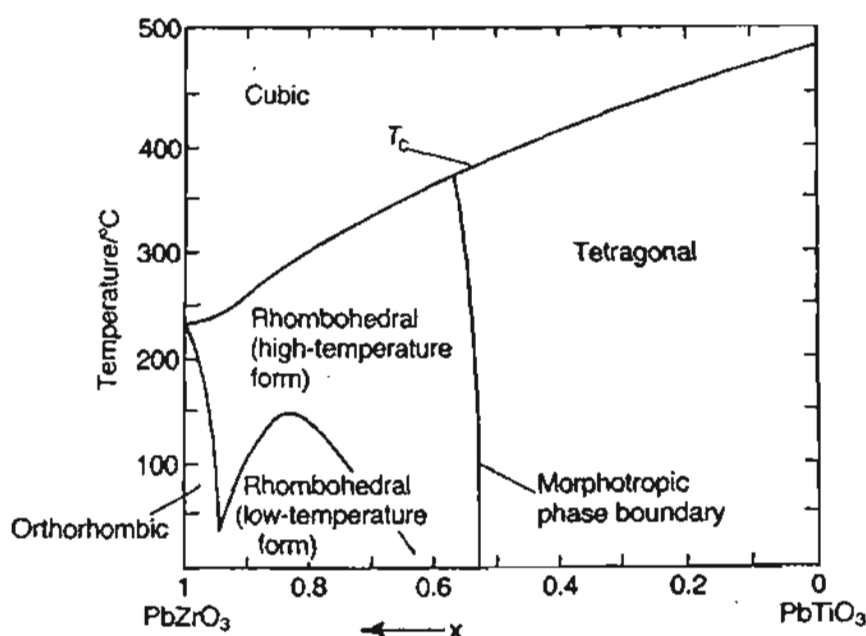
เซรามิกเลดเซอร์โคเนตไททาเนต (PZT) และเลดแมกนีเซียมไนโอเบต (PMN) ซึ่งเป็นสารเซรามิกเฟร์โรอิเล็กตริกที่จัดอยู่ในกลุ่มของเซรามิกที่มีโครงสร้างแบบเพอโรฟสไกต์ (perovskite) ซึ่งเป็นชื่อของกลุ่มที่มีโครงสร้างผลึกคล้ายคลึงกับโครงสร้างของแร่แคลเซียมไททาเนต (CaTiO_3) ที่มีสูตรทั่วไปเป็น ABO_3 แต่แคลเซียมไททาเนตไม่ได้แสดงสมบัติเฟร์โรอิเล็กตริก แต่สารที่ถูกค้นพบภายหลังที่มีสมบัติทางเฟร์โรอิเล็กตริกหลายๆชนิดมีโครงสร้างอยู่ในกลุ่มนี้เช่น แบเรียมไททาเนต (BaTiO_3) เลดไททาเนต (PbTiO_3 , PT) เลดเซอร์โคเนตไททาเนต ($\text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3$, PZT) และ เลดแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$, PMN) เป็นต้น³ ซึ่งลักษณะโครงสร้างแบบเพอโรฟสไกต์จะมีลักษณะเป็นโครงสร้างแบบ cubic closed-pack ดังแสดงในรูป

1.1



รูป 1.1 ลักษณะโครงสร้างผลึกแบบเพอโรฟสไกต์ของเซรามิกเลดเซอร์โคเนตไททาเนต และเลดแมกนีเซียมไนโอเบต

เลดเซอร์โคเนตไททาเนต ($\text{Pb}(\text{Zr,Ti})\text{O}_3$; PZT) เป็นสารละลายของแข็งระหว่างเลดเซอร์โคเนต (PbZrO_3) กับเลดไททาเนต (PbTiO_3) ซึ่งอัตราส่วนระหว่าง Zr/Ti จะมีความสำคัญอย่างมากในการทำให้เซรามิกมีสมบัติฟิโซอิเล็กทริกที่ดี สูตรที่นิยมเตรียมกันมากคือ ผงที่มีสัดส่วนองค์ประกอบระหว่างเลดเซอร์โคเนตต่อเลดไททาเนต (Zr:Ti) เป็น 0.52:0.48 ซึ่งเป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่อยู่ในบริเวณรอยต่อเฟส (morphotropic phase boundary (MPB)) ระหว่างเฟสเตตระกอนอล (tetragonal) และเฟสโรมโบอีดรอล (rhombohedral) ทำให้ง่ายต่อการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างที่มีขั้วเมื่อได้รับพลังงานจากภายนอกและเป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่แสดงสมบัติฟิโซอิเล็กทริกได้ดีที่สุดซึ่งมีเฟสไดอะแกรมแสดงดังรูป 1.2³



รูป 1.2 แผนภูมิวัฏภาคของระบบ $\text{Pb}(\text{Ti}_{1-x}\text{Zr}_x)\text{O}_3$

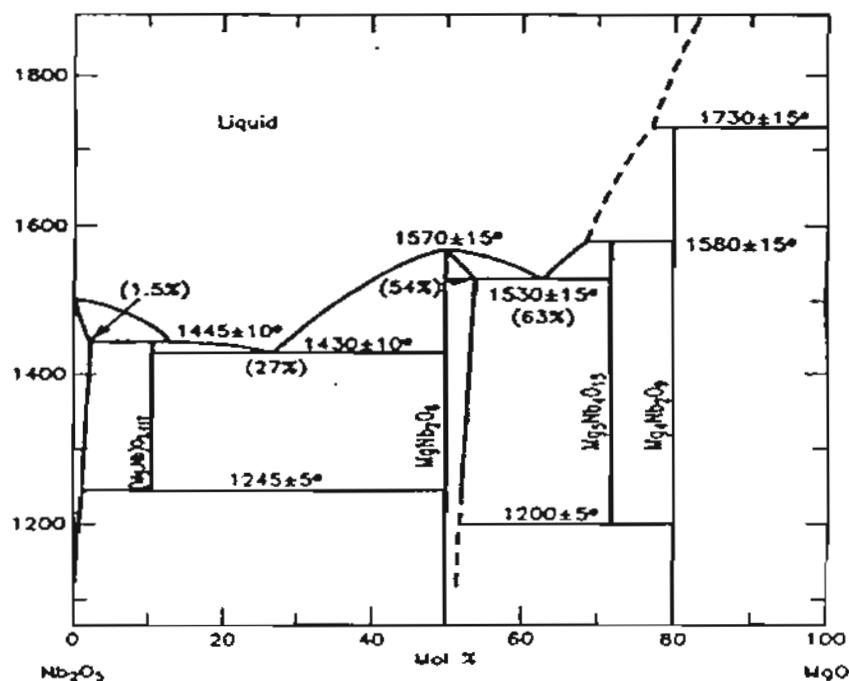
เลดเซอร์โคเนต (PbZrO_3) มีจุดคูรีอยู่ที่ 234°C โดยมีโครงสร้างแบบออร์โทโรมบิกคล้ายคลึงกับ แบเรียมไทเทเนตแบบออร์โทโรมบิก แต่มีสมบัติเป็นแอนติเฟอร์โรอิเล็กทริก (antiferroelectric) อันเนื่องมาจากไดโพลซึ่งเกิดจากการจัดของไอออน Zr^{4+} เมื่อเทียบกับไอออน O^{2-} ที่อยู่รอบทั้ง 6 นั้นจะมีการจัดเรียงตัวในลักษณะที่ชี้ในทิศทางตรงกันข้ามสลับกันไป ทำให้การมีขั้วไฟฟ้าแบบเกิดขึ้นเองมีค่ารวมเป็นศูนย์⁴

เลดไทเทเนต (PbTiO_3) จะมีจุดคูรีที่สูงกว่าเลดเซอร์โคเนตโดยอยู่ที่ 495°C และมีโครงสร้างแบบเตตระกอนอลคล้ายคลึงกับแบเรียมไทเทเนต แต่เนื่องจากแกน c ของเลดไทเทเนตนั้นมีความยาวถึง 6% มากกว่าแกน a ทำให้เซรามิกเลดไทเทเนตนั้นยากในการทำขั้วและมักจะแตกเป็นชิ้นๆ ภายใต้สนามไฟฟ้ากระแสตรงสูงๆ⁴

ในทางปฏิบัติแล้วเลดเซอร์โคเนตและเลดไทเทเนตนั้นไม่มีประโยชน์มากนัก แต่การพัฒนาสารละลายของแข็งของวัสดุทั้งสอง กล่าวคือ $\text{PbZrO}_3\text{-PbTiO}_3$ หรือ $\text{Pb}(\text{Zr,Ti})\text{O}_3$ หรือที่รู้จักในชื่อ PZT นั้นก่อให้เกิดประโยชน์มากมายในการประยุกต์ใช้งานเป็นเซรามิกพิโซอิเล็กทริก ซึ่งการพัฒนาของระบบ PZT นั้นได้เกิดขึ้นในช่วงทศวรรษ 1950⁴

เลดเซอร์โคเนตไทเทเนต ($\text{Pb}(\text{Zr,Ti})\text{O}_3$ หรือ PZT) นั้นมีโครงสร้างแบบเพอรอฟสไกต์ และเป็นวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริก แผนภูมิวิวัฒนาการ (phase diagram) ของระบบ PZT แสดงดังรูปที่ 1.2 ซึ่งชี้ให้เห็นถึงลักษณะที่สำคัญอย่างหนึ่งคือ รอยต่อเฟสที่มีลักษณะเหมือนกัน (Morphotropic Phase Boundary : MPB) ซึ่งเป็นการเปลี่ยนโครงสร้างอย่างทันทีทันใดที่ส่วนผสมใด ๆ ในช่วงของสารละลายของแข็งโดยไม่มีการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ ในระบบ PZT นั้น MPB เกิดขึ้นใกล้เคียงกันที่ส่วนผสมของ $\text{PbZrO}_3\text{:PbTiO}_3$ เป็น 1:1 ซึ่งที่ MPB นี้จะมีสมบัติไดอิเล็กทริกและสัมประสิทธิ์การเชื่อมต่อ (coupling coefficient) สูงสุด ซึ่งได้มีการนำส่วนผสมนี้ไปประยุกต์ใช้งานอย่างกว้างขวาง²

เลดแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3\text{:PMN}$) นิยมเตรียมด้วยวิธีโคลัมไบต์ (columbite method) ซึ่งเป็นวิธีการเตรียมแบบสองขั้นตอนโดยเริ่มจากการเผาเตรียม (pre-reaction) ผงแมกนีเซียออกไซด์ (MgO) และผงไนโอเบียมออกไซด์ (Nb_2O_5) ให้อยู่ในรูปของผงโคลัมไบต์ที่มีสูตรเป็น MgNb_2O_6 ซึ่งมีเฟสไดอะแกรมแสดงในรูป 1.3 เมื่อได้ผงโคลัมไบต์แล้วจึงนำผงที่ได้มาทำการเผาแคลไซต์อีกครั้งร่วมกับตะกั่ว (PbO) เพื่อให้เกิดปฏิกิริยารวมตัวกันเป็นผง PMN ที่มีสูตรเป็น $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ⁵



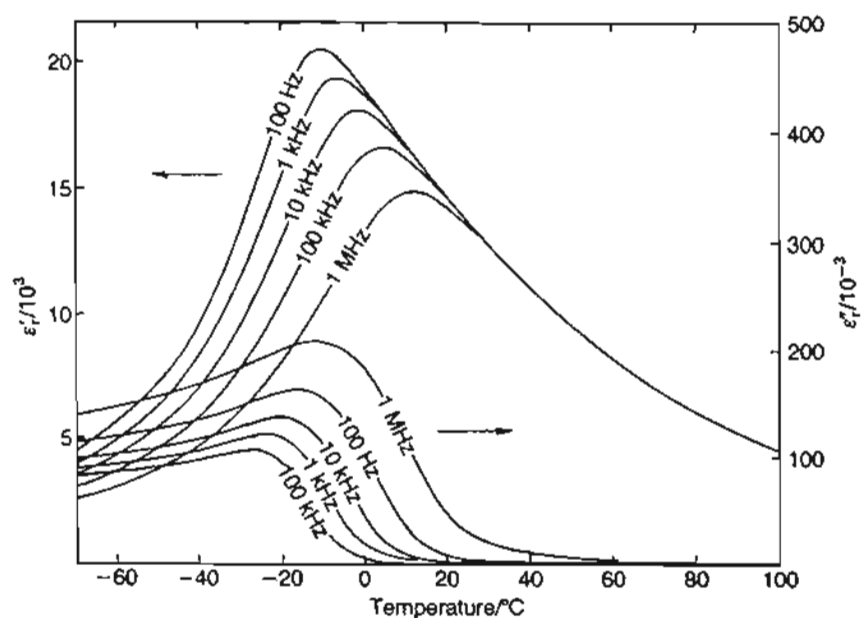
รูป 1.3 เฟสไดอะแกรมของสารในระบบแมกนีเซียออกไซด์-ไนโอเบียมออกไซด์⁶

เลดแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ หรือ PMN) เป็นวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกที่จัดอยู่กลุ่มที่เรียกว่า “รีแลกเซอร์” (Relaxor) ซึ่งมีสมบัติไดอิเล็กทริกที่ขึ้นอยู่กับความถี่เป็นอย่างมาก ลักษณะทางโครงสร้างจุลภาคของ PMN ทำให้มีสมบัติที่แตกต่างจากวัสดุเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ (normal ferroelectric) เช่น BaTiO_3 และ PZT เป็นต้น ดังสรุปได้ในตารางที่ 1.1 จากลักษณะที่มีการไม่เป็นระเบียบ (disorder) ในตำแหน่ง B ของ $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ทำให้ส่วนประกอบของ Mg และ Nb ไม่มีปริมาณสัมพันธ์ (non-stoichiometric) ในบางบริเวณในระดับจุลภาค (microregions) มีผลให้แต่ละบริเวณนั้นมีอุณหภูมิการเปลี่ยนโครงสร้างที่ต่างต่างกันทำให้เกิดจุดสูงสุดของค่าสภาพยอมทางไฟฟ้าขึ้น มีการครอบคลุมช่วงอุณหภูมิที่กว้างกว่า (broader peak) ที่สังเกตได้ใน BaTiO_3 หรือ PZT ดังแสดงในรูปที่ 1.4²

ตารางที่ 1.1 ข้อแตกต่างระหว่างเฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติและแบบรีแลกเซอร์⁷

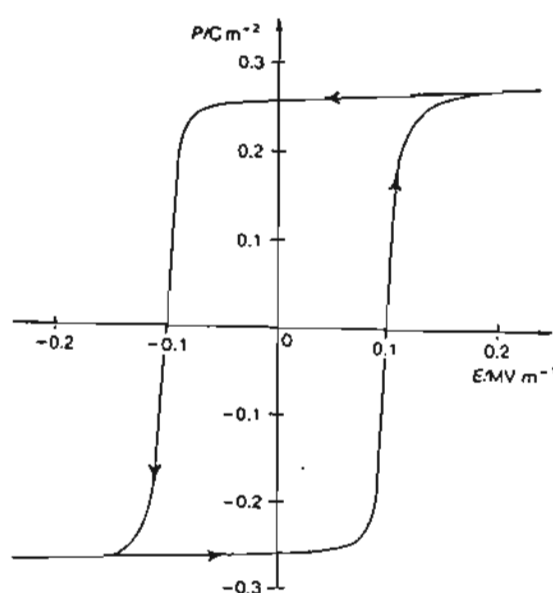
สมบัติ	เฟอร์โรอิเล็กทริกแบบปกติ	เฟอร์โรอิเล็กทริกแบบรีแลกเซอร์
ผลของอุณหภูมิต่อสมบัติไดอิเล็กทริก	การเปลี่ยนเฟสที่รวดเร็ว (แบบ 1 st -order หรือ 2 nd -order ที่จุดคูรี T_c)	การเปลี่ยนเฟสแบบช้าๆ ที่อุณหภูมิ T_{max}
ผลของความถี่ต่อสมบัติไดอิเล็กทริก	ไม่ค่อยมีผล	มีผลอย่างชัดเจน
สมบัติไดอิเล็กทริกในช่วงพาราอิเล็กทริก ($T > T_c$)	เป็นไปตามกฎคูรี-ไวส์ (Curie-Weiss law)	เป็นไปตามกฎคูรี-ไวส์กำลังสอง (Curie-Weiss square law)
การมีขั้วไฟฟ้าคงค้าง (P_r)	ค่า P_r สูง	ค่า P_r ต่ำ
การกระเจิงแสง	ขึ้นกับทิศทางอย่างมาก	ไม่ค่อยขึ้นกับทิศทาง
การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์	เกิดการแยกเส้นเนื่องจาก การเปลี่ยนรูปร่างเมื่อเปลี่ยนเฟสจากพาราอิเล็กทริกเป็นเฟอร์โรอิเล็กทริก	ไม่เกิดการแยกเส้น

เลดแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{PbMg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3}\text{O}_3$ หรือ PMN) ก็เป็นวัสดุที่มีสมบัติรีแลกเซอร์ โดยมี ϵ_r ที่สูงมาก (ดังรูปที่ 1.4) และสามารถเพิ่ม T_c ได้ด้วยการเติม Ti ในตำแหน่ง B ในขณะที่วัสดุในกลุ่มของ $\text{PbFe}_{0.55}\text{W}_{0.1}\text{Nb}_{0.35}\text{O}_3$ ซึ่งสามารถถูกขึ้นเตาที่อุณหภูมิค่อนข้างต่ำ โดยที่ค่า ϵ_r จะมากกว่า 10^4 ระหว่างอุณหภูมิ -8 และ $+45$ °C แต่จะมีค่าลดลงอย่างมากภายใต้สนามไฟฟ้า DC ความยุ่งยากในการผลิตวัสดุที่มี Pb และ Nb เป็นองค์ประกอบจะอยู่ที่การเกินขึ้นของโครงสร้างชนิดไพโรคลอไรต์ (pyrochlore) โดยที่ R เป็นการผสมของไอออน +2 ในกรณีของ PMN นั้นไพโรคลอไรต์ที่พบจะมีส่วนประกอบเป็น $\text{Pb}_{1.83}\text{Nb}_{1.71}\text{Mg}_{0.29}\text{O}_{6.39}$ ซึ่งที่อุณหภูมิห้องเป็นวัสดุพาราอิเล็กทริกที่มี ϵ_r ประมาณ 130^2



รูป 1.4 สมบัติไดอิเล็กทริกของ $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ (PMN)

เนื่องจากลักษณะไม่มีศูนย์กลางสมมาตร ของหน่วยเซลล์ทำให้ผลึกเฟอร์โรอิเล็กตริกมีโพลาไรเซชันเกิดขึ้นเอง (spontaneous polarization) ถึงแม้ไม่ได้อยู่ในสนามไฟฟ้าก็ตาม เมื่อสารเฟอร์โรอิเล็กตริกถูกนำมาใช้เป็นสารไดอิเล็กตริกจะแตกต่างจากสารไดอิเล็กตริกทั่วไปเมื่อสนามไฟฟ้าที่แรงพอจะทำให้เวกเตอร์โพลาไรเซชันเปลี่ยนได้ และเมื่อลดสนามไฟฟ้าลงจนเป็นศูนย์ แต่ค่าโพลาไรเซชันจะไม่เป็นศูนย์เหมือนสารไดอิเล็กตริกทั่วไป แต่โพลาไรเซชันจะเป็นศูนย์เมื่อ $E = -E_c$ (E_c คือ coercive field) ดังรูป 1.5 ทำให้เกิดวงวนฮิสเทอรีซิส (hysteresis loop) ซึ่งเป็นลักษณะเฉพาะของสารเฟอร์โรอิเล็กตริก²



รูป 1.5 ลักษณะของ hysteresis loop ในสารเฟอร์โรอิเล็กตริกบางชนิด²

1.1 ที่มาและความสำคัญของปัญหา

สารเซรามิกเลดแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ หรือ PMN) และเลดเซอร์โคเนตไดตาเนต ($\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ หรือ PZT) ได้ถูกนำมาประยุกต์ใช้ในการสร้างตัวขับเคลื่อน (Actuator) และตัวแปลง (Transducer)⁸ สารเซรามิกทั้งสองประเภทนี้มีข้อดีและข้อเสียแตกต่างกัน สาร PMN มีข้อดีคือ สามารถที่จะใช้งานได้ในช่วงอุณหภูมิกว้าง โดยเฉพาะช่วงอุณหภูมิห้อง ประกอบกับลักษณะเฉพาะทางจุลภาคซึ่งส่งผลให้สาร PMN มีการสูญเสียพลังงานต่ำ (Low Loss) และไม่มีฮิสเทอรีซิส (Hysteresis) ซึ่งทำให้ประสิทธิภาพการส่งถ่ายพลังงานสูงเมื่อเทียบกับสาร PZT อย่างไรก็ตาม ข้อเสียหลักของสาร PMN คือการที่มีสัมประสิทธิ์ไฟฟ้าเชิงกลคู่ควบ (Electromechanical Coupling Coefficient) ค่อนข้างต่ำเมื่อเทียบกับสาร PZT ส่งผลให้การนำไปใช้ประโยชน์ในทาง actuator และ transducer ไม่ประสบผลสำเร็จอย่างเต็มที่ ในทางตรงกันข้ามสาร PZT ได้ถูกนำมาประยุกต์ใช้อย่างกว้างขวาง เนื่องจากสาร PZT มีค่า electromechanical coupling coefficient ที่สูงมาก แต่สาร PZT ก็มีจุดเสียตรงที่มีการสูญเสียพลังงานค่อนข้างสูง (มีสมบัติ Hysteresis) ซึ่งไม่เป็นที่ต้องการในการใช้งานที่ละเอียดอ่อน นอกจากนี้แล้วสาร PZT เองก็ยังมีอุณหภูมิคูรี (Curie Temperature : T_c) ที่ค่อนข้างสูง ($>400^\circ\text{C}$) ส่งผลทำให้การใช้ประโยชน์สูงสุดของสาร PZT จะต้องทำที่อุณหภูมิที่สูงใกล้เคียงกับ T_c ซึ่งไม่เป็นที่ต้องการในทางปฏิบัติ ด้วยเหตุผลเหล่านี้ประกอบกับข้อดี/ข้อเสียของสารทั้งสองประเภท จึงเป็นที่น่าสนใจว่าระบบผสมของสารทั้งสองประเภท (PMN-PZT System) จะสามารถรวมข้อดีและบรรเทาข้อเสียของสารในระบบเพื่อการนำไปประยุกต์ใช้ให้เกิดประโยชน์สูงสุดในทางปฏิบัติได้

การวิจัยและพัฒนาที่เกี่ยวข้องกับสารเซรามิกส์เฟรโรอิเล็กทริกได้แตกแขนงออกไปหลายๆ ด้าน ไม่ว่าจะเป็นการศึกษาด้านการเตรียมและสังเคราะห์ (Processing) การศึกษาด้านโครงสร้างจุลภาค (Microstructure) และการตรวจวัดสมบัติต่างๆ (Property measurements) ซึ่งในส่วนหลังนี้ยังสามารถแบ่งย่อยได้เป็นหลายๆ ด้าน ในทางปฏิบัติแล้วสมบัติที่สำคัญของสารเซรามิกเฟรโรอิเล็กทริก ซึ่งเป็นดัชนีบ่งชี้ประสิทธิภาพตลอดจนศักยภาพในการประยุกต์ใช้งาน ประกอบไปด้วย สมบัติไดอิเล็กทริก และสมบัติไฟฟ้าเชิงกล ด้วยสาเหตุนี้จึงได้มีการวิจัยเกี่ยวกับสมบัติไดอิเล็กทริก และไฟฟ้าเชิงกลในสารเฟรโรอิเล็กทริกกันอย่างแพร่หลาย⁹⁻¹¹

อย่างไรก็ตามโดยทั่วไปแล้วการใช้งานในทาง actuator หรือ transducer สารเซรามิกจะถูกใช้ในสภาวะภายใต้ความเค้น (stress) โดยเฉพาะความเค้นอัดแบบแกนเดียว (uniaxial compressive stress) ดังนั้นข้อมูลเกี่ยวกับสมบัติต่างๆ เช่น สมบัติไดอิเล็กทริกและไฟฟ้าเชิงกล ภายใต้อิทธิพลของความเค้น จึงมีความสำคัญต่อการออกแบบและจัดสร้างอุปกรณ์ตัวขับเคลื่อนและตัวแปลงเป็นอย่างมาก ส่งผลให้มีการศึกษาถึงอิทธิพลของความเค้นต่อสมบัติทางไดอิเล็กทริกและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิกในระบบต่างๆ เช่น PZT และ PMN-PT¹²⁻¹⁶ อย่างแพร่หลาย ซึ่งการศึกษาเหล่านี้นอกจากจะช่วยเสริมข้อมูลที่จำเป็นในการพัฒนา และการนำไป

ประยุกต์ใช้ของสารเฟอร์โรอิเล็กตริกแล้ว ยังสามารถเสริมองค์ความรู้พื้นฐานในเรื่องโครงสร้างของโดเมน (Domain Structure) และการเคลื่อนที่ของโดเมน (Domain Motion)¹³

ด้วยเหตุผลดังกล่าวมาข้างต้น การศึกษาสารเซรามิกเฟอร์โรอิเล็กตริกในระบบ PMN-PZT โดยเฉพาะในด้านของสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกล รวมทั้งอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติเหล่านี้ ซึ่งยังไม่มีปรากฏในวารสารงานวิจัยในระดับนานาชาติ จึงมีความสำคัญทั้งในส่วนขององค์ความรู้พื้นฐานใหม่เกี่ยวกับสมบัติของสารเซรามิกสในระบบที่น่าสนใจนี้ ซึ่งอาจช่วยชี้แนวทางในการวิจัยและพัฒนาใหม่ในอนาคต และในส่วนของ การนำความรู้ที่ได้รับจากการวิจัยนี้ไปใช้ในภาคปฏิบัติ เพื่อพัฒนาการใช้งานของตัวขับเร็ว และตัวแปลงให้มีประสิทธิภาพสูงขึ้น

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

1. เพื่อศึกษาการเตรียมสารเซรามิกสในระบบ PMN-PZT
2. เพื่อออกแบบและจัดสร้างเครื่องมือแรงอัดแบบแกนเดียวขนาดเล็กและระบบการวัดสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกลภายใต้สภาวะความเค้น
3. เพื่อศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิกสในระบบ PMN-PZT
4. เพื่อนำผลการวิจัยที่ได้ไปตีพิมพ์ในวารสารวิชาการระดับนานาชาติ

2. วิธีการทดลอง

ในการวิจัยนี้ได้แบ่งขั้นตอนและวิธีการโดยสรุปได้ดังนี้

1. สังเคราะห์ผงในระบบ PMN-PZT ด้วยเทคนิคโซลิดสเตท (Solid-State Technique) พร้อมกับทำการศึกษาหาเงื่อนไขที่เหมาะสมต่อการเตรียมผงคุณภาพสูงที่มีอัตราส่วนของ PMN-PZT ค่าต่างๆ
2. ทำการขึ้นรูปและศึกษาการซินเตอร์เพื่อเตรียมเซรามิกในระบบ PMN-PZT ที่มีความบริสุทธิ์และมีความหนาแน่นสูง
3. ทำการตรวจสอบลักษณะเฉพาะทางกายภาพและโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกที่เตรียมได้
4. ออกแบบและจัดสร้างเครื่องมืออัดแรงแบบแกนเดี่ยว
5. ออกแบบ จัดสร้าง และติดตั้งชุดอุปกรณ์ในการวัดสมบัติไดอิเล็กตริกโดยใช้เครื่องมือ LCR-meter ในการวัดสมบัติดังกล่าว
6. ออกแบบและจัดสร้างอุปกรณ์ในการวัดสมบัติไฟฟ้าเชิงกล ด้วยวงจรในการวัด Hysteresis โดยใช้หลักการของวงจร Sawyer-Tower อย่างง่ายเพื่อใช้วัด P-E loop
7. นำชิ้นงานเซรามิกที่เตรียมได้และอุปกรณ์ที่จัดสร้างขึ้น เพื่อใช้ในการศึกษาถึงอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดี่ยวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิกในระบบ PMN-PZT
8. อภิปรายผลการศึกษาและสรุปผลการวิจัยและพัฒนา ตลอดจนข้อเสนอแนะในรูปแบบการเขียนรายงาน และการเตรียมผลงานเพื่อการตีพิมพ์

โดยมีรายละเอียดของแต่ละขั้นตอนดังต่อไปนี้

2.1 สารเคมีและอุปกรณ์ที่ใช้ในการทดลอง

- 2.1.1. เลดออกไซด์ (lead oxide: PbO) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.0 ผลิตโดยบริษัท Fluka ประเทศสวิตเซอร์แลนด์
- 2.1.2. เซอร์โคเนียมออกไซด์ (zirconium oxide: ZrO₂) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.0 ผลิตโดยบริษัท Fluka ประเทศสวิตเซอร์แลนด์
- 2.1.3. ไททาเนียมออกไซด์ (titanium oxide: TiO₂) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.0 ผลิตโดยบริษัท Riedel-de Haën ประเทศฝรั่งเศส
- 2.1.4. แมกนีเซียมออกไซด์ (magnesiumoxide: MgO) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 98.0 ผลิตโดยบริษัท Fluka ประเทศสวิตเซอร์แลนด์

- 2.1.5. ไนโอเบียมออกไซด์ (niobium oxide: Nb_2O_5) ความบริสุทธิ์ร้อยละ 99.9 ผลิตโดยบริษัท Aldrich ประเทศเยอรมัน
- 2.1.6. โพลีไวนิลแอลกอฮอล์ (polyvinyl alcohol: PVA) ผลิตโดยบริษัท Fluka ประเทศสวิตเซอร์แลนด์
- 2.1.7. เอทิลแอลกอฮอล์ (ethyl alcohol) ผลิตโดยบริษัท Merck ประเทศเยอรมัน
- 2.1.8. เครื่องซังติจิตอล ผลิตโดยบริษัท AND รุ่น HM-300
- 2.1.9. กระจกพลาสติกพร้อมฝาปิดใช้ผสมสาร
- 2.1.10. ลูกบดเซอร์โคเนีย
- 2.1.11. เทปการพลาสติก
- 2.1.12. เครื่องผสมสารแบบ ball-milling
- 2.1.13. ปีกเกอร์ขนาด 500 และ 1000 มิลลิลิตร
- 2.1.14. แท่งกวนสารขนาด 6 เซนติเมตร
- 2.1.15. เตาแผ่นความร้อน (hot plate) ผลิตโดยบริษัท Schott Gerate GMBH รุ่น SLK4
- 2.1.16. ตู้อบสาร ผลิตโดยบริษัท Griffin Grundy
- 2.1.17. ช้อนตักสาร
- 2.1.18. ครกบดสารที่ทำด้วยหยก (agate)
- 2.1.19. ถ้วยอลูมินา (alumina crucible)
- 2.1.20. เตาเผาสาร ผลิตโดยบริษัท Lenton Furnaces รุ่น 4280
- 2.1.21. แม่พิมพ์โลหะสำหรับอัดขึ้นรูปขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 10 มิลลิเมตร
- 2.1.22. เครื่องอัดระบบไฮดรอลิก
- 2.1.23. กระดาษทรายเบอร์ 400 800 และ 1200
- 2.1.24. กาวเงิน (silver paste)
- 2.1.25. เครื่องตรวจสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray diffractometer) ผลิตโดยบริษัท SIEMENS รุ่น D500
- 2.1.26. กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (scanning electron microscope) ผลิตโดย บริษัท JEOL JSN 840A
- 2.1.27. LCZ-meter ผลิตโดยบริษัท Hewlett Packard รุ่น HP4276A
- 2.1.28. เครื่องมีอวัตต์สมบัตินิฮิซเทอริซ (Sawyer-Tower circuit)
- 2.1.29. เครื่องมีออัดแรงแบบแกนเดียว (uniaxial compressometer)

2.2 การเตรียมสาร PMN-PZT และการตรวจวิเคราะห์

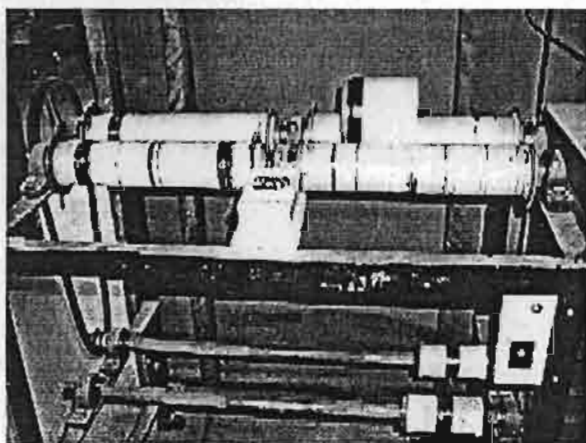
ในส่วนนี้จะกล่าวถึงรายละเอียดเกี่ยวกับกระบวนการเตรียมเซรามิก PZT PMN และ PMN-PZT โดยเริ่มจากการเตรียมผง PZT และผง PMN ด้วยวิธีผสมออกไซด์แบบดั้งเดิม (conventional mixed oxides method) จากนั้นนำผงเซรามิกที่ได้มาผสมกันในสัดส่วนต่างๆ โดยโมลเพื่อเตรียมเป็นเซรามิกและตรวจวิเคราะห์สารเซรามิกที่เตรียมได้ด้วยวิธีการ XRD และ SEM ตามลำดับ รวมทั้งการวัดสมบัติทางกายภาพของเซรามิก

2.2.1 การเตรียมผงเลดเซอร์โคเนตไททาเนต ($\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$)

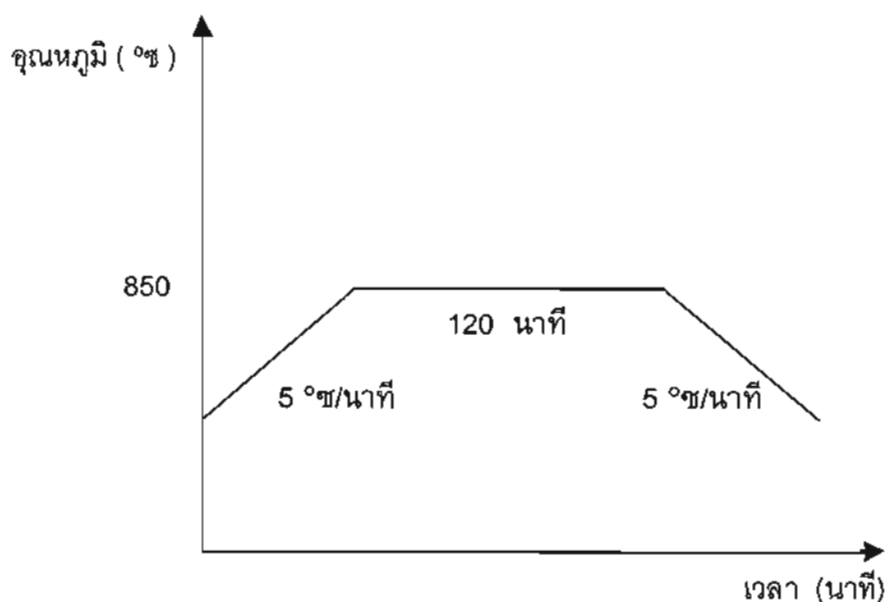
การเตรียมผง PZT ด้วยวิธีผสมออกไซด์แบบดั้งเดิม โดยใช้สารตั้งต้น คือ PbO ZrO_2 และ TiO_2 เป็นสารตั้งต้นโดยมีสมการเคมีแสดงดังสมการที่ 1 ดังนี้



เริ่มจากการชั่งสารตามสัดส่วนที่เหมาะสมแล้วใส่ในกระป๋องพลาสติกที่บรรจุลูกบดเซอร์โคเนีย เติมน้ำมันลงไปเพื่อช่วยในการกระจายตัว แล้วปิดฝาให้สนิทพันด้วยเทปขาวพลาสติก แล้วนำไปบดเปียกโดยวางบนเครื่องผสมสารแบบ ball-milling (รูป 2.1) เป็นเวลานาน 24 ชั่วโมง จากนั้นทำให้แห้งด้วยการนำไปวางบนเตาแผ่นความร้อนพร้อมกับกวนด้วยแท่งกวนสารจนแห้ง แล้วนำไปอบในตู้อบสารที่มีอุณหภูมิประมาณ 200°C อย่างน้อย 24 ชั่วโมง แล้วบดด้วยครกบดสาร (agate) นำผงที่ได้ใส่ในถ้วยอลูมินา เคาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 850°C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้น/ลงของอุณหภูมิเป็น $5^\circ\text{C}/\text{นาที}$ (รูป 2.2) เพื่อให้ได้ผงเซรามิก PZT



รูป 2.1 แสดงการบดเปียกด้วยเครื่องผสมสารแบบ ball-milling



รูป 2.2 แผนผังการเผาแคลไซน์ผง PZT

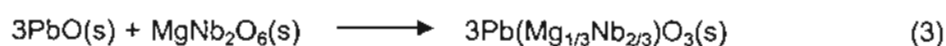
2.2.2 การเตรียมผงเลดแมกนีเซียมไนโอเบต ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$)

ผง PMN ถูกเตรียมขึ้นด้วยวิธีโคลัมไบต์ (columbite method) ซึ่งเป็นวิธีการแบบสองขั้นตอน โดยเริ่มจากการเตรียมผงแมกนีเซียมไนโอเบต (MgNb_2O_6) ซึ่งแสดงดังสมการที่ 2

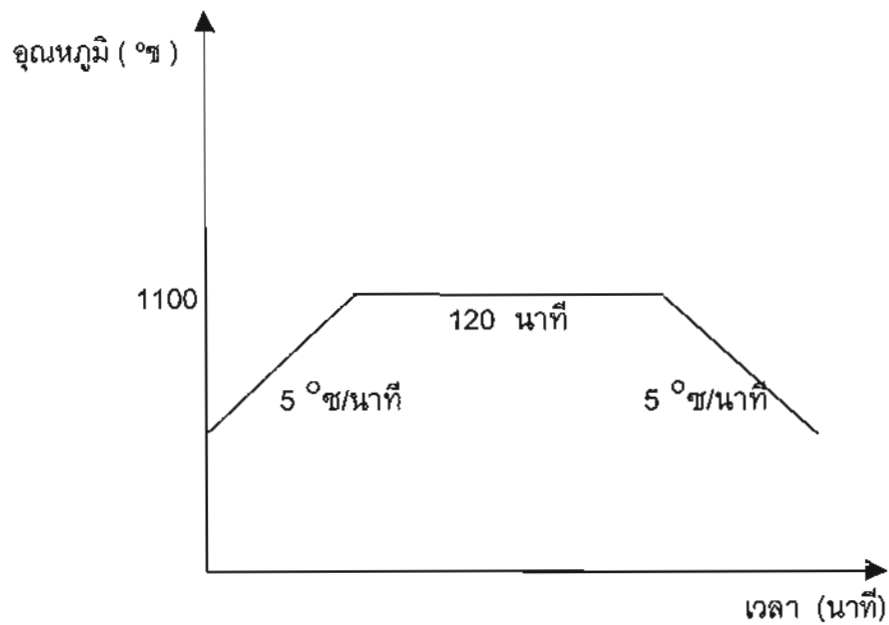


กระบวนการเตรียมแมกนีเซียมไนโอเบตจะทำได้โดยวิธีการเช่นเดียวกับการเตรียมผง PZT ดังที่ได้กล่าวมาแล้วในหัวข้อ 1 โดยเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 1100 °C เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้น/ลงของอุณหภูมิเป็น 5 °C/นาที (รูป 2.3) จะได้ผงแมกนีเซียมไนโอเบต จากนั้นนำผงที่ได้มาคัดเลือกขนาดเม็ดอนุภาค ด้วยตะแกรงไนลอนขนาดประมาณ 100 μm

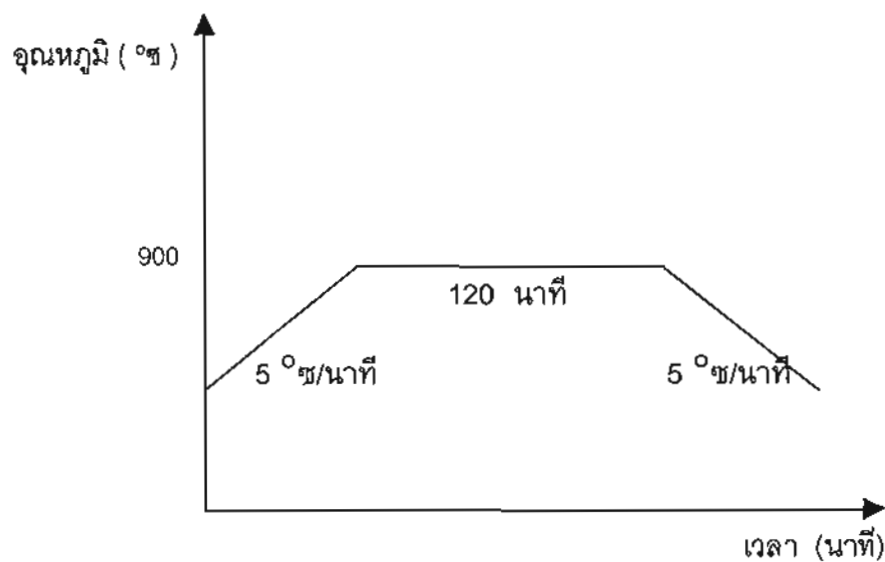
จากนั้นนำผงแมกนีเซียมไนโอเบตมาผสมกับเลดออกไซด์ (PbO) เพื่อเตรียมผง PMN ซึ่งแสดงดังสมการที่ 3



ด้วยวิธีการเช่นเดียวกับการเตรียมผง PZT ดังที่ได้กล่าวมาแล้วในหัวข้อที่ 1 จากนั้นนำผงที่ได้ไปเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 900 °C เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้น/ลงของอุณหภูมิเป็น 5 °C/นาที (รูป 2.4) จะได้ผง PMN



รูป 2.3 แผนผังการเผาแคลไซน์ผงแมกนีเซียมไนโอเบต



รูป 2.4 แผนผังการเผาแคลไซน์ผง PMN

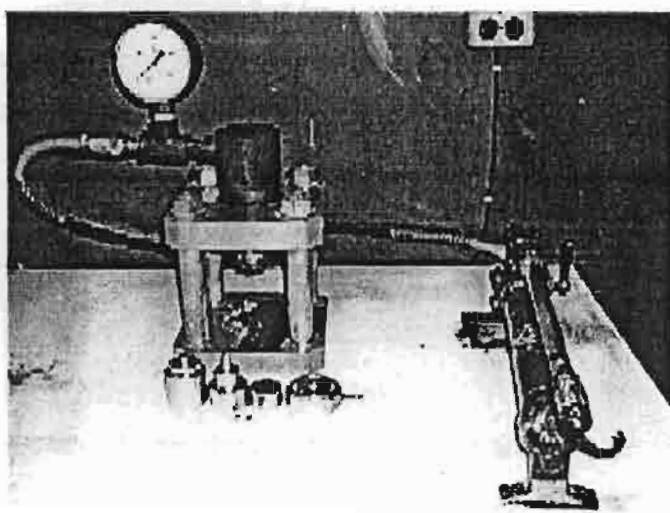
2.2.3 การเตรียมผงเลดเซอร์โคเนตไททาเนต-เลดแมกนีเซียมไนโอเบต

นำผง PMN และผง PZT ที่เตรียมได้มาชั่งและผสมกันโดยอัตราส่วนโดยโมลต่าง ๆ กัน คือ 0.7PMN-0.3PZT, 0.5PMN-0.5PZT, และ 0.3PMN-0.7PZT นำผงผสม PMN-PZT ใส่ในกระป๋องพลาสติกแล้วปิดให้แน่นโดยพันด้วยเทปขาวพลาสติก แล้วนำไปบดเปียกด้วยเครื่องผสมสารแบบ ball-milling เป็นเวลานาน 24 ชั่วโมง แล้วทำให้แห้งด้วยการนำไปวางบนเตาแผ่นความ

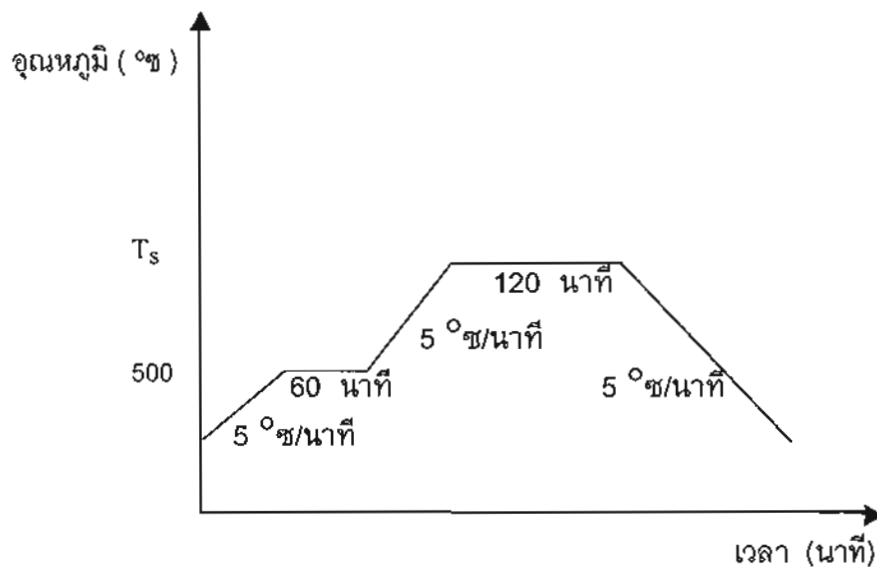
ร้อนพร้อมกับกวนด้วยแท่งกวนสารจนแห้ง นำไปอบในตู้อบสารที่มีอุณหภูมิอย่างน้อย 24 ชั่วโมง แล้วบดด้วยครกบด จากนั้นนำผงผสมที่เตรียมได้มาคัดเลือกเม็ดอนุภาคให้มีขนาดเม็ดอนุภาค เล็กกลงและใกล้เคียงกันด้วยตะแกรงไนลอนที่มีขนาดประมาณ 30 μm

2.2.4 การเตรียมเซรามิก PMN PZT และ PMN-PZT

นำผง PMN PZT และ PMN-PZT ที่ได้จากวิธีการเตรียมในหัวข้อที่ผ่านมา มาทำการอัดขึ้นรูป (pressing) ด้วยแม่พิมพ์โลหะและเครื่องอัดระบบไฮดรอลิก (hydraulic press) อัดแบบทิศทางเดียว (uniaxial pressing) ดังรูป 2.5 ด้วยความดัน 0.5 ตัน เป็นเวลานาน 30 วินาที โดยใช้ PVA ที่มีความเข้มข้นร้อยละ 5 โดยน้ำหนักเป็นสารยึดเหนี่ยว (binder) เพื่อช่วยให้อนุภาคเชื่อมต่อกัน เมื่อได้ชิ้นงานที่มีลักษณะเป็นแผ่นกลม (disk) นำชิ้นงานวางเรียงในถ้วยอลูมินา แล้วใช้ผง PZT กลบชิ้นงานและโดยให้ผงอลูมินากลบด้านบนและด้านล่างของผง PZT อีกชั้นหนึ่ง แล้วนำไปวางในเตาเผาสาร โดยเผาแช่ที่อุณหภูมิ 500 °C เป็นเวลานาน 1 ชั่วโมง เพื่อไล่ PVA แล้วเผาขึ้นเตอรที่อุณหภูมิ T_c เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้น/ลงของอุณหภูมิเป็น 5 °C/นาที่ (รูป 2.6) จะได้สารเซรามิก PMN PZT และ PMN-PZT โดยใช้อุณหภูมิในการเผาขึ้นเตอรที่แตกต่างกัน จากนั้นนำสารเซรามิกที่เตรียมได้มาทำขั้วอิเล็กโทรด (electrode) ด้วยการทาด้วยกาวเงิน (silver paste) ที่ผิวทั้งสองด้านของสารเซรามิก แล้วนำไปเผาในเตาเผาสารด้วยอุณหภูมิ 750 °C เป็นเวลานาน 12 นาที ด้วยอัตราการขึ้น/ลงของอุณหภูมิเป็น 5 °C/นาที่ นอกจากนี้สารเซรามิกที่ผ่านการเผาแล้วได้ถูกนำมาตรวจสอบสมบัติทางกายภาพ เช่น การหดตัว (shrinkage), และความหนาแน่น (density)



รูป 2.5 แม่พิมพ์โลหะและเครื่องอัดระบบไฮดรอลิกใช้สำหรับการอัดขึ้นรูป



รูป 2.6 แผนผังการเผาซินเตอร์สารเซรามิก
เมื่อ T_s คือ อุณหภูมิที่ใช้ซินเตอร์

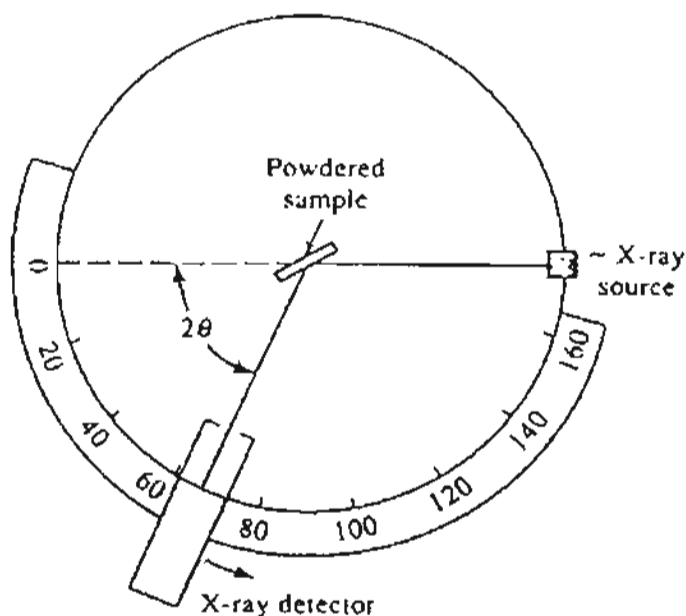
2.2.5 การตรวจสอบสารเซรามิกด้วยเทคนิค XRD

โครงสร้างผลึกของสารเซรามิกที่เตรียมได้สามารถตรวจสอบได้โดยการวิเคราะห์ด้วยรังสีเอกซ์ (x-ray) ซึ่งมีความยาวคลื่นสั้นในระดับเดียวกับระยะห่างระหว่างอะตอมของเซรามิก เมื่อรังสีเอกซ์ตกกระทบเซรามิกจะเกิดการกระเจิง (scatter) ในทุกทิศทางโดยรังสีเลี้ยวเบนจะทำมุม 2θ กับรังสีตกกระทบ เมื่อนำเครื่องตรวจจับ (detector) มาวางที่ตำแหน่งมุมที่เกิดการเลี้ยวเบนก็สามารถตรวจสอบได้ว่ารังสีที่ตรวจจับมาจากระนาบใดและมีปริมาณเท่าใด โดยดูจากค่ามุมและความเข้มของรูปแบบการเลี้ยวเบนที่ปรากฏซึ่งแสดงดังรูป 2.7

ถ้ารังสีเลี้ยวเบนจากชุดระนาบเดียวกันร่วมเฟสกัน (in phase) จะเป็นไปตามกฎของแบรกก์ (Bragg's law) ซึ่งแสดงดังสมการที่ 4 ก็จะสามารถทราบประเภทของโครงสร้างผลึกได้

$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (4)$$

- เมื่อ
- n คือ 1,2,3,
 - λ คือ ความยาวคลื่น (wavelength)
 - d คือ ระยะห่างระหว่างระนาบ (interplanar spacing)
 - θ คือ มุมเลี้ยวเบน (diffraction angle)



รูป 2.7 แผนภาพการตรวจสอบเฟสด้วยเทคนิค XRD

ขั้นตอนเตรียมสารเซรามิกสำหรับตรวจสอบด้วยเทคนิค XRD

1. นำสารเซรามิกที่เตรียมได้บรรจุลงในแผ่นสารตัวอย่าง (sample holder) โดยที่พื้นผิวของสารเซรามิกจะต้องอยู่ในระนาบเดียวกันกับแผ่นบรรจุสารตัวอย่าง
2. ใส่แผ่นสารตัวอย่างในเครื่อง XRD
3. เริ่มเดินเครื่อง XRD โดยให้มุมเริ่มต้นที่ 2θ เป็น 20° และมุมสุดท้ายมีค่า 2θ เป็น 60°
4. จะได้รูปกราฟความสัมพันธ์ระหว่างความเข้มกับมุม 2θ นำผลที่ได้มาเปรียบเทียบกับข้อมูลในแฟ้ม JCPDS เพื่อตรวจสอบลักษณะของเฟสของสารเซรามิก

เมื่อมีพีครังสีเอกซ์แปลกปลอมจะสามารถคำนวณปริมาณสารแปลกปลอมโดยคิดเป็นเปอร์เซ็นต์ได้จากสมการ (5) ซึ่งยกตัวอย่างให้เห็นว่าถ้ากรณี PbZrO_3 เป็นสารแปลกปลอม

$$\text{ปริมาณเปรียบเทียบเป็นเปอร์เซ็นต์ของเฟส } \text{PbZrO}_3 = \frac{I_{\text{PbZrO}_3}}{I_{\text{PbZrO}_3} + I_{\text{maximum}}} \times 100 \quad (5)$$

2.2.6 การตรวจสอบสมบัติทางกายภาพของสารเซรามิก

2.2.6.1 การหาค่าการหดตัวหลังเผา (firing shrinkage)

นำเซรามิกที่ผ่านการเผาแล้วมาทำการตรวจวัดการหดตัวของเซรามิกหลังการเผาโดยการวัดขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางและความหนาของเซรามิกทั้งก่อนและหลังการเผาซินเตอร์ จากนั้นนำค่าที่วัดได้มาคำนวณดังสมการที่ 6

$$v = \pi r^2 \times d \quad (6)$$

เมื่อ v คือ ปริมาตรของเซรามิก
 r คือ รัศมีของเซรามิก
 d คือ ความหนาของเซรามิก

จะได้ปริมาตรก่อนการเผา (V_1) และหลังการเผา (V_2) แล้วคำนวณหาค่าร้อยละการหดตัวของเซรามิก ดังสมการ 7

$$S = \left(\frac{V_1 - V_2}{V_1} \right) \times 100 \quad (7)$$

เมื่อ S คือ ร้อยละของการหดตัวเชิงปริมาตรของเซรามิก
 V_1 คือ ปริมาตรของเซรามิกก่อนเผา
 V_2 คือ ปริมาตรของเซรามิกหลังเผา

2.2.6.2 การหาค่าความหนาแน่น (density)

การหาค่าความหนาแน่นของเซรามิก ด้วยการใช้หลักการแทนที่ของน้ำของ Archimedes โดยนำเซรามิกที่เตรียมได้ต้มในน้ำกลั่นเป็นเวลา 2 ชั่วโมง ทิ้งไว้ให้เย็นในอากาศ แล้วนำไปชั่งน้ำหนักในน้ำ (w_3) และชั่งขณะเปียก (w_2) แล้วนำไปอบในตู้อบสารเป็นเวลา 24 ชั่วโมง จากนั้นนำมาชั่งน้ำหนักในอากาศ (w_1) แล้วคำนวณหาความหนาแน่นของเซรามิกดังสมการ 8

$$\rho_c = \left(\frac{w_1}{w_2 - w_3} \right) \times \rho_{H_2O} \quad (8)$$

เมื่อ	ρ_{H_2O}	คือ ความหนาแน่นของน้ำ
	ρ_c	คือ ความหนาแน่นของเซรามิก
	w_1	คือ น้ำหนักของเซรามิกที่ชั่งในอากาศ
	w_2	คือ น้ำหนักของเซรามิกที่ชั่งในอากาศขณะเปียก
	w_3	คือ น้ำหนักของเซรามิกที่ชั่งในน้ำ

2.2.7 การตรวจสอบโครงสร้างด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

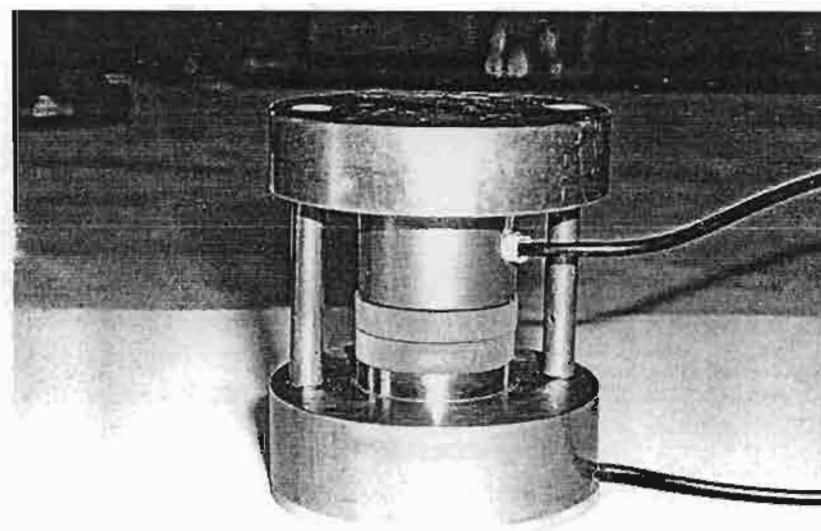
สำหรับการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคของเซรามิกที่เตรียมได้จะต้องตรวจสอบด้วยการใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) ขั้นตอนการเตรียมสารเซรามิกสำหรับตรวจสอบด้วย กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

1. นำเซรามิกที่เตรียมได้มาทำความสะอาดด้วยเครื่องอัลตราโซนิกเป็นเวลา 30 นาที เพื่อกำจัดเศษสิ่งสกปรกให้หลุดออกไปจากผิวเซรามิก
2. นำเซรามิกไปอบด้วยตู้อบสารเป็นเวลา 24 ชั่วโมง เพื่อให้เซรามิกแห้ง
3. หักเซรามิกให้มีขนาดเล็กลง แล้วนำไปติดบนแท่งทองเหลือง (stub) ด้วยเทปกาวยสองหน้า โดยจัดให้บริเวณทั้งที่เป็นลักษณะของผิวหน้า (free surface) และ รอยหัก (fractured surface) วางตัวอยู่ในแนวที่เหมาะสมแก่การตรวจสอบ
4. ทำการเคลือบผิวของเซรามิกด้วยทองคำโดยใช้เทคนิค sputtering เป็นเวลานาน 4 นาที ก่อนจะนำไปตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

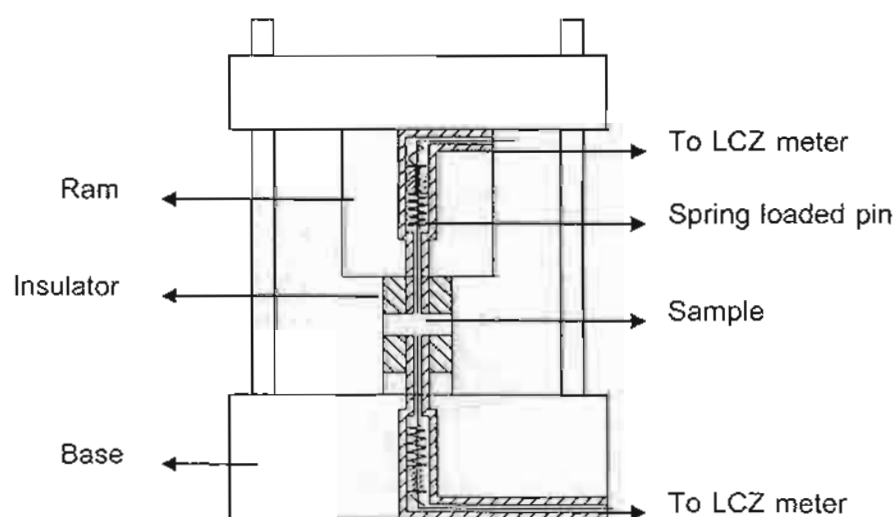
2.3 การออกแบบและจัดสร้างเครื่องมืออัดแรงเค้นแบบแกนเดียว (Uniaxial Stress Compressometer)

ในการออกแบบและจัดสร้างเครื่องมือเพื่อศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวนั้น ทางคณะผู้วิจัยได้จัดสร้างเครื่องมืออัดแรงเค้นแบบแกนเดียว (Uniaxial Stress Compressometer) (ดังรูป 2.8 และรูป 2.9) ซึ่งประกอบด้วยแท่งทองเหลืองทรงกระบอกส่วนฐาน (base) แท่งทองเหลืองทรงกระบอกส่วนตัวดัน (ram) และแท่งทองเหลืองขนาดเล็กอีกสองแท่ง (ดังรูป 2.10) ซึ่งทำหน้าที่ยึดระหว่างทองเหลืองส่วนฐานกับทองเหลืองส่วนตัวดัน เพื่อช่วยให้ทองเหลืองส่วนตัวดันเคลื่อนที่ในแนวแกนเดียวเสมอ และป้องกันแรงเฉือนเนื่องจากแรงกดที่กระทำกับส่วนตัวดัน สารเซรามิกที่เตรียมได้จะถูกวางระหว่างฉนวนซึ่งเป็นส่วนที่สามารถป้องกันการสูญเสียรูปร่างของเซรามิกเนื่องจากแรงเฉือน (shear deformation) ซึ่งมาจากการยึดหยุ่นที่แตกต่างกันของทองเหลืองกับเซรามิก (รายละเอียดในภาคผนวก จ ข ฎ และ ฏ)

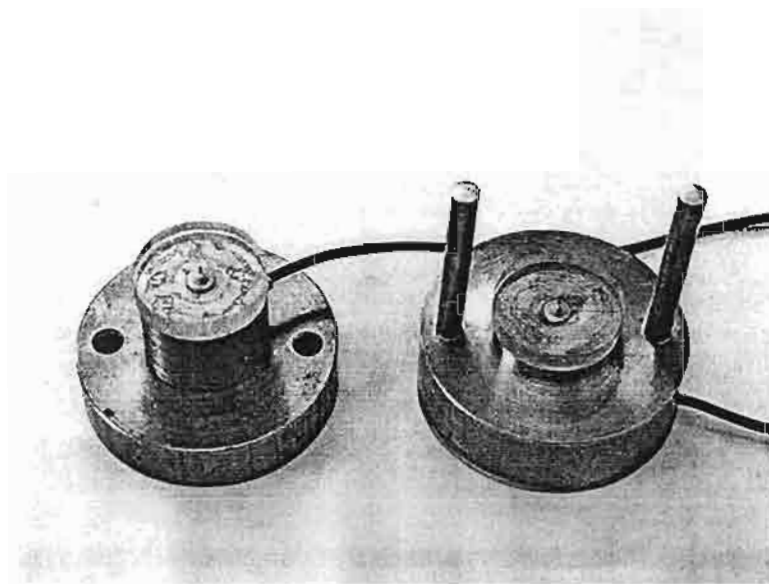
สมบัติของสารเซรามิกจะถูกวัดจากหัววัด (spring loaded cell) ซึ่งสัมผัสกับบริเวณผิวของเซรามิก ซึ่งสามารถต่อกับเครื่องมือวัดจากภายนอก เช่น LCZ-meter เพื่อวัดค่าคงที่ไดอิเล็กตริก (dielectric constant) และวงจร Sawyer-Tower เพื่อวัดวงวนฮิสเทอรีซิส (hysteresis loop) เป็นต้น



รูป 2.8 เครื่องมืออัดแรงแบบแกนเดียว (uniaxial stress compressometer)

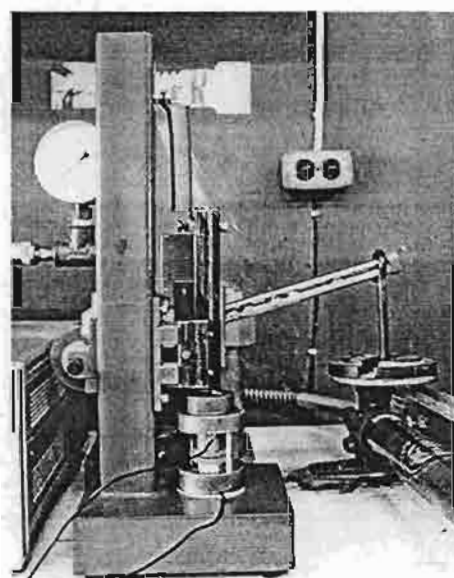


รูป 2.9 แผนภาพแสดงเครื่องมือเพื่อศึกษาอิทธิพลของความดันแบบแกนเดียว หรือ uniaxial stress compressometer

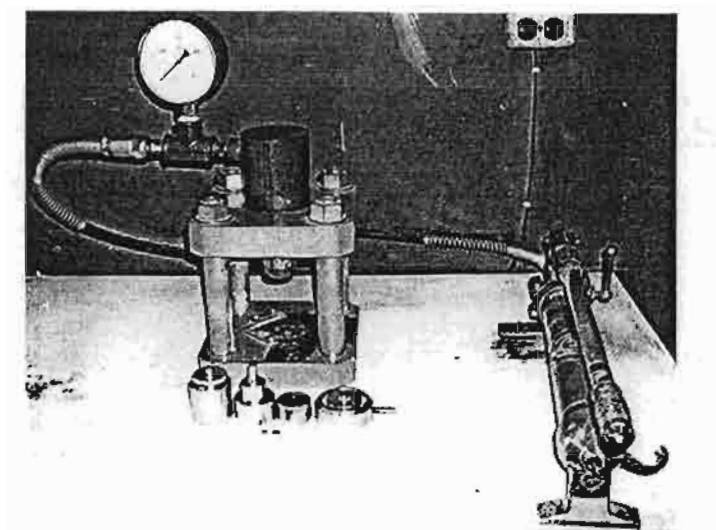


รูป 2.10 แสดงลักษณะภายในเครื่องมืออัดแรงแบบแกนเดียว (uniaxial stress compressometer)

ในการทดลองเพื่อศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติต่างๆของวัสดุนั้นสามารถทำได้ทั้งในสภาวะความเค้นต่ำและในสภาวะความเค้นสูง โดยที่ในสภาวะความเค้นต่ำจะใช้อุปกรณ์ในการทดลองแสดงดังรูป 2.11 โดยใช้หลักการของคานยื่น (Cantilever Beam) ซึ่งมวลที่ใช้อยู่ในช่วง 0-3500 กรัม โดยเพิ่ม/ลดมวลครั้งละ 500 กรัม และการศึกษาที่สภาวะความเค้นสูงจะใช้เครื่องอัดระบบไฮดรอลิกซึ่งใช้แรงอัดในช่วง 0-10 MPa ดังแสดงในรูป 2.12



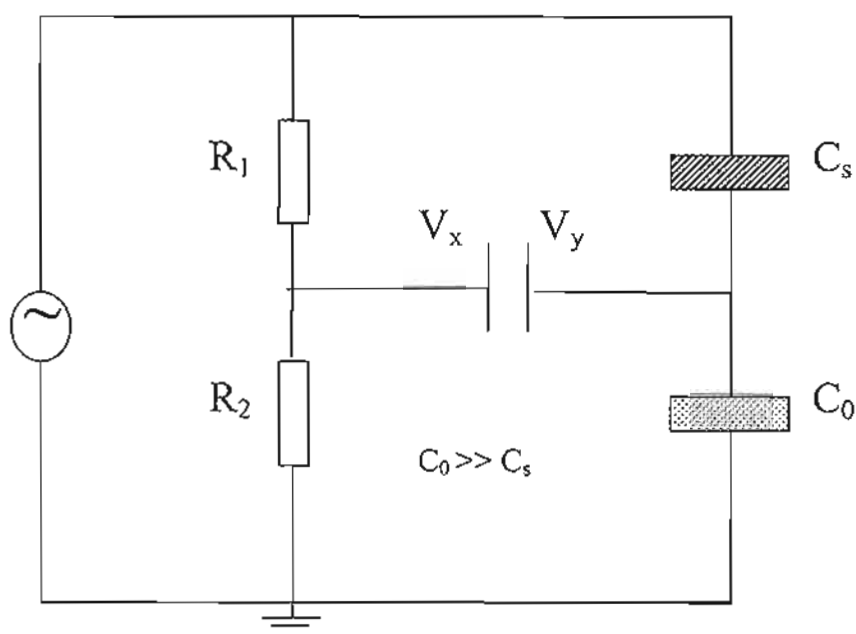
รูป 2.11 การใช้เครื่องมืออัดแรงแบบแกนเดียวในสภาวะความเค้นต่ำ



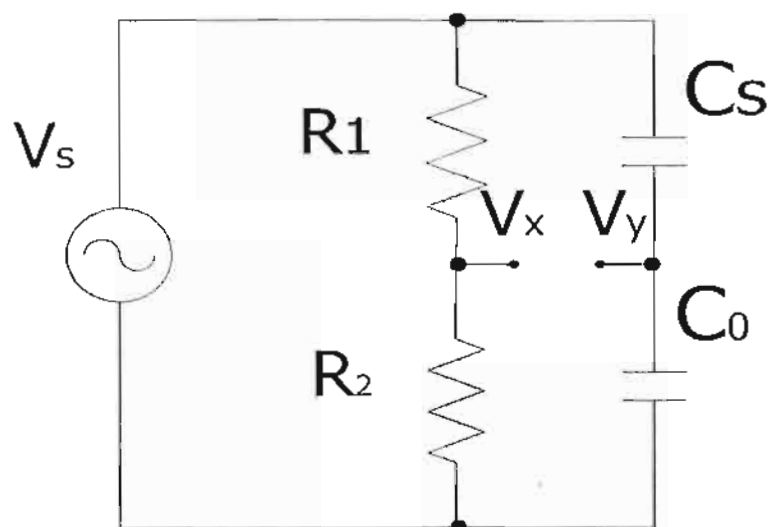
รูป 2.12 การใช้เครื่องมืออัดแรงแบบแกนเดียวในสภาวะความเค้นสูง

2.4 การจัดสร้างวงจร Sawyer-Tower

ในการออกแบบและจัดสร้างอุปกรณ์เพื่อศึกษาสมบัติฮิสเทอรีซิสในวัสดุเฟอร์โรอิเล็กตริก นั้น ทางคณะผู้วิจัยได้จัดสร้างวงจร Sawyer-Tower¹⁷ (ดังแสดงในรูปที่ 2.13) ซึ่งเป็นวงจรที่ง่ายที่สุดในการวัดสมบัติฮิสเทอรีซิส โดยที่ค่าต่างๆที่ใช้ในการวิจัยนี้แสดงในรูปที่ 2.14

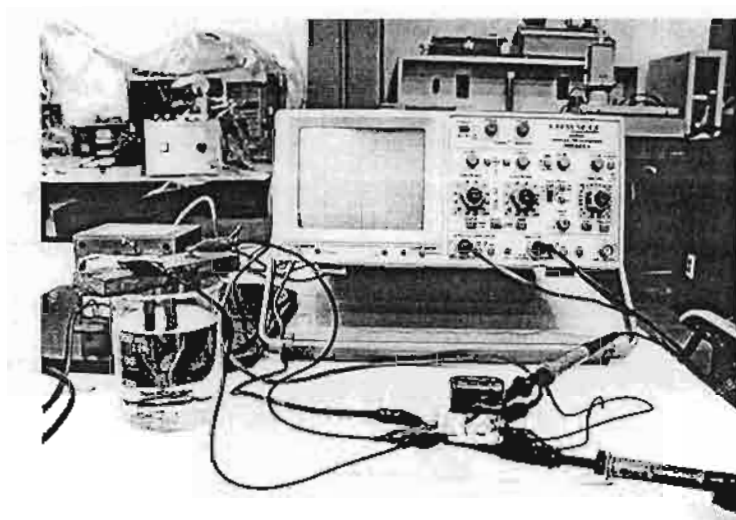


รูป 2.13 แสดง Sawyer-Tower Circuit

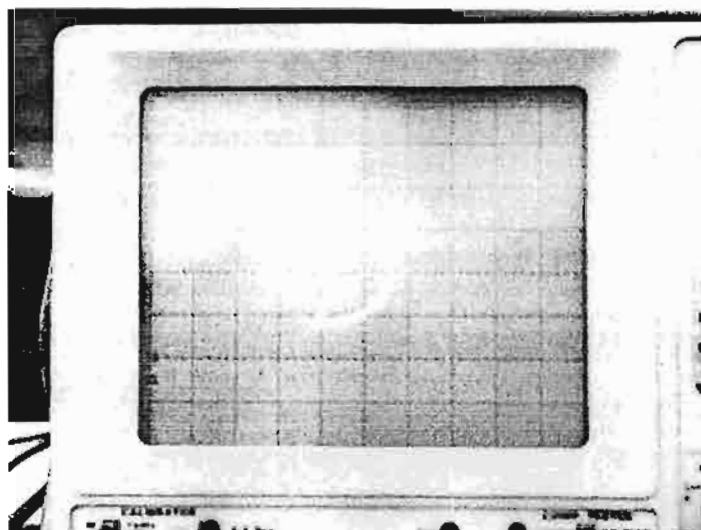


รูป 2.14 แสดงวงจร Sawyer-Tower ที่ใช้ในการทดลอง
($R_1 = 6.8 \text{ M}\Omega$ $R_2 = 10 \text{ k}\Omega$ $C_0 = 0.1 \text{ }\mu\text{F}$ $C_s = \text{PZT}$, $C_0 \gg C_s$)

การต่ออุปกรณ์ต่างๆ ในวงจร Sawyer-Tower นั้นแสดงในรูปที่ 2.15 โดยที่ V_x และ V_y จากรูปที่ 2.13 นั่นคือ การต่อเข้าที่สัญญาณแวนอนและแนวตั้งของออสซิลโลสโคป เพื่อที่จะแสดงผลที่ได้จากการวัดแสดงบนหน้าจอออสซิลโลสโคป ดังแสดงในรูปที่ 2.16 โดยที่แกนนอนของวงวนฮีสเทอรีซิสบนหน้าจอแทนค่าความต่างศักย์ที่ตกคร่อมสารตัวอย่าง (C_s) และแกนตั้งของวงวนฮีสเทอรีซิสบนหน้าจอแทนค่าความต่างศักย์ตกคร่อมตัวเก็บประจุ (C_0) ซึ่งแปรผันโดยตรงกับประจุที่เกิดขึ้นบนสารตัวอย่าง ซึ่งสามารถนำไปคำนวณหาค่าโพลาริเซชันที่เปลี่ยนแปลงไปบนสารตัวอย่าง ได้จากสมการ $P = C_0 V/A$ เมื่อ A เป็นพื้นที่หน้าตัดของสารตัวอย่าง (C_s) (รายละเอียดในภาคผนวก ข)



รูป 2.15 แสดงการต่ออุปกรณ์ในวงจร Sawyer-Tower



รูป 2.16 แสดงลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสบนหน้าจอออสซิลโลสโคป

2.5 การศึกษาอิทธิพลความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิกเลดเซอร์โคเนตไททาเนต-เลดแมกนีเซียมไนโอเบต

ในการที่จะศึกษาสมบัติไดอิเล็กตริกของสารเซรามิก PMN-PZT นั้น สารเซรามิกจะต้องผ่านการทำอิเล็กโทรด โดยการใช้กาวเงิน (silver paste) ทาที่ผิวทั้งสองด้านของสารเซรามิกก่อนที่จะนำไปเผาที่อุณหภูมิ 750 °ซ เป็นระยะเวลา 5 นาที เพื่อทำให้เกิดขั้วนำไฟฟ้า และในการที่จะศึกษาสมบัติฮิสเทอรีซิสและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิก PMN-PZT นั้น สารเซรามิกจะต้องผ่านการทำขั้ว (Poling) โดยการให้สนามไฟฟ้ากระแสตรงในระดับ 4 kV/mm กับสารเซรามิกที่อุณหภูมิ 120 °ซ เป็นระยะเวลา 30 นาที

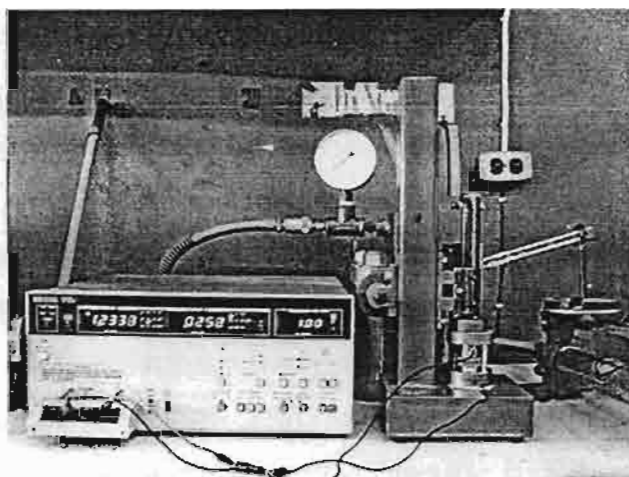
ในการทดลองได้ศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวทั้งในสภาวะความเค้นต่ำและสภาวะความเค้นสูงที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติไดอิเล็กตริกของสารเซรามิก ซึ่งสมบัติไดอิเล็กตริกที่สามารถวัดได้ คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กตริก (ϵ_r) และค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริก ($\tan \delta$) ซึ่งสามารถอ่านค่าได้จากเครื่อง LCZ-meter

ในสภาวะความเค้นต่ำจะใช้อุปกรณ์ในการทดลอง แสดงดังรูป 2.17 ซึ่งมวลที่ใช้อยู่ในช่วง 0-3500 กรัม โดยเพิ่ม/ลดมวลครั้งละ 500 กรัม แล้วอ่านค่าจาก LCZ-meter ซึ่งเป็นค่าความจุของตัวเก็บประจุ (capacitance) และค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริก ($\tan \delta$) และจะต้องคำนวณค่า ϵ_r จากสมการที่ 9

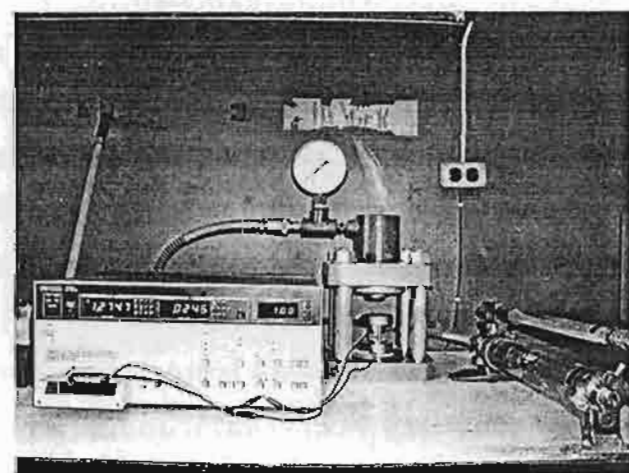
$$\epsilon_r = \frac{Cd}{\epsilon_0 A} \quad (9)$$

- เมื่อ C คือ ค่า capacitance
 d คือ ความหนาของสารเซรามิก
 A คือ พื้นที่ผิวของเซรามิก
 ϵ_0 คือ ค่า permittivity ของสุญญากาศมีค่า 8.854×10^{-12} F/m
 ϵ_r คือ ค่าคงที่ไดอิเล็กตริก (dielectric constant)

และการศึกษาที่สภาวะความเค้นสูงจะใช้เครื่องอัดระบบไฮดรอลิกซึ่งใช้แรงอัดในช่วง 0-10 MPa ดังแสดงในรูป 2.18



รูป 2.17 แสดงอุปกรณ์ที่ใช้วัดค่า ϵ_r และ $\tan \delta$ ที่สภาวะความเค้นต่ำ



รูป 2.18 แสดงอุปกรณ์ที่ใช้วัดค่า ϵ_r และ $\tan \delta$ ที่สภาวะความเค้นสูง

ทั้งนี้การศึกษาอิทธิพลความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไฟฟ้าเชิงกล (ในที่นี้คือ สมบัติฮิสเทอรีซิส) นั้นจะใช้ชุดอุปกรณ์เดียวกัน แต่แทนที่ LCZ-meter ด้วยวงจร Sawyer-Tower และจุ่มสารตัวอย่างในน้ำมันซิลิโคนระหว่างการทดลองเพื่อหลีกเลี่ยงการทลายและการลัดวงจร

3. ผลการทดลองและการวิจารณ์ผล

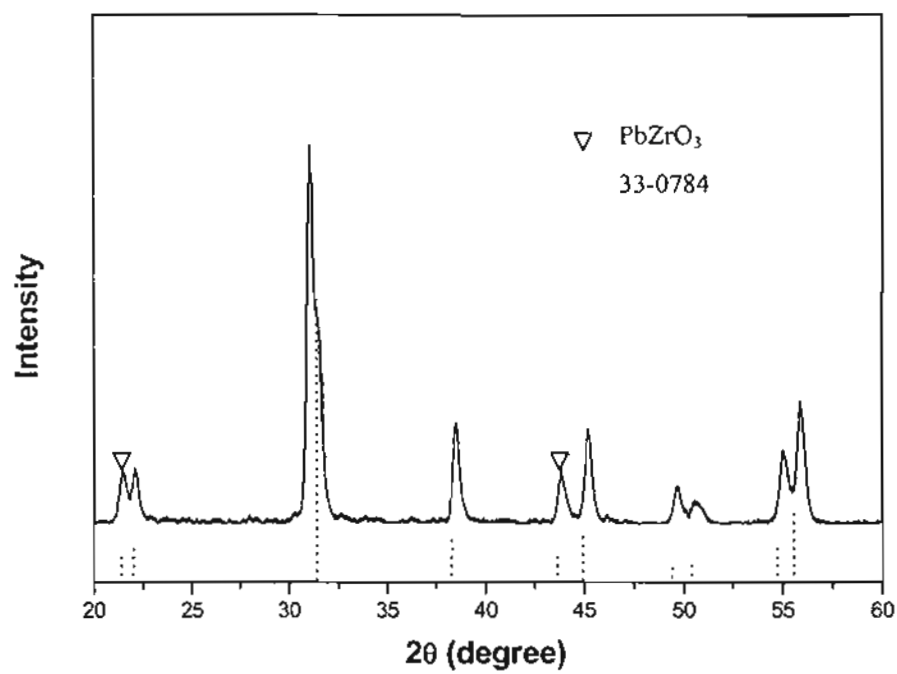
ในส่วนนี้จะนำเสนอผลการเตรียมเซรามิกในระบบ PMN-PZT ผลการตรวจสอบด้วยเทคนิค XRD สมบัติทางกายภาพ โครงสร้างทางจุลภาคด้วยเทคนิค SEM และการศึกษาถึงอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดี่ยวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกลของเซรามิกในระบบ PMN-PZT โดยใช้เครื่องมืออัดแรงแบบแกนเดี่ยวและวงจร Sawyer-Tower ที่ได้ออกแบบและจัดสร้างขึ้น นอกจากนี้ผลการศึกษาในส่วนของสมบัติเชิงกลและสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกลในเชิงลึกอื่นๆที่ได้ศึกษาเพิ่มเติม เพื่อประกอบการศึกษานี้จะไม่ขอนำเสนอรายละเอียดในที่นี้ แต่ได้รวบรวมไว้ในส่วนของผลงานที่ได้รับการเผยแพร่ในภาคผนวก

3.1 ผลการตรวจสอบและวิเคราะห์ผงและเซรามิกที่เตรียมได้ด้วยเทคนิค XRD

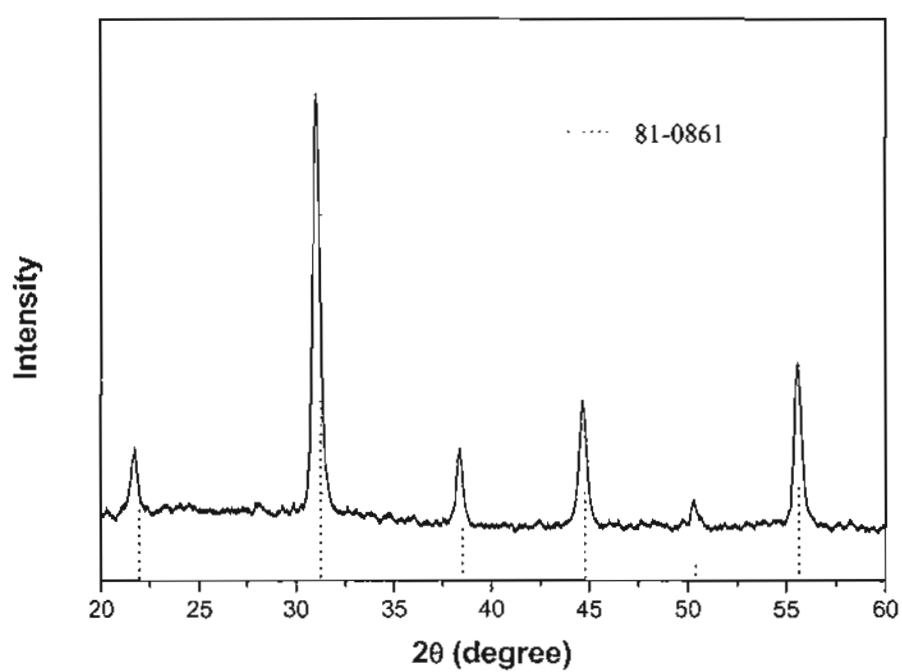
จากการตรวจสอบเซรามิก PZT ที่เตรียมได้โดยใช้เทคนิค XRD มีรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (รูป 3.1) สอดคล้องกับข้อมูลของสาร PZT สูตร $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ ในแฟ้มข้อมูล JCPDS หมายเลข 33-0784 ซึ่งมีเฟสเป็นแบบเตตระกอนอล และเมื่อพิจารณาโดยละเอียดพบว่า มีพีครังสีเอกซ์แปลกปลอมปรากฏอยู่ที่บริเวณมุม 2θ ประมาณ 21.48 และ 43.84 องศาซึ่งมีความใกล้เคียงกับเฟสเลดเซอร์โคเนต (PbZrO_3) แสดงว่าเซรามิก PZT ที่เตรียมได้มีการเจือปนของสารเลดเซอร์โคเนตอยู่ด้วยโดยคิดเป็นเปอร์เซ็นต์ได้จากการคำนวณจากสมการ (5) ดังที่ได้กล่าวมาแล้ว ได้ค่าเปอร์เซ็นต์ของเฟสเลดเซอร์โคเนต (PbZrO_3) เป็น 12.66 % ซึ่งคาดว่าสารแปลกปลอมนี้มาจากการใช้ PZ กลบในขณะเผาซินเตอร์ จึงปนเปื้อนที่ผิวของเซรามิกได้

ส่วนเซรามิก PMN ที่เตรียมได้ มีรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (รูป 3.2) ซึ่งสอดคล้องกับข้อมูลของสาร PMN สูตร $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ในแฟ้มข้อมูล JCPDS หมายเลข 81-0861 ซึ่งมีเฟสเป็นแบบคิวบิก

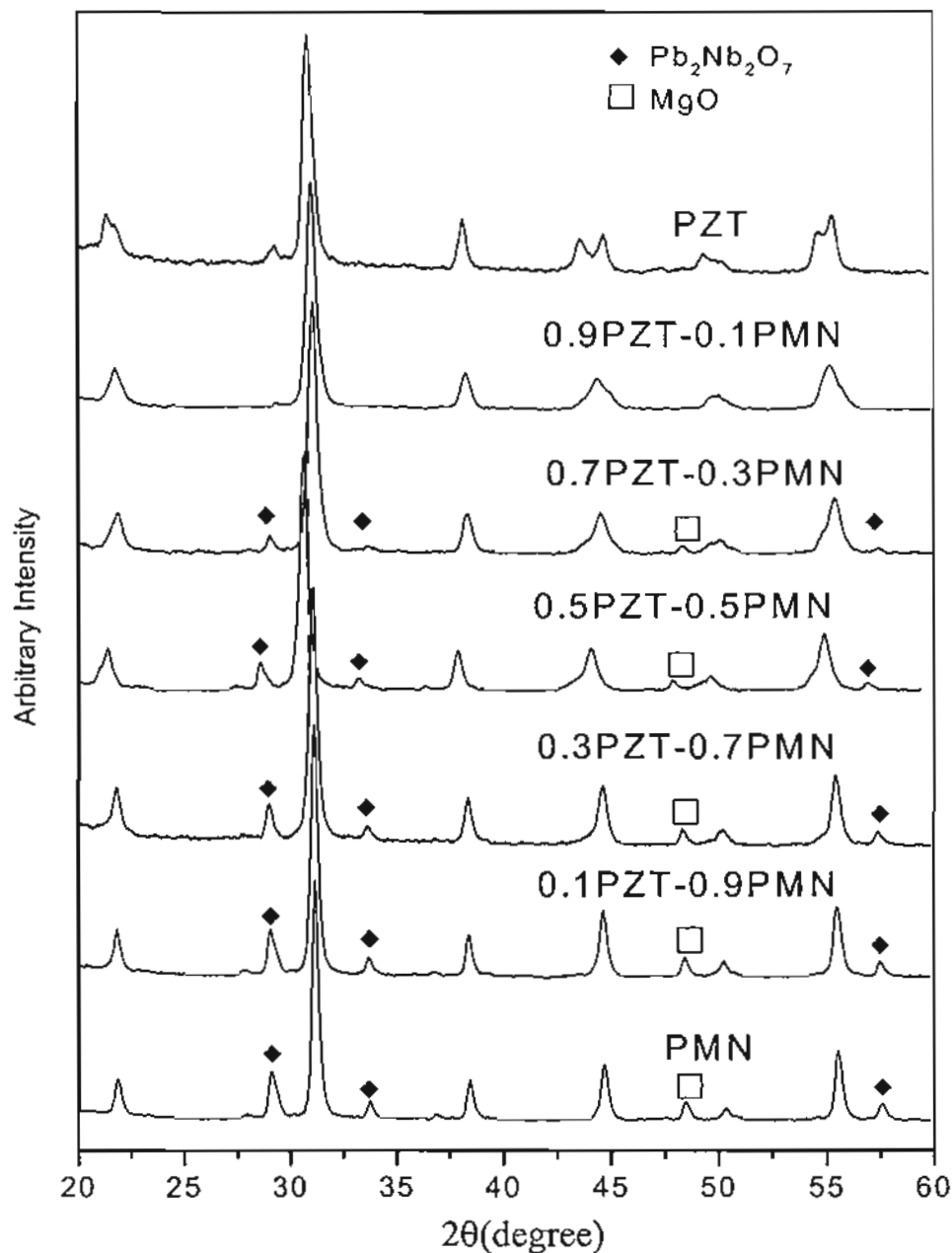
ลักษณะการเปลี่ยนแปลงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ในแต่ละอัตราส่วนโดยโมลของเซรามิก PMN-PZT (รูป 3.3) พบว่ารูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิก PMN-PZT จะมีรูปแบบการเลี้ยวเบนของสาร PMN และสาร PZT ปะปนกันขึ้นอยู่กัอัตราส่วนโดยโมล ซึ่งจะเห็นข้อแตกต่างน้อยมากเนื่องจากว่ารูปแบบการเลี้ยวเบนของสารทั้งสองมีลักษณะใกล้เคียงกัน (รายละเอียดในภาคผนวก ก ค ฎ และ ฏ)



รูป 3.1 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิก PZT



รูป 3.2 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิก PMN

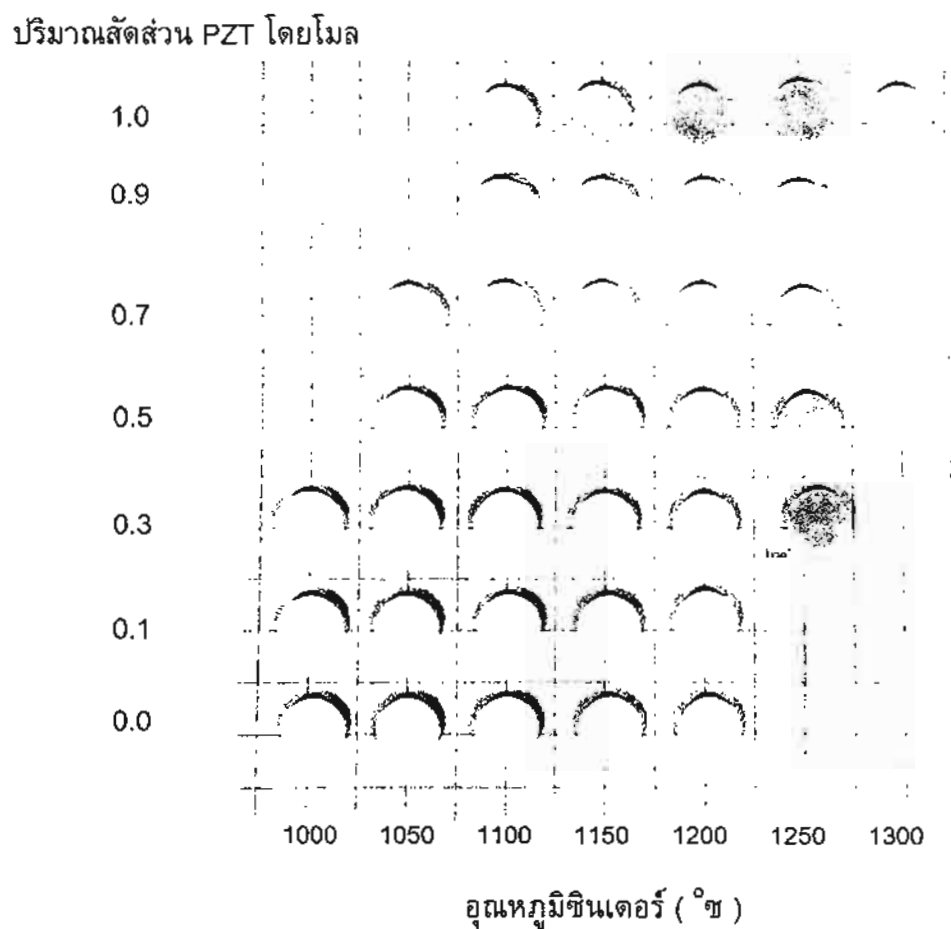


รูป 3.3 การเปลี่ยนแปลงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิก PMN-PZT

3.2. ผลการตรวจสอบสมบัติทางกายภาพของเซรามิก

เมื่อนำเซรามิก PMN-PZT ที่ผ่านการเผาขึ้นเตอร์มาตรวจสอบสมบัติทางกายภาพของสารเซรามิกโดยจะได้ว่าเซรามิก PZT ที่เตรียมได้มีสีน้ำตาล ส่วนเซรามิก PMN จะมีสีเหลืองอ่อน ในขณะที่เซรามิก PMN-PZT มีสีที่เปลี่ยนแปลงไปจากสีน้ำตาลไปสู่สีเหลืองตามอัตราส่วนโดยโมล ดังแสดงในรูป 3.4 เมื่อนำเซรามิกที่เตรียมได้มาทำการตรวจสอบค่าการหดตัวหลังเผา ค่าความหนาแน่น ผลที่ได้แสดงดังตาราง 3.1 ซึ่งจะเห็นได้ว่าค่าความหนาแน่น และค่าร้อยละการ

หัตถ์โดยปริมาตรของ สารเซรามิก PMN-PZT มีการเปลี่ยนแปลงที่ไม่ขึ้นกับการเพิ่มขึ้นหรือลดลงของอัตราส่วนโดยโมล



รูป 3.4 สีและลักษณะโดยทั่วไปของเซรามิกในระบบ (1-x)PMN-xPZT

ตาราง 3.1 สมบัติทางกายภาพของสารเซรามิก PMN-PZT ที่เตรียมได้

สารเซรามิก	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหัตถ์โดย ปริมาตร
PZT	7.59 ± 0.11	33.5 ± 1.1
0.1PMN-0.9PZT	6.09 ± 0.11	18.6 ± 0.1
0.3PMN-0.7PZT	7.45 ± 0.10	30.8 ± 2.7
0.5PMN-0.5PZT	7.86 ± 0.05	38.3 ± 0.1
0.7PMN-0.3PZT	7.87 ± 0.07	40.4 ± 0.9
0.9PMN-0.1PZT	7.90 ± 0.09	38.8 ± 0.1
PMN	7.82 ± 0.06	39.9 ± 0.6

3.3. ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM)

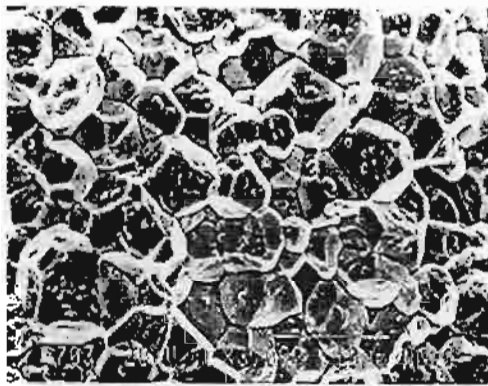
จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่าลักษณะเกรนของสารเซรามิก PZT ที่เตรียมได้ จะมีรูปร่างหลายเหลี่ยมและมีขนาดเกรนอยู่ในช่วง 2-7 μm ซึ่งมีขนาดเกรนที่แตกต่างกันอย่างเห็นได้ชัดและยังพบว่ามีเกรนที่มีลักษณะผิดปกติ คาดว่าเกิดจากการสูญเสียตะกั่วในขณะทำการเผาซินเตอร์

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PMN จะพบว่าขนาดเกรนอยู่ในช่วง 2-4 μm และยังสังเกตเห็นว่าเกิดการหลอมรวมกันของอนุภาค PMN แต่ยังไม่เกิดการแน่นตัว ซึ่งส่วนใหญ่จะมีรูปร่างกลมมากกว่ารูปร่างหลายเหลี่ยม อาจเนื่องจากอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์เป็นอุณหภูมิในการซินเตอร์ช่วงเริ่มต้น (initial sintering) ซึ่งเป็นช่วงที่อนุภาคผงภายในเซรามิกเริ่มมีการจัดเรียงตัวใหม่และเริ่มเกิดพันธะที่แข็งแรงขึ้นมาที่จุดสัมผัสระหว่างอนุภาคผง จึงทำให้อนุภาคผงมีการแตกตัวมากยิ่งขึ้นส่งผลให้ความหนาแน่นสัมพัทธ์ของเซรามิกในช่วงนี้เพิ่มขึ้น

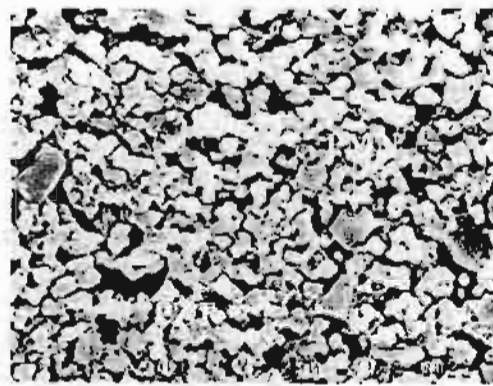
สำหรับเซรามิก PMN-PZT มีโครงสร้างจุลภาคที่เกิดการแน่นตัว ลักษณะเกรนจะมีรูปร่างหลายเหลี่ยม โดยที่ขนาดเกรนจะแตกต่างกันแล้วแต่อัตราส่วนโดยโมล (รูป 3.5) โดยสารเซรามิกที่เตรียมได้มีขนาดเกรนเฉลี่ยแสดงดังตาราง 3.2

ตาราง 3.2 ขนาดเกรนเฉลี่ยของสารเซรามิก PMN-PZT ที่เตรียมได้

สารเซรามิก	ช่วงของขนาดเกรน (μm)	ขนาดเฉลี่ยของเกรน (μm)
PZT	2-7	5.23
0.1PMN-0.9PZT	0.5-2	0.80
0.3PMN-0.7PZT	0.5-3	1.65
0.5PMN-0.5PZT	0.5-5	1.90
0.7PMN-0.3PZT	1-4	1.40
0.9PMN-0.1PZT	1-4	1.50
PMN	2-4	3.25



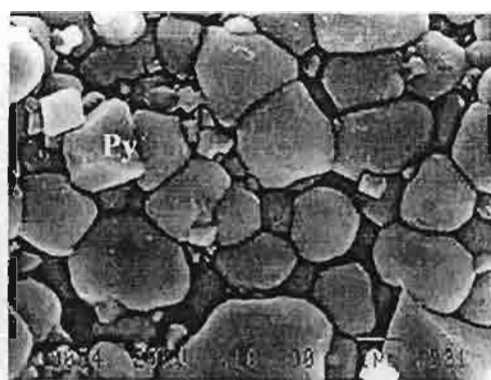
(ก)



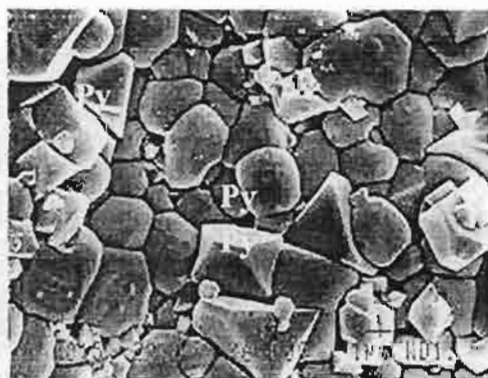
(ข)



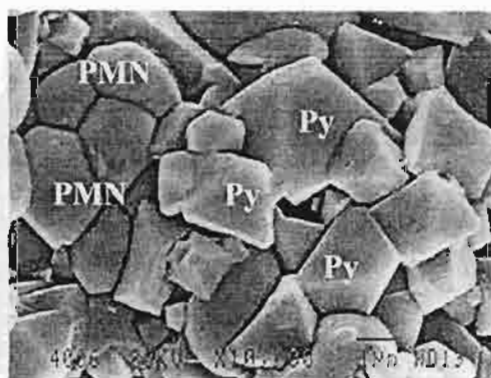
(ค)



(ง)



(จ)



(ฉ)

รูป 3.5 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PMN-PZT (ก) PZT; (ข) 0.1PMN-0.9PZT; (ค) 0.3PMN-0.7PZT; (ง) 0.7PMN-0.3PZT; (จ) 0.9PMN-0.1PZT; and (ฉ) PMN (Py แสดง เฟส Pyrochlore)

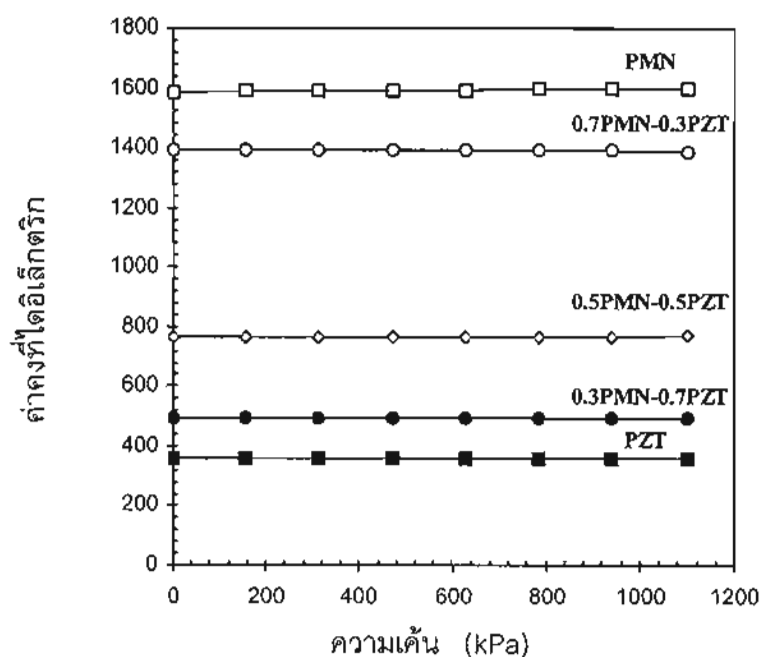
3.4 ผลการศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กตริก

3.4.1 กรณีที่สารเซรามิกยังไม่ผ่านการทำขั้ว (unpoled)

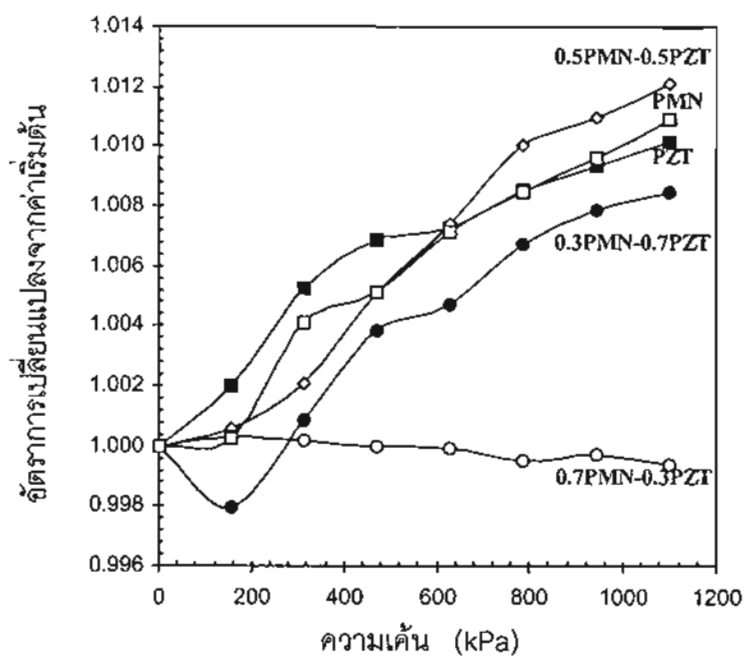
3.4.1.1 ผลของอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อค่าคงที่ไดอิเล็กตริก

เมื่อสารเซรามิก PMN-PZT อยู่ภายใต้สภาวะความเค้นต่ำ (0-1100 kPa) ดังรูป 3.6 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกจะมีการเปลี่ยนแปลงจากค่าเริ่มต้นน้อยมากซึ่งมีค่าไม่แน่นอนขึ้นอยู่กับอัตราส่วนโดยโมล (รูป 3.7)

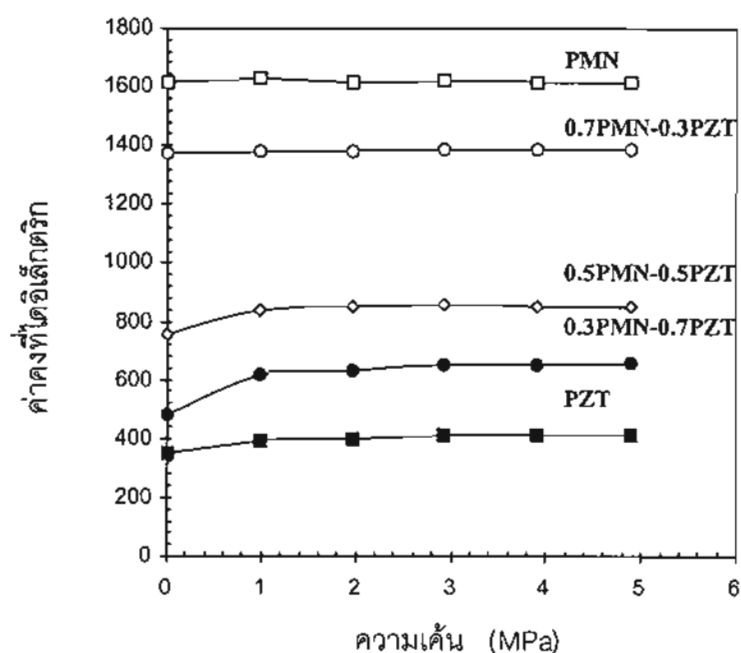
เมื่อทำการทดลองภายใต้สภาวะความเค้นสูง (0-5 MPa) ดังรูป 3.8 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกจะมีค่าเพิ่มขึ้นในช่วงเริ่มต้น แต่จะมีค่าคงที่เมื่อความเค้นสูงขึ้น (รูป 3.9) (รายละเอียดในภาคผนวก ข และ ญ)



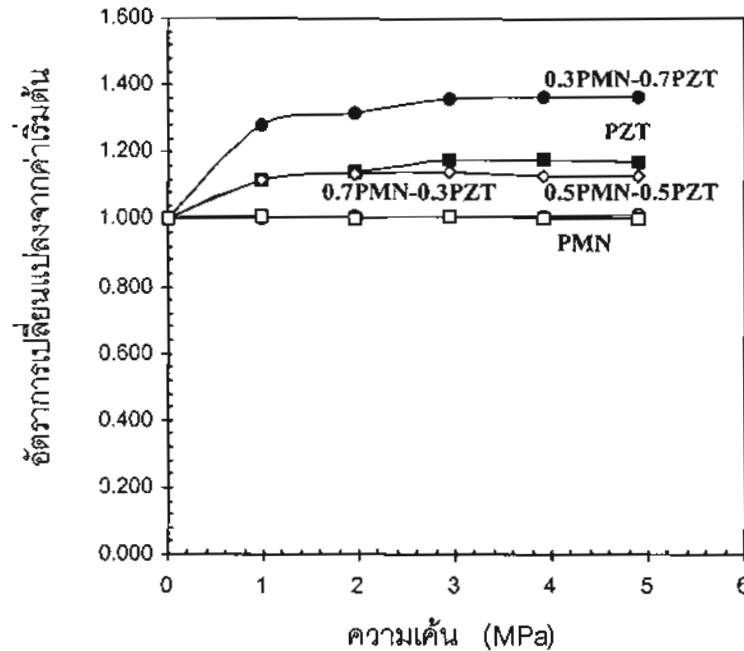
รูป 3.6 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กตริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นต่ำ



รูป 3.7 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการใช้เปลี่ยนแปลงจากค่าเริ่มต้นของค่าคงที่ได้ไอเล็กทริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นต่ำ



รูป 3.8 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ได้ไอเล็กทริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นสูง

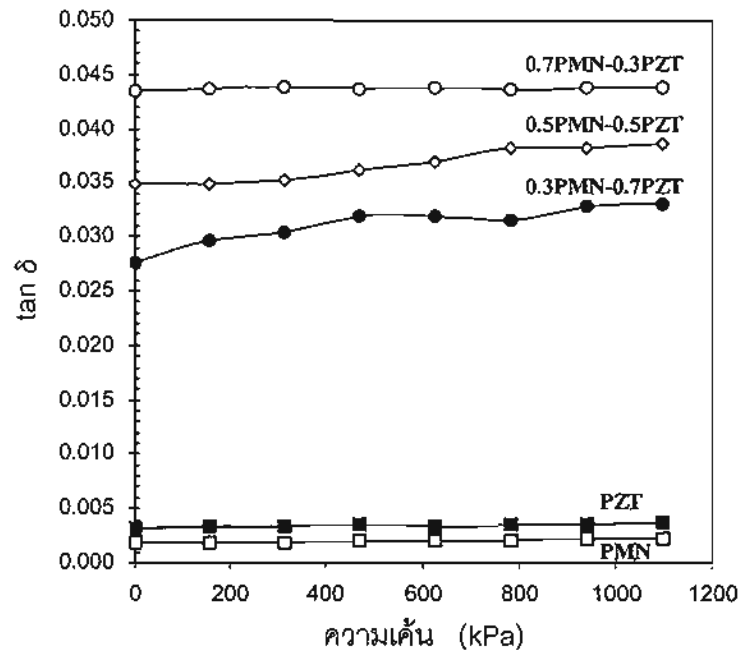


รูป 3.9 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการเปลี่ยนแปลงจากค่าเริ่มต้นของค่าคงที่ไดอิเล็กตริกกับความดันของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความดันสูง

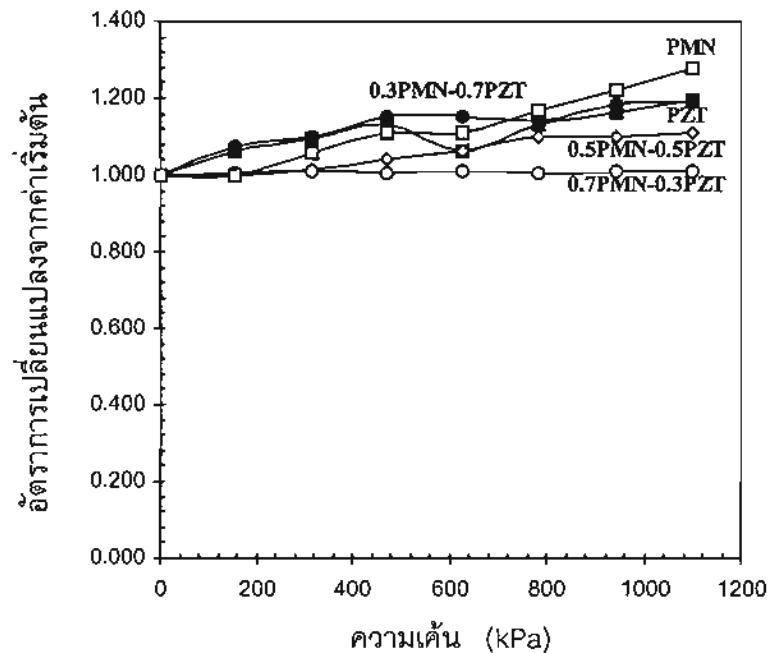
3.4.1.2 ผลของอิทธิพลของความดันแบบแกนเดียวต่อค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริก

ในสภาวะความดันต่ำ (0-1100 kPa) ดังรูป 3.10 จะไม่มีการเปลี่ยนแปลงของการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกที่ชัดเจนเมื่อมีการเปลี่ยนแปลงความดัน ส่วนอัตราการเปลี่ยนแปลงจากค่าเริ่มต้นแสดงว่ามีค่าเพิ่มขึ้นแต่น้อยมาก (รูป 3.11)

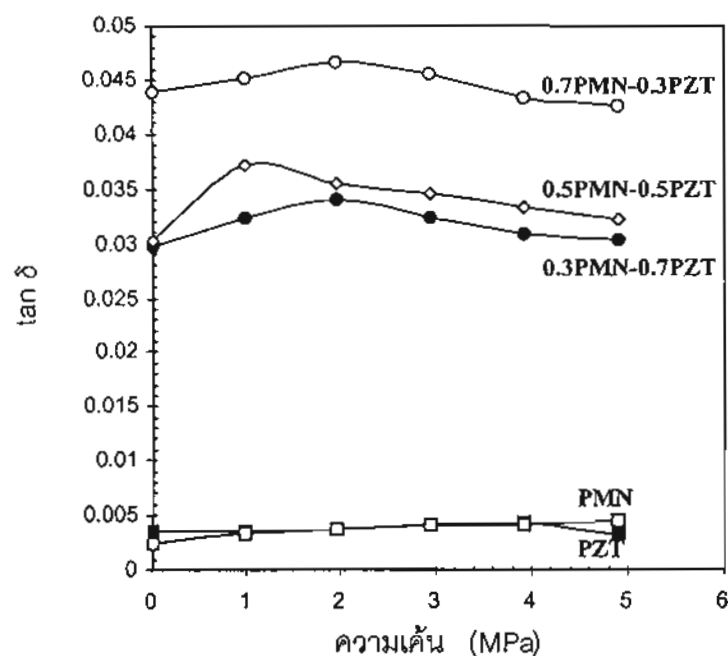
เมื่ออยู่ในสภาวะความดันสูงขึ้น (0-5 MPa) ดังรูป 3.12 ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกจะเพิ่มขึ้นในช่วงแรกแล้วมีการลดลงเมื่อความดันสูงขึ้น อัตราการเปลี่ยนแปลงจากค่าเริ่มต้นจะเพิ่มขึ้นในช่วงแรก แล้วลดลงเช่นกัน (รูป 3.13) อย่างไรก็ตาม PMN และ PZT จะมีการเปลี่ยนแปลงที่แตกต่างกันไป โดยที่ PMN จะมีการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกเพิ่มมากขึ้นเมื่อความดันสูงขึ้น ในขณะที่ PZT จะมีการลดลงของการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกอย่างมากเมื่อความดันมีค่าสูงเกิน 4 MPa



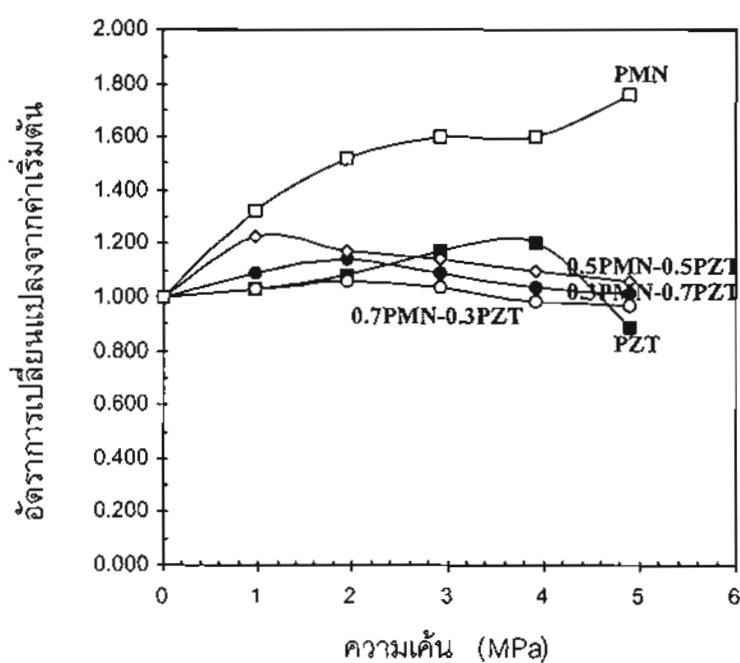
รูป 3.10 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับ ความดันของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความดันต่ำ



รูป 3.11 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราค่าเปลี่ยนแปลงจากค่าเริ่มต้นของ การสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความดันของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้ สภาวะความดันต่ำ



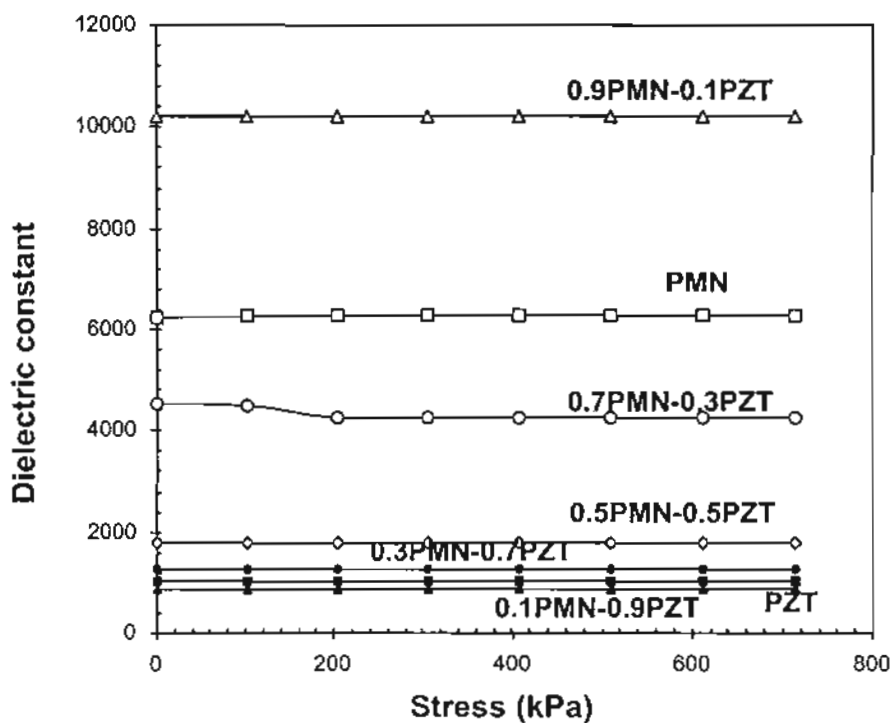
รูป 3.12 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับ
ความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นสูง



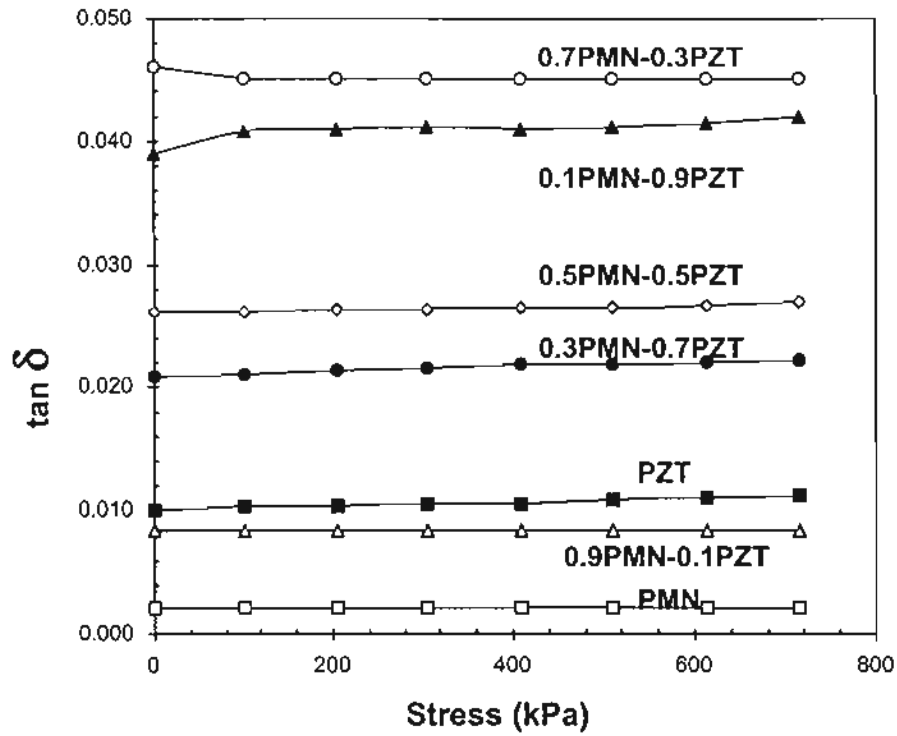
รูป 3.13 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการเปลี่ยนแปลงจากค่าเริ่มต้น
ของการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT
ภายใต้สภาวะความเค้นสูง

3.4.2 กรณีที่สารเซรามิกยังผ่านการทำขั้วแล้ว (poled)

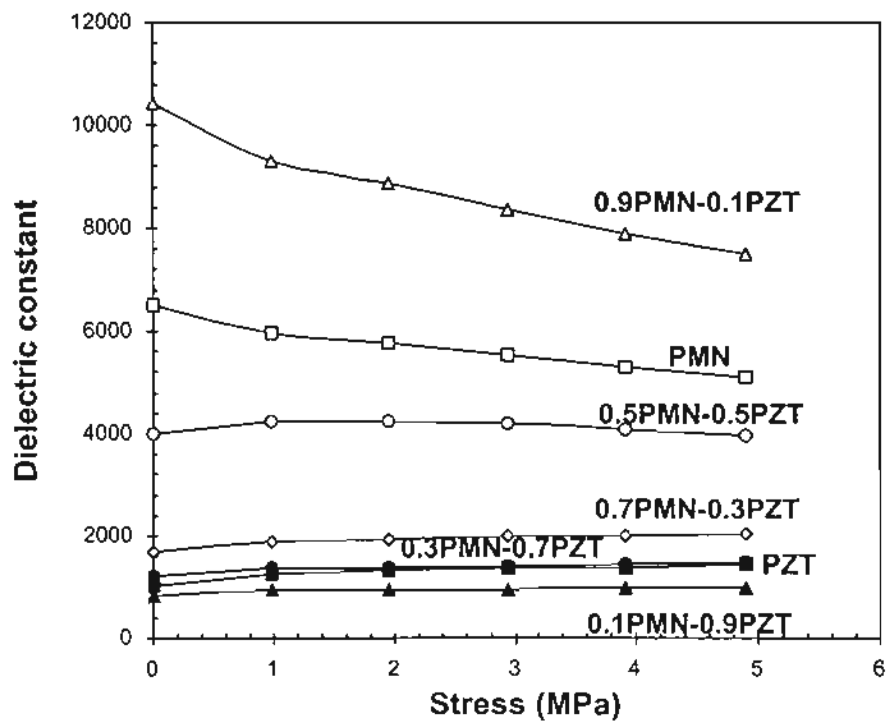
จากการทดลองภายใต้สภาวะความเค้นต่ำดังแสดงในรูปที่ 3.14 และ 3.15 นั้นจะเห็นว่าไม่มีการเปลี่ยนแปลงที่ชัดเจนของค่าคงที่ไดอิเล็กตริกและค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกตามความเค้นที่เพิ่มขึ้น ซึ่งในความเค้นระดับนี้ยังไม่มากพอที่จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงใดๆ ในระดับจุลภาคในขณะที่ผลการทดลองภายใต้สภาวะความเค้นสูงแสดงในรูปที่ 3.16 และ 3.17 พบว่ามีการเปลี่ยนแปลง ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกและค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นอย่างเห็นได้ชัด โดยการเปลี่ยนแปลงของค่าคงที่ไดอิเล็กตริกสามารถแบ่งเป็น 2 กรณี คือ กรณีสารเซรามิก PMN-PZT ที่มีสาร PMN เป็นองค์ประกอบหลัก (0.9PMN-0.1PZT และ 0.7PMN-0.3PZT) จะมีค่าคงที่ไดอิเล็กตริกลดลงเมื่อความเค้นสูงขึ้น และในกรณีสารเซรามิก PMN-PZT ที่มีสาร PZT เป็นองค์ประกอบหลัก (0.3PMN-0.7PZT 0.5PMN-0.5PZT และ 0.1PMN-0.9PZT) พบว่ามีค่าคงที่ไดอิเล็กตริกเพิ่มขึ้น เมื่อความเค้นเพิ่มขึ้น จะเห็นได้ว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าคงที่ไดอิเล็กตริกสอดคล้องกับผลการทดลองที่ผ่านมาซึ่งพบว่าสาร PZT มีค่าคงที่ไดอิเล็กตริกลดลงเมื่อความเค้นเพิ่มขึ้นขณะที่สาร PMN มีค่าคงที่ไดอิเล็กตริกเพิ่มขึ้น¹³ แต่สำหรับการเปลี่ยนแปลงของค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นมีการเปลี่ยนแปลงไม่แน่นอน (รายละเอียดในภาคผนวก ก ข และ ค)



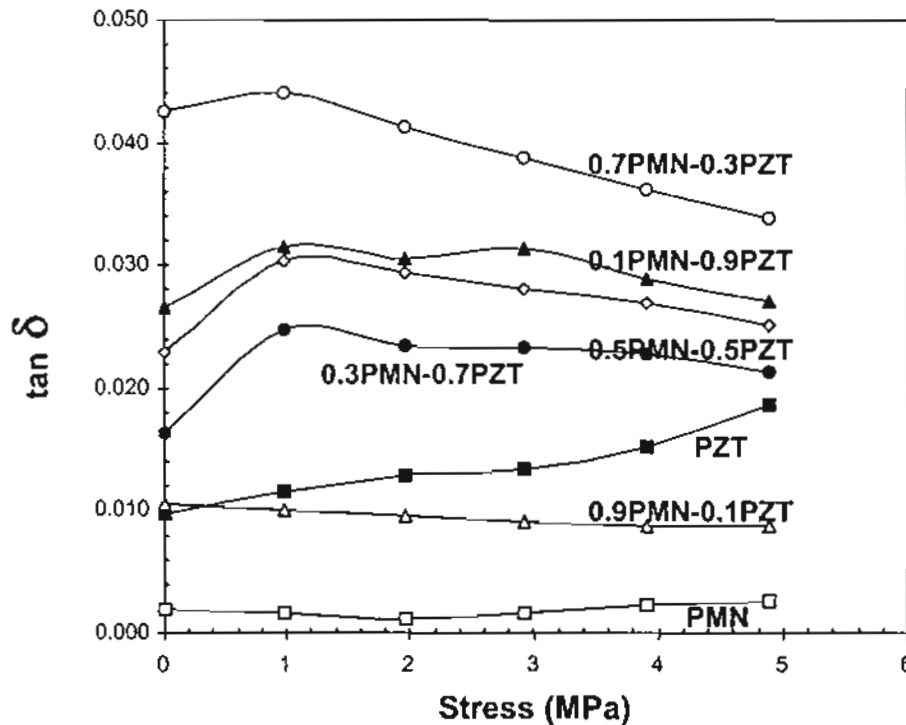
รูป 3.14 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กตริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นต่ำ



รูป 3.15 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นต่ำ



รูป 3.16 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าคงที่ไดอิเล็กตริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นสูง



รูป 3.17 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นของเซรามิก PMN-PZT ภายใต้สภาวะความเค้นสูง

ในการที่จะอธิบายการเปลี่ยนแปลงของสมบัติไดอิเล็กตริกกับความเค้นนั้น จะต้องเข้าใจถึงการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างของโดเมนภายใต้ความเค้น ซึ่งอาจจะเกิดในรูปการสลับทิศทางของโดเมน (domain switching) และการย้อนกลับของการเสื่อมอายุของโดเมน (de-aging) ซึ่งเป็นปรากฏการณ์สำคัญที่มีผลต่อการเพิ่มขึ้นของค่าคงที่ไดอิเล็กตริกภายใต้ความเค้นในสารเซรามิก PMN-PZT ที่มี PZT เป็นองค์ประกอบหลัก^{18,19} ส่วนในกรณีของสารที่มี PMN เป็นองค์ประกอบหลักนั้น ในการอธิบายจะมีความแตกต่างกันออกไป เนื่องจาก PMN เป็นสารที่มีสมบัติเป็นรีแลกเซอร์ (relaxor) ซึ่งภายในสารจะประกอบด้วยบริเวณที่เป็นสารไม่มีขั้ว (non-polar region) และบริเวณที่เป็นสารมีขั้วในระดับไมโคร (micro-polar region) ซึ่งในกรณีที่ทำให้การทดลองที่อุณหภูมิห้องทำให้บริเวณที่เป็นสารมีขั้วในระดับไมโครมีบทบาทมากกว่า ทำให้สามารถสังเกตได้ว่าค่าคงที่ไดอิเล็กตริกมีค่าลดลงเมื่อมีการเพิ่มขึ้นของความเค้น ในสารที่มี PMN เป็นองค์ประกอบหลัก^{15,20} ส่วนในกรณีของการเปลี่ยนแปลงของค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นนั้นสามารถอธิบายได้ง่ายกว่า โดยที่การเพิ่มขึ้นของค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นในบางสารนั้นเนื่องมาจากการเพิ่มขึ้นของการเคลื่อนที่ของผนังโดเมน (domain wall mobility) ในทางตรงกันข้ามกระบวนการย้อนกลับของการเสื่อมอายุ (de-aging) จะทำให้ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกลดลงเมื่อความเค้นเพิ่มขึ้นบางสาร^{15,20} (รายละเอียดในภาคผนวก ก จ ข และ ง)

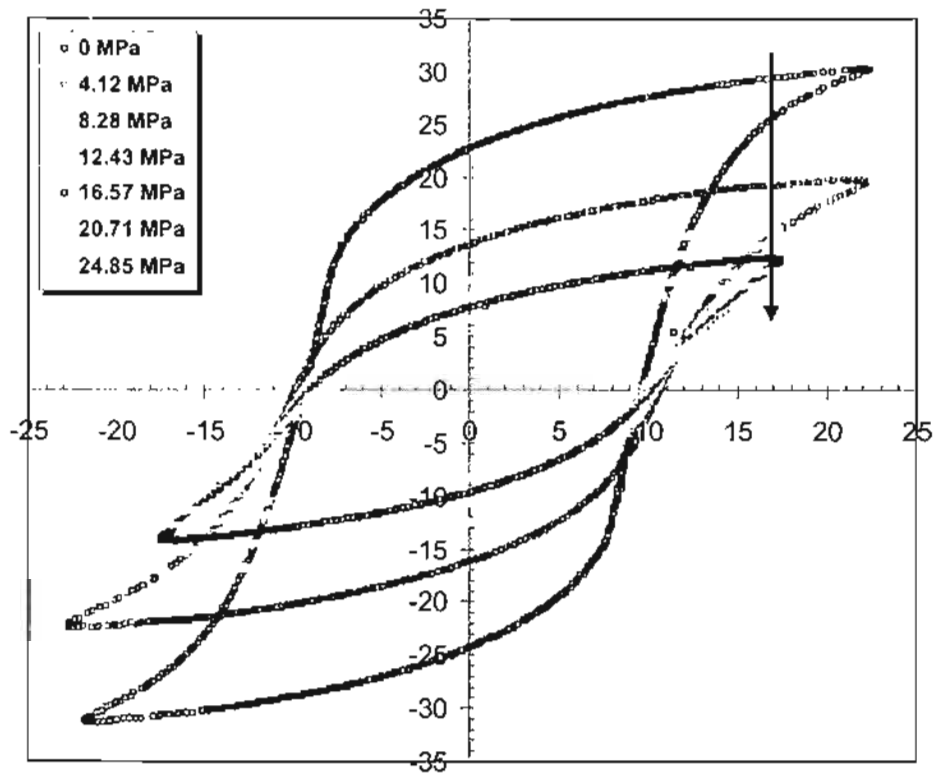
อย่างไรก็ตามเป็นที่น่าสังเกตว่าสารเซรามิก 0.1PMN-0.9PZT มีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงของการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกกับความเค้นที่แตกต่างจากสารเซรามิก PMN-PZT อัตราส่วนอื่นทั้งนี้เป็นเพราะว่าสารเซรามิกอัตราส่วนนี้ถูกเผาซินเตอร์ในช่วงอุณหภูมิไม่เหมาะสมจึงทำให้สามารถแน่นตัวได้น้อยกว่าสารเซรามิกอัตราส่วนอื่นหรือมีรูพรุนมาก จึงส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงของค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกภายใต้ความเค้นที่แตกต่างไป

3.5 ผลการศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติฮิสเทอรีซิส

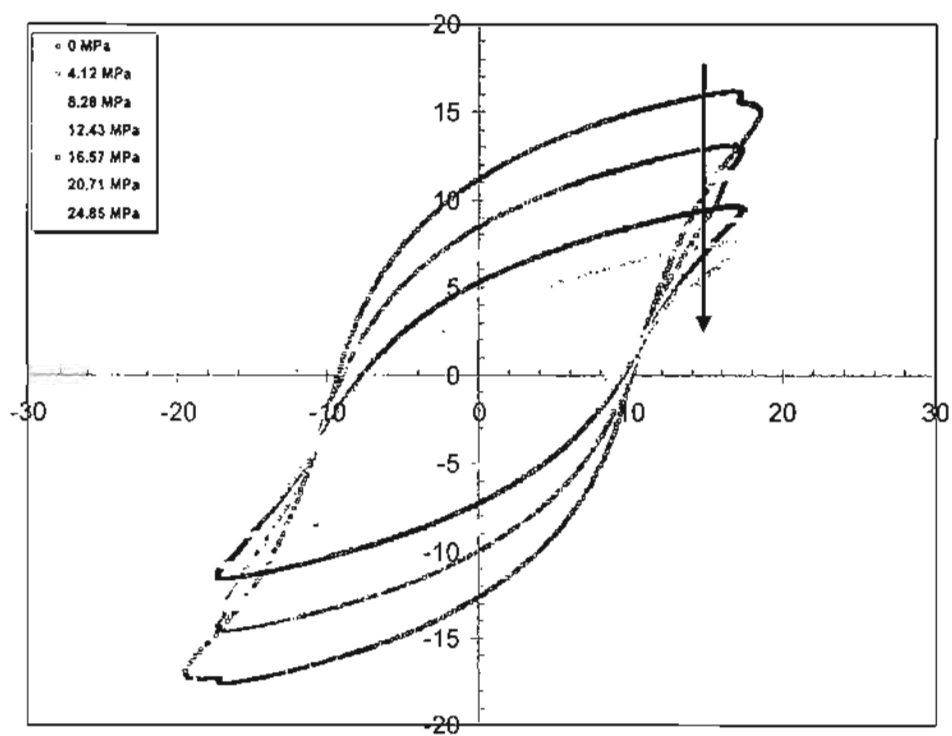
ในส่วนนี้จะกล่าวถึงการศึกษาฮิสเทอรีซิสของสารเซรามิก PMN-PZT เมื่อมีการเปลี่ยนแปลงความเค้นที่กระทำบนสารตัวอย่าง ในการทดลองส่วนนี้นั้นจะทำการทดสอบบนสารเซรามิกที่ได้ผ่านการทำขั้วแล้ว ทั้งนี้เพื่อความสะดวกในการเปรียบเทียบสารเซรามิกทุกองค์ประกอบจะผ่านกระบวนการทำขั้วภายใต้เงื่อนไขเดียวกัน กล่าวคือ การให้สนามไฟฟ้ากระแสตรงระดับ 4 kV/mm ที่อุณหภูมิ 120 °C เป็นระยะเวลา 30 นาที แล้วค่อยๆลดอุณหภูมิลงมาที่อุณหภูมิห้องโดยที่ยังคงมีการให้สนามไฟฟ้าอยู่อย่างต่อเนื่อง และเนื่องจากการทดลองเบื้องต้นพบว่า การให้ความเค้นในระดับต่ำกว่า 1 MPa นั้น ไม่สามารถสังเกตเห็นการเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสอย่างชัดเจน ดังนั้นจึงทำการทดลองเฉพาะกรณีที่ความเค้นอยู่ในระดับที่สูงกว่า 1 MPa เท่านั้น

นอกจากนี้ ในการทดลองนั้น ได้มีการบันทึกการเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสทั้งในกรณีที่อยู่ระหว่างการเพิ่มขึ้นของระดับความเค้นจากศูนย์ไปจนถึงระดับความเค้นสูงสุด (ขึ้นกับแต่ละสารตัวอย่าง) ดังตัวอย่างแสดงในรูปที่ 3.18 สำหรับสาร PZT และในกรณีที่อยู่ระหว่างการลดลงของระดับความเค้นจากสูงสุดกลับมายังระดับศูนย์ ดังตัวอย่างแสดงในรูปที่ 3.19 สำหรับสาร PZT เพื่อศึกษาถึงผลของความเค้นที่มีต่อการเปลี่ยนแปลงอย่างถาวรของสมบัติฮิสเทอรีซิสของสารเซรามิกที่ทำการทดลอง ทั้งนี้เพื่อลดความซ้ำซ้อน ในรายงานการวิจัยนี้จะนำเสนอเฉพาะการเปลี่ยนแปลงของสมบัติฮิสเทอรีซิสระหว่างการลดลงของระดับความเค้นจากสูงสุดกลับมายังระดับศูนย์ของสารเซรามิก PZT และ PMN ดังแสดงในรูปที่ 3.19 และ 3.32 ตามลำดับ แต่อย่างไรก็ตาม ได้มีการนำเสนอผลการเปลี่ยนแปลงของสมบัติฮิสเทอรีซิส (ค่า P_s , P_r และ E_c) ระหว่างการเพิ่มขึ้นและลดลงของความเค้นของทุกๆสารเซรามิกที่ทำการศึกษา

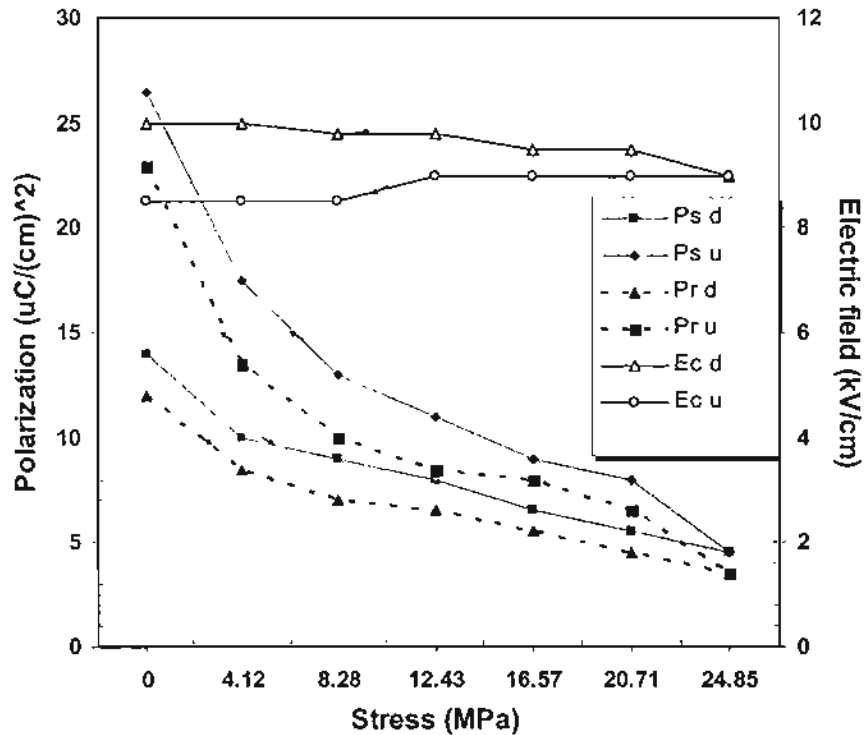
จากผลการทดลอง เมื่อเปรียบเทียบของวงวนฮิสเทอรีซิส (P-E) ของสารเซรามิก PMN-PZT ในกรณีที่ความเค้นเป็นศูนย์นั้น ซึ่งให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงของคุณลักษณะจากแบบสารพิโซอิเล็กทริกในสารเซรามิก PZT ซึ่งสังเกตได้จากลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสที่มีการเปิดของวงวนมาก และขนาดของวงวนที่ใหญ่ อันแสดงถึงการสูญเสียของพลังงานที่มีมาก ไปเป็นแบบสารอิเล็กโตรสทริกทีฟในสาร PMN ซึ่งมีลักษณะของวงวนที่มีการเปิดเพียงเล็กน้อย และมีการสูญเสียพลังงานที่น้อยกว่าในสาร PZT อันเป็นข้อดีข้อหนึ่งของสาร PMN ดังที่ได้กล่าวมาแล้วในข้างต้น^{2,4} (รายละเอียดในภาคผนวก ง ข และ ญ)



รูป 3.18 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก PZT ระหว่างที่มี
การเพิ่มความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก

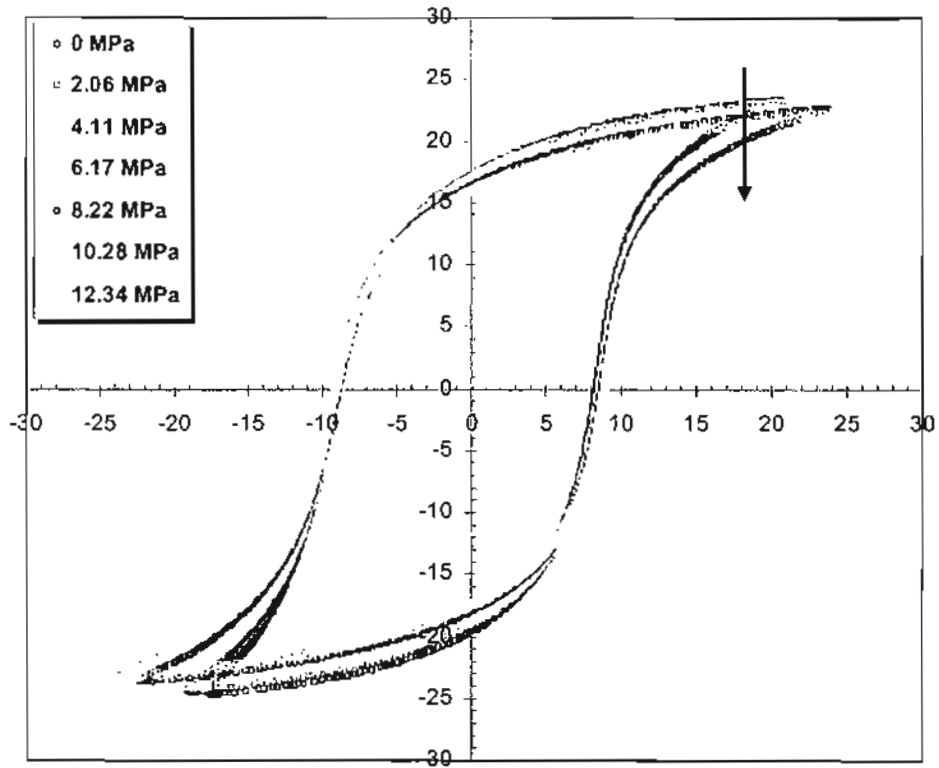


รูป 3.19 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก PZT ระหว่างที่มี
การลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก

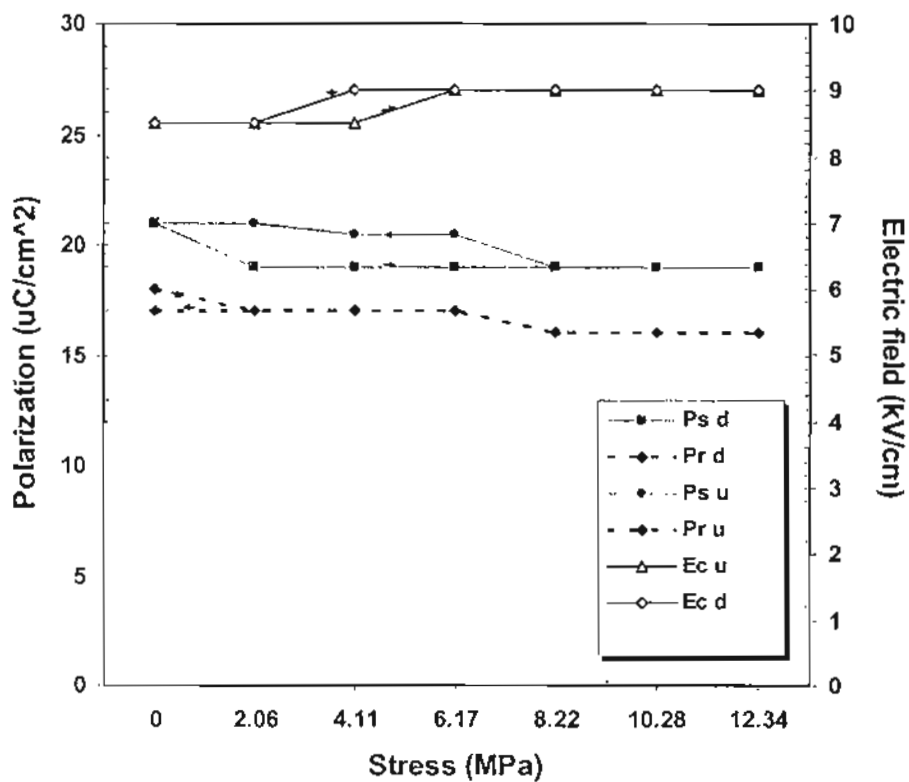


รูป 3.20 การเปลี่ยนแปลงค่า P_s , P_r และ E_c ตามความเค้นสำหรับสารเซรามิก PZT ระหว่างการทดลองเพิ่มและลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก

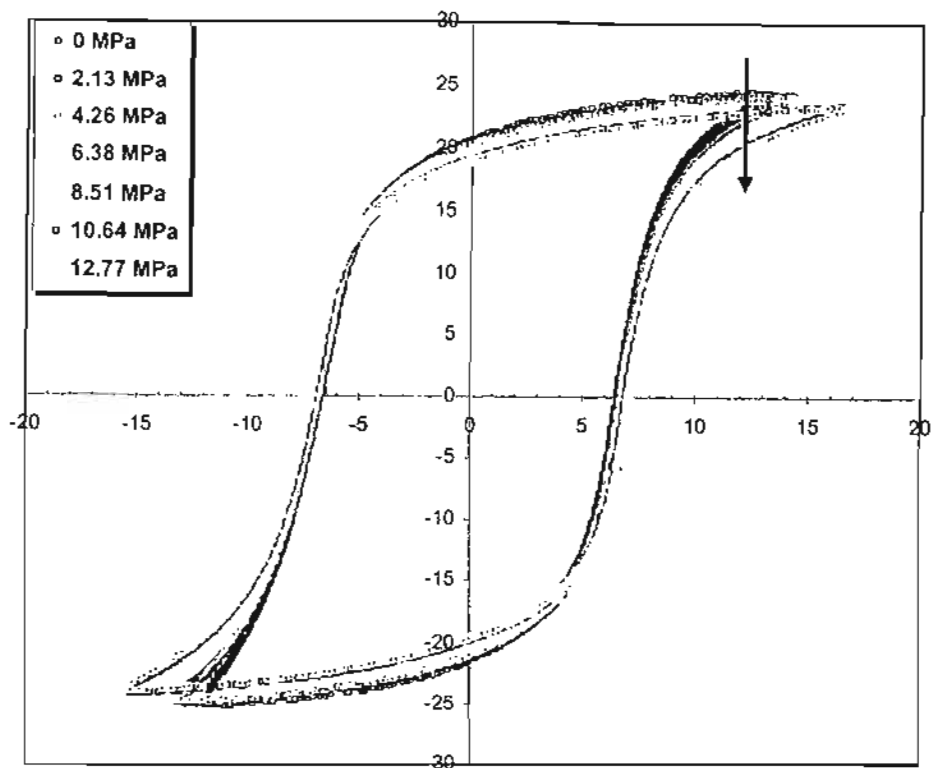
เมื่อพิจารณาผลของความเค้นต่อการเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสสำหรับสารเซรามิก PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้นนั้น จะเห็นได้ชัดว่าขนาดของวงวนนั้นเล็กลงอย่างมากเมื่อความเค้นมากขึ้น (ดังรูป 3.18) โดยที่เมื่อพิจารณาค่า P_r , P_s และ E_c ซึ่งเป็นตัวแปรสำคัญของวงวนฮิสเทอรีซิส จากรูป 3.20 นั้น พบว่า เมื่อความเค้นเพิ่มขึ้น ค่า P_r และ P_s จะมีการลดลงอย่างเห็นได้ชัด ในขณะที่ ค่า E_c จะมีการลดลงเพียงเล็กน้อย สาเหตุของการลดลงพื้นที่ของวงวนเมื่อมีการให้ความเค้นนั้น อาจเนื่องมาจากการที่ความเค้นที่ให้นั้น มีผลในการขัดขวางการเคลื่อนที่ของผนังโดเมน (domain wall motion)^{13,18,19} ภายใต้อิทธิพลของสนามไฟฟ้าที่ให้ระหว่างการวัดวงวนฮิสเทอรีซิส ซึ่งเมื่อผนังโดเมนมีการเคลื่อนที่จำกัดขึ้น ก็จะไปสู่การลดลงของค่าตัวแปร P_r , P_s และ E_c และเนื่องจากการเคลื่อนที่ของผนังโดเมนนั้นเป็นส่วนสำคัญในการที่ทำให้เกิดการสูญเสียพลังงาน (hysteresis loss) ทำให้เมื่อมีการขัดขวางการเคลื่อนที่ดังกล่าว จึงทำให้นำไปสู่การลดลงของขนาดของวงวนฮิสเทอรีซิส ซึ่งหมายถึงการสูญเสียพลังงานที่ลดลงภายใต้อิทธิพลของความเค้น^{11,19,20} เมื่อพิจารณาการเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสระหว่างที่มีการลดความเค้นนั้น (ดังรูป 3.19) จะเห็นว่าเกิดลักษณะของฮิสเทอรีซิส (การไม่ทับซ้อนรอยเดิม) ของค่า P_r , P_s และ E_c โดยที่เมื่อผ่านการให้ความเค้นแล้ว ค่า P_r และ P_s มีค่าลดลงกว่า 50% ในขณะที่ ค่า E_c มีการลดลงเพียงเล็กน้อย ในขณะที่เมื่ออยู่ภายใต้ความเค้นระดับ 25 MPa นั้น ค่า P_r และ P_s นั้นมีค่าเพียง 25% ของค่าเริ่มต้น (เมื่อความเค้นเป็นศูนย์) ทั้งนี้แสดงให้เห็นถึงการเสื่อม (degradation) และ การหมดสภาพชั่วคราว (depoled) ภายใต้อิทธิพลของความเค้น²¹⁻²⁴



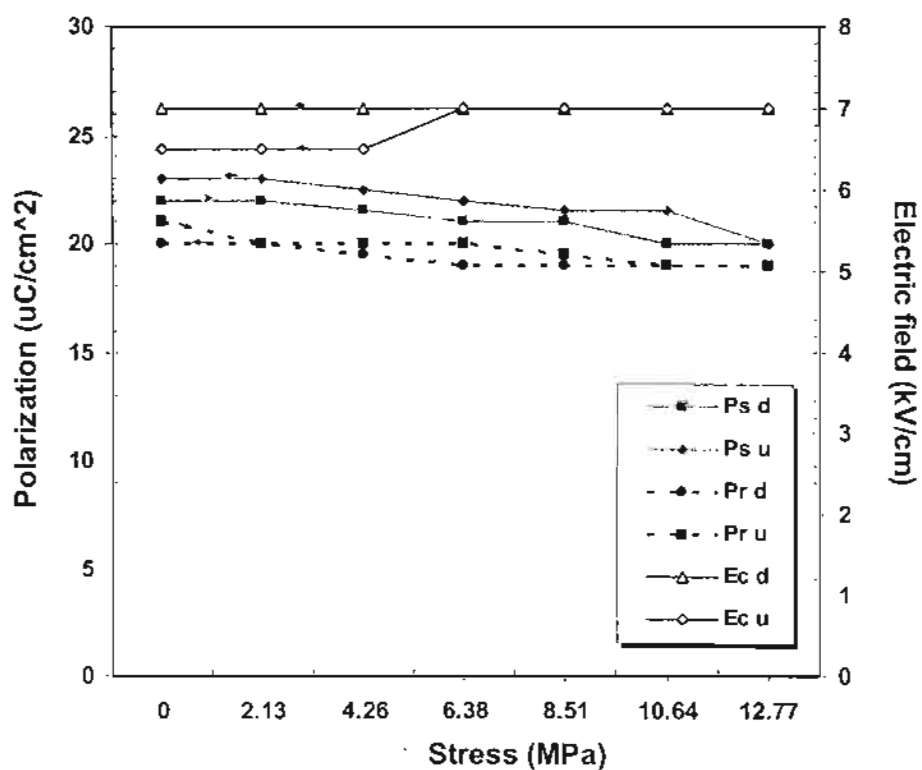
รูป 3.21 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.1PMN-0.9PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



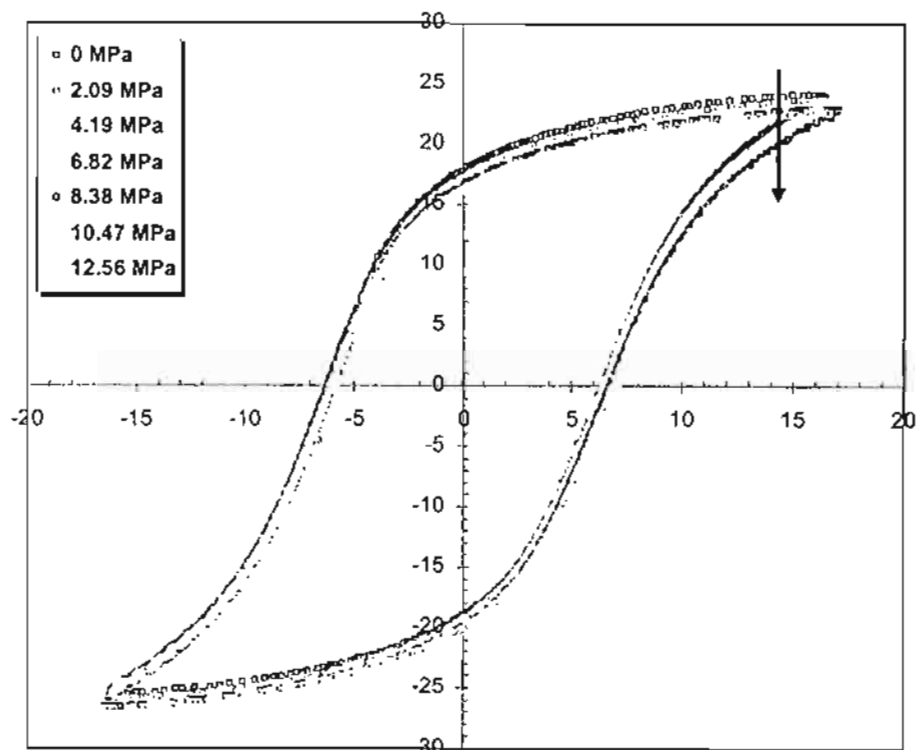
รูป 3.22 การเปลี่ยนแปลงค่า P_s , P_r และ E_c ตามความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.1PMN-0.9PZT ระหว่างการทดลองเพิ่มและลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



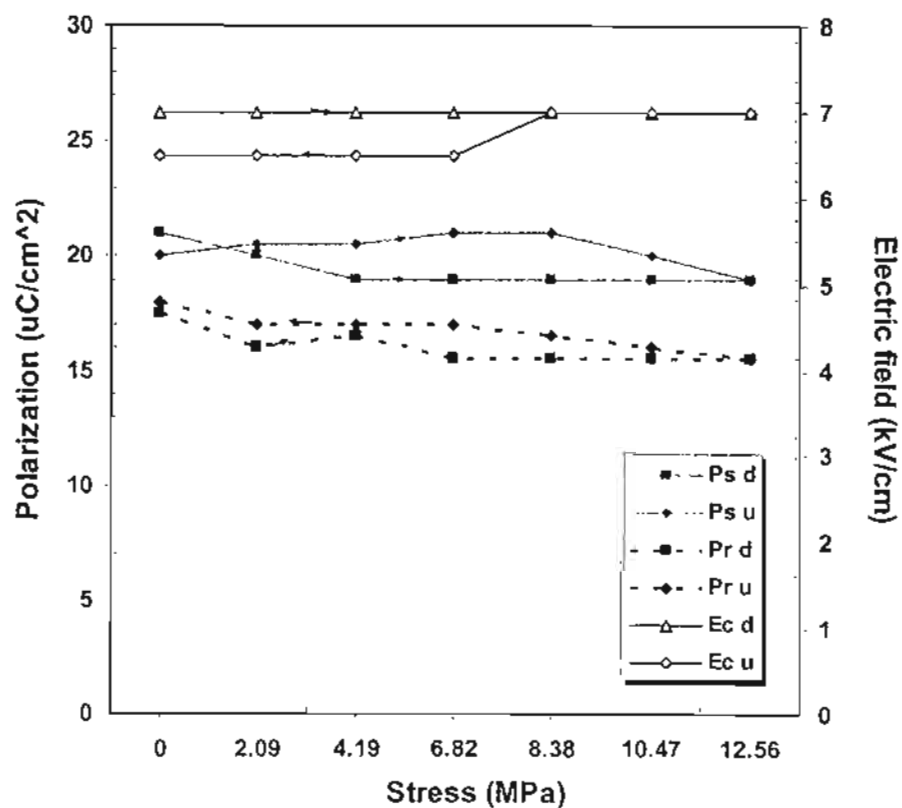
รูป 3.23 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.3PMN-0.7PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



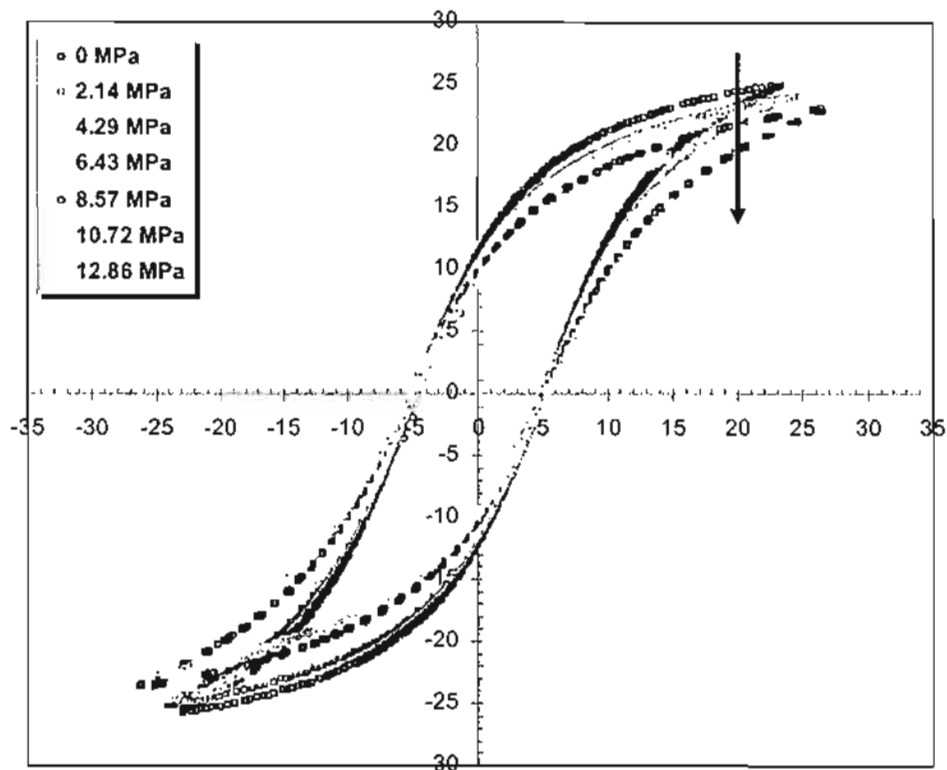
รูป 3.24 การเปลี่ยนแปลงค่า P_s , P_r และ E_c ตามความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.3PMN-0.7PZT ระหว่างการทดลองเพิ่มและลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



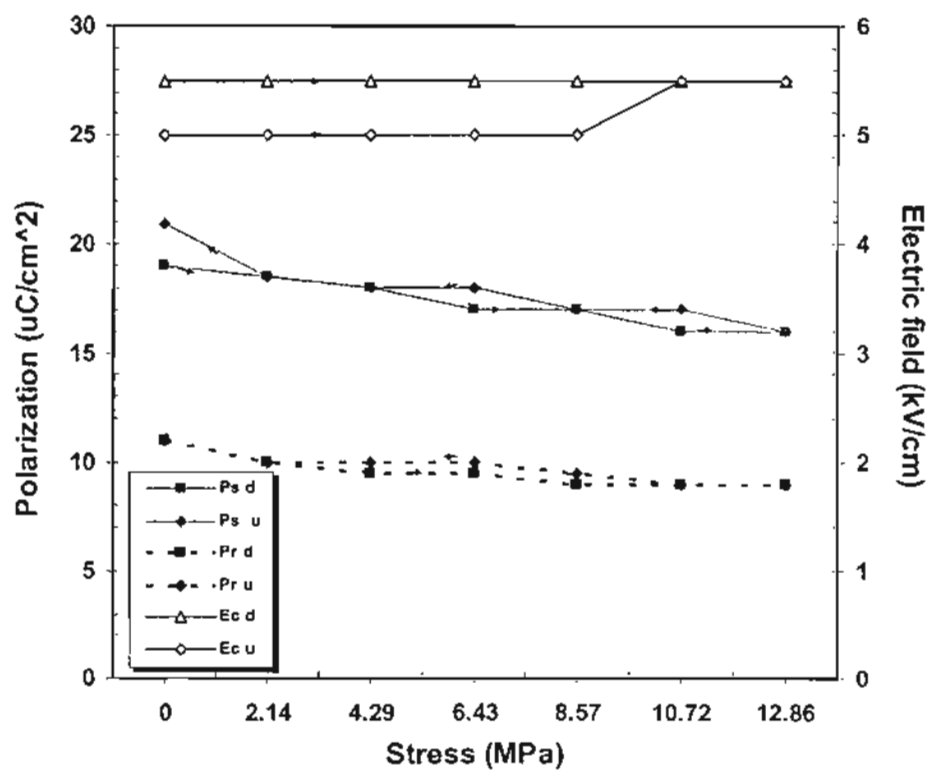
รูป 3.25 การเปลี่ยนแปลงของวงวานฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.5PMN-0.5PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



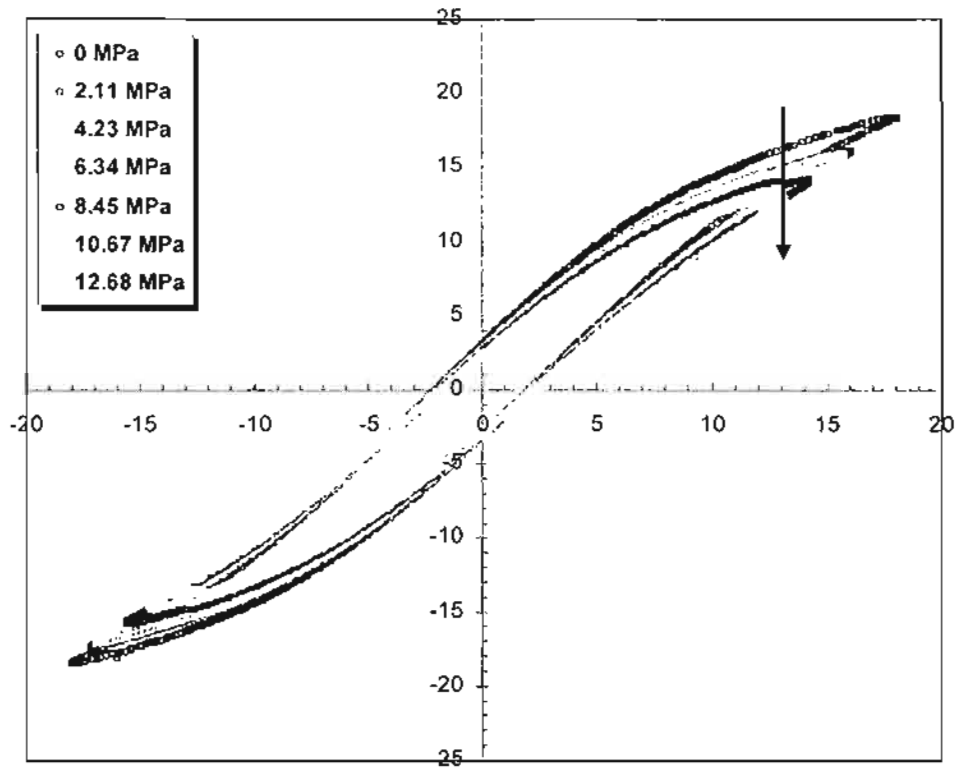
รูป 3.26 การเปลี่ยนแปลงค่า P_s , P_r และ E_c ตามความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.5PMN-0.5PZT ระหว่างการทดลองเพิ่มและลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



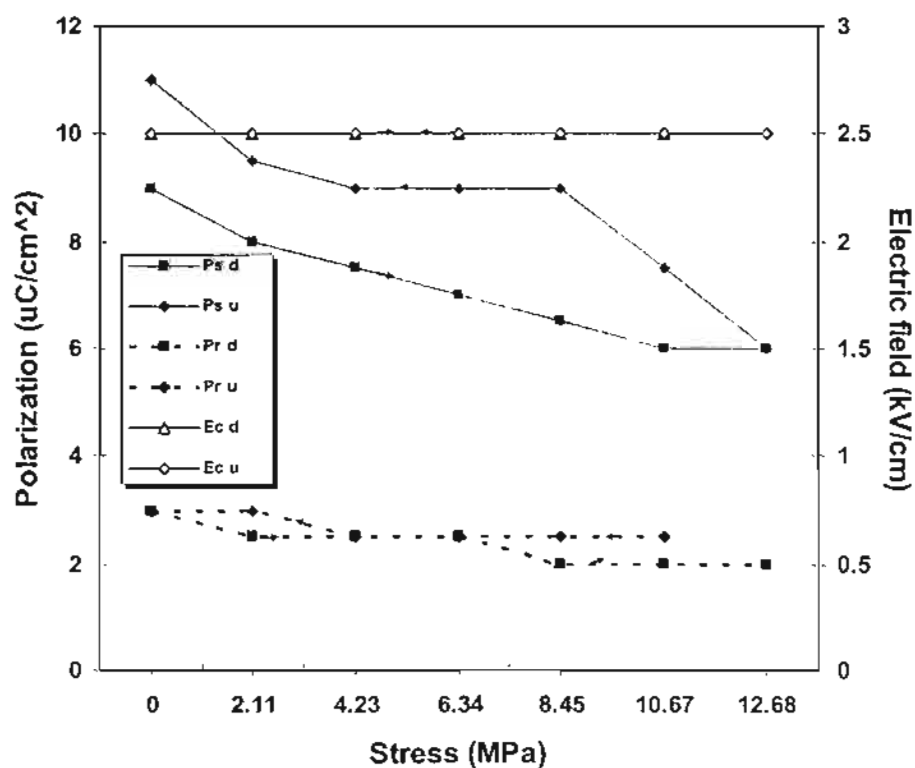
รูป 3.27 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.7PMN-0.3PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



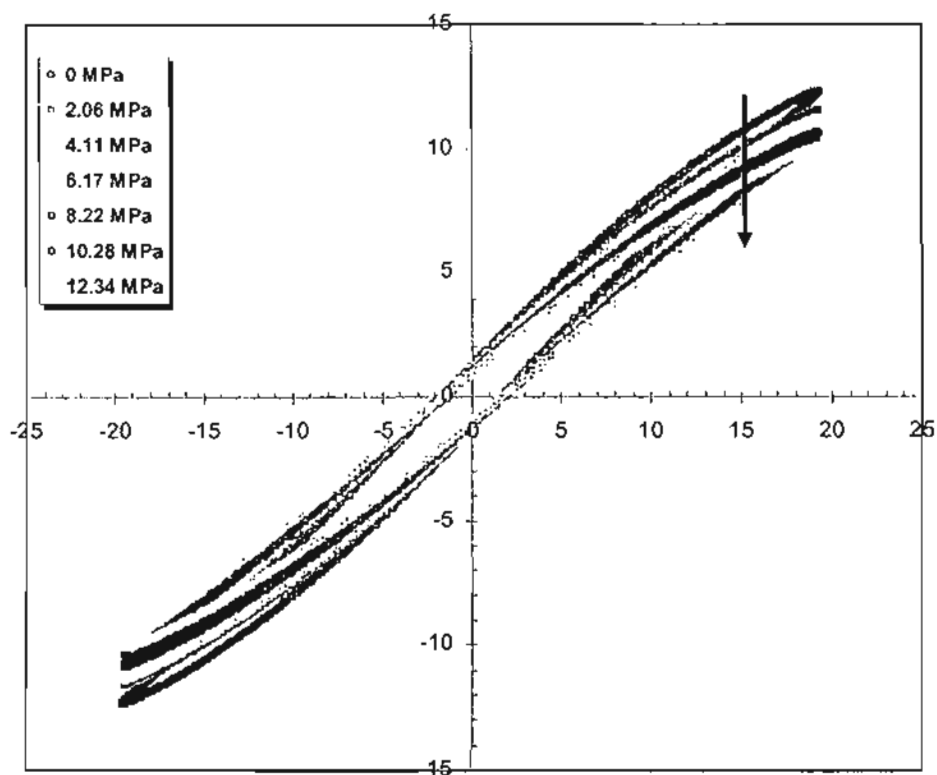
รูป 3.28 การเปลี่ยนแปลงค่า P_s , P_r และ E_c ตามความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.7PMN-0.3PZT ระหว่างการทดลองเพิ่มและลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



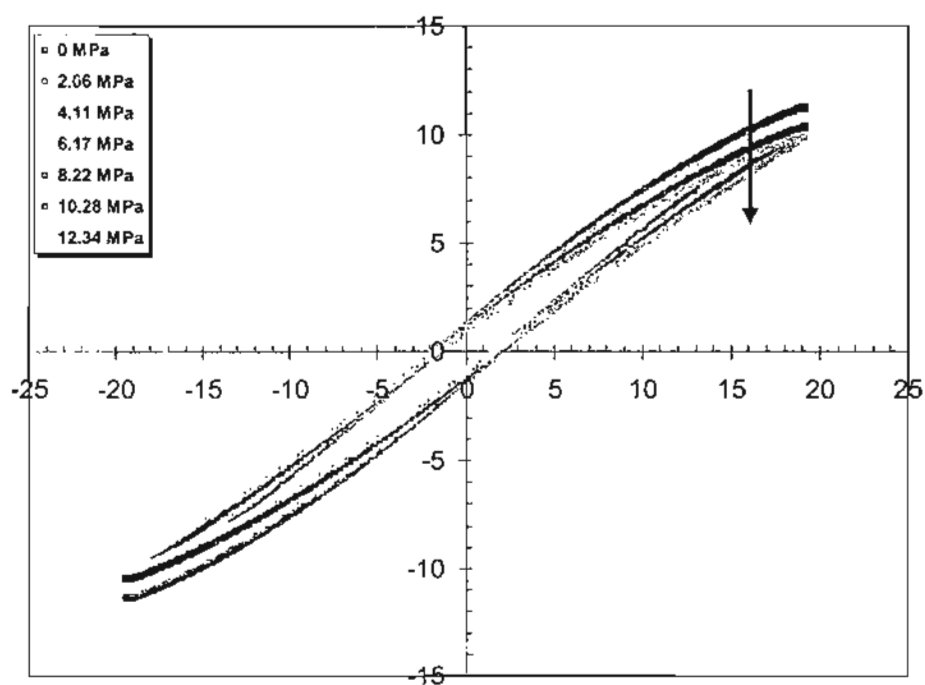
รูป 3.29 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.9PMN-0.1PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



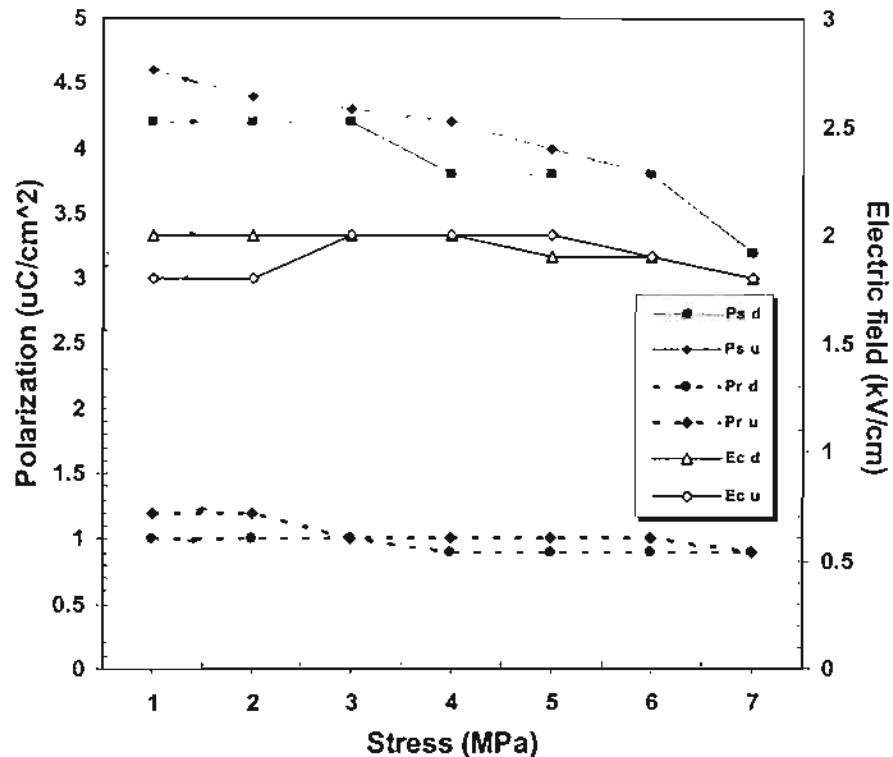
รูป 3.30 การเปลี่ยนแปลงค่า P_s , P_r และ E_c ตามความเค้นสำหรับสารเซรามิก 0.9PMN-0.1PZT ระหว่างการทดลองเพิ่มและลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



รูป 3.31 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก PMN
ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



รูป 3.32 การเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสกับความเค้นสำหรับสารเซรามิก PMN
ระหว่างที่มีการลดความเค้นที่ให้กับสารเซรามิก



รูป 3.33 การเปลี่ยนแปลงค่า P_s , P_r และ E_c ตามความเค้นสำหรับสารเซรามิก PMN ระหว่างการทดลองเพิ่มและลดความเค้นให้กับสารเซรามิก

เมื่อพิจารณาผลการทดลองแสดงในรูป 3.21-3.33 นั้น จะเห็นว่า เมื่อเปรียบเทียบกับสารเซรามิก PZT แล้วนั้น สารเซรามิก PMN-PZT นั้นจะมีการเปลี่ยนแปลงของค่า P_r และ E_c กับความเค้นในระดับที่ค่อนข้างน้อย ในขณะที่ เมื่อมีการเพิ่มขึ้นของความเค้น ค่า P_s (ซึ่งในที่นี้ควรพิจารณาในลักษณะที่เป็นค่าสูงสุดของค่าโพลาริเซชัน (maximum polarization)) มีการลดลงอย่างเห็นได้ชัด โดยเฉพาะในกรณีของสารเซรามิกที่มีปริมาณ PMN มาก คือ PMN 0.9PMN-0.1PZT และ 0.7PMN-0.3PZT อย่างไรก็ตาม การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวก็ยังคงต่ำเมื่อเปรียบเทียบกับในสารเซรามิก PZT นอกจากนี้ สามารถสังเกตได้ถึงลักษณะของวงวนฮิสเทอรีซิสที่ไม่ค่อยมีการเปลี่ยนแปลงกับความเค้นที่เพิ่มขึ้น แต่จะมีการลดลงของค่าสูงสุดของค่าโพลาริเซชัน ซึ่งลักษณะเช่นนี้แสดงให้เห็นถึงการที่อัตราการสูญเสียพลังงาน (จากพื้นที่ของวงวนฮิสเทอรีซิส) ที่ไม่มีการเปลี่ยนแปลงกับความเค้นมากนัก ซึ่งแตกต่างจากกรณีของสารเซรามิก PZT ที่สามารถสังเกตเห็นการเปลี่ยนแปลงอย่างชัดเจน นอกจากนี้การเปลี่ยนแปลงของค่า P_s , P_r และ E_c กับความเค้นในระดับที่ค่อนข้างน้อย (แต่มีแนวโน้มที่ลดลงเมื่อความเค้นมากขึ้น) นั้น แสดงให้เห็นถึงอิทธิพลของความเค้นต่อการเคลื่อนที่ของผนังโดเมนที่มีไม่มากนัก และเมื่อสังเกตว่าค่า P_s , P_r และ E_c นั้นมีค่าลดลงค่อนข้างน้อยหลังจากผ่านการทดลองเพิ่มและลดความเค้นกลับมาที่ศูนย์ แสดงให้เห็นถึงการเสื่อมและการหมดสภาพชั่วที่เกิดขึ้นน้อยในสารเซรามิกเหล่านี้ ซึ่งเชื่อว่าเป็นการที่โดเมนในระดับนาโนของสาร PMN มีส่วนในการยับยั้งการเคลื่อนที่ของโดเมนที่เกิดขึ้นในสาร PMN-PZT^{20,22-24}

4. สรุปผลและข้อเสนอแนะ

4.1 สรุปผล

1. สารเซรามิก PMN-PZT ที่เตรียมด้วยวิธีผสมออกไซด์โดยสารเซรามิกที่เตรียมได้เป็นสารเซรามิกที่มีโครงสร้างผลึกเป็นแบบเพอรอฟสไกต์ โดยมีโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางกายภาพที่เปลี่ยนแปลงไปตามสัดส่วนองค์ประกอบระหว่างเฟส PMN และ PZT
2. ได้ออกแบบและจัดสร้างเครื่องมือแรงอัดแบบแกนเดียว (Uniaxial Stress Compressometer) ขนาดเล็กเพื่อใช้ประกอบการศึกษาสมบัติต่างๆ ของวัสดุภายใต้อิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียว ซึ่งสามารถใช้งานได้ทั้งในสภาวะความเค้นต่ำ (< 1 MPa) และในสภาวะความเค้นสูง (0-25 MPa)
3. ได้ออกแบบและสร้างชุดอุปกรณ์วงจร Sawyer-Tower เพื่อใช้ประกอบการศึกษาสมบัติฮิสเทอรีซิสในวัสดุเฟอร์โรอิเล็กตริก เพื่อการศึกษาสมบัติฮิสเทอรีซิสของสารเซรามิกเลดเซอร์โคเนตไทเทเนต (PMN-PZT)
4. การศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกของสารเซรามิก PMN-PZT ที่ยังไม่ถูกทำซ้ำ ในสภาวะความเค้นต่ำพบว่าค่าคงที่ไดอิเล็กตริกของสารเซรามิกไม่มีการเปลี่ยนแปลงกับความเค้นมากนัก แต่ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกของสารเซรามิกมีการเปลี่ยนแปลงกับความเค้นที่ชัดเจนกว่า แต่ในสภาวะความเค้นสูงพบว่าการเปลี่ยนแปลงของค่าคงที่ไดอิเล็กตริกของสารเซรามิก PMN-PZT กับความเค้นอย่างเห็นได้ชัด โดยจะมีการเปลี่ยนแปลงที่ไม่แน่นอนไม่ขึ้นอยู่กับองค์ประกอบของสาร ในขณะที่อิทธิพลของความเค้นต่อค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกนั้นมีความไม่แน่นอน
5. การศึกษาอิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกของสารเซรามิก PMN-PZT ที่ถูกทำซ้ำแล้ว พบว่าภายใต้สภาวะความเค้นต่ำจะไม่มีการเปลี่ยนแปลงที่ชัดเจนของค่าคงที่ไดอิเล็กตริกและค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกตามความเค้นที่เพิ่มขึ้น แต่ภายใต้สภาวะความเค้นสูง สำหรับค่าคงที่ไดอิเล็กตริกนั้น พบว่าสารเซรามิก PMN-PZT ที่มีสาร PMN เป็นองค์ประกอบหลักพบว่าจะมีค่าคงที่ไดอิเล็กตริกลดลงเมื่อมีความเค้นเพิ่มขึ้น ในขณะที่สารเซรามิก PMN-PZT ที่มีสาร PZT เป็นองค์ประกอบหลักจะมีค่าคงที่ไดอิเล็กตริกเพิ่มขึ้นเมื่อความเค้นเพิ่มขึ้น แต่ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กตริกจะมีการเปลี่ยนแปลงที่ไม่ขึ้นกับองค์ประกอบหลัก
6. การเปรียบเทียบของวงวนฮิสเทอรีซิส (P-E) ของสารเซรามิก PMN-PZT ซึ่งให้เห็นถึงการเปลี่ยนแปลงของคุณลักษณะจากแบบสารพิโซอิเล็กตริกในสารเซรามิก PZT ไปเป็นแบบสารอิเล็กโตรสทริกทีฟในสาร PMN

7. การศึกษาผลของความเค้นต่อการเปลี่ยนแปลงของวงวนฮิสเทอรีซิสสำหรับสารเซรามิก PZT ระหว่างที่มีการเพิ่มความเค้น พบว่าขนาดของวงวนนั้นเล็กลงอย่างมากเมื่อความเค้นมากขึ้น โดยที่เมื่อพิจารณาค่า P_r , P_s และ E_c พบว่า เมื่อความเค้นเพิ่มขึ้น ค่า P_r และ P_s จะมีการลดลงอย่างเห็นได้ชัด ในขณะที่ ค่า E_c จะมีการลดลงเพียงเล็กน้อย
8. เมื่อเปรียบเทียบกับสารเซรามิก PZT แล้วนั้น สารเซรามิก PMN-PZT นั้นจะมีการเปลี่ยนแปลงของค่า P_r และ E_c กับความเค้นในระดับที่ค่อนข้างน้อย
9. สำหรับสารเซรามิกที่มีปริมาณ PMN มาก คือ PMN 0.9PMN-0.1PZT และ 0.7PMN-0.3PZT นั้น เมื่อมีการเพิ่มขึ้นของความเค้น ค่า P_s มีการลดลงอย่างเห็นได้ชัด แต่การเปลี่ยนแปลงดังกล่าวก็ยังคงต่ำเมื่อเปรียบเทียบกับในสารเซรามิก PZT
10. การเคลื่อนที่ของผนังโดเมน การเสื่อมและการหมดสภาพชั่วคราวมีผลอย่างชัดเจนต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติฮิสเทอรีซิสของสารเซรามิก PMN-PZT ภายใต้อิทธิพลของความเค้น

4.2 ข้อเสนอแนะ

1. ควรทำการตรวจสอบตรวจวิเคราะห์ชนิดของเฟสที่ปรากฏในสารเซรามิก PMN-PZT ที่ค่าอัตราส่วนต่างๆโดยละเอียดด้วยเทคนิค EDX เพื่อนำข้อมูลมาประกอบการอภิปรายผลที่ได้จากการใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด
2. เครื่องอัดแรงแบบแกนเดี่ยว ควรใช้วัสดุที่มีความแข็งมากกว่าสารเซรามิกมาทำฉนวนเพื่อป้องกันการยุบตัวของผิวหน้าฉนวน เมื่อมีการใช้งานภายใต้แรงเค้น
3. ควรมีการหุ้มแผ่นพลาสติกหรือวัสดุที่มีความยืดหยุ่นสูงที่ผิวหน้าฉนวนในเครื่องอัดแรงแบบแกนเดี่ยว เพื่อให้ผิวเซรามิกสัมผัสมากที่สุดเพื่อกระจายแรงได้ทั่ว ซึ่งจะช่วยลดการแตกของสารเซรามิกได้
4. ควรที่จะมีการพัฒนาให้เครื่องอัดแรงแบบแกนเดี่ยวสามารถที่จะใช้งานในระดับแรงดันที่มากกว่า 25 MPa
5. ควรได้มีการพัฒนาให้ชุดวงจร Sawyer-Tower มีการเชื่อมต่อกับระบบคอมพิวเตอร์ เพื่อการเก็บข้อมูลที่รวดเร็วและถูกต้องมากขึ้น
6. ควรที่จะมีการศึกษาเพิ่มเติมเกี่ยวกับการชดเชยการสูญเสียที่เกิดขึ้นระหว่างการวัด ซึ่งจะนำไปสู่การพัฒนาให้ระบบให้ทำงานได้ถูกต้องมากขึ้น
7. ควรมีการพัฒนาให้ระบบสามารถใช้ในการศึกษาผลของอุณหภูมิต่อสมบัติฮิสเทอรีซิส ซึ่งจะนำไปสู่องค์ความรู้ใหม่ต่อไป
8. ควรมีการศึกษาถึงอิทธิพลของเงื่อนไขในการทำขั้ว (poling) ต่อสมบัติฮิสเทอรีซิสและไฟฟ้าเชิงกลของสารเซรามิก PMN-PZT

หนังสืออ้างอิง

- (1) McColm, I. J., *Dictionary of Ceramic Science and Engineering*, 2nd Ed., Plenum Press (1994)
- (2) Moulson, A.J. and Herbert, J.M., *Electroceramics: Materials Properties and Applications*, Chapman&Hall (1993)
- (3) Haerlting, G.H., *J. Am. Ceram. Soc.*, **84**, 797-818 (1999).
- (4) Xu, Y. H., *Ferroelectric Materials and Their Applications*, 1st Ed., University of California Los Angeles, North Holland (1991).
- (5) Swartz, S. L. and Shrout T. R., *Mater. Res. Bull.*, **17**, pp. 1245 (1982).
- (6) Abbattista, F., Rolando, P. and Grassi, G.B., *Ann. Chim.(ROME)*, **60**, pp. 426-435 (1970).
- (7) Cross, L. E., *Ferroelectrics*, **76**, pp. 241-267 (1982).
- (8) Viehland, D. and Powers, J., *J. Appl Phys.*, **89(3)**, pp 1820-1825 (2001).
- (9) Cross, L.E., *Mater. Chem. Phys.*, **43**, pp.108-115 (1996).
- (10) Burcsu, E., Ravichandran, G., and Bhattacharya, K., *Appl. Phys. Lett.*, **77(11)**, pp. 1697-1700 (2000).
- (11) Viehland, D., Ewart, L. Powers, J., and Li, J.F., *J. Appl. Phys.*, **90(5)**, pp. 2479-2483 (2001).
- (12) Fritz, I.J., *J. Appl. Phys.*, **49(9)**, pp.4922-4928 (1978).
- (13) Zhao, J. and Zhang, Q.M., *IEEE Proc. (ISAF1996)*, pp. 971-974 (1996).
- (14) Yang, G., Liu, S.F., Ren, W., and Mukherjee, B.K., *IEEE Proc. (ISAF 2000)*, pp. 431-434 (2001).
- (15) Zhao, J., Zhang, Q.M. and Mueller, V., *IEEE Proc. (ISAF98)*, pp. 361-364 (1999).
- (16) Zhao, J., Glazounov, A.E. and Zhang, Q. M., V., *Appl. Phys. Lett.*, **74(3)**, pp. 436-438 (1999).
- (17) Sawyer, V. B. and Tower, C.H., *Phys. Rev.*, **35**, pp. 269-275 (1930).
- (18) Zhang, Q. M., Zhao, J., Uchino, K., and Zheng, J., *J. Mater. Res.*, **12(1)**, pp. 226-234 (1997).
- (19) Yang, G., Liu, S. F., Ren, W., and Mukherjee, B. K., *Proc.SPIE Symposium on Smart Structures and Materials*, **3992**, pp. 103-113 (2000).
- (20) Yang, G., Ren, W. Lui, S. F., Masys, A. J., and Mukherjee, B. K., *IEEE Proc. Ultrasonic Symposium*, pp. 1005-1008 (2000).

- (21) Pan, M. J., Pertsch, P., Yoshikawa, S., Shrout, T. R., and Vedula, V., *Proc.SPIE 5th Symposium on Smart Structures and Materials*, **3990**, pp. 205-214 (1998).
- (22) Viehland, D. and Powers, J., *J. Appl. Phys.*, **89(3)**, pp. 1820-1825 (2001).
- (23) Viehland, D., Tito, F., McLaughlin, E., Robinson, H., Janus, R., Ewart, L., and Powers, J., *J. Appl. Phys.*, **90(3)**, pp. 1496-1500 (2001).
- (24) Viehland, D., Li, J. F., McLaughlin, E., Powers, J., Janus, R., and Robinson, H., *J. Appl. Phys.*, **95(4)**, pp. 1969-1972 (2004).

Output จากโครงการวิจัยที่ได้รับทุนจาก สกว.

1. ผลงานตีพิมพ์ในวารสารวิชาการนานาชาติ จำนวนทั้งสิ้น 5 เรื่องได้แก่

1.1 ผลงานวิจัยที่ได้ตีพิมพ์แล้ว 2 เรื่อง

Yimnirun R, Ananta S, Meechoowas E, Wongsanmai S. Effects of uniaxial stress on dielectric properties of lead magnesium niobate-lead zirconate titanate ceramics. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2003; **36**: 1615-1619.

(ภาคผนวก ก)

Yimnirun R, Ananta S, Laoratanakul P. Effects of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ mixed-oxide modification on dielectric properties of $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ ceramics. *Mater. Sci. Eng. B*, in press.

(ภาคผนวก ข)

1.2 ผลงานวิจัยที่อยู่ระหว่างการส่งไปเพื่อตีพิมพ์ 2 เรื่อง

Yimnirun R, Meechoowas E, Ananta S, Tunkasiri T. Synthesis and mechanical properties of PMN-PZT ceramics. Submitted to *Materials Letters*.

(ภาคผนวก ค)

Yimnirun R, Ananta S, Laoratanakul P. Dielectric and ferroelectric properties of lead magnesium niobate-lead zirconate titanate ceramics prepared by mixed-oxide method. Submitted to *Journal of the European Ceramic Society*.

(ภาคผนวก ง)

1.3 ผลงานวิจัยที่อยู่ระหว่างการเขียนเพื่อส่งตีพิมพ์ 1 เรื่อง

Yimnirun R, Ananta S, Wongsanmai S, Tunkasiri T. Effects of uniaxial stress on electromechanical properties of lead magnesium niobate-lead zirconate titanate ceramics. (in preparation)

2. การนำผลงานวิจัยไปใช้ประโยชน์

2.1 เชิงพาณิชย์

ในการวิจัยนี้ถึงแม้ไม่ได้มุ่งหวังในด้านการนำผลงานไปใช้ประโยชน์ในเชิงพาณิชย์ แต่มุ่งเน้นในการสร้างองค์ความรู้ใหม่ การพัฒนาอุปกรณ์ขึ้นมาใช้ประกอบการศึกษา ซึ่งได้แก่ ชุดอุปกรณ์ในการวัดสมบัติไดอิเล็กตริกและไฟฟ้าเชิงกลภายใต้ความเค้นนั้น สามารถนำไปประยุกต์ใช้ในการวัดสมบัติดังกล่าวทั้งในกรณีที่ไม่

ความเด่นและกรณีที่มีความเด่นในวัสดุตัวอื่นๆได้ ซึ่งสามารถที่จะลดการสั่งซื้ออุปกรณ์ที่มีความคล้ายคลึงจากต่างประเทศได้

2.2 เชิงนโยบาย

ผลการวิจัยที่ได้จากโครงการนี้ได้ถูกนำไปใช้ในการกำหนดแผนและทิศทางการวิจัยของผู้วิจัยที่ชัดเจนขึ้น ดังจะเห็นได้จากการเสนอหัวข้อวิจัยเพื่อขอรับทุนพัฒนานักวิจัย (เมธีวิจัย) ประจำปี 2547 จากสำนักงานกองทุนสนับสนุนการวิจัย ซึ่งเป็นการวิจัยต่อเนื่องจากโครงการวิจัยนี้ เพื่อเป็นการส่งเสริมให้เกิดการวิจัยแบบมีทิศทางมากขึ้น

2.3 เชิงสาธารณะ

โครงการวิจัยนี้ได้ก่อให้เกิดเครือข่ายความร่วมมือในการวิจัยมากขึ้นระหว่างนักวิจัยรุ่นใหม่ทั้งในและต่างประเทศ เช่นความร่วมมืออย่างใกล้ชิดในการวิจัยกับ ผศ. ดร. สุลล อนันตา ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ ซึ่งเน้นการวิจัยด้านกระบวนการผลิตเซรามิก ในขณะที่ผู้วิจัยได้มีส่วนร่วมในการวัดสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกที่ผลิตขึ้น นอกจากนี้ยังได้มีการสร้างความร่วมมือด้านการวิจัยกับนักวิจัยรุ่นใหม่ในต่างประเทศคือ Prof. David Cann และ Prof. Xiaoli Tan แห่ง Iowa State University สหรัฐอเมริกา และที่สำคัญที่สุดผู้วิจัยได้รับความรู้ในการวิจัยจากนักวิจัยอาวุโสจากทั้งในประเทศและต่างประเทศคือ ศ. ดร. ทวี ดันมศิริ แห่งภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ (นักวิจัยที่ปรึกษาของโครงการ) และ Prof. Kenji Uchino แห่ง The Pennsylvania State University สหรัฐอเมริกา

2.4 เชิงวิชาการ (พัฒนาการเรียนการสอน/สร้างนักวิจัยใหม่)

ผลงานที่ได้จากการวิจัยนี้ได้ถูกนำไปใช้ประกอบการเรียนการสอนในหลายๆ กระบวนวิชาของสาขาวิชาวัสดุศาสตร์ ทั้งในระดับปริญญาตรีและระดับบัณฑิตศึกษา เช่น MATS 404 Applications of Electromaterials MATS 703 Fabrication Processes of Materials และ MATS 723 Ferroelectric Materials และในส่วนของสร้างนักวิจัยใหม่นั้น นอกจากประโยชน์โดยตรงที่เกิดกับผู้วิจัยเองแล้ว โครงการวิจัยนี้ได้มีส่วนในการฝึกฝนทักษะการวิจัยและการเผยแพร่ผลงานให้กับนักศึกษาทั้งในระดับปริญญาตรีและระดับบัณฑิตศึกษาในฐานะผู้ช่วยวิจัยร่วมกับหัวหน้าโครงการ และผลงานวิจัยที่ได้สามารถนำไปตีพิมพ์ในวารสารทางวิชาการทั้งในและต่างประเทศ รวมทั้งการนำเสนอผลงานในที่ประชุมทางวิชาการระดับนานาชาติ (ดังแสดงใน output และผลงานอื่นๆ) ซึ่งมีผลให้เกิดการพัฒนา นักวิจัยรุ่นใหม่ขึ้น

3. อื่น ๆ (ผลงานตีพิมพ์ในวารสารวิชาการและการเสนอผลงานในที่ประชุมวิชาการนานาชาติ)

3.1 ผลงานตีพิมพ์ในวารสารวิชาการในประเทศจำนวนทั้งสิ้น 10 เรื่องได้แก่

Wongsaenmai S, Ananta S, Meechoowas E, Yimnirun R. Uniaxial stress dependence of dielectric properties of "poled" ceramics in lead magnesium niobate-lead zirconate titanate system. *Chiang Mai Journal of Science*. 2003; 30: 81-93.

(ภาคผนวก จ)

Wongsaenmai S, Ananta S, Yimnirun R. Microstructural study of ceramics in PMN-PZT system. *Journal of Electron Microscopy of Thailand*. 2003;17(1):53-54.

(ภาคผนวก ฉ)

Yimnirun R, Ananta S, Wongsaenmai S. Dielectric properties of "unpoled" ceramics in lead magnesium niobate-lead zirconate titanate ceramics under uniaxial stress. *Chiang Mai Journal of Science*. 2004; 31: 11-15.

(ภาคผนวก ช)

Yimnirun R, Ananta S, Loaratanakul P. Dielectric properties of ceramics in lead zirconate titanate-lead magnesium niobate system, *Songklanakarin Journal of Science and Technology* in press

(ภาคผนวก ซ)

Yimnirun R, Meechoowas E, Ananta S, Tunkasiri T. Mechanical properties of xPMN-(1-x)PZT ceramic systems, *Chiang Mai University Journal* in press

(ภาคผนวก ฌ)

Yimnirun R, Ananta S, Laoratanakul P. Ferroelectric properties of ceramics in lead zirconate titanate - lead magnesium niobate systems, *Chiang Mai University Journal* in press

(ภาคผนวก ญ)

สุพัทธา วงศ์แสนใหม่, สุพล อนันตา และ รัตติกร ยัมน์ิรัญ. "อิทธิพลของความถี่แบบแกนเดี่ยวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกของสารเซรามิกในระบบ PMN-PZT ที่ผ่านการทำซ้ำ" วารสารสงขลานครินทร์ วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ปีที่ 25 ฉบับที่ 5 (กันยายน-ตุลาคม 2546) หน้า 629-636

(ภาคผนวก ฎ)

สุพัตรา วงศ์แสนใหม่, สุพล อนันตา และ รัตติกร ยิ้มนิรัญ, "อิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกของสารเซรามิกในระบบ PMN-PZT ที่ไม่ผ่านการทำซ้ำ" วารสารวิทยาศาสตร์ มช ปีที่ 31 ฉบับที่ 2 (เมษายน-มิถุนายน 2546) หน้า 73-84

(ภาคผนวก ก)

สุพัตรา วงศ์แสนใหม่, สุพล อนันตา และ รัตติกร ยิ้มนิรัญ, "อิทธิพลของความเค้นแบบแกนเดียวต่อสมบัติไดอิเล็กตริกของสารเซรามิกเลดเซอร์โคเนตไทเทเนต" วารสารเทคโนโลยีสุรนารี ปีที่ 10 ฉบับที่ 3 (กรกฎาคม-กันยายน 2546) หน้า 206-209

(ภาคผนวก ข)

สุพัตรา วงศ์แสนใหม่, พิศลย์ มุลรัตน์, ชีระพงษ์ ศีลาวงศ์สวัสดิ์, สุพล อนันตา และ รัตติกร ยิ้มนิรัญ, "การศึกษาสมบัติฮิสเทอรีซิสในสารเซรามิกเฟอร์โรอิเล็กตริกเลดเซอร์โคเนตไทเทเนต (พีแซดที) ด้วยวงจร Sawyer-Tower" วารสารมหาวิทยาลัยนเรศวร ปีที่ 11 ฉบับที่ 3 (กันยายน-ธันวาคม 2546) หน้า 21-28

(ภาคผนวก ค)

3.2 การเสนอผลงานในที่ประชุมวิชาการนานาชาติจำนวนทั้งสิ้น 5 เรื่องได้แก่

Rattikorn Yimnirun, Supon Ananta, and Ekarat Meechoowas, Processing and Mechanical Properties of PMN-PZT Ceramic Composites, presented at the 8th International Conference on Ceramic Processing Science (8th ICCPS), September 2-5, Hamburg, Germany

Supattra Wongsanmai, Supon Ananta, and Rattikorn Yimnirun, Microstructural Study of Ceramics in Lead Magnesium Niobate – Lead Zirconate Titanate System, presented at the *Electron Microscopy Society of Thailand Annual Conference*, January 30-February 1, 2003, Bangkok, Thailand

Rattikorn Yimnirun, Pitak Laorattanakul, and Supon Ananta, Synthesis and Dielectric Properties of Lead Magnesium Niobate-Lead Zirconate Titanate Solid Solutions, presented at the 2nd International Conference on Materials for Advanced Technologies 2003 (ICMAT-2003), December 7-12, 2003, Singapore

Supattra Wongsanmai, Supon Ananta, and Rattikorn Yimnirun, Effect of Uniaxial Stress on Dielectric Properties of Lead Zirconate Titanate - Lead Magnesium Niobate Ceramics, presented at the 2nd International Conference

on Materials for Advanced Technologies 2003 (ICMAT-2003), December 7-12, 2003, Singapore

Athipong Ngamjarrojana, Supattra Wongsanmai, Supon Ananta, David Cann, Xiaoli Tan and **Rattikorn Yimnirun**, Dielectric Properties of Lead Zirconate Titanate - Lead Magnesium Niobate Ceramics Under Uniaxial Stress, presented at *the 106th Annual Meeting of the American Ceramics Society (ACERS-2004)*, April 18-21, 2004, Indianapolis, USA

ภาคผนวก ก

Reprint

Yimnirun R, Ananta S, Meechoowas E, Wongsanmai S. Effects of uniaxial stress on dielectric properties of lead magnesium niobate-lead zirconate titanate ceramics. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2003; **36**: 1615-1619.

Effects of uniaxial stress on dielectric properties lead magnesium niobate–lead zirconate titanate ceramics

Rattikorn Yimnirun, Supon Ananta, Ekarat Meechoowas and Supattra Wongsanmai

Department of Physics, Faculty of Science, Chiang Mai University, Chiang Mai 50200, Thailand

Received 11 April 2003

Published 18 June 2003

Online at stacks.iop.org/JPhysD/36/1615

Abstract

Effects of uniaxial stress on the dielectric properties of ceramics in lead magnesium niobate–lead zirconate titanate (PMN–PZT) system are investigated. The ceramics with a formula $(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ or $(x)\text{PMN}-(1-x)\text{PZT}$ when $x = 0.0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0 are prepared by a conventional mixed-oxide method. Phase formation behaviour and microstructural features of these ceramics are studied by x-ray diffraction and scanning electron microscopy methods, respectively. The dielectric properties under the uniaxial stress of the PMN–PZT ceramics are observed at stress levels up to 5 MPa using a uniaxial compressometer. It is found that with increasing applied stress the dielectric constant of the PZT-rich compositions increases slightly, while that of the PMN-rich compositions decreases. On the other hand, the dielectric loss tangent for most of the compositions first rises and then drops with increasing applied stress.

1. Introduction

Lead magnesium niobate ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ or PMN) and lead zirconate titanate ($\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ or PZT) ceramics are widely used in devices like piezoelectric actuators and electromechanical transducers [1–3]. These two types of ceramics possess distinct characteristics that, in turn, make each ceramic suitable for different applications. As a prototypic relaxor ferroelectric, PMN has advantages of having broader operating temperature range, especially over the room temperature range. This is a direct result of a diffuse paraelectric–ferroelectric phase transition in the vicinity of room temperature. In addition, as a result of their unique microstructure features PMN ceramics exhibit low loss and non-hysteretic characteristics. However, the PMN ceramics have relatively low electromechanical coupling coefficients, as compared to PZT. This is the main reason for rather unsuccessful applications of PMN ceramics in actuators and transducers. In contrast to PMN, PZT ceramics have found several actuator and transducer applications due to their high electromechanical coupling coefficients [1, 2]. However, PZT ceramics are fairly lossy as a result of their highly hysteretic behaviour. This makes them unsuitable for applications

that require high delicacy and reliability. Furthermore, PZT ceramics normally have very high Curie temperature (T_C) in the vicinity of 400°C. Usually, many applications require that T_C be close to ambient temperature. Therefore, there is a general interest to reduce the T_C of PZT ceramics to optimize their uses. Forming a solid-solution of PZT and relaxor ferroelectrics has been one of the techniques employed to improve the properties of ferroelectric ceramics. With the complementary features of PMN and PZT, it is of special interest to investigate a solid-solution of PMN–PZT ceramics, which is expected to possess more desirable features than single-phase PMN and PZT [2, 4–6].

Furthermore, these ceramics are often subjected to external mechanical loading when used in specific applications, such as in acoustical transducers [7, 8]. A prior knowledge of how the material properties change under different load conditions is crucial for proper design of a device and for suitable selection of materials for a specific application. Despite this fact, material constants used in any design calculation are often obtained from a stress-free measuring condition, which in turn may lead to incorrect or inappropriate actuator and transducer designs [9–11]. It is therefore important to determine the properties of these materials as a function of applied

stress. Previous investigations on the stress-dependent dielectric and electrical properties of other ceramic systems, such as PZT and PMN-PT have clearly emphasized the importance of the subject [12, 13]. However, there has been no report on the study on the PMN-PZT system. Therefore, this study is undertaken to investigate the influences of the uniaxial stress on the dielectric properties of ceramics in PMN-PZT ceramic composites.

2. Experiments and measurements

The $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ ceramic composites are prepared from PMN and PZT powders by a mixed-oxide method. Perovskite-phase PMN powders are obtained via the well-known columbite method [14]. PZT powders, on the other hand, are prepared by a more conventional mixed-oxide method.

The columbite method is employed in preparing a perovskite-phase PMN. In this method, the magnesium niobate powders are first prepared by mixing starting MgO (>98%) and Nb_2O_5 (99.9%) powders and then calcining the mixed powders at 1050°C for 2.5 h. This yields a so-called columbite powder (MgNb_2O_6). The columbite powders are subsequently ball-milled with PbO (99%) for 24 h. The mixed powders are calcined at 800°C for 2.5 h to form a perovskite-phase PMN. With a more conventional oxide-mixing route, PZT powders are prepared from reagent-grade PbO (99%), ZrO_2 (99%), and TiO_2 (98.5%) starting powders. These powders are ball-milled for 24 h and later calcined at 850°C for 2 h.

The $(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ -(1-x) $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0.0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramic composites are prepared from the starting PMN and PZT powders by a mixed-oxide method at various processing conditions. Initially, the PMN and PZT powders for a given composition are weighed and then ball-milled in ethanol for 24 h. After the drying process, the mixed powders are pressed hydraulically to form disc-shaped pellets 15 mm in diameter and 2 mm thick, with 5 wt.% polyvinyl alcohol (PVA) as a binder. The pellets are stacked in a covered alumina crucible filled with PZ powders to prevent lead loss. Finally, the sintering is carried out at a sintering temperature for 2 h with $5\text{ min } ^\circ\text{C}^{-1}$ heating and cooling rates. The firing profile includes a 1 h dwell time at 500°C for binder burnout process to complete. For optimization purpose, the sintering temperature is varied between 1000°C and 1300°C depending upon the compositions.

The densities of the sintered ceramics are measured by the Archimedes method. The firing shrinkage is determined from the dimensions of the specimens before and after the sintering process. The phase formations of the sintered specimens are studied by an x-ray diffractometer (Philips analytical). The microstructure analyses are undertaken by a scanning electron microscopy (SEM: JEOL Model JSM 840A). Grain size is determined from SEM micrographs by a linear intercept method. For dielectric property characterizations under a uniaxial stress, the sintered samples are lapped to obtain parallel faces, and the faces are then coated with silver paint as electrodes. The samples are heat-treated at 750°C for 12 min to ensure the contact between the electrodes and the ceramic surfaces. The samples are subsequently poled in a silicone

oil bath at a temperature of 120°C by applying a dc field of 25 kV cm^{-1} for 30 min and field-cooled to room temperature.

To study the effects of the uniaxial stress on the dielectric properties, the uniaxial compressometer is constructed. The details of the system are described elsewhere [15]. The dielectric properties are measured through spring-loaded pins connected to the LCZ-meter (Hewlett Packard, model 4276A). The capacitance and the dielectric loss tangent are determined at frequency of 1 kHz and room temperature (25°C). The dielectric constant is then calculated from a parallel-plate capacitor equation, e.g. $\epsilon_r = Cd/\epsilon_0 A$, where C is the capacitance of the sample, d and A are the thickness and the area of the electrode, respectively, and ϵ_0 is the dielectric permittivity of vacuum ($8.854 \times 10^{-12}\text{ F m}^{-1}$). Though the hysteretic behaviour is expected in the materials, as seen in other ferroelectric materials [12], it should be mentioned that with the limitation of the current design of the uniaxial compressometer the reversibility of the dielectric properties with stress is not obtainable in this experiment. The modification of the experimental set-up to measure the reversibility is underway and the results will be presented in future publications.

3. Results and discussion

The optimized density of sintered $(x)\text{PMN}$ -(1-x) PZT ceramics is listed in table 1. It is observed that the compositions with $x = 0.1$ and 0.3 show relatively lower density than other compositions. This suggests that the addition of a small amount of PMN to the PMN-PZT compositions results in a significant decrease in the density of the ceramics. Further addition of PMN into the compositions increases the density again. A similar result was reported in a previous investigation [4]. The SEM investigations (shown later in figure 2) reveal supporting evidences that the ceramics with these two compositions contain very small and loosely bonded grains. It should, however, be noted that the composition with $x = 0.1$, which contains sub-micron size grains, is not well sintered. Clearly, this is a reason for the much lower density in this composition. As shown in table 1, the average grain size of all the mixed compositions is much smaller than that of the pure PZT and PMN materials. The reason for the changes of the density and the smaller grain sizes in the mixed compositions is not clearly understood, but this may be a result of PMNs role as a grain-growth inhibitor in the PMN-PZT composites. More importantly, it should be pointed out that dense ceramics

Table 1. Characteristics of PMN-PZT ceramics with optimized processing conditions.

Ceramic	Density (g cm^{-3})	Firing shrinkage (%)	Grain size range (μm)	Average grain size (μm)
PZT	7.59 ± 0.11	33.5 ± 1.1	2-7	5.23
0.1PMN-0.9PZT	6.09 ± 0.11	18.6 ± 0.1	0.5-2	0.80
0.3PMN-0.7PZT	7.45 ± 0.10	30.8 ± 2.7	0.5-3	1.65
0.5PMN-0.5PZT	7.86 ± 0.05	38.3 ± 0.1	0.5-5	1.90
0.7PMN-0.3PZT	7.87 ± 0.07	40.4 ± 0.9	1-4	1.40
0.9PMN-0.1PZT	7.90 ± 0.09	38.8 ± 0.1	1-4	1.50
PMN	7.82 ± 0.06	39.9 ± 0.6	2-4	3.25

for PMN-PZT composites are very difficult to obtain as a result of a narrow range of sintering behaviour of PMN material [4].

The phase formation behaviour of the sintered ceramics is revealed by an x-ray diffraction (XRD) method. The XRD patterns, shown in figure 1, show that the sintered ceramics are mainly in perovskite phase. From the XRD pattern, PZT ceramic is identified as a single-phase material with a perovskite structure having tetragonal symmetry, while PMN ceramic is a perovskite material with a cubic symmetry [16]. All PMN-PZT ceramic composites exhibit pseudocubic crystal structure, as reported in previous investigations [4, 5, 15]. However, some impurity phases ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$ and MgO) are also present on the XRD patterns of the composites with $x > 0.1$. A large amount of the secondary pyrochlore phase ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$) is clearly present on the SEM micrographs (figures 2(d)-(f)). These impurity phases are believed to precipitate mostly on the surface areas of the specimens [17]. Further XRD investigation at different depths of the specimen reveals that the impurities diminish in the interior areas of the specimens.

The microstructures of the specimens sintered at 1150°C are observed with the SEM, as shown in figure 2. Clearly, the morphology of the grains is composition-dependent. PZT and PMN ceramics exhibit more uniform microstructure than those of the PMN-PZT composites. It should be noted that some of the grains are observed to be in irregular shapes with some open pores. This is a result of a Pb-loss during the sintering process. Grains of the PMN ceramics are mostly in spherical-like shape, while grains of the secondary pyrochlore phase ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$) exhibit a pyramidal morphology. Generally, the microstructures of PMN-PZT ceramic composites are seen as depending on compositions, and usually show mixed features of the two end-members. The grain size varies considerably from <1 to $7\text{ }\mu\text{m}$, as tabulated in table 1.

The experimental results of the uniaxial stress dependence of the dielectric properties of the ceramics in PMN-PZT

system are shown in figures 3 and 4. There is a significant change of both the dielectric constant and the dielectric loss tangent of the ceramics when the applied stress increases from 0 to 5 MPa. The changes of the dielectric constant with the applied stress can be divided into two different groups. For PMN-rich compositions (PMN, 0.9PMN-0.1PZT, and 0.7PMN-0.3PZT), the dielectric constant generally decreases with increasing applied stress. However, it should be noticed that only PMN and 0.9PMN-0.1PZT compositions show definite decreases in the dielectric constant, while the dielectric constant of the 0.7PMN-0.3PZT composition initially increases then decreases with very little difference in the dielectric constant between applied stresses 0 and 5 MPa. On the other hand, for PZT-rich compositions (PZT, 0.1PMN-0.9PZT, 0.3PMN-0.7PZT, and 0.5PMN-0.5PZT), the dielectric constant rises slightly when the applied stress increases from 0 to 1 MPa, and becomes relatively constant when the applied stress increases further. The dielectric loss tangent for most compositions, except for PMN and PZT, is found to first increase when the applied stress is raised from 0 to 1 MPa, and then decrease with further increasing stress. However, for PZT ceramic the dielectric loss tangent increases monotonously with increasing stress, while PMN ceramic exhibits a slight increase in the dielectric loss tangent followed by a drop, the turning point being around 2 MPa.

To understand these experimental results, various effects have to be considered. Normally, the properties of ferroelectric materials are derived from both the intrinsic contribution, which is the response from a single domain, and extrinsic contributions, which are from domain wall motions [18, 19]. When a mechanical stress is applied to a ferroelectric material, the domain structure in the material will change to maintain the domain energy at a minimum; during this process some of the domains engulf other domains or change shape irreversibly. Under a uniaxial stress, the domain structure of ferroelectric ceramics may undergo domain switching, clamping of domain walls, de-aging, and de-poling [19].

In this study, the results for the case of PZT-rich compositions can easily be explained with the above statements. When the compressive uniaxial stress is applied in the direction parallel to the polar axis (poling) direction, the stress will move some of the polarization away from the poling direction resulting in a change in domain structures [18]. This change increases the non- 180° domain wall density. Hence the increase of the dielectric constant is observed. The de-aging mechanism is also expected to play a role here. However, the stress clamping of domain walls and the de-poling mechanisms are not expected at this relative low stress level used in this study [12, 19, 20]. Therefore, a combination of the domain switching and the de-aging mechanisms is believed to be a reason for the slight increase of the dielectric constant with increasing applied stress in the PZT-rich compositions, as shown in figure 3. Since PMN is a relaxor ferroelectric material, the situation is very different for PMN-rich compositions. The stress dependence of the dielectric constant of the compositions is attributed to competing influences of the intrinsic contribution of non-polar matrix and the extrinsic contribution of re-polarization and growth of micro-polar regions [12, 21]. Since the dielectric

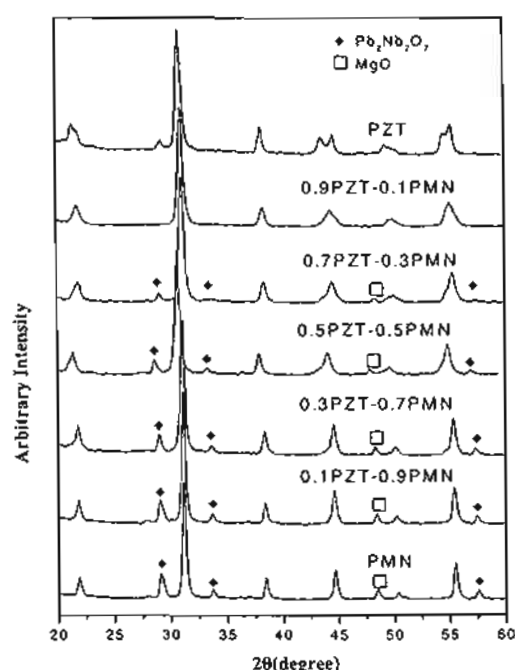


Figure 1. XRD patterns of the sintered $(x)\text{PMN}-(1-x)\text{PZT}$ ceramics.

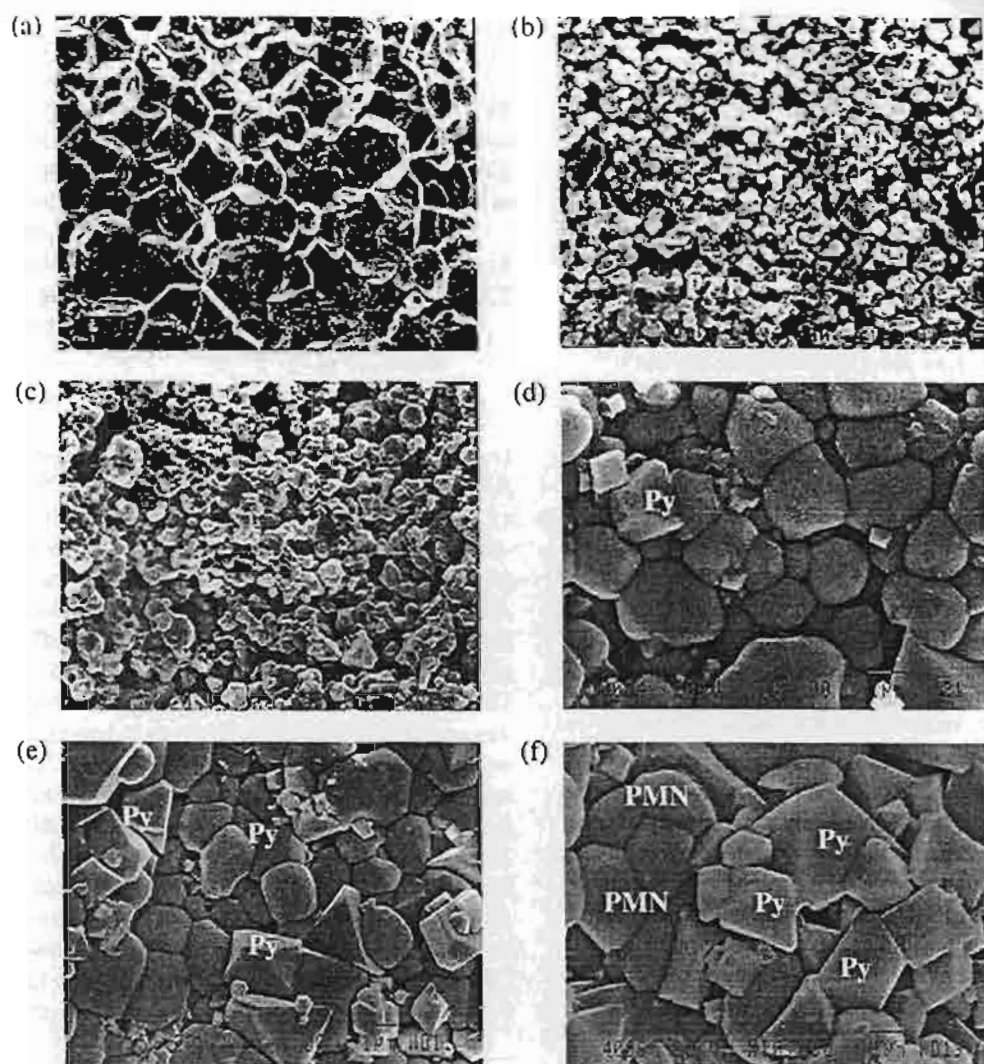


Figure 2. SEM micrographs of $(x)\text{PMN}-(1-x)\text{PZT}$ ceramics sintered at 1150°C : (a) PZT, (b) 0.1PMN-0.9PZT, (c) 0.3PMN-0.7PZT, (d) 0.7PMN-0.3PZT, (e) 0.9PMN-0.1PZT, and (f) PMN (Py indicates pyrochlore phase).

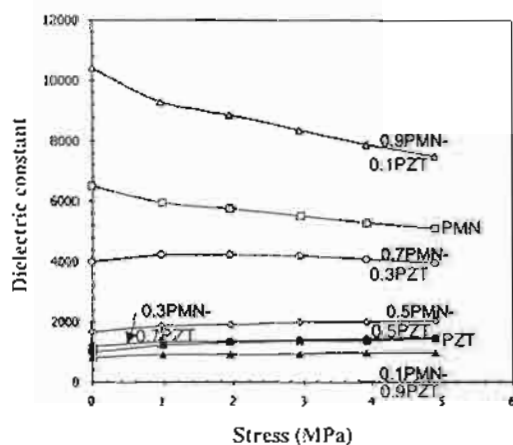


Figure 3. Uniaxial stress dependence of dielectric constant of PMN-PZT ceramics.

response of both contributions is affected by the applied stress in an opposite way, the behaviour of the composites depends on the ratio between the micro-polar region and the non-polar matrix. Since the measurements are carried out at

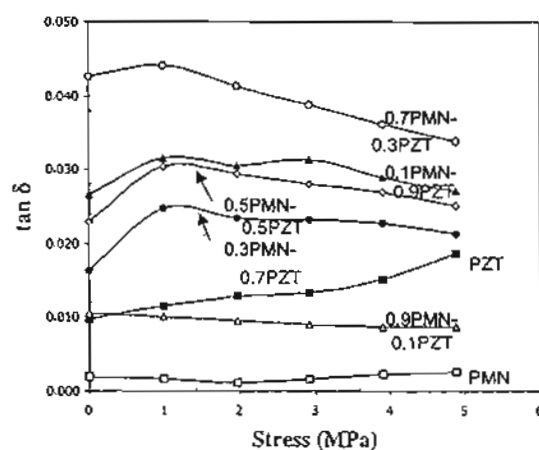


Figure 4. Uniaxial stress dependence of dielectric loss tangent of PMN-PZT ceramics.

the room temperature, the micro-polar regions dominate the dielectric response of the composites [21]. Therefore, the dielectric constant of the PMN-rich compositions decreases with increasing applied stress, as seen in figure 3.

The cause of the stress dependence of the dielectric loss tangent is a little more straightforward than that of the dielectric constant. As depicted in figure 4, an increase in domain wall mobility clearly enhances the dielectric loss tangent in some compositions, while the de-aging in the materials normally causes the decrease of the dielectric loss tangent observed in some compositions [19, 20].

These results clearly demonstrate that the contribution of each mechanism to the dielectric responses of the PMN-PZT ceramic depends on the compositions and the stress level.

4. Conclusions

In this study, the $(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1-x}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0.0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramic composites are successfully prepared by a conventional mixed-oxide method at various processing conditions. The phase formation behaviour and the microstructure features are studied using the XRD and the SEM techniques, respectively. The measurements of physical properties reveal that the properties are relatively composition dependent. The dielectric properties under the uniaxial stress of the PMN-PZT ceramics are observed at stress levels up to 5 MPa using a calibrated uniaxial compressometer. The results clearly show that the dielectric constant of the PMN-rich compositions decreases, while that of the PZT-rich compositions increases slightly, with increasing applied stress. On the other hand, the dielectric loss tangent for most of the compositions first rises and then drops with increasing applied stress. This study undoubtedly shows that the applied stress has significant influences on the dielectric properties of the PMN-PZT ceramic composites.

Acknowledgment

This work is supported by the Thailand Research Fund (TRF).

References

- [1] Cross L E 1987 *Ferroelectrics* **76** 241
- [2] Xu Y H 1991 *Ferroelectric Materials and their Applications* (Los Angeles: North-Holland)
- [3] Viehland D and Powers J 2001 *J. Appl. Phys.* **89** 1820
- [4] Ouchi H, Nagano K and Hayakawa S J 1965 *J. Am. Ceram. Soc.* **48** 630
- [5] Ouchi H 1968 *J. Am. Ceram. Soc.* **51** 369
- [6] Abe Y, Yanagisawa Y, Kakagawa K and Sasaki Y 2000 *Solid State Commun.* **113** 331
- [7] Murty K V R, Murty S N, Mouli K C and Bhanumathi A 1992 *Proc. IEEE International Symp. on Applications of Ferroelectrics* p 144
- [8] Yoo J H, Yoon H S, Jeong Y H and Park C Y 1998 *Proc. IEEE Ultrasonic Symp.* p 981
- [9] Shilnikov A V, Sopit A V, Burkhanov A I and Luchaninov A G 1999 *J. Euro. Ceram. Soc.* **19** 1295
- [10] He L X, Gao M, Li C E, Zhu W M and Yan H X 2001 *J. Euro. Ceram. Soc.* **21** 703
- [11] Stringfellow S B, Gupta S, Shaw C, Alcock J R and Whatmore R W 2002 *J. Euro. Ceram. Soc.* **22** 573
- [12] Zhao J and Zhang Q M 1996 *Proc. IEEE International Symp. on Applications of Ferroelectrics* p 971
- [13] Zhao J, Glazounov A E and Zhang Q M 1999 *Appl. Phys. Lett.* **74** 436
- [14] Swartz S L and Shrout T R 1982 *Mater. Res. Bull.* **17** 1245
- [15] Yimnirun R 2001 *PhD Thesis* The Pennsylvania State University
- [16] Koval V, Alemany C, Briancin J, Brunckova H and Saksl K 2003 *J. Euro. Ceram. Soc.* **23** 1157
- [17] Park J H, Yoon K H and Kang D H 2001 *Thin Solid Films* **396** 84
- [18] Zhang Q M, Zhao J, Uchino K and Zheng J 1997 *J. Mater. Res.* **12** 226
- [19] Yang G, Liu S F, Ren W and Mukherjee B K 2000 *Proc. SPIE Symp. on Smart Structures and Materials* vol 3992, p 103
- [20] Yang G, Ren W, Liu S F, Masys A J and Mukherjee B K 2000 *Proc. IEEE Ultrasonic Symp.* p 1005
- [21] Zhao J, Zhang Q M and Mueller V 1998 *Proc. IEEE International Symp. on Applications of Ferroelectrics* p 361

ภาคผนวก ข

Accepted Manuscript

Yimnirun R, Ananta S, Laoratanakul P. Effects of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ mixed-oxide modification on dielectric properties of $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ ceramics. *Mater. Sci. Eng. B*, in press.

Effects of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ Mixed-Oxide Modification on Dielectric Properties of $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ Ceramics

Rattikorn Yimnirun¹, Supon Ananta¹, and Pitak Laoratanakul²

¹Department of Physics, Faculty of Science, Chiang Mai University,
Chiang Mai 50200 Thailand

²National Metal and Materials Technology Center, Pathumtani 12120 Thailand

*Author for Correspondence, E-mail: rattikor@chiangmai.ac.th

ABSTRACT

The dielectric properties of $(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ – $(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramics prepared by an oxide-mixing method are determined by means of an automated dielectric measurement set-up. The dielectric constant and dielectric loss tangent of the ceramics are measured as functions of both temperature and frequency. The results indicate that the dielectric properties of the pure phase PZT and PMN are of normal and relaxor ferroelectric behaviors, respectively. The dielectric behaviors of the 0.9PZT-0.1PMN and 0.7PZT-0.3PMN ceramics are more of normal ferroelectrics, while the other compositions are obviously of relaxor ferroelectrics. However, with a higher degree of disorder the PMN-modified PZT shows more diffuse phase transition nature than the pure PMN. In addition, the transition temperature decreases and the maximum dielectric constant increases with increasing PMN content in the system. The rate of transition temperature change, however, depends significantly on the Zr/Ti ratio of PZT.

Keywords: PMN-PZT; Mixed-Oxide; Dielectric Properties

1. Introduction

Among the lead-based complex perovskites, lead zirconate titanate ($\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ or PZT) and lead magnesium niobate ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ or PMN) ceramics have been investigated extensively, both from academics and commercial viewpoints [1-3]. With the complementary features of PZT and PMN described in many publications [4-10], the solid solutions between PZT and PMN are expected to combine the properties of both normal ferroelectric PZT and relaxor ferroelectric PMN, which could exhibit better piezoelectric and dielectric properties than those of the single-phase PZT and PMN. Furthermore, the properties can also be tailored over a wider range by changing the compositions to meet the strict requirements for specific applications [9-11]. Recently, there have been several investigations on PMN-PZT system [4-10, 12-14]. Many of these works have been on the PMNZT system, in which the starting oxide precursors are mixed together to form stoichiometric compositions of $\text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})_{0.8}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})_{0.2}\text{O}_3$ (where $x = 0.43-0.49$) [13], and the ternary system of $x\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-y\text{PbTiO}_3-z\text{PbZrO}_3$ ($x + y + z = 1$) [4, 5, 15]. Thus far, these previous works have only been focused on a few compositions in the vicinity of the morphotropic phase boundary (MPB) such as $0.125\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-0.435\text{PbTiO}_3-0.44\text{PbZrO}_3$ and $0.5\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-0.375\text{PbTiO}_3-0.125\text{PbZrO}_3$ [1, 8, 12] and of the end members such as $0.11\text{Pb}(\text{Zr}_{0.53}\text{Ti}_{0.47})\text{O}_3-0.89\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ and $0.82\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3-0.18\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ [9-10, 14, 16]. However, there has been no systematic study on dielectric properties of the ceramics within the entire compositional range between PMN and PZT at MPB composition; e.g. $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$. Therefore, as an extension to the research on the PMN-PZT ceramics, the overall purpose of this study is to determine the temperature and frequency dependence of the dielectric properties of ceramics in the (1-

$x\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3-(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1) binary system prepared by a conventional mixed-oxide method.

2. Experimental

The PMN-PZT ceramics used in this study are prepared from PMN and PZT starting powders with a conventional mixed-oxide method. Initially, perovskite-phase PMN powders are obtained via a well-known columbite method, while PZT powders are prepared by the mixed-oxide method. With the columbite method, the magnesium niobate powders are first prepared by mixing starting MgO ($> 98\%$) and Nb_2O_5 (99.9%) powders and then calcining the mixed powders at $1050\text{ }^\circ\text{C}$ for 2.5 hours. This yields a so-called columbite powder (MgNb_2O_6). The columbite powders are subsequently ball-milled with PbO (99%) for 24 hours. The mixed powders are calcined at $800\text{ }^\circ\text{C}$ for 2.5 hours to form a perovskite-phase PMN. With a conventional oxide-mixing route, PZT powders are prepared from reagent-grade PbO (99%), ZrO_2 (99%), and TiO_2 (98.5%) starting powders. These powders are ball-milled for 24 hours and later calcined at $850\text{ }^\circ\text{C}$ for 2 hours. Subsequently, the $(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3-(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramic composites are prepared from the PZT and PMN powders by the mixed-oxide method at various processing conditions. For optimization purpose, the sintering temperature is varied between $1000\text{ }^\circ\text{C}$ and $1300\text{ }^\circ\text{C}$ depending upon the compositions [6]. The physical characteristics of the ceramics are then determined with the following procedures. The densities of the sintered ceramics are measured by Archimedes method. The phase formations of the sintered specimens are studied by an x-ray diffractometer (Philips Analytical). The microstructure analyses are undertaken by a scanning electron

microscopy (SEM: JEOL Model JSM 840A). Grain size is determined from SEM micrographs by a linear intercept method.

For electrical properties characterizations, the sintered samples are lapped to obtain parallel faces, and the faces are then coated with silver paint as electrodes. The samples are heat-treated at 750 °C for 12 min to ensure the contact between the electrodes and the ceramic surfaces. The dielectric properties of the sintered ceramics are studied as functions of both temperature and frequency with an automated dielectric measurement system. The computer-controlled dielectric measurement system consists of a precision LCR-meter (Hewlett Packard, model 4284A), a temperature chamber (Delta Design, model 9023), and a computer system. The capacitance and the dielectric loss tangent are determined over the temperature range of -150 and 400 °C with the frequency ranging from 100 Hz to 1 MHz. The measurements are carried out on cooling continuously. Before each cooling run, the samples are first heated up to 400 °C and then cooling run is performed at the rate of 3 °C/min. The dielectric constant is then calculated from $\epsilon_r = Cd / \epsilon_0 A$, where C is the capacitance of the sample, d and A are the thickness and the area of the electrode, respectively, and ϵ_0 is the dielectric permittivity of vacuum (8.854×10^{-12} F/m).

3. Experimental results

3.1 Physical Properties

Fig. 1 shows the phase formation behavior of the sintered ceramics. The XRD patterns indicate that the sintered ceramics are mainly in perovskite phase with small impurity inclusions. From the XRD pattern, PZT ceramic is identified as a single-

phase material with a perovskite structure having tetragonal symmetry, while PMN ceramic is a perovskite material with a cubic symmetry [8]. All PMN-PZT ceramic composites exhibit pseudocubic crystal structure, as reported in previous investigations [4, 5, 13]. However, some impurity phases ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$ and MgO) are also detected on the XRD patterns of the composites with $x > 0.1$. The secondary pyrochlore phase ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$) is clearly present on the SEM micrographs as cubic particles, resulting in very heterogeneous microstructure (Fig. 2 (c-d)). The optimized density of sintered $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics is listed in Table 1. The density of the ceramic compositions with $x = 0.1$ and 0.3 is 6.09 and 7.45 , in the units of g/cm^3 , respectively, which is relatively lower than that of the other compositions (varied between 7.59 and 7.90 , in the units of g/cm^3). The SEM investigations (Fig. 2) reveal supporting evidence that the ceramics with these two compositions contain very small and loosely bonded grains. It should, however, be noted that the composition with $x = 0.1$, which contains sub-micron size grains, is not well sintered. Clearly, this is a reason for the much lower density in this composition. As shown in Table 1, the average grain size of all the mixed compositions is much smaller than that of the pure PZT and PMN materials. The grain size varies considerably from $<1 \mu\text{m}$ to $7 \mu\text{m}$. The reason for the changes of the density and the smaller grain sizes in the mixed compositions is not clearly understood, but this may be a result of PMN's role as a grain-growth inhibitor in the PMN-PZT composites, as described in the earlier work by Koval et al. [8]. In that study, it was found that the PMN modification reduced the rate of grain growth in $x\text{PMN}-(1-x)\text{PZT}$ ceramics. The average grain size decreased from $2.2 \mu\text{m}$ for $x = 0.125$ to approximately $1 \mu\text{m}$ for the compositions with $x = 0.5$ [8]. In the present study, the average grain size decreases from $5.23 \mu\text{m}$ in PZT to $< 2 \mu\text{m}$ in PMN-PZT compositions. More importantly, it should be pointed out that dense ceramics for

PMN-PZT composites are very difficult to obtain as a result of a narrow range of sintering behavior of PMN material, in which a perovskite-type structure is formed between 850 and 950 °C whilst a pyrochlore structure is formed between 750 and 850 °C [4]. This is particular critical in ceramics with high PMN content, which show very heterogeneous microstructure as a result of the secondary pyrochlore phase. This could very well be a limit of the mixed-oxide method at high PMN content, even when used in conjunction with a columbite-precursor method. As a result, many investigators have alternatively prepared better PMN-PZT ceramics by carefully controlling the Zr/Ti ratio [8-10], by using a combination of wet-dry methods, or by doping with other elements [4-5, 12, 14].

3.2 Dielectric properties

The dielectric properties, e.g. dielectric constant (ϵ_r) and $\tan \delta$, of the $(1-x)$ PZT- (x) PMN are measured as functions of both temperature and frequency, as shown in Fig. 3 (a-d). Except for PZT, the maximum dielectric constant increases steadily with increasing PMN content (ϵ_r increases from ~ 3700 in 0.9PZT-0.9PMN to ~ 10700 in 0.1PZT-0.9PMN), as listed in Table 2. The PMN is expected to show larger value of the dielectric constant, but the lower value is attributed to the detrimental effect of the secondary pyrochlore phase [16]. The dielectric properties of PZT ceramic, as plotted in Fig. 3 (a), change significantly with temperature, but are nearly independent of frequency, except in the vicinity of the phase transformation temperature. This is a typical characteristic of ferroelectric ceramics with a long-range ordered structure [1, 8]. The Curie temperature (T_C) for PZT ceramic is not determined in this study as a result of limited range of the measuring set-up, though is widely known to be close to 400 °C [2, 3, 11, 18]. While PZT exhibits a normal ferroelectric behavior, PMN is a

well-known relaxor ferroelectric material as a result of a short-range ordered structure with a nanometer scale heterogeneity in composition [8]. In typical relaxor ferroelectrics [3, 11], both dielectric constant (ϵ_r) and dielectric loss tangent ($\tan \delta$) exhibit strong temperature-frequency dependence below the transition temperature, as shown in Fig. 3 (d) for PMN ceramic. In this case, the temperatures of maximum dielectric constant and dielectric loss tangent are shifted to higher temperature with increasing frequency. The maximum value of the dielectric constant decreases with increasing frequency, while that of the dielectric loss tangent increases. The dielectric properties then become frequency independent above the transition temperature [1, 8].

The effect of PMN modification on the dielectric properties of PZT is then investigated. When PMN is added to form the binary system with PZT, the dielectric behavior is shifted towards that of relaxor materials, in which the dielectric properties vary significantly with frequency below the phase transition temperature. The results shown in Fig. 3 (a-d) clearly indicate such a trend. However, with relatively small amount of PMN added, such as in 0.9PZT-0.1PMN and 0.7PZT-0.3PMN ceramics, the dielectric properties exhibit a mixture of both normal and relaxor characteristics, for instance as shown in Fig. 3 (b) in which the transition temperature is not shifted as much as for other relaxor-like ceramics. Similar tendency has also been observed in several prior investigations [1, 4, 8]. It should also be noted here that the dielectric properties in all ceramics increase significantly at high temperature as a result of thermally activated space charge conduction.

To assess the transition from the normal ferroelectric behavior to the relaxor one, the degree of broadening or diffuseness in the observed dielectric variation could be

estimated with the diffusivity (γ) using the expression $\ln(1/\epsilon_r - 1/\epsilon_{\max})$ vs $(T-T_{\max})^\gamma$. The value of γ can vary from 1, for normal ferroelectrics with a normal Curie-Weiss behavior, to 2, for completely disordered relaxor ferroelectrics [19-21]. The relation between $(1/\epsilon_r - 1/\epsilon_{\max})$ and $(T-T_{\max})$ can be plotted on a log-log graph for each composition and the slope of the graph represents the exponent γ for the composition. The plots shown in Fig. 4 show that the variation for each composition is very linear. The mean value of the diffusivity (γ) for each composition is extracted from these plots by fitting a linear equation. The values of γ listed in Table 2 vary between 1.49 and 1.83, which confirms that diffuse phase transitions occur in PMN-PZT ceramics with a high degree of disorder. It is expected that PMN should have the highest degree of disorder, but the calculation somewhat indicates that addition of PMN into PZT leads to lower degree of disorder (the value of γ decreases from 1.83 for 0.5PZT-0.5PMN to 1.49 for PMN). Since for a perovskite ferroelectric it is established that the diffuseness could be also caused by the decrease of grain size [1], the observed difference of the degree of the diffuseness could be a result of the grain size variation. Therefore, this effect can partly be the cause of the increase of the diffusivity when PZT is added to PMN since the average grain size decreases from 3.25 μm in PMN to 1.90 μm in 0.5PZT-0.5PMN. Additionally, the reason for the observation could also be attributed to a formation of secondary pyrochlore phase in high PMN-content compositions.

Furthermore, as shown in Table 2 since the transition temperature of PMN is very low ($\sim 8^\circ\text{C}$ at 1 kHz) and its maximum dielectric constant is very high (~ 7600 at 1 kHz), it is also expected to observe that the transition temperature decreases and the maximum dielectric constant increases with increasing amount of PMN in the system [8]. This is clearly evident in Fig. 5. Fig. 6 shows that the transition temperature (at 1

kHz for this case) moves towards lower temperature almost linearly with the average rate of ~ -2.4 °C/mol% as the molar fraction of PMN in the composition increases. However, it is noted that this relationship does not cover the compositions 0.9PZT-0.1PMN and pure-phase PZT, which are expected to have the transition temperature near 400 °C, shown in Fig. 6 as open circles. The reason is not clearly known, but could be attributed to the pseudo-binary nature of this system, as described in the earlier publication [6], in which PZT and PMN do not form a complete solid solution, but rather a composite. Moreover, it could also be a discontinuity at the composition of the morphotropic phase boundary, as previously described in literatures [1, 4, 5]. It is very of interest to see that a previous investigation by Koval *et al.* [1] reported that the transition temperature of PMN-PZT system moved towards lower temperature with the rate of -4.1 °C/mol% of PMN in the composition. The difference is believed to be the influence of the Zr/Ti ratio in PZT because in the work by Koval *et al.* the Zr/Ti ratio is 47/53 while in our study the ratio is 52/48.

4. Conclusions

The $(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3-(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramic composites are prepared from PZT and PMN powders by a mixed-oxide method. The dielectric properties of the ceramics are determined as functions of both temperature and frequency with an automated dielectric measurement system. The dielectric measurement takes place over the temperature range of -150 °C and 400 °C with measuring frequency between 100 Hz and 1 MHz. The results indicate that the dielectric properties of the pure phase PZT and PMN follow that of normal and relaxor ferroelectric behaviors, respectively. The dielectric

behaviors of the 0.9PZT-0.1PMN and 0.7PZT-0.3PMN ceramics are more of normal ferroelectrics, while the other compositions are obviously of relaxor ferroelectrics. However, it is very interesting to see that the addition of PMN into PZT leads to lower degree of disorder, even though PMN should show the highest degree of disorder. It is also observed that the transition temperature decreases and the maximum dielectric constant increases with increasing amount of PMN in the system. The rate of transition temperature change, however, depends significantly on the Zr/Ti ratio of PZT.

Acknowledgment

The authors would like to express their gratitude for financial support from the Thailand Research Fund (TRF).

References

- [1] V. Koval, C. Alemany, J. Briancin, and H. Brunckova, *J. Electroceramics* 10 (2003) 19.
- [2] G.H. Haertling, *J. Am. Ceram. Soc.* 82 (1999) 797.
- [3] L.E. Cross, *Mater. Chem. Phys.* 43 (1996) 108.
- [4] H. Ouchi, K. Nagano, and S.J. Hayakawa, *J. Am. Ceram. Soc.* 48 (1965) 630.
- [5] H. Ouchi, *J. Am. Ceram. Soc.* 51 (1968) 169.
- [6] R. Yimnirun, S. Ananta, E. Meechoowas, and S. Wongsanmai, *J. Phys. D: Appl. Phys.* 36 (2003) 1615.
- [7] L.X. He, M. Gao, C.E. Li, W.M. Zhu, and H.X. Yan, *J. Euro. Ceram. Soc.* 21 (2001) 703.
- [8] V. Koval, C. Alemany, J. Briancin, H. Brunckova, and K. Saksl, *J. Euro. Ceram. Soc.* 23 (2003) 1157.
- [9] A.V. Shilnikov, A.V. Sopit, A.I. Burkhanov, and A.G. Luchaninov, *J. Euro. Ceram. Soc.* 19 (1999) 1295.
- [10] A.I. Burkhanov, A.V. Shilnikov, A.V. Sopit, and A.G. Luchaninov, *Phys. Solid State* 42 (2000) 936.
- [11] L.E. Cross, *Ferroelectrics* 76 (1987) 241.
- [12] J.C. Shaw, K.S. Lin, and I.N. Lin, *Scripta Mater.* 29 (1993) 981.
- [13] Y. Abe, Y. Yanagisawa, K. Kakagawa, and Y. Sasaki, *Solid State Comm.* 113 (2000) 331.
- [14] S.B. Stringfellow, S. Gupta, C. Shaw, J.R. Alcock, and R.W. Whatmore, *J. Euro. Ceram. Soc.* 22 (2002) 573.
- [15] R.W. Whatmore, O. Molter, and C.P. Shaw, *J. Euro Ceram. Soc.* 23 (2003) 721.
- [16] C.H. Wang, *J. Euro. Ceram. Soc.* 22 (2002) 2033.
- [17] J.H. Park, K.H. Yoon, and D.H. Kang, *Thin Solid Films* 396 (2001) 84.
- [18] W.C. Las, P.D. Spagnol, M.A. Zaghet, and M. Cilense, *Ceram. Int.* 27 (2001) 367.
- [19] S.R. Shannigrahi, F.E.H. Tay, K. Yao, and R.N.P. Choudhary, *J. Euro. Ceram. Soc.* 24 (2004) 163.
- [20] R. Rai and S. Sharma, *Solid State Comm.* 129 (2004) 305.
- [21] E.F. Alberta and A.S. Bhalla, *J. Phys. Chem. Solids* 63 (2002) 1759.

Table 1. Characteristics of PMN-PZT ceramics with optimized processing conditions.

Ceramic	Density (g/cm ³)	Grain Size Range (μm)	Average Grain Size (μm)
PZT	7.59 ± 0.11	2-7	5.23
0.9PZT-0.1PMN	6.09 ± 0.11	0.5-2	0.80
0.7PZT-0.3PMN	7.45 ± 0.10	0.5-3	1.65
0.5PZT-0.5PMN	7.86 ± 0.05	0.5-5	1.90
0.3PZT-0.7PMN	7.87 ± 0.07	1-4	1.40
0.1PZT-0.9PMN	7.90 ± 0.09	1-4	1.50
PMN	7.82 ± 0.06	2-4	3.25

Table 2. Dielectric properties of x PMN-($1-x$)PZT ceramics (at 1 kHz).

Ceramic	T_C (°C)	Dielectric Properties (at T_{Max})		Dielectric Properties (at 25°C)		Diffusivity (γ) (at 1 kHz)
		ϵ_r	$\tan \delta$	ϵ_r	$\tan \delta$	
PZT	-	> 29000	0.010	1100	0.006	-
0.9PZT-0.1PMN	-	~ 3700	0.020	700	0.020	-
0.7PZT-0.3PMN	160	3800	0.030	1400	0.030	1.62
0.5PZT-0.5PMN	115	6100	0.045	2200	0.040	1.83
0.3PZT-0.7PMN	71	10100	0.057	5600	0.057	1.80
0.1PZT-0.9PMN	16	10700	0.077	10300	0.001	1.56
PMN	-8	7600	0.073	6000	0.001	1.49

List of Figure Captions

- Fig. 1.** XRD diffraction patterns of the sintered $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics.
- Fig. 2.** SEM micrographs of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics sintered at 1150 °C:
(a) PZT; (b) 0.9PZT-0.1PMN; (c) 0.3PZT-0.7PMN; and (d)
PMN (Py indicates Pyrochlore Phase).
- Fig. 3 (a).** Temperature and frequency dependences of dielectric properties of PZT ceramic
- Fig. 3 (b).** Temperature and frequency dependences of dielectric properties of 0.7PZT-0.3PMN ceramic
- Fig. 3 (c).** Temperature and frequency dependences of dielectric properties of 0.3PZT-0.7PMN ceramic
- Fig. 3 (d).** Temperature and frequency dependences of dielectric properties of PMN ceramic
- Fig. 4.** Variation of $\ln(1/\epsilon_r - 1/\epsilon_{\max})$ vs $\ln(T-T_{\max})$ of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics in the paraelectric region at 1 kHz.
- Fig. 5.** Temperature dependence of dielectric constant of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics (measured at 1 kHz)
- Fig. 6.** Curie temperature of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics (measured at 1 kHz)

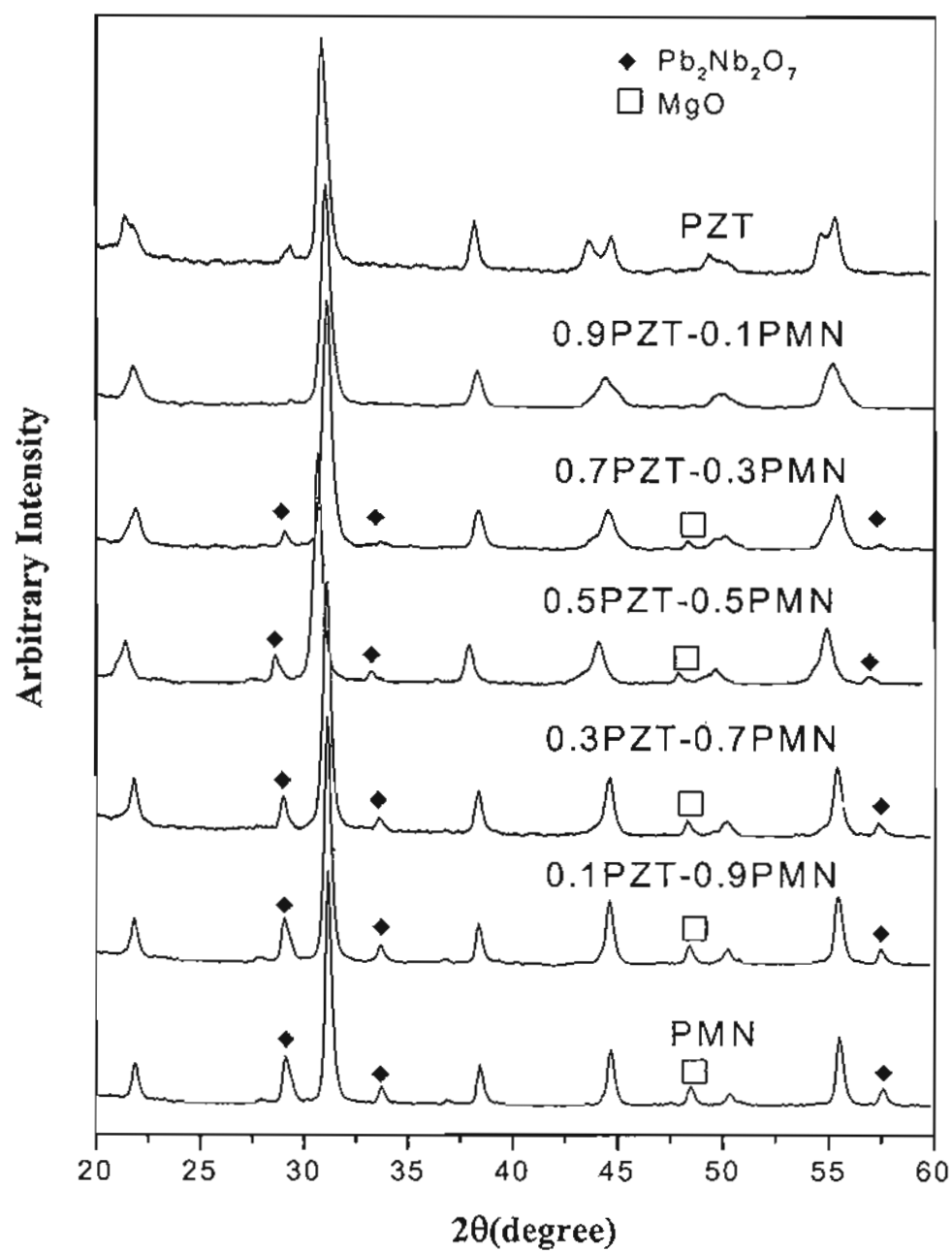


Fig. 1. XRD diffraction patterns of the sintered $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics.

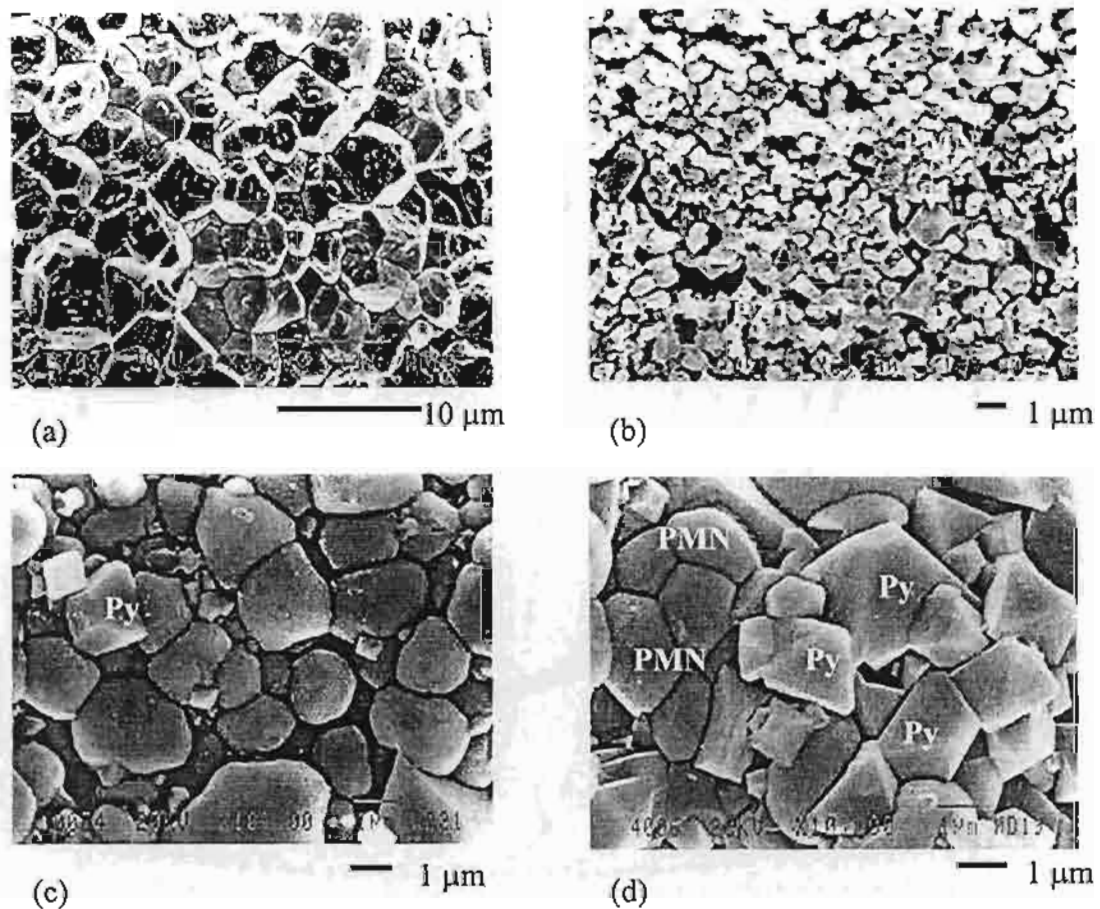


Fig. 2. SEM micrographs of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics sintered at 1150 °C:

(a) PZT; (b) 0.9PZT-0.1PMN; (c) 0.3PZT-0.7PMN; and (d) PMN (Py indicates Pyrochlore Phase).

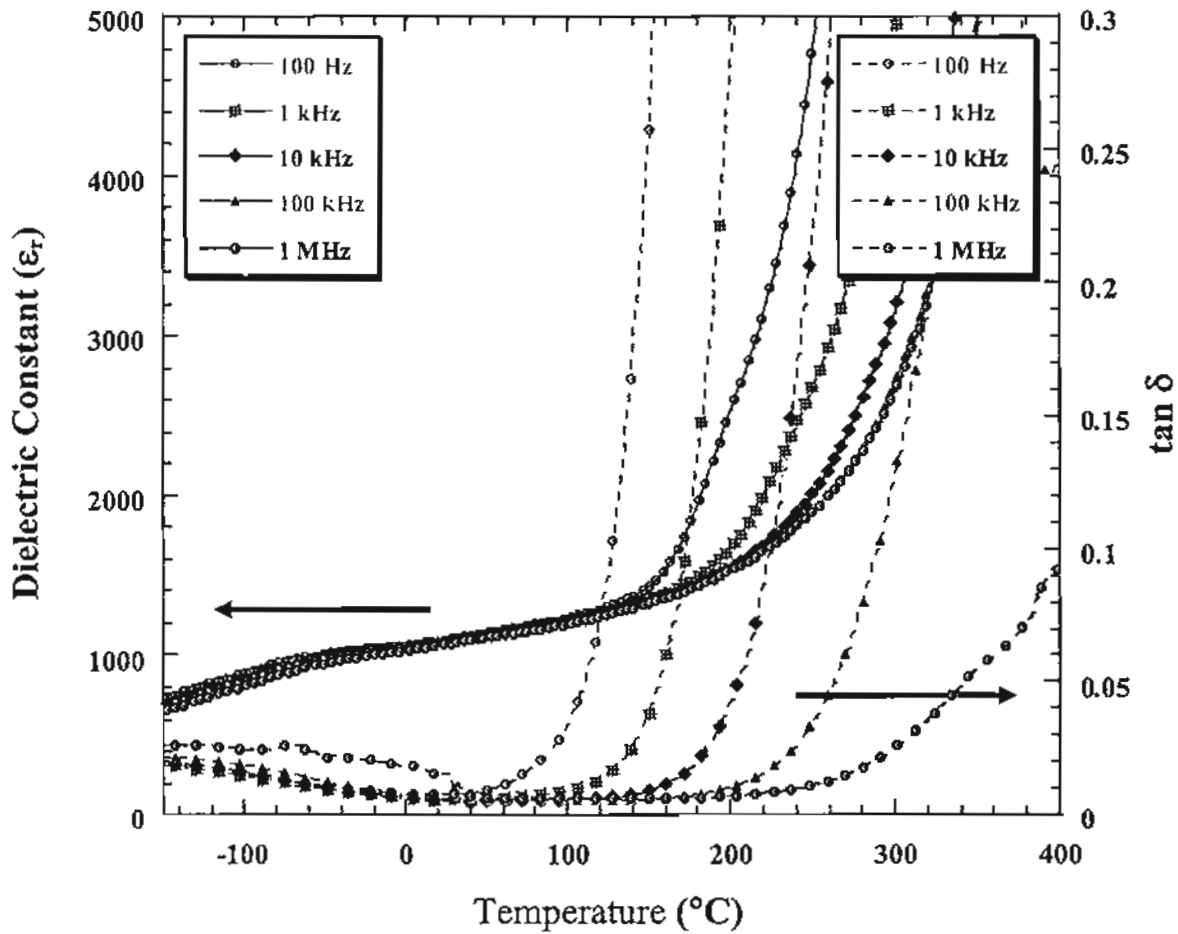


Fig. 3 (a). Temperature and frequency dependences of dielectric properties of PZT ceramic.

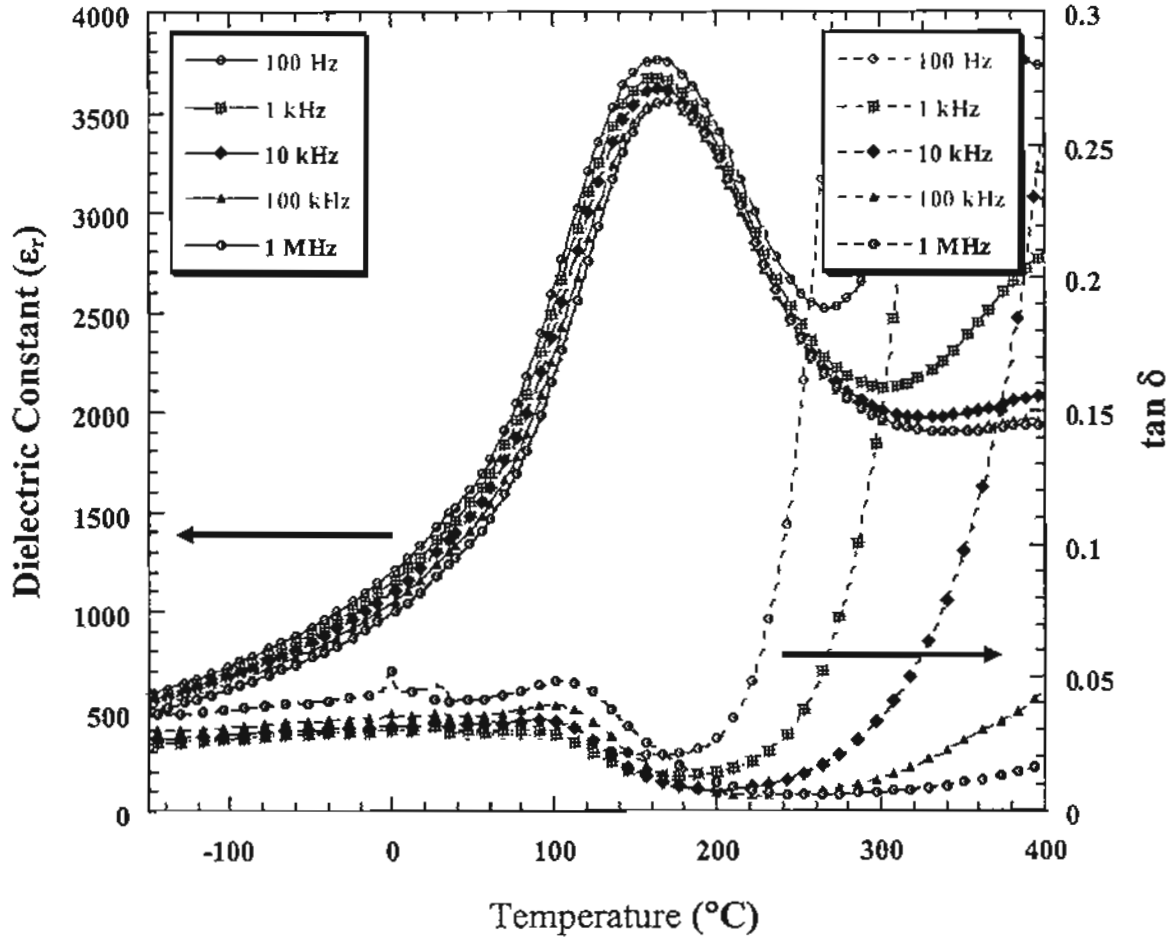


Fig. 3 (b). Temperature and frequency dependences of dielectric properties of 0.7PZT-0.3PMN ceramic.

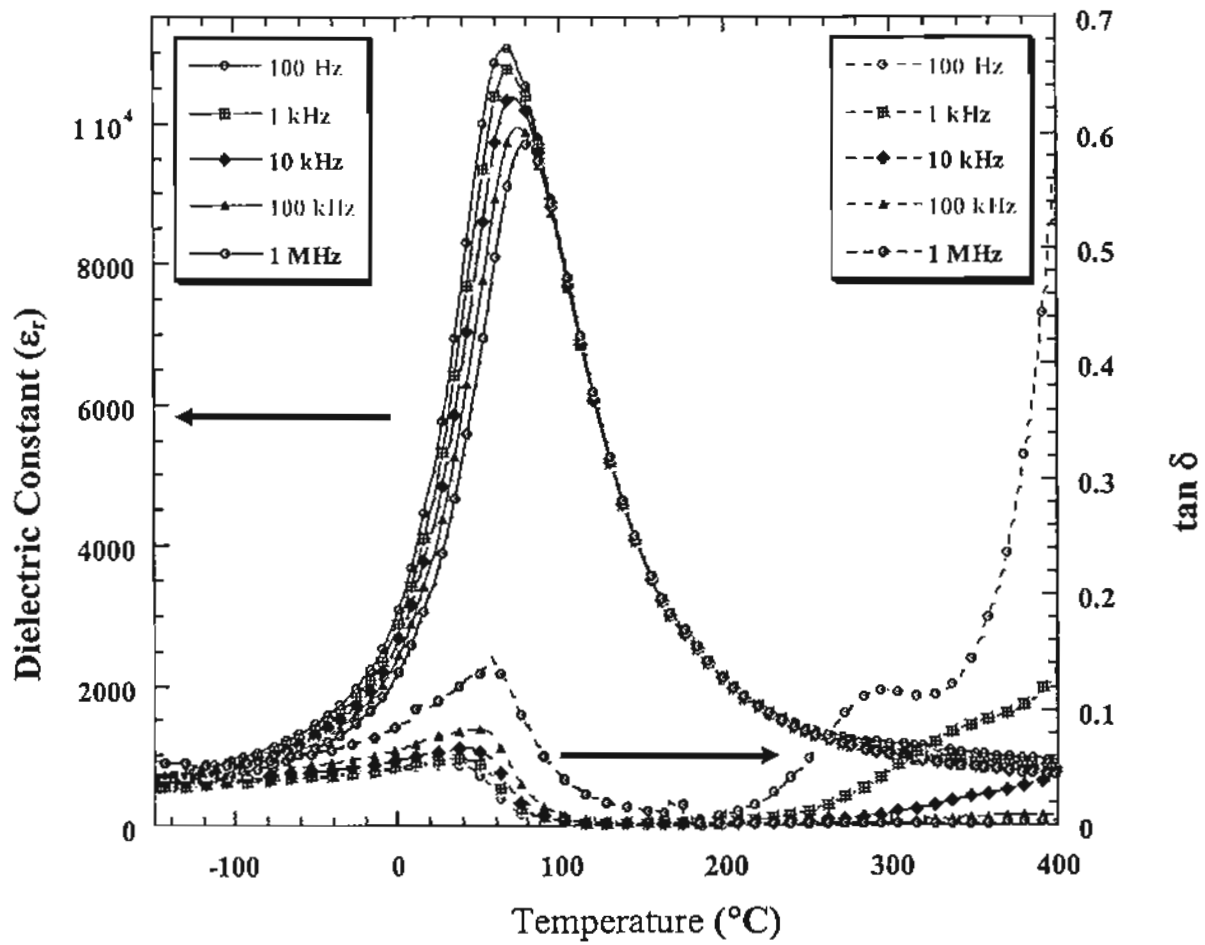


Fig. 3 (c). Temperature and frequency dependences of dielectric properties of 0.3PZT-0.7PMN ceramic.

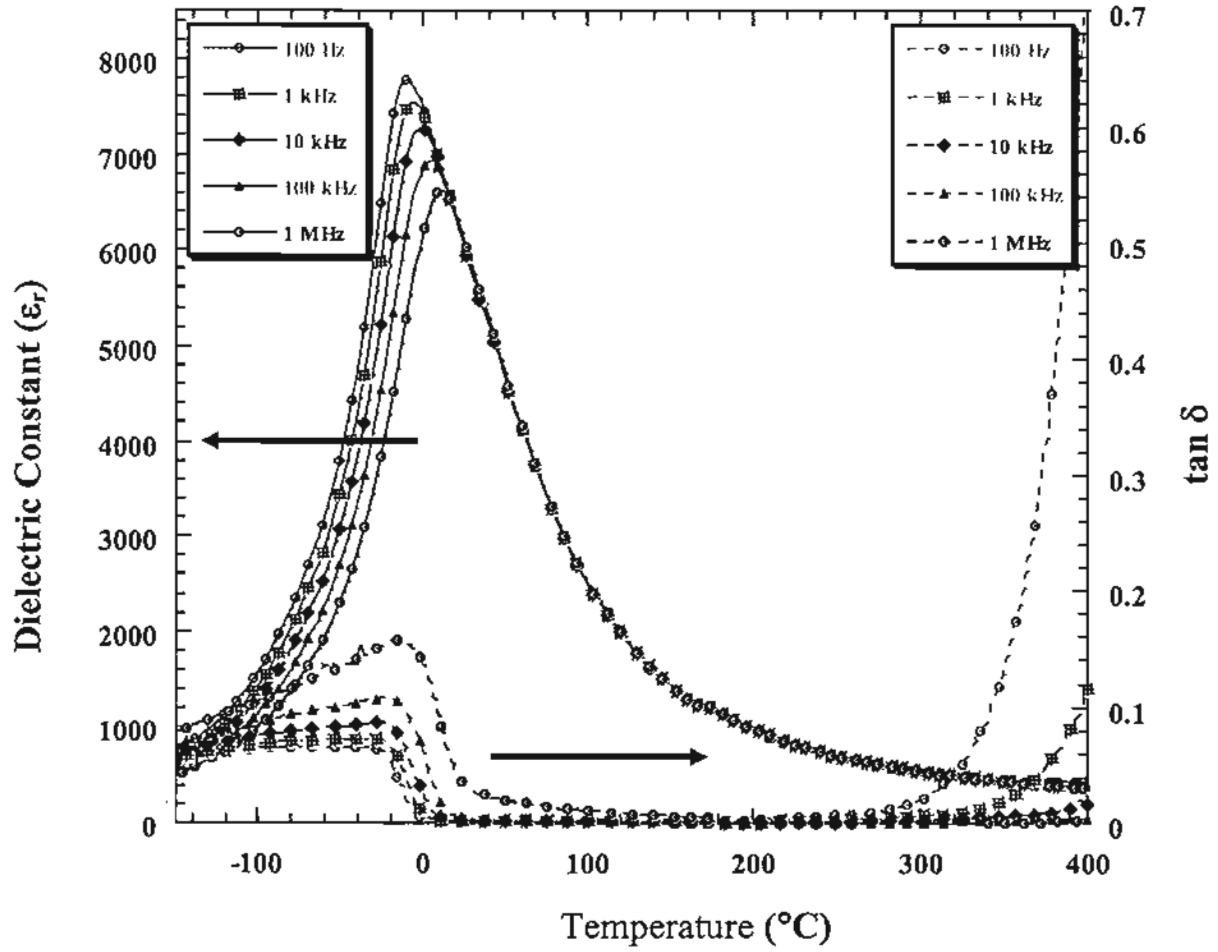


Fig. 3 (d). Temperature and frequency dependences of dielectric properties of PMN ceramic.

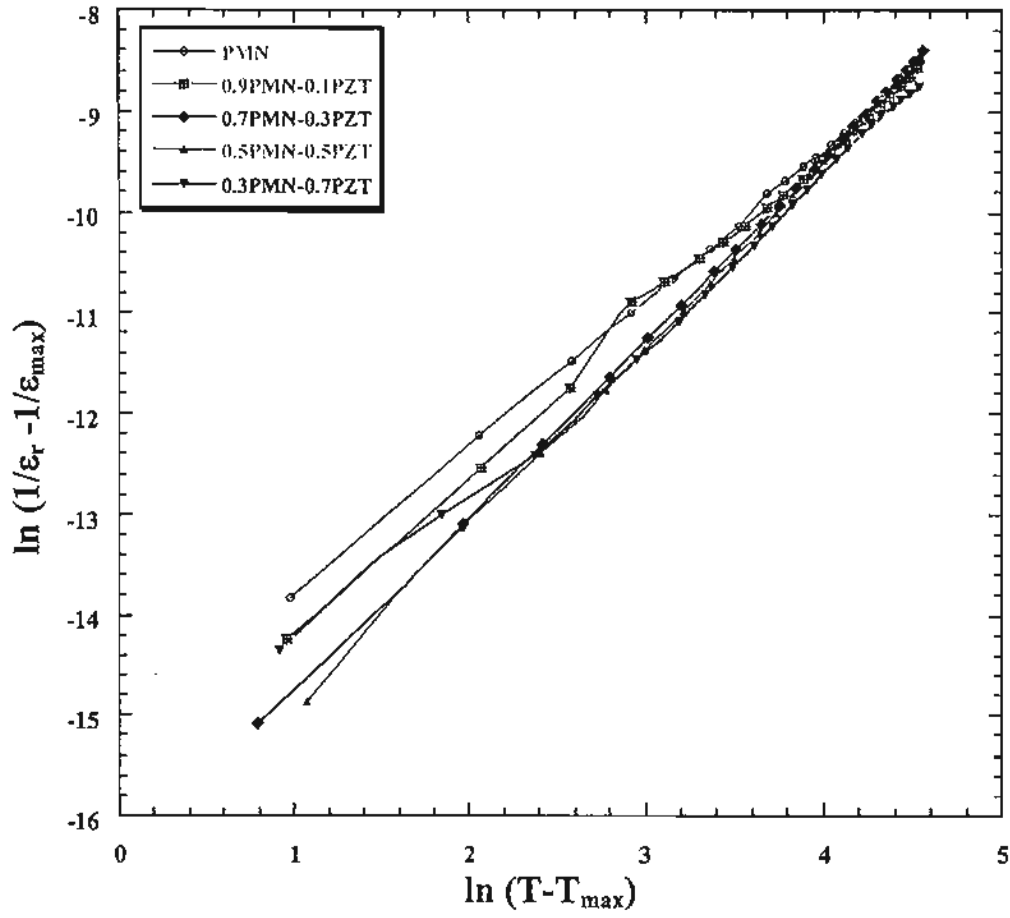


Fig. 4. Variation of $\ln(1/\epsilon_r - 1/\epsilon_{\max})$ vs $\ln(T - T_{\max})$ of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics in the paraelectric region at 1 kHz.

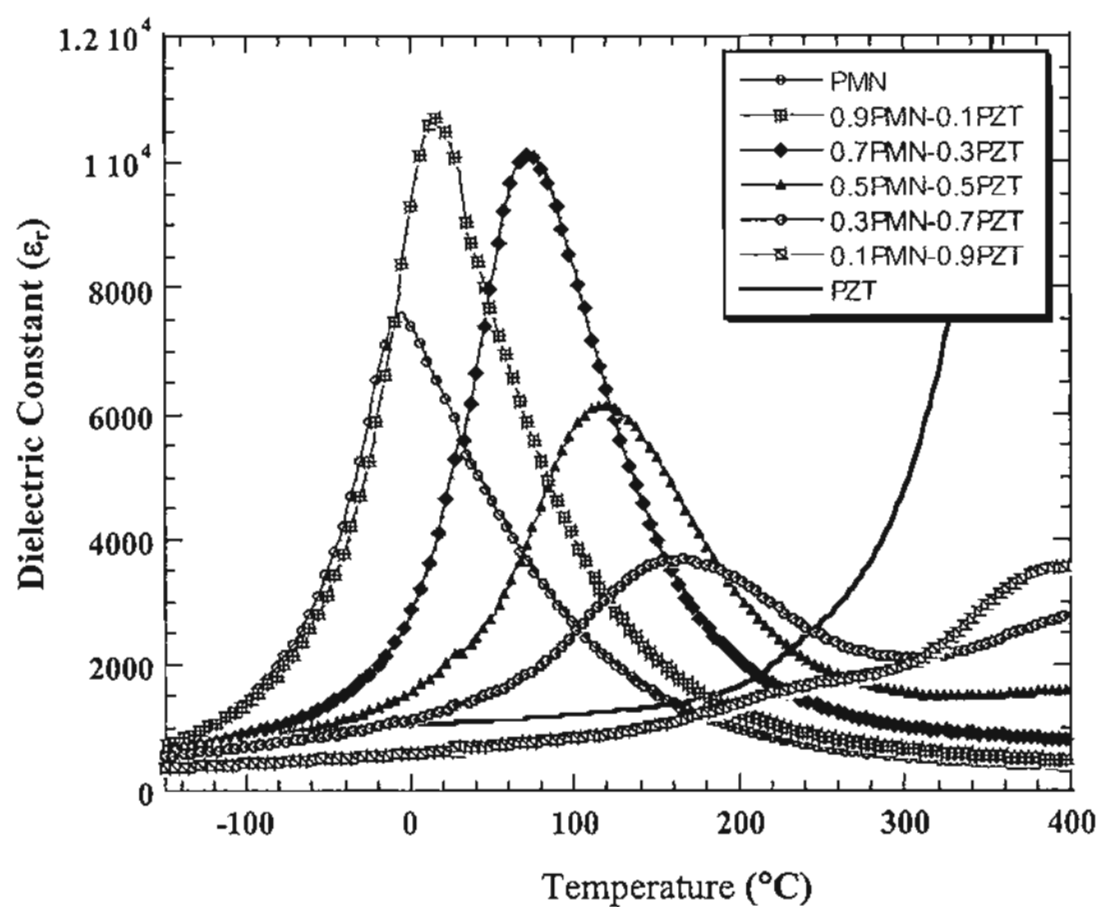


Fig. 5. Temperature dependence of dielectric constant of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics (measured at 1 kHz).

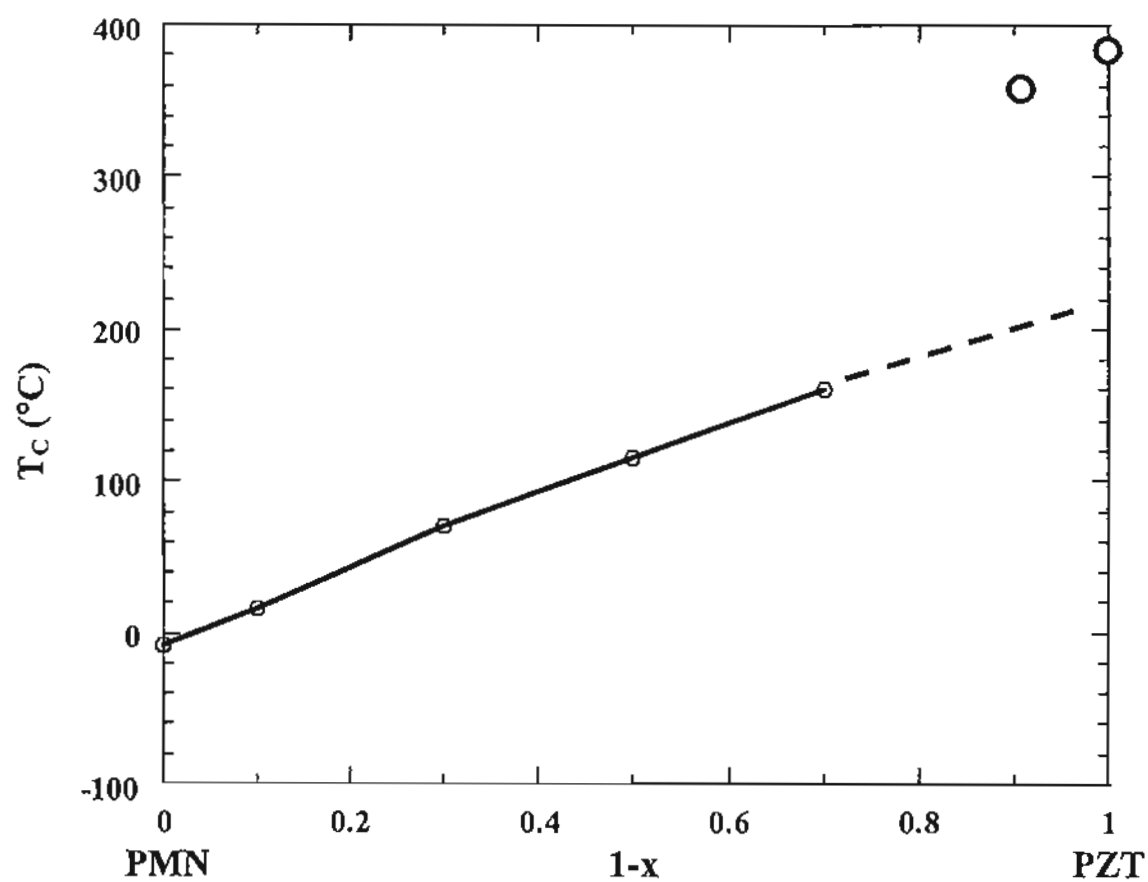


Fig. 6. Curie temperature of $(1-x)\text{PZT}-(x)\text{PMN}$ ceramics (measured at 1 kHz).

ภาคผนวก ค

Submitted Manuscript

Yimnirun R, Meechoowas E, Ananta S, Tunkasiri T. Synthesis and mechanical properties of PMN-PZT ceramics. Submitted to *Materials Letters*.

Synthesis and Mechanical Properties of PMN-PZT Ceramics

R. Yimnirun*, S. Ananta, E. Meechoowas, T. Tunkasiri

Department of Physics, Faculty of Science, Chiang Mai University,

Chiang Mai, 50200, Thailand

Abstract

PMN-PZT ceramics are of interest because of their potential applications in electromechanical devices. Much of earlier work on the ceramic systems has been mainly focused on electrical aspects, while knowledge on mechanical properties is scarce. This article describes synthesis and mechanical properties of the PMN-PZT ceramic systems. The (x) $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - (1-x) \text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramics are prepared from the respective starting materials by a conventional mixed-oxide method at various processing conditions. The mechanical properties of the ceramics that include the Vickers hardness, the Young's modulus, and the fracture toughness are determined with a combination of the Knoop and Vickers indentation techniques. In general, it is found that these mechanical properties are significantly compositional dependent.

Keywords: PMN-PZT ceramics; Mixed-oxide; Mechanical properties

* Corresponding author. Fax: +66-53-357-512.

E-mail address: rattikornyimnirun@yahoo.com (R. Yimnirun)

1. Introduction

Lead magnesium niobate ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ or PMN) and lead zirconate titanate ($\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ or PZT) ceramics have been employed extensively in various types of applications, particularly in the area of actuators and transducers [1-3]. These two types of ceramics possess distinct characteristics that in turn make each ceramic suitable for different applications. As a prototypic relaxor ferroelectric, PMN has advantages of having broader operating temperature range, especially over the room temperature range. This is a direct result of a diffuse paraelectric-ferroelectric phase transition, which takes place in the vicinity of room temperature. In addition, as a result of their unique microstructural features PMN ceramics exhibit low loss and non-hysteretic characteristics. However, the PMN ceramics have relatively low electromechanical coupling coefficients, as compared to PZT. On the contrary to PMN, PZT ceramics have found several actuator and transducer applications due to their high electromechanical coupling coefficients [1,2]. However, PZT ceramics are fairly lossy as a result of their highly hysteretic behavior. This makes them unsuited for applications that require high delicacy and reliability. Furthermore, PZT ceramics normally have very high Curie temperature (T_C) in the vicinity of 400 °C. Usually many applications require that T_C is close to ambient temperature. Therefore, there is a general interest to reduce the T_C of PZT ceramics to optimize their uses. Forming a solid-solution of PZT and relaxor ferroelectrics has been one of the techniques employed to improve the properties of ferroelectric ceramics. With the complementary features of PMN and PZT, it is of special interest to investigate a solid-solution of PMN-PZT ceramics, which are expected to possess more desirable features than single-phase PMN and PZT [2,4,5].

This study is undertaken to investigate the processing conditions of the PMN-PZT ceramic systems. Since much of earlier studies on PMN-PZT ceramics have been focused on dielectric and electrical properties of the system, it is then of interest to examine the mechanical properties of the ceramic systems [6-8]. The mechanical properties of the PMN-PZT systems require a special attention because these ceramics are usually used under influences of stress in most of the actuator and transducer applications [9,10].

2. Experimental Procedure

The $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ ceramics are prepared from PMN and PZT powders by a mixed-oxide method. Perovskite-phase PMN powders are obtained via a well-known columbite method [11]. PZT powders, on the other hand, are prepared by a more conventional mixed-oxide method. Detailed procedures of each method are described in the following paragraphs.

The columbite method is employed in preparing a perovskite-phase PMN. In this method, the magnesium niobate powders are first prepared by mixing starting MgO (> 98%) and Nb_2O_5 (99.9%) powders and then calcining the mixed powders at 1050 °C for 2.5 hours. This yields a so-called columbite powder (MgNb_2O_6). The columbite powders are subsequently ball-milled with PbO (99%) for 24 hours. The mixed powders are calcined at 800 °C for 2.5 hours to form a perovskite-phase PMN. With a more conventional oxide-mixing route, PZT powders are prepared from reagent-grade PbO (99%), ZrO_2 (99%), and TiO_2 (98.5%) starting powders. These powders are ball-milled for 24 hours and later calcined at 850 °C for 2 hours. At this stage, an X-Ray

Diffractionmeter (XRD) (Philips Analytical) is also employed in examining phase formation behaviors of the calcined powders.

The $(x) \text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - (1-x) \text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramic systems are prepared from the starting PMN and PZT powders by a mixed-oxide method at various processing conditions. Initially, the PMN and PZT powders for a given composition are weighed and then ball-milled in ethanol for 24 hours. After drying process, the mixed powders are pressed hydraulically to form disc-shaped pellets 15 mm in diameter and 2 mm thick, with 5 wt.% polyvinyl alcohol (PVA) as a binder. The pellets are stacked in a covered alumina crucible filled with PZ powders to prevent lead loss. Finally, the sintering is carried out at a sintering temperature for 2 hours with 5 min/°C heating and cooling rates. The firing profile includes a 1 hour dwell time at 500 °C for binder burn-out process to complete. For optimization purpose, the sintering temperature is varied between 1000 °C and 1300 °C depending upon the compositions.

The densities of the sintered ceramics are measured by Archimedes method from the specimen weighs in air, in water, and the density of water. The phase formations of the sintered specimens are studied by XRD technique. The microstructure analyses are undertaken by a scanning electron microscopy (SEM: JEOL Model JSM 840A). Grain size is determined from SEM micrographs by a linear intercept method. A combination of the Knoop and the Vickers indentation techniques (Microhardness Testers: Model Matsuzawa MXT- α and Model Galileo Microscan-2) is used to determine many mechanical properties of the ceramics, such as the Vickers hardness, the Young's modulus, and the fracture toughness.

3. Results and Discussion

The densities of sintered x -PMN – $(1-x)$ -PZT ceramics at different sintering temperatures are depicted in Fig. 1. It is clear that for a given composition the density usually increases with increasing sintering temperature. This is believed to be a result of more completed solid-state reactions at higher sintering temperatures. However, it is also observed that at very high temperature the density begins to decrease for some compositions. Lead-loss and a formation of pyrochlore ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$) phase are generally accepted to be the reason for the decreasing density. In addition, it is observed that the compositions with $x = 0.1$ and 0.3 show relatively small density. The SEM investigations (shown later in Fig. 3) also reveal supporting evidences that the ceramics with these two compositions contain very small and loosely bonded grains. The XRD patterns, shown in Fig. 2, show that the sintered ceramics are mainly in perovskite phase. However, some impurity phases ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$ and MgO) are also observed in the composites with $x > 0.3$. These impurities phases are believed to precipitate mostly on the surface areas of the specimens [12]. Further XRD investigation at different depths of the specimen reveals that the impurities diminish in the interior areas of the specimen. The SEM micrographs of x -PMN – $(1-x)$ -PZT ceramics sintered at 1150°C are shown in Fig. 3. Clearly, the morphology of the grains is composition-dependent. The grain size varies considerably from $1\text{ }\mu\text{m}$ to $7\text{ }\mu\text{m}$. Table 1 summarizes the optimum mechanical properties for a given composition of x -PMN – $(1-x)$ -PZT ceramics evaluated by the Knoop and the Vickers indentation techniques. It should be noted that the mechanical properties of 0.9PZT-0.1PMN ceramics are not available. As a result of their low densities, the mechanical properties of the 0.9PZT-0.1PMN ceramics are not measurable. In general, it can be stated that the mechanical properties of the ceramic systems are largely controlled by

those of PMN ceramics. Finally, it is of interest to observe that some of the ceramic systems exhibit better mechanical properties than those of the single-phase PMN or PZT. This can be attributed to the composite nature of the compositions, in which some of the properties are enhanced by a presence of inclusions.

4. Conclusion

In this study, the $(x) \text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - (1-x) \text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramic systems are prepared by a conventional mixed-oxide method at various processing conditions. Perovskite-phase PMN and PZT powders prepared by a columbite route and a mixed-oxide route, respectively, are used as starting powders for the PMN-PZT ceramic systems preparation. The sintering temperatures for a given composition are varied between $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ to study the optimized conditions. Density measurements, XRD and SEM studies, and mechanical properties tests indicate that PMN phase show very important roles in controlling the properties of the ceramic systems. Finally, it is shown obviously that the mechanical properties of the ceramics, e.g. Vickers hardness, Young's modulus, and fracture toughness, are compositional dependent.

Acknowledgements

The authors would like to express their gratitude for financial supports from the Thailand Research Fund (TRF) and Faculty of Science, Chiang Mai University.

References

- [1] L.E. Cross, *Ferroelectrics* 76 (1987) 241.
- [2] Y.H. Xu, *Ferroelectric Materials and Their Applications*, University of California Los Angeles, North Holland, 1991.
- [3] D. Viehland, J. Powers, *J. Appl Phys.* 89 (2001) 1820.
- [4] H. Ouchi, , K. Nagano, S.J. Hayakawa, *J. Am. Ceram. Soc.* 48 (1965) 630.
- [5] H. Ouchi, *J. Am. Ceram. Soc.* 51 (1968) 169.
- [6] A.V. Shilnikov, A.V. Sopit, A.I. Burkhanov, A.G. Luchaninov, *J. Euro. Ceram. Soc.* 19 (1999) 1295.
- [7] L.X. He, M. Gao, C.E. Li, W.M. Zhu, H.X. Yan, *J. Euro. Ceram. Soc.* 21 (2001) 703.
- [8] S.B. Stringfellow, S. Gupta, C. Shaw, J.R. Alcock, R.W. Whatmore, *J. Euro. Ceram. Soc.* 22 (2002) 573.
- [9] K.V.R. Murty, S.N. Murty, K.C. Mouli, A. Bhanumathi, *Proceedings of the Meeting on Ferroelectric Materials and Their Applications* (1992) 144.
- [10] J.H. Yoo, H.S. Yoon, Y.H. Jeong, C.Y. Park, *Proceedings of IEEE Ultrasonic Symposium* (1998) 981.
- [11] S.L. Swartz, T.R. Shrout, *Mater. Res. Bull.* 17 (1982) 1245.
- [12] J.H. Park, K.H. Yoon, D.H. Kang, *Thin Solid Films* 396 (2001) 84.

Table 1 Summary of optimum mechanical properties for a given composition of x-PMN – (1-x)-PZT ceramics

Composition	Vickers Hardness (GPa)	Young's Modulus (GPa)	Fracture Toughness (MPa·m ^{1/2})
PZT	5.28 ± 0.49	65.9 ± 2.6	2.48 ± 0.12
0.7PZT-0.3PMN	4.70 ± 0.16	24.2 ± 1.1	5.66 ± 0.48
0.5PZT-0.5PMN	7.16 ± 0.28	82.4 ± 9.4	3.42 ± 0.26
0.3PZT-0.7PMN	7.28 ± 0.33	99.6 ± 6.1	3.03 ± 0.29
0.1PZT-0.9PMN	7.13 ± 0.37	89.3 ± 9.4	2.03 ± 0.24
PMN	7.75 ± 0.18	84.3 ± 5.6	2.84 ± 0.10

List of Figure Captions

Fig. 1. Sintering temperature dependence of the density of the sintered x -PMN – $(1-x)$ -PZT ceramics

Fig. 2. XRD patterns of the sintered x -PMN – $(1-x)$ -PZT ceramics

Fig. 3. SEM micrographs of ceramics sintered at 1150 °C: (a) PZT; (b) 0.1PMN-0.9PZT; (c) 0.3PMN-0.7PZT; (d) 0.7PMN-0.3PZT; (e) 0.9PMN-0.1PZT; and (f) PMN

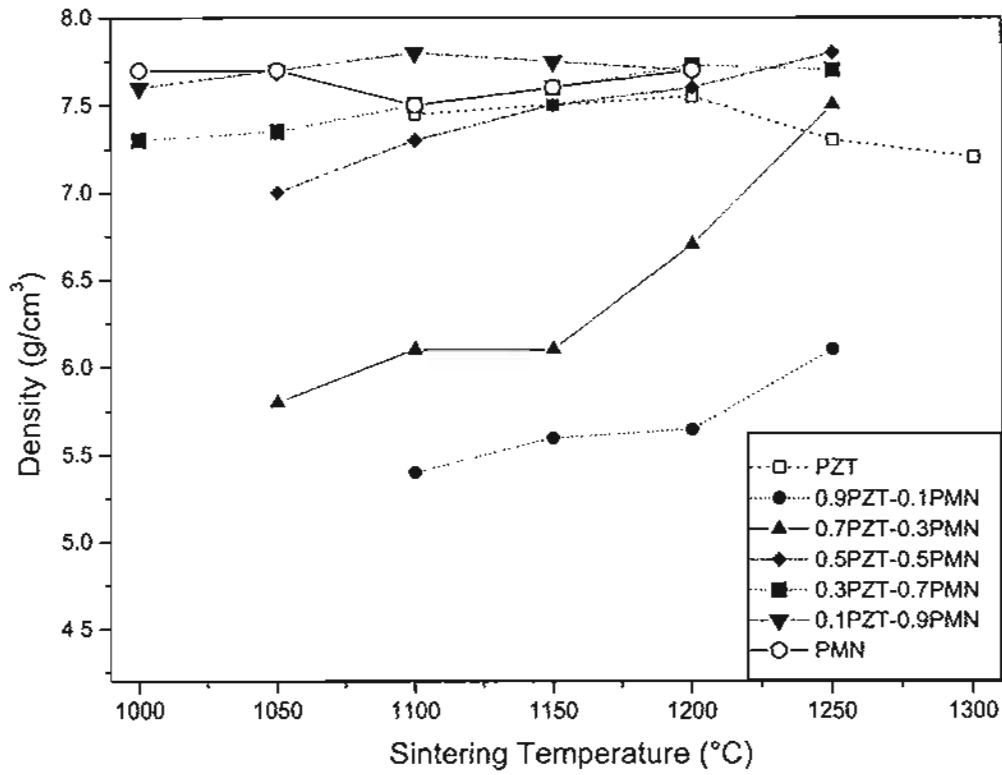


Fig. 1. Sintering temperature dependence of the density of the sintered x -PMN – $(1-x)$ -PZT ceramics

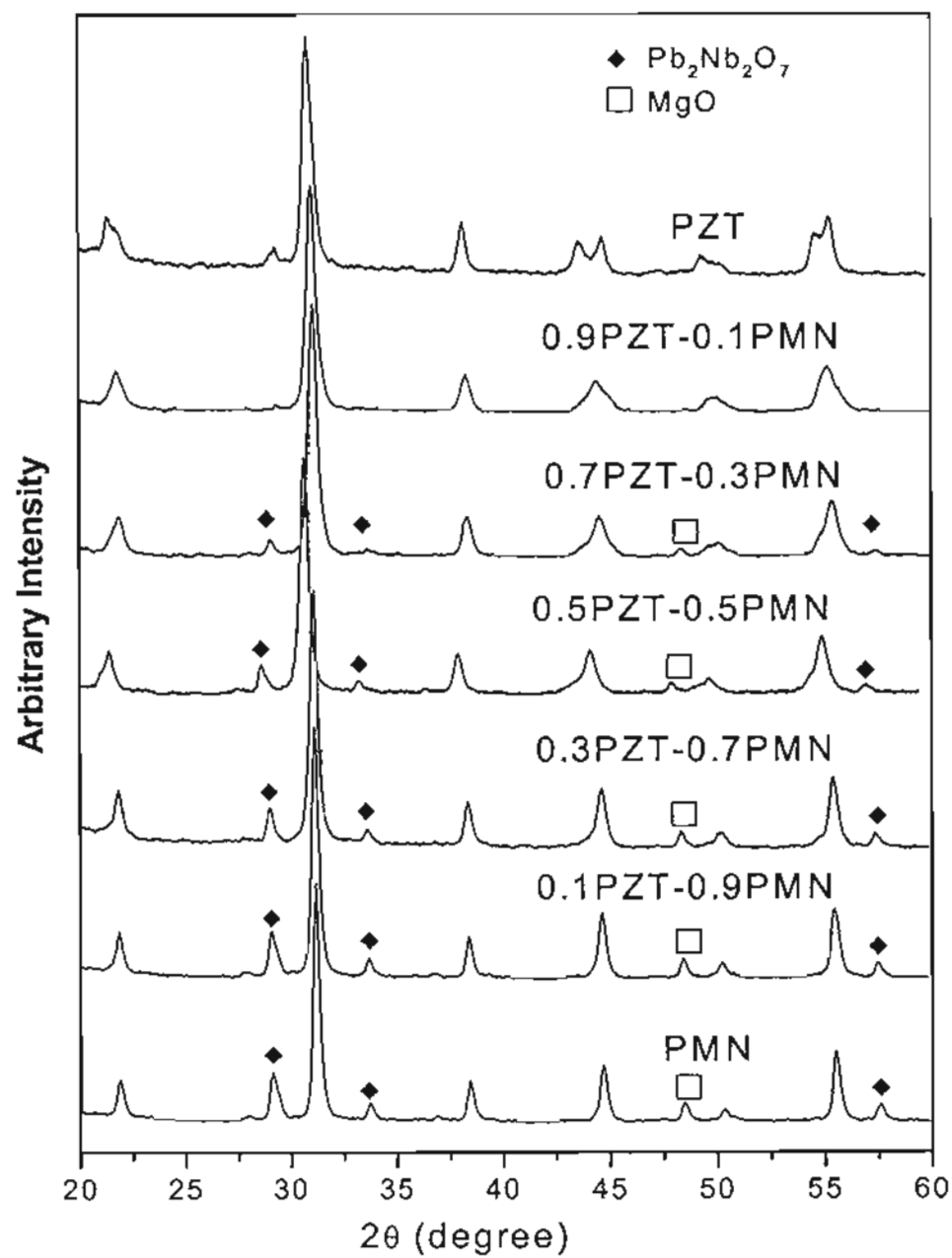
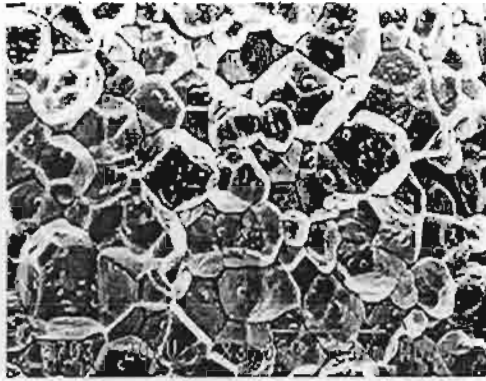


Fig. 2. XRD patterns of the sintered x -PMN - $(1-x)$ -PZT ceramics



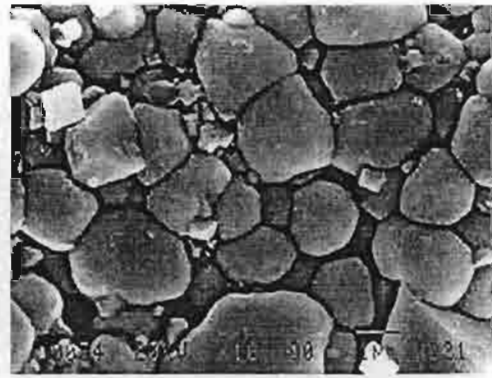
(a)



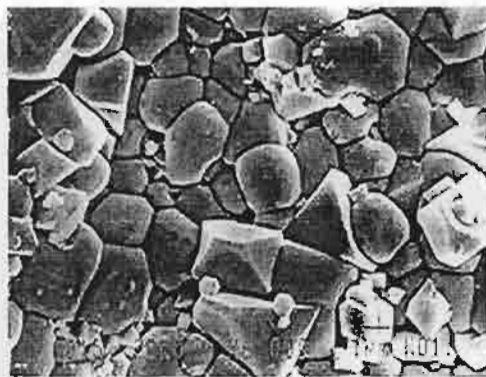
(b)



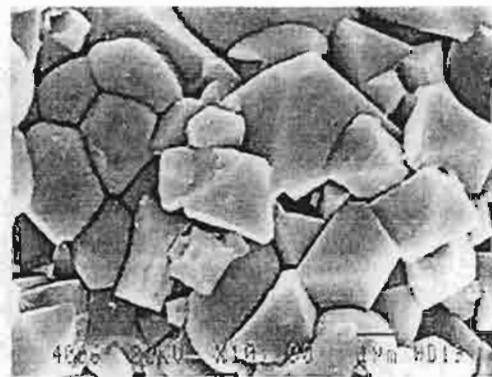
(c)



(d)



(e)



(f)

Fig. 3. SEM micrographs of ceramics sintered at 1150 °C: (a) PZT; (b) 0.1PMN-0.9PZT; (c) 0.3PMN-0.7PZT; (d) 0.7PMN-0.3PZT; (e) 0.9PMN-0.1PZT; and (f) PMN

ภาคผนวก ง

Submitted Manuscript

Yimnirun R, Ananta S, Laoratanakul P. Dielectric and ferroelectric properties of lead magnesium niobate-lead zirconate titanate ceramics prepared by mixed-oxide method. Submitted to *Journal of the European Ceramic Society*.

Dielectric and Ferroelectric Properties of Lead Magnesium Niobate-Lead Zirconate Titanate Ceramics Prepared by Mixed-Oxide Method

R. Yimnirun^{a,*}, S. Ananta^a, and P. Laoratanakul^b

^aDepartment of Physics, Faculty of Science, Chiang Mai University,
Chiang Mai 50200 Thailand

^bNational Metal and Materials Technology Center, Pathumthani 12120 Thailand

*Author for Correspondence, E-mail: rattikor@chiangmai.ac.th (R. Yimnirun).

Short Title: Dielectric and Ferroelectric Properties of PMN-PZT Ceramics

Abstract

The dielectric and ferroelectric properties of $(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramics prepared by an oxide-mixing method are measured by means of an automated dielectric measurement set-up and a modified Sawyer-Tower circuit, respectively. The dielectric properties of the ceramics are measured as functions of both temperature and frequency. The results indicate that the dielectric properties of the pure phase PZT and PMN are of normal and relaxor ferroelectric behaviors, respectively. The dielectric behaviors of the 0.1PMN-0.9PZT and 0.3PMN-0.7PZT ceramics are more of normal ferroelectrics, while the other compositions are obviously of relaxor ferroelectrics. In addition, the transition temperature decreases and the maximum dielectric constant increases with increasing PMN content in the system. The P-E hysteresis loop measurements demonstrate that the ferroelectric properties of the ceramics in PMN-PZT system change gradually from the normal ferroelectric behavior in PZT ceramic to the relaxor ferroelectric behavior in PMN ceramic. These results clearly show the significance of PMN in controlling the electrical responses of the PMN-PZT system.

Keywords: Dielectric properties; Ferroelectric properties; Mixed-oxide; PMN-PZT

1. Introduction

Lead-based perovskite-type solid solutions consisting of the ferroelectric and relaxor materials have attracted a growing fundamental and practical interest because of their excellent dielectric, piezoelectric and electrostrictive properties which are useful in actuating and sensing applications. Among the lead-based complex perovskites, lead magnesium niobate ($\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ or PMN) and lead zirconate titanate ($\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$ or PZT) ceramics have been investigated extensively, both from academics and commercial viewpoints.¹⁻³ These two types of ceramics possess distinct characteristics that in turn make each ceramic suitable for different applications. With the complementary features of PMN and PZT described in many publications, the solid solutions between PMN and PZT are expected to synergetically combine the properties of both normal ferroelectric PZT and relaxor ferroelectric PMN, which could exhibit better piezoelectric and dielectric properties than those of the single-phase PMN and PZT.⁴⁻¹⁰ Furthermore, the properties can also be tailored over a wider range by changing the compositions to meet the strict requirements for specific applications.⁹⁻¹¹ In recent years, there have been several investigations on PMN-PZT system.⁴⁻¹⁴ Many of these works have been on the PMNZT system, in which the starting oxide precursors were mixed together, and the ternary system of PMN-PZ-PT.^{4,5,13,15} However, these previous works have only focused on a few compositions in the vicinity of the morphotropic phase boundary (MPB) and of the end members.^{1,8-10,12,14,16} Thus far, there has been no systematic study on dielectric and ferroelectric properties of the ceramics within the entire compositional range between PMN and PZT at MPB composition; e.g. $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$. Therefore, as an extension to the research on the PMN-PZT ceramics, the overall purpose of this study is to determine the temperature and frequency dependence of the dielectric properties and

the ferroelectric behaviors of ceramics in the $(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1) binary system prepared by a conventional mixed-oxide method.

2. Experimental

The PMN-PZT ceramics used in this study are prepared from PMN and PZT starting powders. Initially, perovskite-phase PMN powders are obtained via a well-known columbite method, while PZT powders are prepared by a mixed-oxide method. With the columbite method, the magnesium niobate powders are first prepared by mixing starting MgO ($> 98\%$) and Nb_2O_5 (99.9%) powders and then calcining the mixed powders at $1050\text{ }^\circ\text{C}$ for 2.5 hours. This yields a so-called columbite powder (MgNb_2O_6). The columbite powders are subsequently ball-milled with PbO (99%) for 24 hours. The mixed powders are calcined at $800\text{ }^\circ\text{C}$ for 2.5 hours to form a perovskite-phase PMN. With a more conventional oxide-mixing route, PZT powders are prepared from reagent-grade PbO (99%), ZrO_2 (99%), and TiO_2 (98.5%) starting powders. These powders are ball-milled for 24 hours and later calcined at $850\text{ }^\circ\text{C}$ for 2 hours. The $(x)\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3-(1-x)\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ (when $x = 0, 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9$, and 1.0) ceramic composites are then prepared from the PZT and PMN powders by the mixed-oxide method at various processing conditions. For optimization purpose, the sintering temperature is varied between $1000\text{ }^\circ\text{C}$ and $1300\text{ }^\circ\text{C}$ depending upon the compositions.⁶

The densities of the sintered ceramics are measured by Archimedes method. The firing shrinkage is determined from the dimensions of the specimens before and after the sintering process. The phase formations of the sintered specimens are studied

by an x-ray diffractometer (Philips Analytical). The microstructure analyses are undertaken by a scanning electron microscopy (SEM: JEOL Model JSM 840A). Grain size is determined from SEM micrographs by a linear intercept method.

For electrical properties characterizations, the sintered samples are lapped to obtain parallel faces, and the faces are then coated with silver paint as electrodes. The samples are heat-treated at 750 °C for 12 min to ensure the contact between the electrodes and the ceramic surfaces. The samples are subsequently poled in a silicone oil bath at a temperature of 120 °C by applying a dc field of 25 kV/cm for 30 min and field-cooled to room temperature. The dielectric properties of the sintered ceramics are studied as functions of both temperature and frequency with an automated dielectric measurement system. The computer-controlled dielectric measurement system consists of a precision LCR-meter (Hewlett Packard, model 4284A), a temperature chamber (Delta Design, model 9023), and a computer system. The capacitance and the dielectric loss tangent are determined over the temperature range of -150 and 400 °C with the frequency ranging from 100 Hz to 1 MHz. The measurements are carried out on cooling continuously. Before each cooling run, the samples are first heated up to 400 °C and then cooling run is performed at the rate of 3 °C/min. The dielectric constant is then calculated from $\epsilon_r = Cd / \epsilon_0 A$, where C is the capacitance of the sample, d and A are the thickness and the area of the electrode, respectively, and ϵ_0 is the dielectric permittivity of vacuum (8.854×10^{-12} F/m). The ferroelectric hysteresis (P-E) loops are characterized by using a computer controlled modified Sawyer-Tower circuit. The high voltage is applied to a sample by a bipolar amplifier (Kepco, model 1000M) and a high voltage AC amplifier (Trek, model 610C) with the input signals with a frequency of 0.1 Hz from a lock-in amplifier (Stanford Research System, model 830). The detailed descriptions of these systems are explained elsewhere.^{17,18}

3. Results and discussion

The phase formation behavior of the sintered ceramics is revealed by an XRD method. The XRD patterns, shown in Fig. 1, show that the sintered ceramics are mainly in perovskite phase. From the XRD pattern, PZT ceramic is identified as a single-phase material with a perovskite structure having tetragonal symmetry, while PMN ceramic is a perovskite material with a cubic symmetry.⁸ All PMN-PZT ceramic composites exhibit pseudocubic crystal structure, as reported in previous investigations.^{4,5,13} However, some impurity phases ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$ and MgO) are also present on the XRD patterns of the composites with $x > 0.1$. The secondary pyrochlore phase ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$) is clearly present on the SEM micrographs as cubic particles, resulting in very heterogeneous microstructure (Fig. 2 (c-d)). These impurity phases are believed to precipitate mostly on the surface areas of the specimens.¹⁹ Further XRD investigation at different depths of the specimen reveals that the impurities diminish in the interior areas of the specimens.

The optimized density of sintered $x\text{PMN}-(1-x)\text{PZT}$ ceramics is listed in Table 1. It is observed that the compositions with $x = 0.1$ and 0.3 show relatively lower density than other compositions. This suggests that the addition of a small amount of PMN to the PMN-PZT compositions results in a significant decrease in the density of the ceramics. Further addition of PMN into the compositions increases the density again. Similar result was reported in previous investigation.⁴ The SEM investigations (Fig. 2) reveal supporting evidences that the ceramics with these two compositions contain very small and loosely bonded grains. It should, however, be noted that the composition with $x = 0.1$, which contains sub-micron size grains, is not well sintered. Clearly, this is a reason for the much lower density in this composition. As shown in