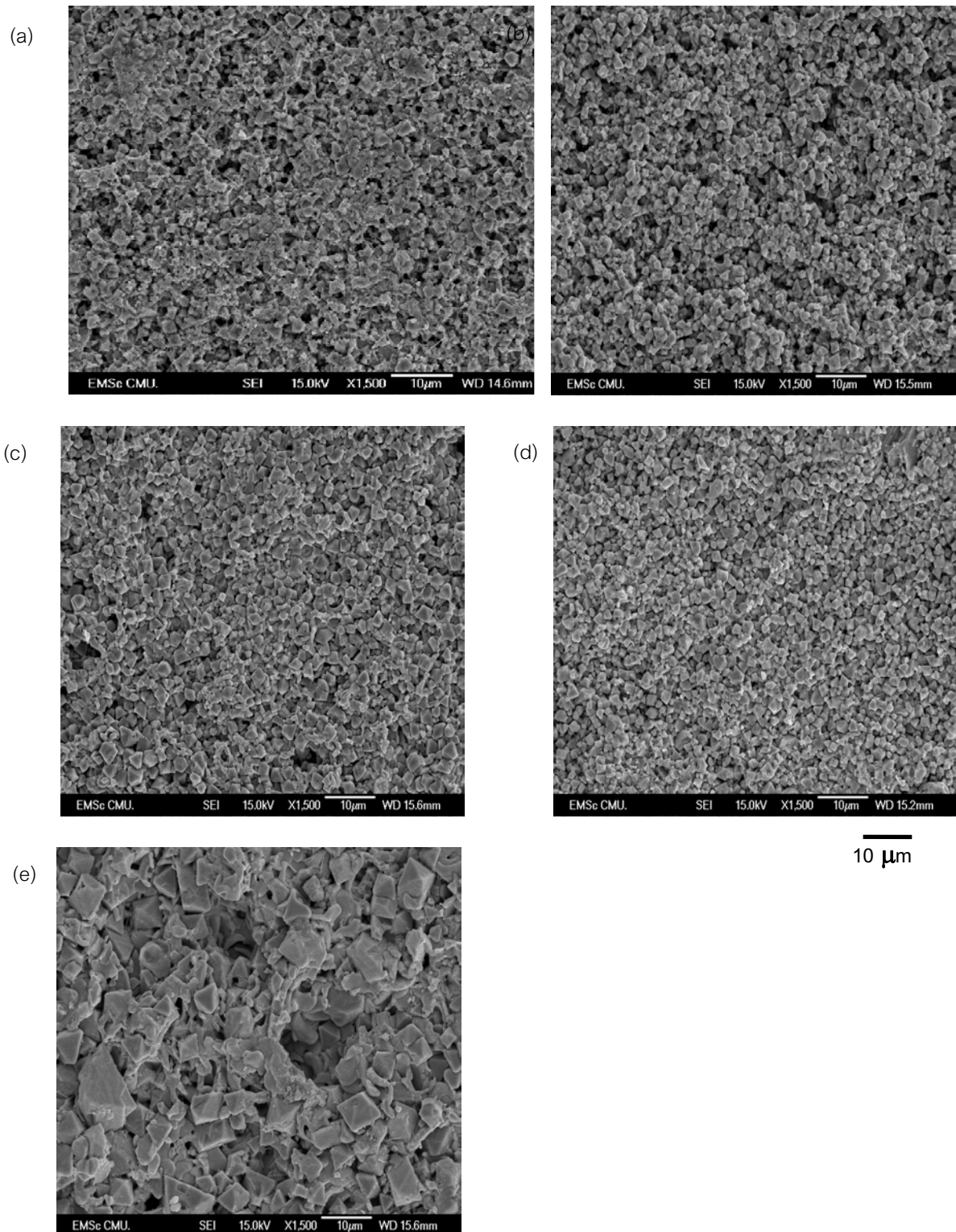
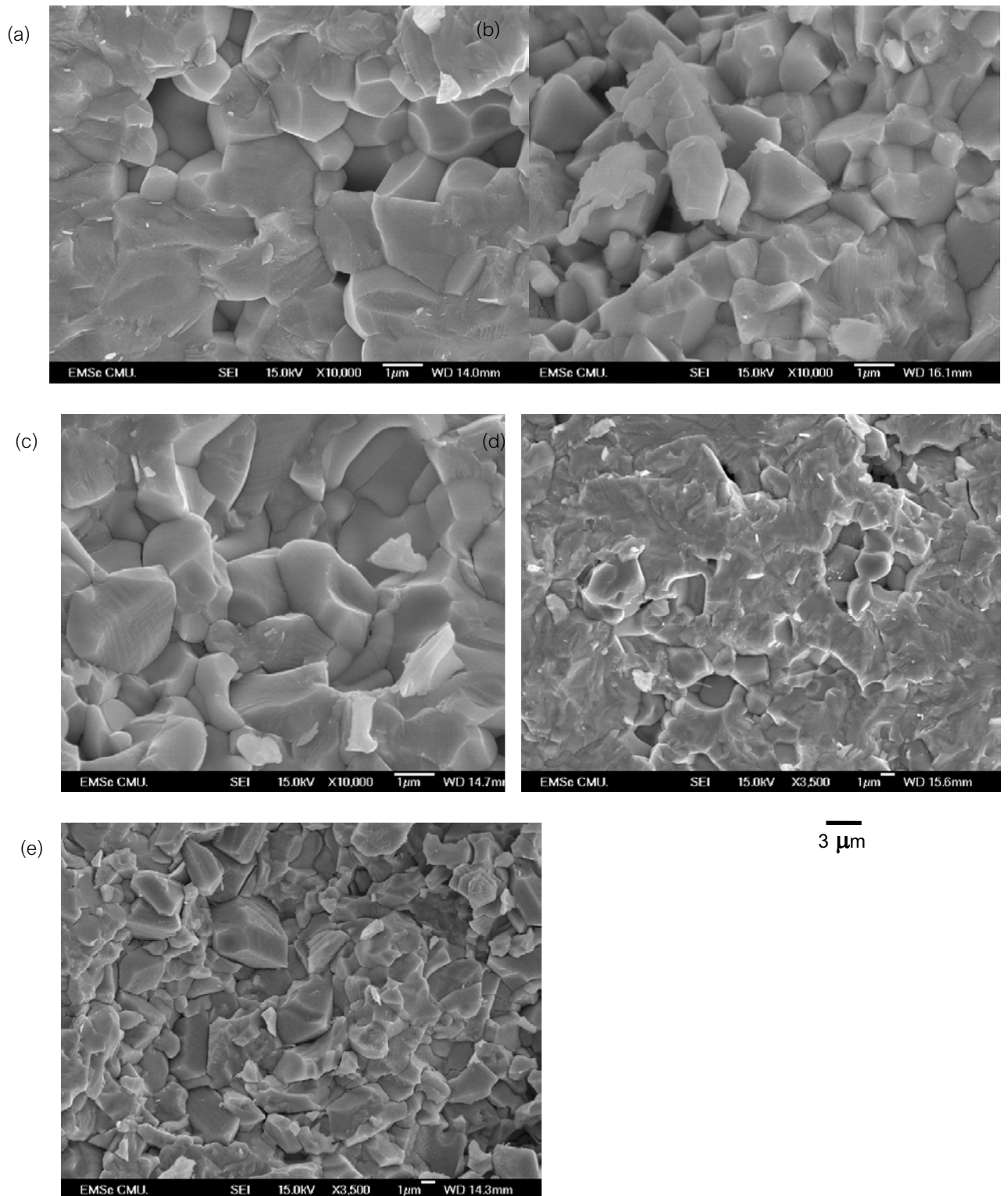




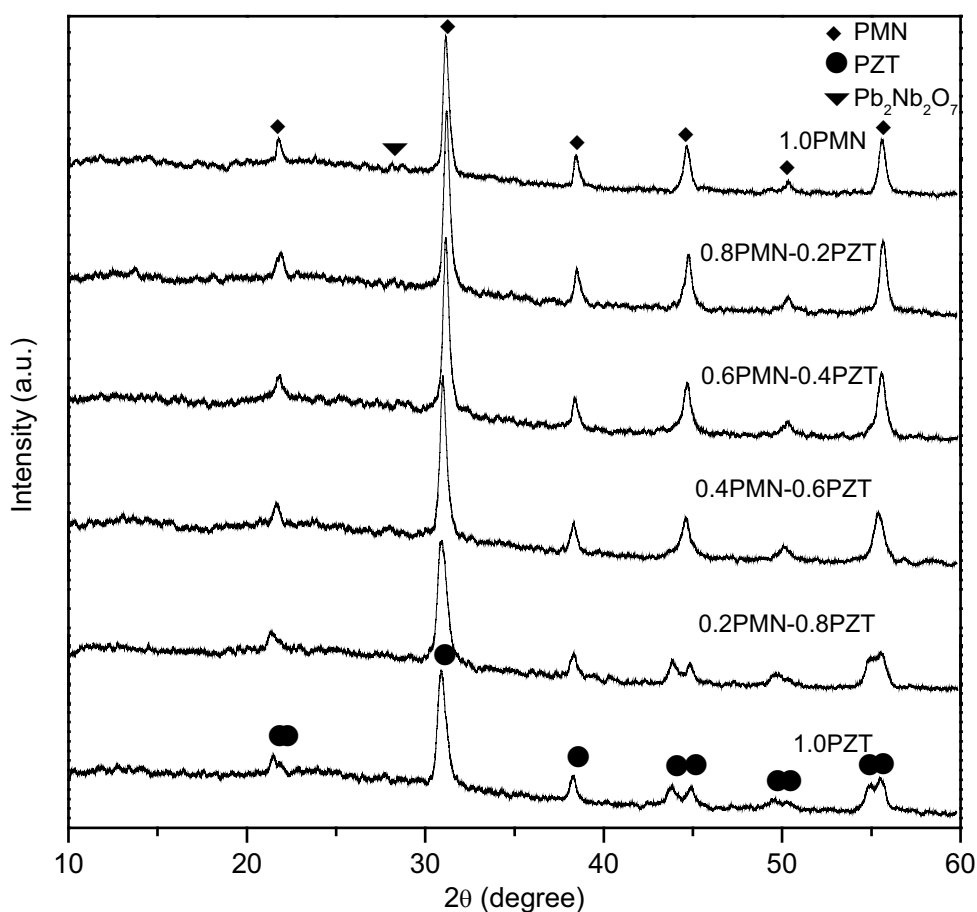
รูป 4.42 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแสดงผิวของเซรามิกผสม 0.2PMN-0.8PZT ที่ผ่านการซินเตอร์ที่อุณหภูมิ (a) 1200, (b) 1225, (c) 1250, (d) 1275 และ (e) 1300^oC



รูป 4.43 ภาพถ่ายจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดแสดงรอยหักของเซรามิกผสม 0.2PMN-0.8PZT ที่ผ่านการซินเตอร์ที่อุณหภูมิ (a) 1200, (b) 1225, (c) 1250, (d) 1275 และ (e) 1300 °ซ

4.2.3.3 ผลการตรวจสอบโครงสร้างผลึกเซรามิก PMN-PZT

เมื่อตรวจสอบเซรามิกผสม PMN-PZT ทั้ง 6 อัตราส่วนที่เลือกมาด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (XRD) ได้ผลดังรูป 4.44 พบว่าพีคของเซรามิกผสมจะปนกันระหว่างพีคของ PZT และ PMN โดยพีคของตัวใดจะเด่นขึ้นขึ้นขึ้นอยู่กับว่าอัตราส่วนของเซรามิกผสมมีปริมาณ PZT หรือ PMN มากกว่ากัน และเซรามิกที่มีอัตราส่วน 1.0PMN จะมีโครงสร้างผลึกของไพโรคลอริปอยู่ด้วย ซึ่งจะตรงกับมุม 2θ ประมาณ 28.16 เมื่อทำการเปรียบเทียบกับข้อมูลของ JCPDS จะตรงกับเอกสารหมายเลข 40-0828 ซึ่งมีสูตรเป็น $\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$ มีโครงสร้างผลึกแบบคิวบิก



รูป 4.44 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่มีความหนาแน่นสูงสุดในแต่ละอัตราส่วนผสม

จากการตรวจสอบลักษณะทางกายภาพและโครงสร้างจุลภาคโดยละเอียดของเซรามิกผสม PMN-PZT ทั้งหมด 6 อัตราส่วน จะทำการเลือกเซรามิกผสมที่มีค่าความหนาแน่นสูงที่สุดในเซรามิกแต่ละอัตราส่วนผสมที่เผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างกัน ซึ่งได้สรุปผลแสดงไว้ในตาราง 4.26 โดยที่อุณหภูมิซินเตอร์ที่ทำให้เซรามิกผสมมีความหนาแน่นมากที่สุดอยู่ในช่วง 1250-1275 °C ความหนาแน่นสูงสุดของเซรามิกจะอยู่ในช่วง 7.58-7.91 กรัม/ลบ.ซม. และขนาดเกรนเฉลี่ยจะอยู่ในช่วง 1.08-2.67 ไมโครเมตร

ตาราง 4.26 เซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกคัดเลือกเพื่อนำไปวัดสมบัติต่างๆต่อไป

อัตราส่วน PMN-PZT	อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ความหนาแน่น (กรัม/ลบ.ซม.)	ขนาดเกรนเฉลี่ย (ไมโครเมตร)
1.0PMN	1250	7.91 ± 0.02	2.67 ± 0.21
0.8PMN - 0.2PZT	1275	7.58 ± 0.08	1.47 ± 0.17
0.6PMN - 0.4PZT	1275	7.64 ± 0.03	1.08 ± 0.03
0.4PMN - 0.6PZT	1275	7.60 ± 0.08	2.03 ± 0.09
0.2PMN - 0.8PZT	1250	7.73 ± 0.25	1.20 ± 0.01
1.0PZT	1250	7.69 ± 0.04	1.55 ± 0.01

ในการเลือกเซรามิกผสมเพื่อทำการวัดสมบัติทางไฟฟ้าและสมบัติเชิงกลนั้น เนื่องจากเซรามิกมีความหนาแน่นสูงนั้น จะมีปริมาณรูพรุนน้อย ซึ่งรูพรุนนี้จะส่งผลให้เซรามิกมีค่าทางไฟฟ้าต่ำ ส่งผลค่าสมบัติทางไฟฟ้าโดยรวมของเซรามิกผสมลดลง ส่วนทางด้านสมบัติเชิงกล ภายในรูพรุนจะมีความเค้น (stress) สูง ซึ่งทำให้เกิดการแตกหักได้ง่าย ส่งผลให้ค่าสมบัติเชิงกลของเซรามิกลดลงด้วยเช่นกัน [46]

ส่วนขนาดเกรนของเซรามิกผสมที่ทำการคัดเลือกมาจะมีขนาดเกรนในช่วง 1.08-2.03 ไมโครเมตร โดยถ้าเกรนมีขนาดเล็กเกินไปจะทำให้โดเมนถูกบีบและยังมีปริมาณขอบเกรน (grain boundary) มากทำให้ขอบโดเมน (domain wall) เคลื่อนที่ได้ยาก และส่งผลให้โพลาไรเซชันลดลง ค่าทางไฟฟ้าของเซรามิกผสมจึงต่ำ แต่เกรนขนาดเล็กกลับทำให้เซรามิกผสมมีค่าความแข็งแรงและค่าความต้านทานต่อรอยแตกสูง เนื่องจาก เกรนขนาดเล็กทำให้ขอบเกรนมีความหนาแน่นมากขึ้น ทำให้ความแข็งแรงของเซรามิกผสมเพิ่มขึ้น [47] เพราะฉะนั้นจึงเป็นที่น่าสนใจว่าความสัมพันธ์ระหว่างค่าทางไฟฟ้าและค่าทางเชิงกลของเซรามิก PMN-PZT ที่อัตราส่วนต่างนี้เป็นเช่นไร ซึ่งเท่าที่ตรวจสอบจากเอกสารอ้างอิงต่างๆ ตั้งแต่อดีตถึงปัจจุบัน

พบว่า ยังไม่มีการศึกษาสมบัติทั้งสองควบคู่กันไป ในงานวิจัยนี้จึงได้ทำการศึกษาหาความสัมพันธ์ของสมบัติทั้งสองของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่อัตราส่วนต่างกัน

4.2.4 สมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิก PMN-PZT

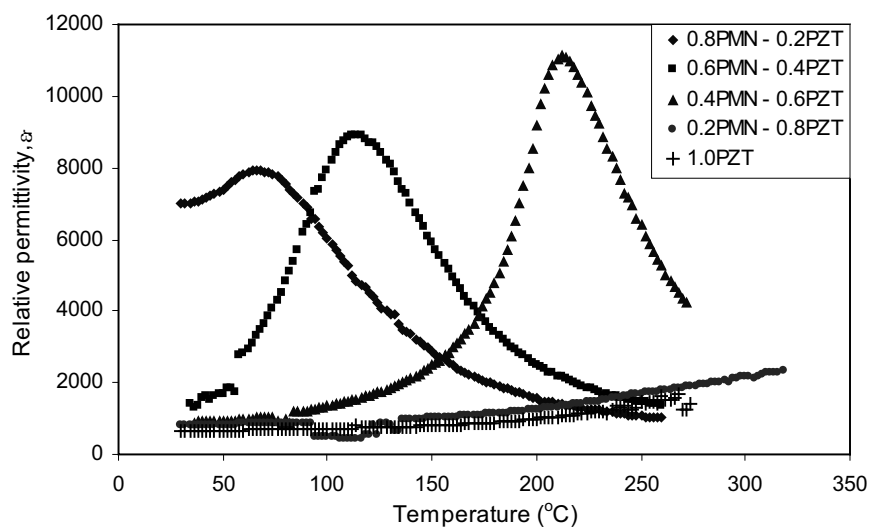
4.2.4.1 ผลการวัดค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (dielectric permittivity, ϵ_r) และค่าตัวประกอบการสูญเสีย

ไดอิเล็กทริก (dielectric loss, $\tan\delta$)

เมื่อทำการแบ่งกลุ่มเซรามิกที่เลือกมาวัดค่าทางไฟฟ้าออกเป็น 2 กลุ่ม คือ กลุ่มเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้ว (unpoled ceramics) และ กลุ่มเซรามิกที่ถูกสร้างขั้ว (poled ceramics) หลังจากนั้นจะทำการวัดค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และอุณหภูมิคูรี (Curie temperature, T_C) ได้ผลดังรูป 4.45 ซึ่งเป็นค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และอุณหภูมิคูรีของเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้ว ในการทดลองนี้สามารถหาค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และอุณหภูมิคูรีของเซรามิกผสมได้เพียงสามอัตราส่วน คือ 0.8PMN-0.2PZT, 0.6PMN-0.4PZT และ 0.4PMN-0.6PZT เนื่องจากข้อจำกัดของเครื่องมือ จากกราฟจะเห็นว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จะมีค่าสูงที่สุดและอุณหภูมิคูรีของเซรามิกผสมมีแนวโน้มเพิ่มขึ้น เมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้น ส่วนในเซรามิกที่มีอัตราส่วน 1.0PMN, 0.2PMN-0.8PZT และ 1.0PZT จะใช้ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงสุดและอุณหภูมิคูรีที่ได้จากการอ้างอิงเอกสารทางวิชาการ โดยที่ 1.0PMN จะอ้างอิงจากการทดลองของ Long Hu และ คณะ [48] 0.2PMN-0.8PZT จะอ้างอิงจากการทดลองของ V. Koval และ คณะ [41] และ 1.0PZT จะอ้างอิงจากการทดลองของ S. Gupta และคณะ [49] ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงสุดและอุณหภูมิคูรีของเซรามิกผสมแสดงไว้ในตาราง 4.27 จะเห็นว่าอุณหภูมิคูรีของเซรามิกผสม PMN-PZT มีค่าสูงขึ้น เมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้น ส่วนค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงสุดนั้นจะสามารถหาแนวโน้มได้เฉพาะในเซรามิกผสม PMN-PZT เท่านั้น โดยค่าสภาพยอมสัมพัทธ์จะมีค่าสูงขึ้นเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้น ซึ่งผลที่ได้ขัดแย้งกับค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของเซรามิก 1.0PMN ที่มีค่ามากกว่า 1.0PZT ทั้งนี้อาจเนื่องจากในเซรามิกผสม PMN-PZT นั้นเกิดมีโครงสร้างผลึกของไพโรคลอรัที่มาจาก PMN โดยที่ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของไพโรคลอรันั้นมีค่าน้อยมาก (~ 200) [23] ดังนั้นจึงทำให้ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของเซรามิกผสม PMN-PZT มีค่าลดลงเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PMN เพิ่มขึ้น

ตาราง 4.27 ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกสูงสุดของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างซ้ำ

อัตราส่วน PMN-PZT	อุณหภูมิคูรี (°ซ)	ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ สูงสุด
1.0PMN	-7	17200.0 [48]
0.8PMN-0.2PZT	66	7944.5
0.6PMN-0.4PZT	114	8907.2
0.4PMN-0.6PZT	212	11128.6
0.2PMN-0.8PZT	345	25500.0 [41]
1.0PZT	380	6400.0 [49]



รูป 4.45 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (relative permittivity) กับอุณหภูมิของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างซ้ำ

ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างขั้วนั้น จะสามารถวัดได้จากสองทิศทาง กล่าวคือ ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (ϵ_{11}) และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้ว และค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (ϵ_{33}) และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกที่วัดในทิศขนานกับทิศที่สร้างขั้ว ซึ่งได้ผลดังแสดงในรูป 4.46 และ 4.47 จะเห็นว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกที่วัดที่อุณหภูมิห้องทั้งสองทิศจะเพิ่มขึ้นเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PMN เพิ่มขึ้น เนื่องจากสมบัติของ PMN ที่จะมีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงเมื่อถูกสร้างขั้ว

ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของเซรามิกผสม PMN-PZT ทุกอัตราส่วนที่วัดในทิศขนานกับทิศที่สร้างขั้ว จะมีค่ามากกว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้ว เนื่องจากจากนิยามของค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ หมายถึง ระยะเวลาห่างระหว่างไดโพล (dielectric displacement) ต่อสนามไฟฟ้าหนึ่งหน่วย [10] ค่า ϵ_{11} เป็นค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศของโพลาริเซชันในเซรามิก โดยได้มาจากการให้สนามไฟฟ้าและวัดระยะเวลาห่างระหว่างไดโพลในทิศตั้งฉากกับทิศของโพลาริเซชัน ซึ่งการเกิดระยะห่างระหว่างไดโพลในทิศตั้งฉากมีน้อย ทำให้ค่า ϵ_{11} มีค่าน้อย ในขณะที่ค่า ϵ_{33} เป็นค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่มีการให้สนามไฟฟ้าและวัดค่าในทิศขนานกับทิศโพลาริเซชันในเซรามิก ซึ่งการเกิดระยะห่างระหว่างไดโพลในทิศขนานกับโพลาริเซชันนั้นมีมากทำให้ค่า ϵ_{33} มีค่ามาก

ค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่วัดในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้วจะมีค่ามากกว่าค่าที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้ว ทั้งนี้เนื่องจากการที่เซรามิกผสมมีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ในทิศขนานกับทิศที่สร้างขั้วมากกว่าในทิศที่ตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้ว ซึ่งค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกจะมีแนวโน้มตามค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ นั่นคือเมื่อค่าสภาพยอมสัมพัทธ์มีค่ามาก ค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกก็จะมีค่ามากด้วย ดังนั้นค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกในทิศขนานกับทิศที่สร้างขั้วจึงมีค่ามากกว่าในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้ว ซึ่งค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกที่วัดที่อุณหภูมิห้องแสดงในตาราง 4.28

เมื่อทำการเปรียบเทียบค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกของเซรามิกผสมที่ถูกสร้างขั้ว (ตาราง 4.28) และที่ไม่ถูกสร้างขั้ว (ตาราง 4.29) ที่วัดที่อุณหภูมิห้อง พบว่า ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของเซรามิกผสมที่ถูกสร้างขั้วที่วัดในทิศที่ขนานกับทิศที่สร้างขั้ว (ϵ_{33}) จะมากกว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้ว (ϵ_r) และเซรามิกผสมที่ถูกสร้างขั้วและวัดในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้ว (ϵ_{11}) ตามลำดับ ($\epsilon_{33} > \epsilon_r > \epsilon_{11}$) ซึ่งการที่ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของ $\epsilon_{33} > \epsilon_r$ และ $\epsilon_r > \epsilon_{11}$ เนื่องจาก

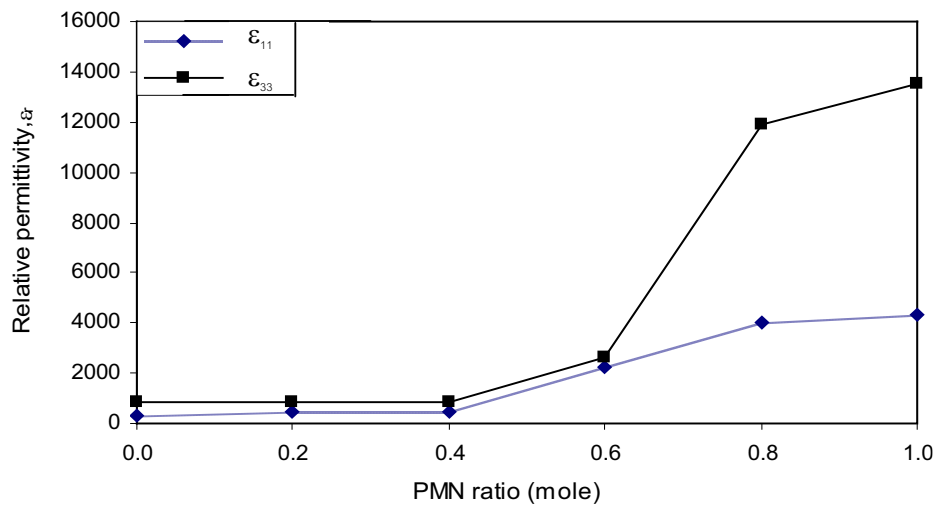
ค่า ϵ_r เป็นค่าผลรวมของระยะห่างระหว่างไดโพล ที่ไม่มีการจัดเรียงทิศทางของไดโพลที่แน่นอน ทำให้เกิดการรวมและหักล้างกันของโพลาร์เซชันในทิศต่างๆ ส่วนค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กตริกจะมากขึ้นตามค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ดังได้กล่าวมาแล้ว

ตาราง 4.28 ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กตริกของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างซ้ำ เมื่อทำการวัดที่อุณหภูมิห้อง

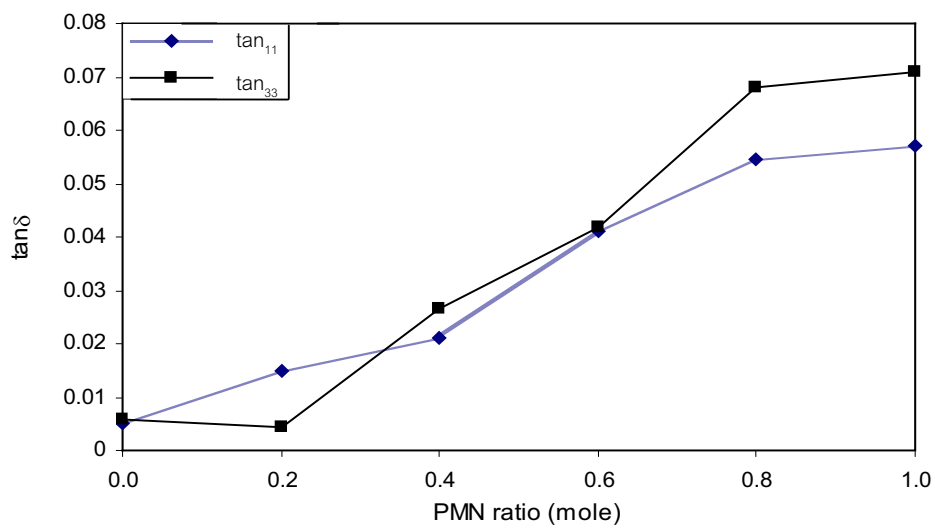
อัตราส่วน PMN-PZT	ϵ_{11}	$\tan\delta$ ในทิศตั้งฉาก กับทิศที่สร้างซ้ำ	ϵ_{33}	$\tan\delta$ ในทิศขนาน กับทิศที่สร้างซ้ำ
1.0PMN	4313.5	0.057	13506.8	0.071
0.8PMN-0.2PZT	3994.2	0.054	11940.1	0.068
0.6PMN-0.4PZT	2278.2	0.041	2653.5	0.042
0.4PMN-0.6PZT	500.3	0.021	877.4	0.027
0.2PMN-0.8PZT	427.4	0.015	886.6	0.004
1.0PZT	342.5	0.005	865.6	0.006

ตาราง 4.29 ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์และค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กตริกของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างซ้ำ เมื่อทำการวัดที่อุณหภูมิห้อง

อัตราส่วน PMN-PZT	ϵ_r	$\tan\delta$
1.0PMN	11800.0	-
0.8PMN-0.2PZT	7037.1	0.200
0.6PMN-0.4PZT	1281.9	0.326
0.4PMN-0.6PZT	868.2	0.243
0.2PMN-0.8PZT	833.4	0.021
1.0PZT	667.7	0.082



รูป 4.46 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (Relative permittivity) กับอัตราส่วนของ PMN โดยโมลของเซรามิกที่ถูกสร้างซ้ำ



รูป 4.47 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริก ($\tan \delta$) กับอัตราส่วนของ PMN โดยโมลของเซรามิกที่ถูกสร้างซ้ำ

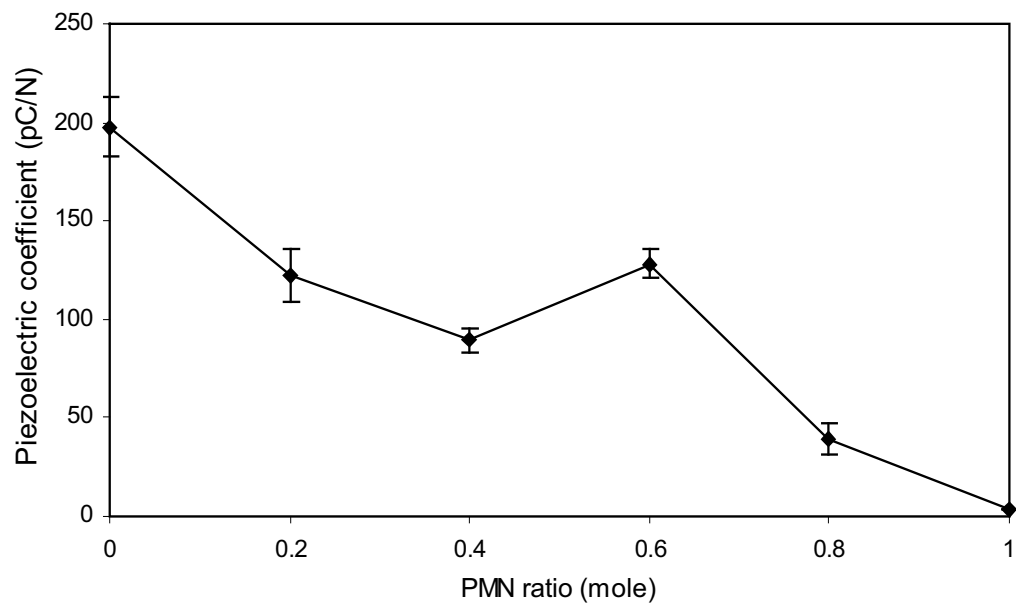
4.2.4.2 ค่าสัมประสิทธิ์พีโซอิเล็กทริก (Piezoelectric coefficient)

เมื่อนำเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างขึ้นมาทำการวัดค่าสัมประสิทธิ์พีโซอิเล็กทริกจะสามารถวัดค่าสัมประสิทธิ์พีโซอิเล็กทริกในทิศทางกับทิศที่สร้างขั้ว (d_{33}) ซึ่งค่าที่วัดได้แสดงในตาราง 4.30 และแสดงกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าดังกล่าวกับอัตราส่วนโดยโมลของ PMN ดังรูป 4.48 โดยค่า d_{33} จะลดลงเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PMN เพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจาก PMN นั้นมีโครงสร้างผลึกเป็นชูโดคิวบิก (psudocubic) ซึ่งไม่ใช่โครงสร้างของเฟอร์โรอิเล็กทริก ทำให้จำนวนโพลาริเซชันในเซรามิกผสมลดลง ดังนั้นเมื่อให้แรงเชิงกลแก่เซรามิก จึงทำให้เกิดโพลาริเซชันน้อยและทำให้มีกระแสออกมาจากเซรามิกมีค่าน้อย [41]

เมื่อเปรียบเทียบค่า d_{33} ที่ได้จากการทดลองกับงานวิจัยอื่นๆ จะเห็นว่าค่า d_{33} ของ PZT ที่วัดได้นี้มีค่าที่ดี เมื่อเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ ที่มีค่า d_{33} ของ PZT เป็น 178 pC/N [31] ส่วนค่า d_{33} ของ PMN ที่วัดได้มีค่า 3.35 pC/N ซึ่งถือว่ามิต่ำน้อยมากเมื่อเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ ที่มีค่า d_{33} ของ PMN/PT (62/38) มีค่า 350 pC/N [21] และค่า d_{33} ของเซรามิกผสม 0.2PMN-0.8PZT จะมีค่า d_{33} ที่วัดได้ คือ 122 pC/N ซึ่งเมื่อเทียบกับงานทดลองอื่นๆ ที่วัดในเซรามิก 0.125PMN-0.875PZT มีค่า 430 pC/N [41] ซึ่งถือว่าค่าที่ได้จากการทดลองนี้มีต่ำต่ำกว่ามาก การที่วัดค่า d_{33} ของเซรามิกได้น้อยนั้นอาจจะมีสาเหตุเนื่องจากความผิดพลาดขณะที่ทำการสร้างขั้ว (pole) ให้กับเซรามิก โดยอาจจะใช้สนามไฟฟ้าหรือใช้เวลาในการสร้างขั้วน้อยเกินไป ทำให้อาจยังมีไดโพลบางส่วนยังไม่ทันที่จะจัดเรียงตัวตามทิศของสนามไฟฟ้าได้ ทั้งนี้จะทำการทดลองในส่วนนี้ซ้ำอีกครั้ง เพื่อทดสอบสมมุติฐานดังกล่าว

ตาราง 4.30 สัมประสิทธิ์พีโซอิเล็กทริกของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างขั้ว

อัตราส่วน PMN-PZT	d_{33} (pC/N)
1.0PMN	3.35 ± 0.48
0.8PMN-0.2PZT	39.56 ± 7.92
0.6PMN-0.4PZT	128.01 ± 7.08
0.4PMN-0.6PZT	89.32 ± 5.83
0.2PMN-0.8PZT	122.29 ± 13.77
1.0PZT	197.86 ± 14.90



รูป 4.48 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าสัมประสิทธิ์พิโซอิเล็กทริก (Piezoelectric coefficient) กับอัตราส่วนของ PMN โดยโมล

4.2.5 สมบัติเชิงกลของเซรามิกผสม PMN-PZT

4.2.5.1 สมบัติเชิงกลของเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างซ้ำ

จากการคัดเลือกเซรามิกผสมในแต่ละอัตราส่วนที่มีความหนาแน่นสูงสุด เพื่อมาทำการวัดค่าความแข็งโดยใช้หัตถดแบบนูป (Knoop hardness test, HK) แบบวิกเกอร์ (Vickers hardness test, HV) ทำการวัดความยาวของรอยแยกที่เกิดจากการกดด้วยหัตถดแบบนูป เพื่อนำมาใช้คำนวณหาค่ามอดูลัสของยัง (Young's Modulus, E) และทำการวัดความยาวของรอยแยกที่เกิดจากการกดด้วยหัตถดแบบวิกเกอร์ (crack length, c) เพื่อนำมาใช้คำนวณหาค่าความต้านทานต่อรอยแยก (fracture toughness, K_{IC}) ของเซรามิกผสม PMN-PZT ได้ผลดังแสดงในตาราง 4.31 พบว่าค่าความแข็งทั้งแบบ HV และ HK มีค่าใกล้เคียงกันและมีแนวโน้มที่จะเพิ่มขึ้นเมื่อเซรามิกผสม PMN-PZT มีสัดส่วนโดยโมลของ PMN เพิ่มขึ้น (รูป 4.49) จากข้อมูลในการทดลองนี้ ค่าความแข็งของเซรามิก PMN มีค่าสูงสุดในขณะที่ค่าความแข็งของเซรามิก PZT น้อยที่สุด ถึงแม้จะพิจารณาขนาดเฉลี่ยของเกรนเซรามิกทั้งสองควบคู่ไปด้วย ซึ่งพบว่าขนาดเกรนของ PMN จะใหญ่กว่าเกรนของ PZT ประมาณ 1 ไมโครเมตร ซึ่งถ้าคาดการณ์จากรายงานผลความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งและขนาดเกรนของเซรามิกชนิดเดียวกัน จะพบว่าค่าความแข็งของเซรามิกที่มีเกรนเล็กควรจะมากกว่าในเกรนใหญ่ ทั้งนี้เนื่องจากเกรนเล็กมีความหนาแน่นของขอบเกรนสูงนั่นเอง ซึ่งผลนี้ไม่สอดคล้องกับผลที่ได้จากการทดลอง ซึ่งอาจจะเป็นผลมาจากความแตกต่างของเกรนเพียง 1 ไมโครเมตรของสารต่างชนิดกันนี้ ไม่เพียงพอที่จะทำให้ความสัมพันธ์ระหว่างขนาดของเกรนกับค่าความแข็งเป็นไปตามทฤษฎีทั่วไปดังกล่าวมาแล้ว

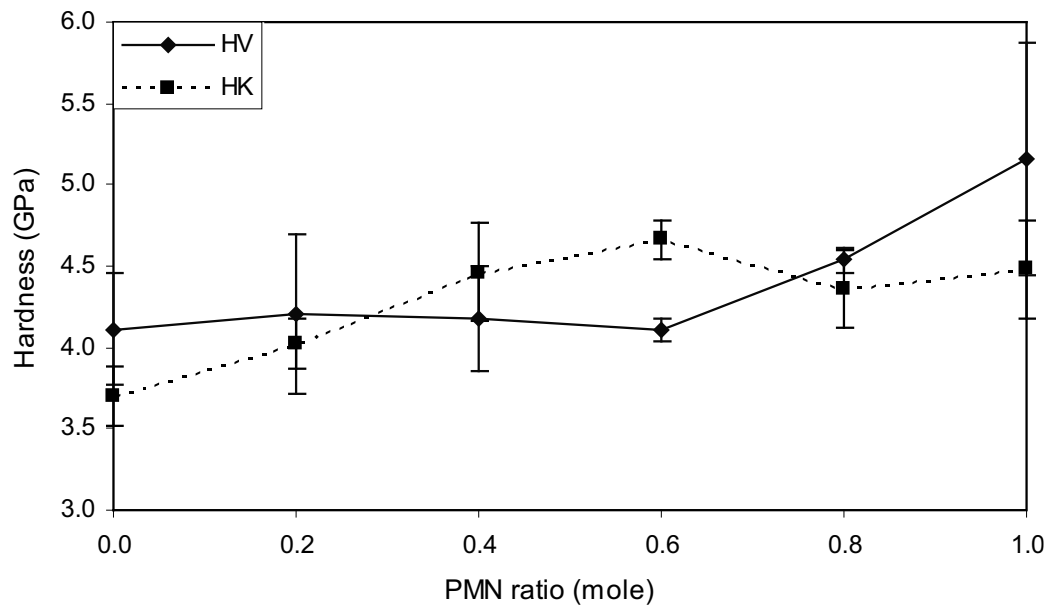
ค่ามอดูลัสของยังและความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกผสม PMN-PZT ไม่มีแนวโน้มที่แน่นอนตามอัตราส่วนผสมของเซรามิก (รูป 4.50) และเห็นความแตกต่างของค่ามอดูลัสของยังที่คำนวณได้อย่างชัดเจน ทั้งนี้เนื่องมาจากความยาวของรอยกุดด้านสั้นและด้านยาวที่เกิดจากหัตถดแบบนูปนั้นต่างกันมาก ส่วนความยาวของรอยแยกที่เกิดขึ้นที่มุมทั้งสี่ของรอยกุดที่เกิดด้วยหัตถดแบบวิกเกอร์นั้น ไม่พบว่าแนวโน้มที่แน่นอนตามอัตราส่วนผสมของเซรามิก ดังนั้นจึงส่งผลให้ค่าความต้านทานต่อรอยแยกที่คำนวณได้ไม่มีแนวโน้มเช่นเดียวกัน

ค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกผสม PMN-PZT ส่วนใหญ่มีแนวโน้มลดลง เมื่อมีปริมาณ PMN เพิ่มขึ้น เนื่องจากค่าความต้านทานต่อรอยแยกนี้จะแปรผกผันกับความยาวของรอยแยกที่เกิดจากหัตถดแบบวิกเกอร์โดยจะมีความสัมพันธ์เป็นไปตามสมการที่ 3.14 ซึ่งในที่นี้ควรกล่าวถึงการวัดความยาวของรอยแยกเพื่อนำมาใช้ในการคำนวณค่าความต้านทานต่อรอยแยกไว้บ้าง กล่าวคือ ในการวัดความยาวของรอยแยกนี้จะค่อนข้างยากทั้งนี้เป็นเพราะยังรอยแยกมีตำแหน่งที่ห่างจากรอยกุดมาก ความกว้างของรอยแยกนี้จะยิ่งลดลง จนบางครั้งทำให้ยากต่อการ

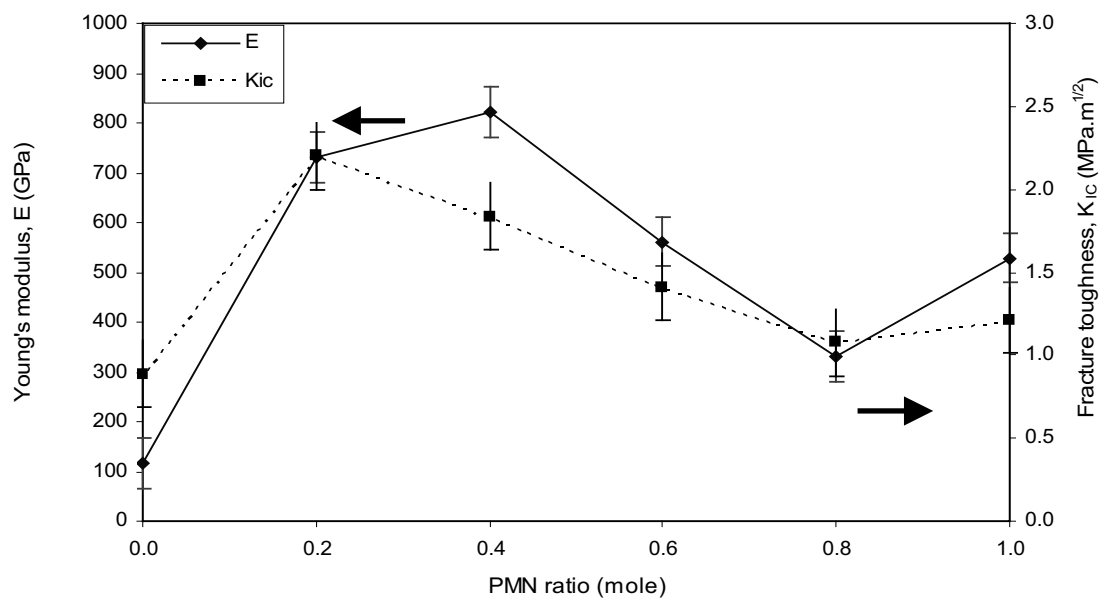
ทำนายว่ารอยแยกนี้สั้นสุดที่ใด ดังนั้นการอ่านค่าความยาวของรอยแยกจึงมีความผิดพลาดได้มาก อย่างไรก็ตาม ในการทดลองนี้ได้แก้ปัญหาดังกล่าวโดยการวัดความยาวเดิมซ้ำหลายๆครั้งและหาค่าเฉลี่ยและค่าความคลาดเคลื่อนในทางสถิติ โดยพื้นฐานแล้วการหาค่าความต้านทานต่อรอยแยกด้วยห้วงกบแบบวิกเกอร์จะขึ้นกับหลักการพื้นฐาน กล่าวคือ รอยแยกที่ขยายออกมาจากมุมทั้งสี่ของรอยกด (radial crack) จะถูกขยายไปสู่ความยาวและขนาดสูงสุดด้วยสนามความเค้นจำเพาะภายในบริเวณที่มีการเปลี่ยนรูปแบบถาวร (plastic deformation zone) ที่อยู่ใต้บริเวณตำแหน่งที่ถูกกดด้วยหัตถ์กดนั่นเอง

ตาราง 4.31 สมบัติเชิงกลของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างซ้ำ

อัตราส่วน PMN-PZT	HV (GPa)	HK (GPa)	c (μm)	E (GPa)	K_{IC} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)
1.0PMN	5.16 ± 0.71	4.48 ± 0.30	112.00 ± 16.7	528.79 ± 3.37	1.21 ± 0.52
0.8PMN-0.2PZT	4.54 ± 0.08	4.36 ± 0.24	109.75 ± 14.10	331.72 ± 2.91	1.08 ± 0.45
0.6PMN-0.4PZT	4.11 ± 0.07	4.66 ± 0.12	115.00 ± 5.52	561.46 ± 3.83	1.41 ± 0.48
0.4PMN-0.6PZT	4.18 ± 0.32	4.46 ± 0.30	105.25 ± 10.73	822.65 ± 7.64	1.84 ± 0.87
0.2PMN-0.8PZT	4.20 ± 0.48	4.02 ± 0.16	91.00 ± 11.98	730.20 ± 4.77	2.20 ± 0.81
1.0PZT	4.11 ± 0.35	3.70 ± 0.18	94.75 ± 9.42	116.04 ± 5.10	0.89 ± 0.22



รูป 4.49 ความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็ง (hardness) กับอัตราส่วนของ PMN โดยโมลของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างขั้ว



รูป 4.50 ความสัมพันธ์ระหว่างค่ามอดูลัสของยัง (Young's modulus, E) ความต้านทานต่อรอยแตก (fracture toughness, K_{IC}) กับอัตราส่วนของ PMN โดยโมลของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างขั้ว

4.2.5.2 สมบัติเชิงกลของเซรามิกผสมที่ถูกสร้างขั้ว

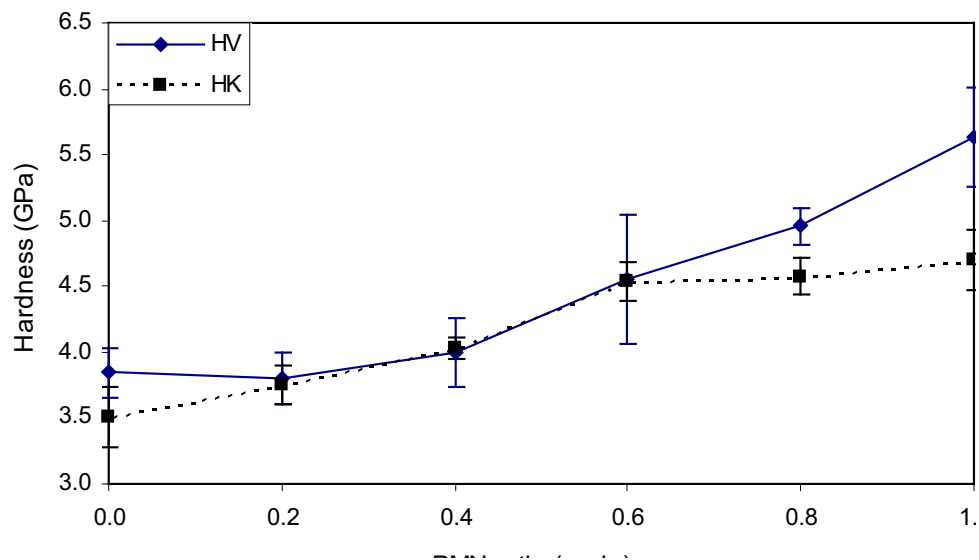
เมื่อนำเซรามิกผสม PMN-PZT ไปทำการสร้างขั้ว โดยใช้ความต่างศักย์ 2 กิโลโวลต์/มม. และนำไปวัดความแข็งแรงด้วยหัวกดแบบนูนและวิกเกอร์ แล้วทำการวัดความยาวรอยแยกที่เกิดจากหัวกดแบบวิกเกอร์ โดยจะแบ่งออกเป็นรอยแยกที่เกิดในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วและรอยแตกในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้ว จากนั้นทำการคำนวณหาค่ามอดูลัสของยังและค่าความต้านทานต่อรอยแยก โดยแบ่งค่าความต้านทานต่อรอยแยกที่ได้เช่นเดียวกับการวัดค่ารอยแยก ซึ่งได้ผลดังแสดงในตาราง 4.32 สำหรับค่าความแข็งแรงแบบนูน และแบบวิกเกอร์นั้น จะเพิ่มขึ้นตามปริมาณ PMN ดังแสดงในรูป 4.51 ส่วนค่ามอดูลัสของยังของเซรามิกผสม PMN-PZT จะไม่มีแนวโน้มเปลี่ยนแปลงตามอัตราส่วนผสมดังค่าที่แสดงในตาราง 4.32

ส่วนค่าความยาวของรอยแยกในทิศขนานและตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วนั้นจะต่างกัน โดยที่ความยาวของรอยแยกในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้วนั้น จะสั้นกว่ารอยแยกในทิศที่ตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้ว (รูป 4.52) ส่งผลให้ความต้านทานต่อรอยแยกในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้วนี้มีค่ามากกว่าอีกทิศหนึ่ง เนื่องจากเมื่อทำการสร้างขั้วให้กับเซรามิกผสม PMN-PZT จะเกิดการสวิตช์ของโดเมน (domain switching) ในทิศเดียวกับสนามไฟฟ้าที่ใช้ในการสร้างขั้ว ทำให้เกิดความเค้นภายในเซรามิก (internal stress) เมื่อให้แรงกดแก่เซรามิกจะทำให้เกิดการจัดเรียงตัวของโดเมนใหม่อีกครั้ง (domain reorientation) และเกิดรอยแยกที่มุมของรอยกด โดยรอยแยกที่เกิดในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้วจะเกิดการสวิตช์ของโดเมนไป 90° เกิดการสูญเสียสภาพการมีขั้ว (depolarization) ที่ปลายของรอยแยก ทำให้มีการเปลี่ยนรูปแบบถาวร (plastic deformation) ของโดเมน ทำให้ความยาวของรอยแยกในทิศนี้สั้น ซึ่งการเกิดลักษณะนี้จะมีเฉพาะในสารพวกเฟอร์โรอิเล็กทริกเท่านั้น ส่วนความยาวของรอยแยกในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วนั้นไม่เกิดการสวิตช์ของโดเมนไป 90° ที่ปลายของรอยแยก ทำให้เกิดความเครียดแบบถาวร (plastic strain) เนื่องจากมี activated and exhausted by the poling ส่งผลให้ความยาวของรอยแยกในทิศนี้ยาว [31, 32, 48] และเมื่อเปรียบเทียบความยาวของรอยแยกระหว่างเซรามิกผสม PMN-PZT อัตราส่วนต่างๆ พบว่าไม่สามารถหาแนวโน้มของค่าทั้งสองได้ดังแสดงในรูป 4.52

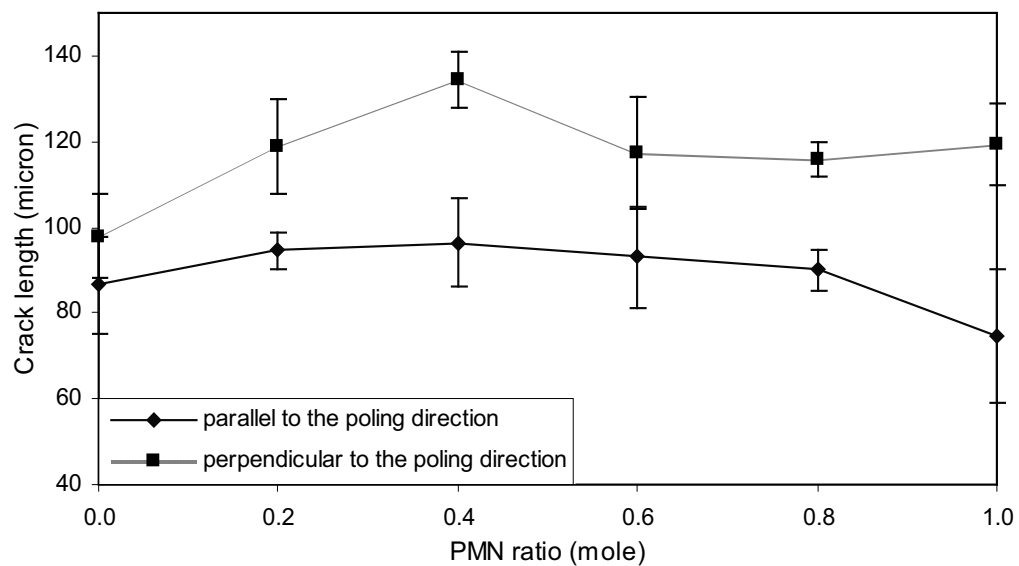
ตาราง 4.32 สมบัติเชิงกลของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่สร้างขั้ว

อัตราส่วน PMN-PZT	HV (GPa)	HK (GPa)	E (GPa)
1.0PMN	5.64 ± 2.38	4.70 ± 0.23	378.37 ± 2.16
0.8PMN-0.2PZT	4.95 ± 1.14	4.58 ± 0.13	273.05 ± 7.18
0.6PMN-0.4PZT	4.55 ± 0.49	4.53 ± 0.15	366.60 ± 1.44
0.4PMN-0.6PZT	4.00 ± 0.26	4.02 ± 0.08	222.60 ± 1.53
0.2PMN-0.8PZT	3.80 ± 0.20	3.75 ± 0.14	458.32 ± 2.41
1.0PZT	3.84 ± 0.19	3.51 ± 0.23	204.34 ± 1.40

อัตราส่วน PMN-PZT	Parallel to the poling direction		Perpendicular to the poling direction	
	Crack length (μm)	K_{IC} ($\text{KPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	Crack length (μm)	K_{IC} ($\text{KPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)
1.0PMN	74.5 ± 15.5	1.82 ± 0.70	119.5 ± 9.5	0.89 ± 0.34
0.8PMN-0.2PZT	90.0 ± 5.00	1.39 ± 0.29	116.0 ± 4.0	0.95 ± 0.20
0.6PMN-0.4PZT	93.0 ± 12.0	1.58 ± 0.41	113.0 ± 13.0	1.18 ± 0.30
0.4PMN-0.6PZT	96.5 ± 10.5	1.17 ± 0.37	134.5 ± 6.5	0.70 ± 0.22
0.2PMN-0.8PZT	94.5 ± 4.5	1.79 ± 0.45	119.0 ± 11.0	1.27 ± 0.32
1.0PZT	86.5 ± 11.5	1.33 ± 0.44	98.0 ± 10.0	1.10 ± 0.36



รูป 4.51 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็ง (hardness) และอัตราส่วนของ PMN โดยโมลของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างซ้ำ



รูป 4.52 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างความยาวของรอยแตก (crack length) และอัตราส่วนของ PMN โดยโมลของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างซ้ำ

ลำดับต่อมาได้ทำการเปรียบเทียบผลการทดสอบสมบัติเชิงกลระหว่างเซรามิก PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างขั้วและที่ถูกสร้างขั้วดังแสดงในตาราง 4.33 ภาพรอยกดแบบวิกเกอร์บนผิวเซรามิกทั้งที่ไม่ถูกสร้างขั้วและที่ถูกสร้างขั้วได้แสดงไว้ในรูป 4.53 พบว่ารอยแยกของเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้วนั้นค่อนข้างจะสมมาตร (isotropy) ในขณะที่รอยแยกของเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วนั้นจะไม่สมมาตร (anisotropy) กล่าวคือ รอยแตกทางด้านตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วจะยาวกว่าด้านที่ขนานกับทิศการสร้างขั้ว สำหรับค่าความแข็งทั้งแบบ HK และ HV ของเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้วและที่ถูกสร้างขั้วมีค่าใกล้เคียงกัน แต่อย่างไรก็ตาม ค่าความแข็งในเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วนี้มีแนวโน้มมากกว่าเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้วเล็กน้อย และเซรามิกที่มีอัตราส่วน PMN มากขึ้นจะมีความแข็งเพิ่มขึ้น ดังแสดงในรูป 4.54 แสดงการเปรียบเทียบค่าความแข็งแบบรูปและวิกเกอร์ของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกไม่สร้างขั้วและที่ถูกสร้างขั้ว เซรามิกที่ถูกสร้างขั้วจะมีความอดุลย์ของยังน้อยกว่าเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้ว ดังตาราง 4.34 และเมื่อเปรียบเทียบค่ามอดุลย์ของยังของเซรามิกผสม PMN-PZT แต่ละอัตราส่วนจะพบว่าค่ามอดุลย์ของยังระหว่างเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วและเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้วนั้นต่างกันมาก ดังรูป 4.55 ทั้งนี้ที่ค่าความแข็งระหว่างเซรามิกทั้งสองไม่ต่างกันมากนัก ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากสัดส่วนความยาวของเส้นทแยงมุมของรอยกดที่เกิดจากหัวกดแบบรูปนั้น มีความแตกต่างกันมากระหว่างความยาวของเส้นทแยงมุมด้านสั้นและด้านยาว ทำให้เมื่อคำนวณตามสมการการหาค่ามอดุลย์ของยังแล้วได้ค่าที่ต่างกันมาก ส่วนค่าความยาวของรอยแยกของเซรามิก PMN-PZT ที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วจะมากกว่าความยาวของรอยแยกในเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้ว และเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วและวัดความยาวในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้ว ตามลำดับ ($c_{\text{perpendicular}} > c_{\text{unpole}} > c_{\text{parallel}}$) ดังตาราง 4.35 และรูป 4.56 ทั้งนี้ได้กล่าวเหตุผลมาแล้วก่อนหน้านี้ถึงการที่ความยาวของรอยแยกที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้วนั้น มีค่ามากกว่าความยาวของรอยแยกที่วัดในทิศขนานกับทิศที่สร้างขั้ว ส่วนในเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้ว เมื่อได้รับแรงกดจะเกิดรอยกดและรอยแยกที่มุมของรอยกด โดยที่รอยแยกที่เกิดขึ้นจะมีความยาวเท่าๆกัน เนื่องจากโดเมนไม่มีการจัดเรียงตัวที่เป็นระเบียบ ทำให้ไม่มีความเค้นภายในขีดขวางการเคลื่อนที่ของรอยแยก รอยแยกจึงขยายตัวออกไปอย่างอิสระ โดยความยาวของรอยแยกจะสิ้นสุดเมื่อปริมาณความเค้นที่ให้กับวัสดุมีค่าเท่ากับค่าความต้านทานต่อรอยแยกของวัสดุ [37] และเมื่อเปรียบเทียบค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกผสมแต่ละอัตราส่วน จะพบว่าส่วนใหญ่ค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วและวัดในทิศขนานกับทิศที่สร้างขั้ว จะมีค่ามากกว่าของเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้ว และเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วและวัดในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้ว ($K_{\text{IC, parallel}} > K_{\text{IC, unpole}} > K_{\text{IC, perpendicular}}$) ดังรูป 4.57

ตาราง 4.33 การเปรียบเทียบค่าความแข็งของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างขั้วและที่ถูกสร้างขั้ว

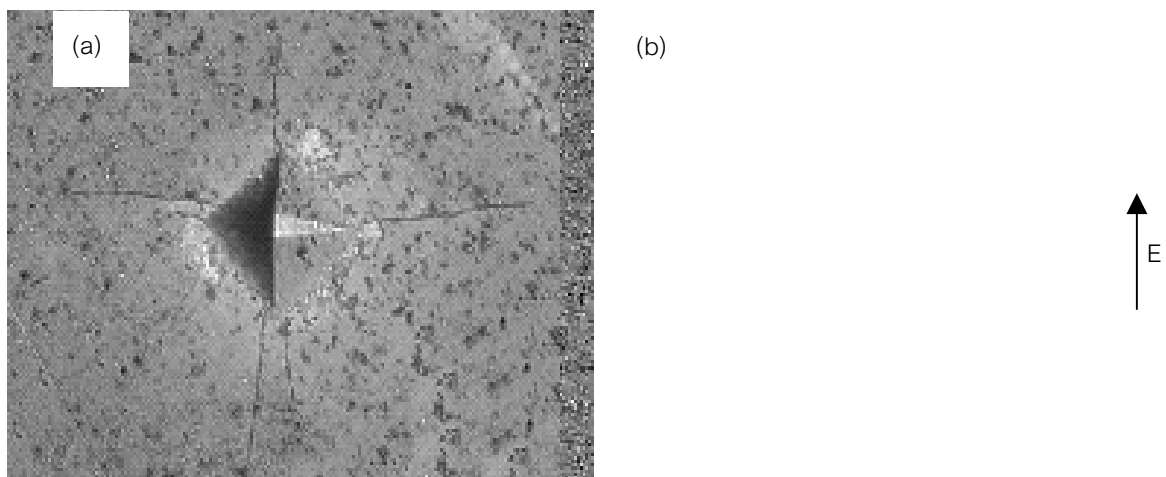
อัตราส่วน PMN-PZT	HV_{unpole} (Gpa)	HV_{pole} (GPa)	HK_{unpole} (GPa)	HK_{pole} (GPa)
1.0PMN	5.16 ± 0.71	5.64 ± 2.38	4.48 ± 0.30	4.70 ± 0.23
0.8PMN-0.2PZT	4.54 ± 0.08	4.95 ± 1.14	4.36 ± 0.24	4.58 ± 0.13
0.6PMN-0.4PZT	4.11 ± 0.07	4.55 ± 0.49	4.66 ± 0.12	4.53 ± 0.15
0.4PMN-0.6PZT	4.18 ± 0.32	4.00 ± 0.26	4.46 ± 0.30	4.02 ± 0.08
0.2PMN-0.8PZT	4.20 ± 0.48	3.80 ± 0.20	4.02 ± 0.16	3.75 ± 0.14
1.0PZT	4.11 ± 0.35	3.84 ± 0.19	3.70 ± 0.18	3.51 ± 0.23

ตาราง 4.34 การเปรียบเทียบค่ามอดูลัสของยังของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างขั้วและที่ถูกสร้างขั้ว

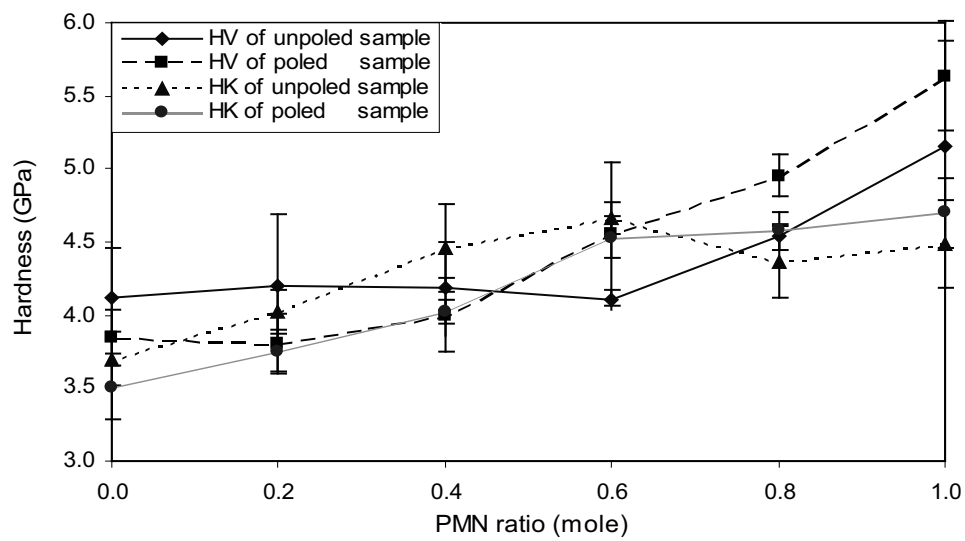
อัตราส่วน PMN-PZT	E_{unpole} (GPa)	E_{pole} (GPa)
1.0PMN	528.79 ± 3.37	378.37 ± 2.16
0.8PMN-0.2PZT	331.72 ± 2.91	273.05 ± 7.18
0.6PMN-0.4PZT	561.46 ± 3.83	366.60 ± 1.44
0.4PMN-0.6PZT	822.65 ± 7.64	222.60 ± 1.53
0.2PMN-0.8PZT	730.20 ± 4.77	458.32 ± 2.41
1.0PZT	116.04 ± 5.10	204.34 ± 1.40

ตาราง 4.35 การเปรียบเทียบความยาวของรอยแตกและค่าความต้านทานต่อรอยแตกของเซรามิก PMN-PZT ที่ไม่ถูกสร้างขั้วและที่ถูกสร้างขั้ว

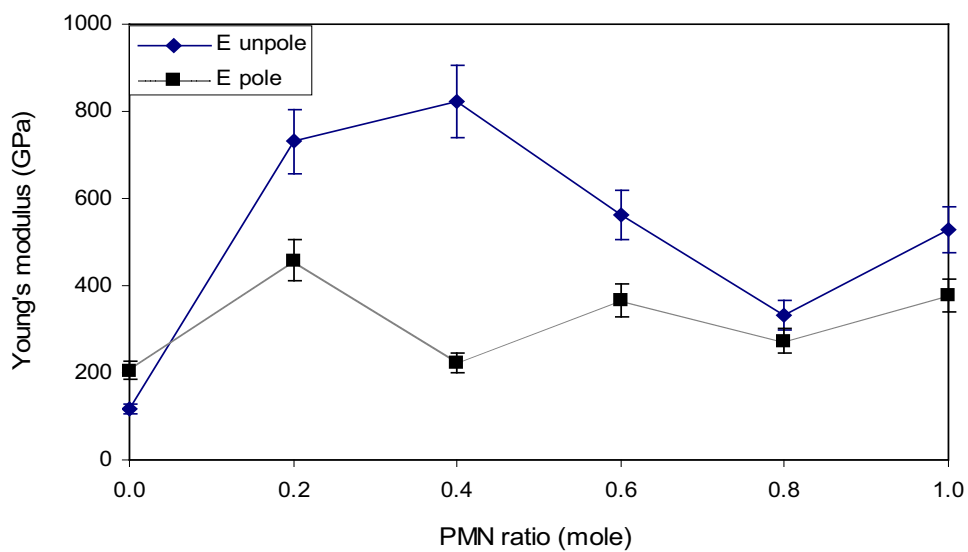
อัตราส่วน PMN-PZT	Unpole sample		Parallel to the poling direction		Perpendicular to the poling direction	
	c (μm)	K_{IC} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	c (μm)	K_{IC} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	c (μm)	K_{IC} ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)
1.0PMN	112.0 ± 16.7	1.21 ± 0.52	74.5 ± 15.5	1.82 ± 0.70	119.5 ± 9.5	0.89 ± 0.34
0.8PMN-0.2PZT	109.7 ± 14.1	1.08 ± 0.45	90.0 ± 5.0	1.39 ± 0.29	116.0 ± 4.0	0.95 ± 0.20
0.6PMN-0.4PZT	115.0 ± 5.5	1.41 ± 0.48	93.0 ± 12.0	1.58 ± 0.41	113.0 ± 13.0	1.18 ± 0.30
0.4PMN-0.6PZT	105.2 ± 10.7	1.84 ± 0.87	96.5 ± 10.5	1.17 ± 0.37	134.5 ± 6.5	0.70 ± 0.22
0.2PMN-0.8PZT	91.0 ± 12.0	2.20 ± 0.81	94.5 ± 4.5	1.79 ± 0.45	119.0 ± 11.0	1.27 ± 0.32
1.0PZT	94.8 ± 9.4	0.89 ± 0.22	86.5 ± 11.5	1.33 ± 0.44	98.0 ± 10.0	1.10 ± 0.36



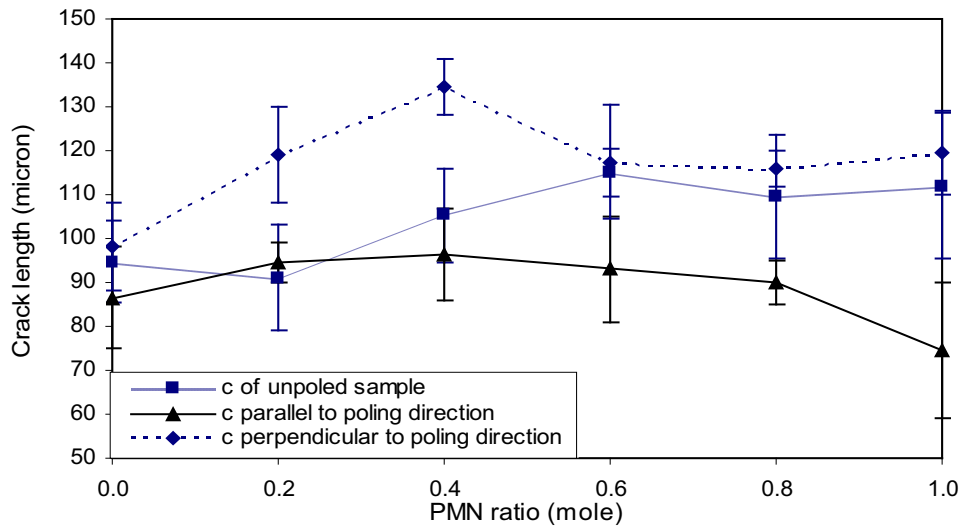
รูป 4.53 การเปรียบเทียบความยาวของรอยแตกของเซรามิกผสม 0.4PMN-0.6PZT (a) เซรามิกผสมที่ไม่สร้างขั้ว และ (b) เซรามิกผสมที่สร้างขั้ว



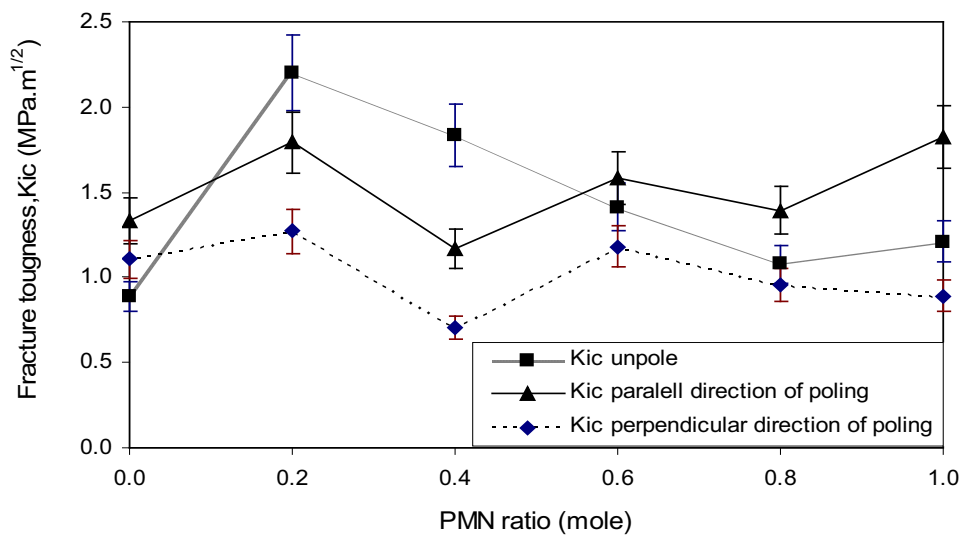
รูป 4.54 ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็ง (Hardness) และอัตราส่วนของ PMN โดยโมล



รูป 4.55 ความสัมพันธ์ระหว่างค่ามอดูลัสของยัง (Young's modulus) และอัตราส่วนของ PMN โดยโมล



รูป 4.56 ความสัมพันธ์ระหว่างความยาวของรอยแตก (crack length) และอัตราส่วนของ PMN โดยโมล



รูป 4.57 ความสัมพันธ์ระหว่างความต้านทานต่อรอยแตก (fracture toughness) และอัตราส่วนของ PMN โดยโมล

4.2.5.3 อิทธิพลของความร้อนและลำดับการสร้างขั้วไฟฟ้าที่มีต่อพฤติกรรม การเติบโตของรอยแยก (crack growth behavior)

ในหัวข้อนี้จะได้แสดงผลการศึกษาอิทธิพลของความร้อนและลำดับการสร้างขั้วไฟฟ้าที่มีต่อเซรามิกผสม PMN-PZT โดยทำการแบ่งกลุ่มของเซรามิกออกเป็น 4 กลุ่ม ดังนี้

1. unpole-indent sample เพื่อศึกษารอยแยกของเซรามิก ที่เกิดจากการกดด้วยหัวกดแบบวิกเกอร์ก่อนที่จะผ่านกระบวนการใดๆ
2. unpole-indent-pole sample เพื่อศึกษาอิทธิพลของการสร้างขั้วที่มีต่อรอยแยกของเซรามิก เมื่อเซรามิกถูกกดด้วยหัวกดแบบวิกเกอร์ก่อน แล้วต่อมาจึงนำไปสร้างขั้ว โดยถักรอยแยกยาวขึ้น หลังจากผ่านกระบวนการแล้ว แสดงว่าสนามไฟฟ้าจากการสร้างขั้วสามารถยับยั้งความยาวของรอยแยกได้ เพราะเมื่อเกิดรอยแยกที่ผิวเซรามิก บริเวณปลายของรอยแยกจะมีความเค้นสูง จากการเกิดสวิตชิงแบบเฟร์โรอิเล็กตริกของโดเมน เมื่อมีการให้สนามไฟฟ้าแก่เซรามิกจะทำให้ระบบมีพลังงานเพิ่มขึ้น ทำให้ที่ปลายรอยแยกเกิดความเค้นสูงขึ้น ระบบจึงต้องลดพลังงานลงโดยการเพิ่มพื้นที่ผิวซึ่งก็คือการขยายความยาวของรอยแยกออกไป
3. unpole-indent-heat-pole sample เพื่อศึกษาอิทธิพลของความร้อนที่ทำให้ความเค้นภายในของเซรามิกผสมลดลง โดยเมื่อเซรามิกถูกกดด้วยหัวกดแบบวิกเกอร์ แล้วจะนำไปอบที่อุณหภูมิ 600 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง เพื่อลดความเค้นภายในเซรามิก จากนั้นนำไปสร้างขั้วเป็นลำดับสุดท้าย โดยถักรอยแยกของเซรามิกยาวขึ้น แสดงว่า ความเค้นภายในเซรามิกมีอิทธิพลต่อรอยแยกของเซรามิก
4. pole-indent sample เพื่อศึกษาอิทธิพลของการสร้างขั้วที่มีรอยแยกของเซรามิก หลังจากถูกสร้างขั้วแล้ว โดยถักรอยแยกยาวขึ้น แสดงว่าการจัดเรียงตัวของไดโพลภายในเซรามิกก่อนทำให้เซรามิกเกิดรอยแยกนั้นส่งผลต่อการเกิดรอยแยก

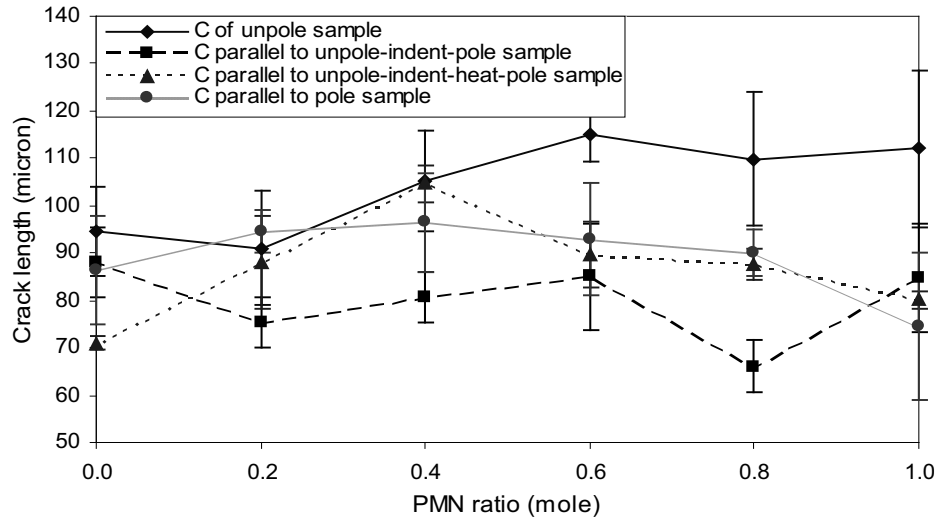
จากการวัดค่าความยาวของรอยแยกของเซรามิกผสม PMN-PZT ทั้งสี่กลุ่ม ดังแสดงในตาราง 4.36 และความสัมพันธ์ระหว่างอัตราส่วน PMN โดยโมลกับค่าความยาวของรอยแยกในแนวขนานกับทิศที่สร้างขั้วและตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้วดังแสดงในรูป 4.58 และ 4.59 แสดงตัวอย่างลักษณะของรอยแยกและรอยกดของทั้งสี่กลุ่มนั้นแตกต่างกัน คือ รอยแยกและรอยกดของ unpole-indent sample ดังแสดงในรูป 4.60(a) นี้พบว่ารอยแยกที่เกิดขึ้นทั้งสี่มุมของรอยกดจะสมมาตร และบริเวณรอบๆรอยกดจะเกิดการแตกและบางครั้งเกิดการหลุดของผิวเซรามิกรอบรอยกด ซึ่งเกิดจากรอยแยกที่เกิดขึ้นได้ตำแหน่งที่ผิดรูปแบบพลาสติก (plastic deformation) ได้รอยกด ที่เรียกว่า lateral crack นั้นจะขยายตัวจนมาชนที่ผิวเซรามิกเกิดการหลุดของผิวที่เรียกว่า chipping

ขึ้น ในขณะที่รอยแยกที่มุมของรอยกด (radial crack) ก็ขยายตัวเช่นกัน เกิดการเติบโตของรอยแยกทั้งสองแนวนี้เกิดจากความแตกต่างของความเค้นภายในส่วนบริเวณ plastic zone กับบริเวณรอบข้างทำให้เกิดความเค้นเนื่องมาจากแรงดึง (tensile stress) ระหว่างสองบริเวณดังกล่าว ส่วนรอยแยกและรอยกดของ unpole-indent-pole และ unpole-indent-heat-pole นั้นไม่สามารถเห็นความแตกต่างของความยาวรอยแยกในแนวนอนและตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วได้ชัดเจนนัก จากรูป 4.60(b) และ (c) แต่จากการวัดค่าความยาวของรอยแยกหลายๆครั้ง พบว่าความยาวของรอยแยกในแนวตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วนั้นยาวกว่าในอีกทิศทางหนึ่ง ดังแสดงในตาราง 4.36 ดังนั้นเมื่อทำการสร้างขั้วให้กับเซรามิกหลังจากการกดจะทำให้ความเค้นภายในเซรามิกลดลง เพราะเกิดการจัดเรียงตัวของไดโพล ซึ่งในการจัดเรียงตัวของไดโพลนี้จะเกิดการบิดตัวของไดโพลให้มีทิศตามทิศกระแสไฟฟ้าที่ให้ แรงบิดของไดโพลจะหักล้างกับแรงเค้นที่เกิดขึ้นทำให้แรงเค้นภายในลดลง และในการสร้างขั้วจะมีการให้ความร้อนแก่เซรามิกด้วย ซึ่งความร้อนที่เซรามิกได้รับอาจจะทำให้ความเค้นภายในของเซรามิกลดลงได้บ้าง ส่วนรอยแยกและรอยกดของ pole-indent sample ดังแสดงในรูป 4.60(d) ความยาวของรอยแยกในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้วจะเพิ่มขึ้นมากกว่าเมื่อเทียบกับความยาวของรอยแยกของกลุ่มทดลองทั้งสามกลุ่มที่กล่าวมา ตามเหตุผลที่ได้กล่าวมาแล้ว

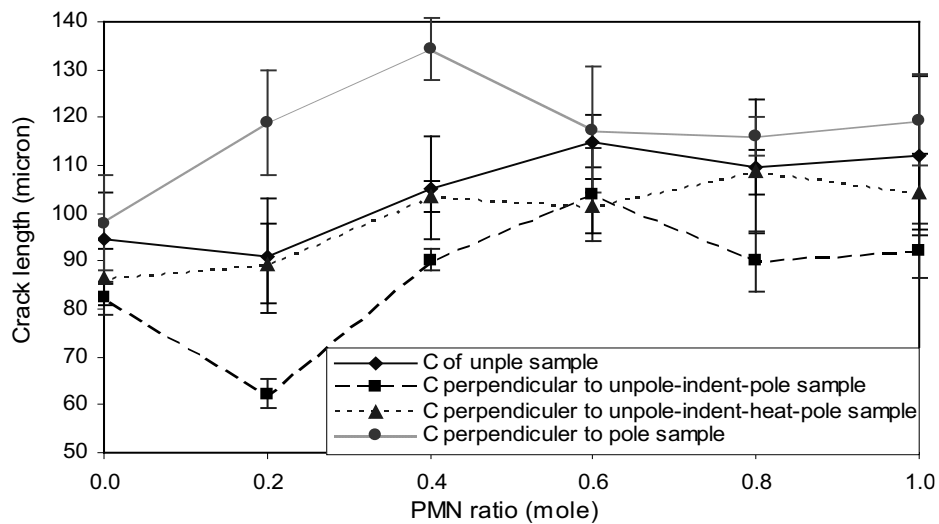
จากผลการทดลอง สามารถสรุปในเบื้องต้นได้ว่าความร้อนและการสร้างขั้วหลังจากการกดนั้นไม่มีอิทธิพลต่อความยาวของรอยแยกของเซรามิกที่ทำการกดก่อนผ่านกระบวนการทั้งสองมากนัก แต่เซรามิกที่ถูกสร้างขั้วเพื่อให้มีการจัดเรียงตัวของไดโพลก่อนที่จะทำการกด จะทำให้มีความยาวของรอยแยกในทิศตั้งฉากกับทิศที่สร้างขั้วยาวกว่าความยาวของรอยแยกในกรณีอื่นๆ

ตาราง 4.36 การเปรียบเทียบความยาวของรอยแยกของเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ผ่านการให้ความร้อนและการสร้างข้อเหวี่ยงจากความแข็งแรง

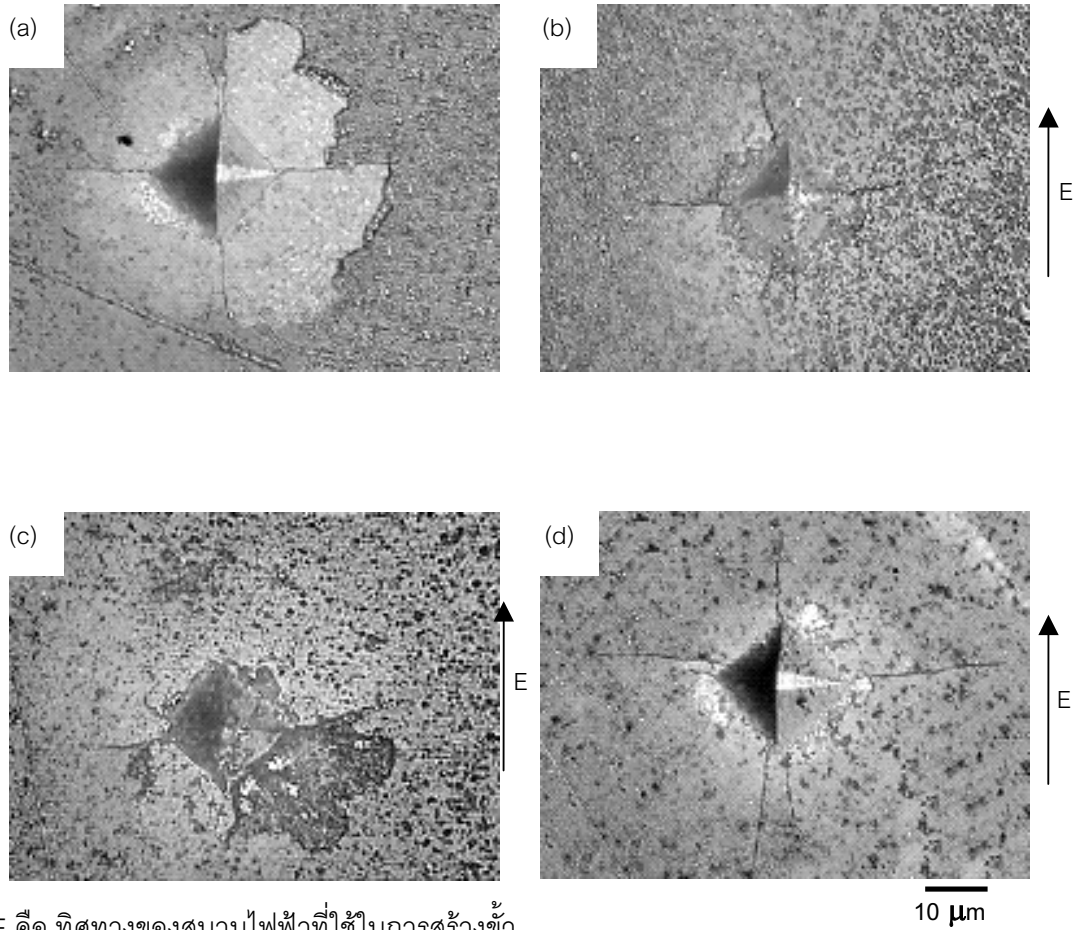
อัตราส่วน PMN-PZT	crack length (μm)						
	unpole-indent	unpole-indent-pole		unpole-indent-heat-pole		pole-indent	
		parallel	perpendicular	parallel	perpendicular	parallel	perpendicular
1.0PMN	112.0 ± 16.7	84.6 ± 11.4	92.1 ± 5.5	80.2 ± 1.8	104.5 ± 7.8	74.5 ± 15.5	119.5 ± 9.5
0.8PMN-0.2PZT	109.8 ± 14.1	66.0 ± 5.5	90.0 ± 6.4	87.5 ± 3.2	108.7 ± 4.7	90.0 ± 5.00	116.0 ± 4.0
0.6PMN-0.4PZT	115.0 ± 5.5	85.0 ± 11.3	103.8 ± 9.6	89.7 ± 7.0	101.5 ± 5.7	93.0 ± 12.0	117.5 ± 13.0
0.4PMN-0.6PZT	105.2 ± 10.7	80.6 ± 5.2	90.3 ± 2.2	104.7 ± 3.8	103.6 ± 3.3	96.5 ± 10.5	134.5 ± 6.5
0.2PMN-0.8PZT	91.0 ± 12.0	75.3 ± 5.3	62.3 ± 3.2	88.0 ± 9.8	89.5 ± 8.2	94.5 ± 4.5	119.0 ± 11.0
1.0PZT	94.8 ± 9.4	88.0 ± 7.3	82.2 ± 3.4	71.0 ± 1.4	86.7 ± 6.0	86.5 ± 11.5	98.0 ± 10.0



รูป 4.58 ความสัมพันธ์ระหว่างความยาวรอยแตก (crack length) ที่วัดในแนวขนานกับทิศการสร้างขั้วและอัตราส่วนของ PMN โดยโมล



รูป 4.59 ความสัมพันธ์ระหว่างความยาวรอยแตก (crack length) ที่วัดในแนวตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้วและอัตราส่วน PMN โดยโมล



รูป 4.60 รอยกดบนเซรามิกผสม 0.4PMN-0.6PZT ที่กดด้วยหัวกดแบบวิกเกอร์ (a) unpole-indent, (b) unpole-indent-pole, (c) unpole-indent-heat-pole และ (d) pole-indent

4.2.6 สรุปผลงานวิจัยในส่วนที่ 2

งานวิจัยในส่วนที่ 2 จะเน้นทำการศึกษาสมบัติเชิงกลของเซรามิก PMN, PZT และ PMN-PZT โดยการทดลองนี้จะเริ่มต้นจากการเตรียมผงและเซรามิก วัดสมบัติทางกายภาพ ตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีและโครงสร้างทางจุลภาค แล้วทำการเลือกเซรามิกที่มีคุณภาพดีไปทำการทดลองวัดสมบัติทางไฟฟ้าและทางกลตามลำดับ

โดยเซรามิก PMN จะเตรียมด้วยวิธีผสมออกไซด์แบบสองขั้นตอนหรือวิธีโคลัมไบต์ โดยเริ่มจากการเตรียมผง MgNb_2O_6 (MN) จาก $(\text{MgCO}_3)_4 \cdot \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ และ Nb_2O_5 และเผาแคลไซน์ MN ที่อุณหภูมิ 1150°C นาน 4 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาท}$ ผง MN ที่เตรียมได้จะถูกผสมกับ PbO และนำไปเผาแคลไซน์ที่ 800°C นาน 4 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาท}$ จะได้ผง PMN ที่มีโครงสร้างผลึกแบบคิวบิกและมีเฟสเพอรอฟสไกต์ PMN และพบโครงสร้างผลึกของไพโรคลอร์สตร $\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$ เมื่อทำการอัดขึ้นรูปผง PMN และเผาซินเตอร์ที่ 1250°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาท}$ จะได้เซรามิก PMN ที่มีปริมาณเฟสเพอรอฟสไกต์เกือบ 100% มีความหนาแน่น 7.91 กรัม/ลบ.ซม. เมื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้อง SEM พบว่าเซรามิก PMN ขนาดเกรนจะเพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิซินเตอร์ 1200-1250 $^\circ\text{C}$ แต่หลังจากนี้เมื่ออุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้นขนาดเกรนจะลดลง โดยขนาดเกรนที่ใหญ่ที่สุด คือ 5.44 ไมโครเมตรที่อุณหภูมิ 1250°C สำหรับการแตกของเซรามิก PMN นี้ส่วนใหญ่จะเป็นการแตกแบบระหว่างเกรน (intergranular fracture) ในการทดลองนี้จะเลือกเงื่อนไขในการเผาซินเตอร์ที่ 1250°C ซึ่งได้เซรามิก PMN มีความหนาแน่นสูงที่สุด เพื่อไปทำการทดลองหาสมบัติต่างๆต่อไป

ส่วนการเตรียมเซรามิก PZT จะเริ่มจากการเตรียมผง PZT ด้วยวิธีผสมออกไซด์แบบขั้นตอนเดียว และเผาแคลไซน์ที่ 800°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $5^\circ\text{C}/\text{นาท}$ และเมื่อทำการอัดขึ้นรูปและเผาซินเตอร์ที่ 1250°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาท}$ จะได้เซรามิก PZT ที่มีปริมาณเฟสเพอรอฟสไกต์เกือบ 100% และมีความหนาแน่น 7.69 กรัม/ลบ.ซม. เมื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PZT ด้วยกล้อง SEM จะพบว่าเกรนมีขนาดเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้น และขนาดเกรนใหญ่ที่สุด คือ 1.81 ไมโครเมตรที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1300°C การแตกของเซรามิกส่วนใหญ่เป็นการแตกแบบระหว่างเกรน (intergranular fracture) ในการทดลองนี้จะเลือกเงื่อนไขในการเผาซินเตอร์ที่ 1250°C ซึ่งได้เซรามิก PZT มีความหนาแน่นสูงที่สุด เพื่อไปทำการทดลองหาสมบัติต่างๆต่อไป

สำหรับเซรามิก $x\text{PMN}-(1-x)\text{PZT}$ นั้นเตรียมด้วยวิธีผสมออกไซด์ผงบริสุทธิ์ของ PMN และ PZT ในอัตราส่วนที่ $x = 0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8$ และ 1.0 ตามลำดับ โดยทำการเผาซินเตอร์อุณหภูมิช่วง $1200-1300^{\circ}\text{C}$ นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^{\circ}\text{C}/\text{นาที่}$ เมื่อทำการเผาซินเตอร์แล้ว จะทำการตรวจสอบสมบัติทางกายภาพและโครงสร้างทางจุลภาคของเซรามิก PMN-PZT ที่เตรียมได้ โดยความหนาแน่นสูงสุดของเซรามิกในแต่ละอัตราส่วนจะอยู่ในช่วง $7.60-7.9$ กรัม/ลบ.ซม. และที่ความหนาแน่นสูงสุดนี้ จะให้เซรามิกในแต่ละอัตราส่วนที่มีขนาดเกรนอยู่ระหว่าง $1.0-2.7$ ไมครอน การแตกของเกรนของเซรามิกผสม PMN-PZT จะแตกต่างจากเซรามิกบริสุทธิ์ PMN และ PZT อย่างชัดเจน คือ เป็นการแตกแบบผสมระหว่างการแตกแบบระหว่างเกรนและการแตกผ่านเกรน (mixed mode inter/transgranular fracture) จากผลการทดลองนี้ได้ทำการคัดเลือกเซรามิก PMN-PZT ทุกอัตราส่วนที่มีความหนาแน่นมากที่สุดไปทำการวัดสมบัติทางไฟฟ้าและสมบัติเชิงกลต่อไป

การวัดสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิก PMN-PZT ได้ผลดังนี้ ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงสุดเฉพาะเซรามิกผสม PMN-PZT ซึ่งจะมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเซรามิกมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้น ส่วนอุณหภูมิคูรีของเซรามิก PMN-PZT จะมีค่าสูงขึ้น เมื่อมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน ส่วนค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกจะมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเซรามิกมีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงขึ้น ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของเซรามิก PMN-PZT ที่ถูกสร้างขั้วจะขึ้นอยู่กับการทิศทาง โดยที่ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่วัดในทิศเดียวกับทิศการสร้างขั้ว (ϵ_{33}) จะมีค่ามากกว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้ว (ϵ_{11}) ส่วนค่าสัมประสิทธิ์พิโซอิเล็กทริก (d_{33}) จะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้น แต่เป็นที่น่าสังเกตว่า ในการทดลองนี้ค่า d_{33} ของเซรามิก 1.0PMN มีค่าน้อยมากเมื่อเทียบกับการทดลองอื่นๆ ซึ่งคาดว่าอาจจะเป็นความผิดพลาดเนื่องจากการสร้างขั้ว

การวัดสมบัติเชิงกลของเซรามิก PMN-PZT ได้ผลดังนี้ สำหรับเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้ว พบว่า ค่าความแข็งและมอดุลัสของยังมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PMN เพิ่มขึ้น และค่าความแข็งทั้งแบบวิกเกอร์และบรูน์ที่ได้มีค่าใกล้เคียงกัน ส่วนเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างขั้ว โดยทั่วไปจะมีค่าความแข็งต่ำกว่าเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้วเพียงเล็กน้อย ในส่วนการศึกษาค่าความต้านทานต่อรอยแยก พบว่า ค่านี้ไม่ขึ้นกับอัตราส่วนของเซรามิก แต่อิทธิพลของการสร้างขั้วจะมีผลต่อค่านี้มาก โดยที่รอยแยกที่ขยายออกจากมุมทั้งสี่ของรอยกดของเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้วจะสมมาตร (isotropic) ในขณะที่รอยแยกดังกล่าวจะไม่สมมาตร (anisotropic) ในเซรามิกที่ถูกสร้างขั้ว โดยความยาวของรอยแยกในเซรามิกผสมที่ถูกสร้างขั้วและวัดความยาวในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้ว จะมีค่ามากกว่าเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้ว และเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วและวัดความยาวในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้วตามลำดับ ซึ่งความยาวของรอยแยกนี้

เองจะส่งผลต่อค่าความต้านทานต่อรอยแยก กล่าวคือ ความต้านทานต่อรอยแยกในเซรามิกผสมที่ถูกสร้าง
 ขึ้นและวัดความยาวในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขึ้น จะมีค่าน้อยกว่าเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขึ้น และเซรา
 มิกที่ถูกสร้างขึ้นและวัดความต้านทานต่อรอยแยกในทิศขนานกับทิศการสร้างขึ้น ตามลำดับ ในส่วนของ
 ความร้อนและการสร้างขึ้นไฟฟ้าที่ให้กับเซรามิก หลังจากที่ถูกกดด้วยหัวกดแบบวิกเกอร์ จะไม่มีผลให้
 ความยาวของรอยแยกเพิ่มขึ้น ซึ่งจะต่างกับความยาวรอยแยกของเซรามิกที่ถูกสร้างขึ้นก่อนทำการกดด้วย
 หัวกด โดยจะทำให้ความยาวของรอยแยกมีค่ามากที่สุด ในทิศตั้งฉากกับการสร้างขึ้นไฟฟ้า

สมบัติทางไฟฟ้าและสมบัติเชิงกลบางชนิดของเซรามิก PMN-PZT จะขึ้นกับอัตราส่วนผสมของ
 เซรามิกโดยตรง โดยจากการทดลองนี้ เป็นที่น่าสังเกตว่าที่อัตราส่วนผสมที่ต่างกันจะส่งผลให้โครงสร้าง
 ทางจุลภาคต่างกัน ซึ่งอาจจะมีผลโดยตรงต่อสมบัติต่างๆ ที่วัดได้เช่นกัน

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

5.1 สรุปผลงานวิจัยในส่วนที่ 1

งานวิจัยส่วนที่ 1 ได้ทำการศึกษาการเตรียมเซรามิก PMN จากตั้งต้นต่างชนิดกันโดยใช้เทคนิคการผสมออกไซด์แบบสองขั้นตอน หรือที่รู้จักกันดีในนามของวิธีโคลัมไบท์ โดยจะทำการวิเคราะห์ผงที่เตรียมได้เพื่อดูพฤติกรรมทางความร้อน ซึ่งใช้ทำนายอุณหภูมิแคลไซน์ผง และทำการหาอุณหภูมิแคลไซน์ผงที่เหมาะสมจากการศึกษาของคัพประกอบทางเคมีด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอกซ์ และทำการศึกษาโครงสร้างทางจุลภาคของเซรามิกที่เตรียมได้จากสารตั้งต้นต่างชนิดกัน ตามลำดับ

เพื่อให้ได้ผง PMN ที่มีความบริสุทธิ์สูง จึงมีความจำเป็นอย่างยิ่งที่จะต้องเตรียมจากผงแมกนีเซียมไนโอเบต (MN) ที่มีความบริสุทธิ์เช่นกัน ผง MN ถูกเตรียมโดยวิธีการผสมออกไซด์จากสาร 2 กลุ่ม คือ กลุ่มที่ (MN1) ประกอบด้วยแมกนีเซียมออกไซด์และไนโอเบียมออกไซด์ ส่วนกลุ่มที่ 2 (MN2) จะใช้แมกนีเซียมคาร์บอเนตไฮดรอกไซด์เพนตะไฮเดรตแทนแมกนีเซียมออกไซด์ ผลการวิเคราะห์ผงด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอกซ์ พบว่า สารแมกนีเซียมคาร์บอเนตไฮดรอกไซด์เพนตะไฮเดรตช่วยให้การเตรียมผง MN บริสุทธิ์ได้ง่ายขึ้นโดยการลดอุณหภูมิแคลไซน์ได้ถึง 200°C จาก 1100°C ลงมาที่ 900°C จากนั้นนำผง MN ที่เตรียมได้ทั้ง 2 กลุ่มมาทำปฏิกิริยากับผงเลดออกไซด์ เพื่อเตรียมเป็นผงและเซรามิก PMN1 และ PMN2 ตามลำดับ จากการวิเคราะห์ผง PMN ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอกซ์ พบว่า สามารถเตรียมผง PMN ที่มีความบริสุทธิ์สูงจากสารตั้งต้น MN1 กับ PbO และ MN2 และ PbO ตามลำดับ ที่อุณหภูมิแคลไซน์เดียวกัน คือ 800°C อย่างไรก็ตามค่าความบริสุทธิ์ที่ได้นี้ก็ไม่แตกต่างกันอย่างชัดเจนระหว่างแต่ละอุณหภูมิแคลไซน์และอุณหภูมิซินเตอร์ ในการเตรียมเซรามิก PMN ก็สามารถได้เซรามิกที่มีความบริสุทธิ์ถึง 98.65% และ 98.69% โดยน้ำหนักที่อุณหภูมิต่างกัน คือ PMN1 ที่ 1000°C และ PMN2 ที่ 1050°C ส่วนโครงสร้างทางจุลภาคของเซรามิกจะแสดงผลที่สอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอกซ์ กล่าวคือ ในเซรามิกจะแสดงเกรนของเพอร์รอฟสไกต์ที่มีขนาดสม่ำเสมอเป็นส่วนใหญ่ นอกจากนี้ยังมีเกรนของไพโรคลอรรูปร่างปิรามิดจำนวนไม่มากกระจายอยู่ท่ามกลางเกรนของ PMN ซึ่งโดยทั่วไปขนาดเฉลี่ยของเกรนมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิเผาซินเตอร์ ซึ่งขนาดเกรนของเซรามิก PMN1 นั้นจะใหญ่กว่าขนาดเกรนของเซรามิก PMN2 จากความแตกต่างของเฟสและโครงสร้างทางจุลภาคนีเองที่ส่งผลต่อความแตกต่างของสมบัติต่างๆ เช่น สมบัติทางกายภาพของเซรามิก ดังกล่าว

5.2 สรุปผลงานวิจัยในส่วนที่ 2

งานวิจัยในส่วนที่ 2 จะเน้นทำการศึกษาสมบัติเชิงกลของเซรามิก PMN, PZT และ PMN-PZT โดยการทดลองนี้จะเริ่มต้นจากการเตรียมผงและเซรามิก โดยเซรามิก PMN จะเตรียมด้วยวิธีผสมออกไซด์แบบสองขั้นตอนหรือวิธีโคลัมไบต์ โดยเริ่มจากการเตรียมผง MgNb_2O_6 (MN) จาก $(\text{MgCO}_3)_4 \cdot \text{Mg}(\text{OH})_2 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ และ Nb_2O_5 และเผาแคลไซน์ MN ที่อุณหภูมิ 1150°C นาน 4 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาที่}$ ผง MN ที่เตรียมได้จะถูกผสมกับ PbO และนำไปเผาแคลไซน์ที่ 800°C นาน 4 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาที่}$ จะได้ผง PMN ที่มีโครงสร้างผลึกแบบคิวบิกและมีเฟสเพอรอฟสไกต์ PMN และพบโครงสร้างผลึกของไพโรคลอร์สตร $\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$ เมื่อทำการอัดขึ้นรูปผง PMN และเผาซินเตอร์ที่ 1250°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาที่}$ จะได้เซรามิก PMN ที่มีปริมาณเฟสเพอรอฟสไกต์เกือบ 100% มีความหนาแน่น 7.91 กรัม/ลบ.ซม. เมื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้อง SEM พบว่าเซรามิก PMN ขนาดเกรนจะเพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิซินเตอร์ $1200\text{--}1250^\circ\text{C}$ แต่หลังจากนี้เมื่ออุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้นขนาดเกรนจะลดลง โดยขนาดเกรนที่ใหญ่ที่สุด คือ 5.44 ไมโครเมตรที่อุณหภูมิ 1250°C สำหรับการแตกของเซรามิก PMN นี้ส่วนใหญ่จะเป็นการแตกแบบระหว่างเกรน (intergranular fracture) ในการทดลองนี้จะเลือกเงื่อนไขในการเผาซินเตอร์ที่ 1250°C ซึ่งได้เซรามิก PMN มีความหนาแน่นสูงที่สุด เพื่อไปทำการทดลองหาสมบัติต่างๆต่อไป

ส่วนการเตรียมเซรามิก PZT จะเริ่มจากการเตรียมผง PZT ด้วยวิธีผสมออกไซด์แบบขั้นตอนเดียว และเผาแคลไซน์ที่ 800°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $5^\circ\text{C}/\text{นาที่}$ และเมื่อทำการอัดขึ้นรูปและเผาซินเตอร์ที่ 1250°C นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาที่}$ จะได้เซรามิก PZT ที่มีปริมาณเฟสเพอรอฟสไกต์เกือบ 100% และมีความหนาแน่น 7.69 กรัม/ลบ.ซม. เมื่อตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PZT ด้วยกล้อง SEM จะพบว่าเกรนมีขนาดเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้น และขนาดเกรนใหญ่ที่สุด คือ 1.81 ไมโครเมตรที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1300°C การแตกของเซรามิกส่วนใหญ่เป็นการแตกแบบระหว่างเกรน (intergranular fracture) ในการทดลองนี้จะเลือกเงื่อนไขในการเผาซินเตอร์ที่ 1250°C ซึ่งได้เซรามิก PZT มีความหนาแน่นสูงที่สุด เพื่อไปทำการทดลองหาสมบัติต่างๆต่อไป

สำหรับเซรามิก $x\text{PMN}-(1-x)\text{PZT}$ นั้นเตรียมด้วยวิธีผสมออกไซด์ผงบริสุทธิ์ของ PMN และ PZT ในอัตราส่วนที่ $x = 0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8$ และ 1.0 ตามลำดับ โดยทำการเผาซินเตอร์อุณหภูมิช่วง $1200\text{--}1300^\circ\text{C}$ นาน 2 ชั่วโมง ด้วยอัตราการขึ้นลงของอุณหภูมิ $10^\circ\text{C}/\text{นาที่}$ เมื่อทำการเผาซินเตอร์แล้ว จะทำการตรวจสอบสมบัติทางกายภาพและโครงสร้างทางจุลภาคของเซรามิก PMN-PZT ที่เตรียมได้

โดยความหนาแน่นสูงสุดของเซรามิกในแต่ละอัตราส่วนจะอยู่ในช่วง 7.60-7.9 กรัม/ลบ.ซม. และที่ความหนาแน่นสูงสุดนี้จะให้เซรามิกในแต่ละอัตราส่วนที่มีขนาดเกรนอยู่ระหว่าง 1.0-2.7 ไมครอน การแตกของเกรนของเซรามิกผสม PMN-PZT จะแตกต่างจากเซรามิกบริสุทธิ์ PMN และ PZT อย่างชัดเจน คือ เป็นการแตกแบบผสมระหว่างการแตกแบบระหว่างเกรนและการแตกผ่านเกรน (mixed mode inter/transgranular fracture) จากผลการทดลองนี้ได้ทำการคัดเลือกเซรามิก PMN-PZT ทุกอัตราส่วนที่มีความหนาแน่นมากที่สุดไปทำการวัดสมบัติทางไฟฟ้าและสมบัติเชิงกลต่อไป

การวัดสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิก PMN-PZT ได้ผลดังนี้ ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงสุดเฉพาะเซรามิกผสม PMN-PZT ซึ่งจะมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเซรามิกมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้น ส่วนอุณหภูมิคูรีของเซรามิก PMN-PZT จะมีค่าสูงขึ้น เมื่อมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้นเช่นเดียวกัน ส่วนค่าตัวประกอบการสูญเสียไดอิเล็กทริกจะมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเซรามิกมีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์สูงขึ้น ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ของเซรามิก PMN-PZT ที่ถูกสร้างขั้วจะขึ้นอยู่กับทิศทาง โดยที่ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่วัดในทิศเดียวกับทิศการสร้างขั้ว (ϵ_{33}) จะมีค่ามากกว่าค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ที่วัดในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้ว (ϵ_{11}) ส่วนค่าสัมประสิทธิ์พิโซอิเล็กทริก (d_{33}) จะมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PZT เพิ่มขึ้น แต่เป็นที่น่าสังเกตว่า ในการทดลองนี้ค่า d_{33} ของเซรามิก 1.0PMN มีค่าน้อยมากเมื่อเทียบกับการทดลองอื่นๆ ซึ่งคาดว่าอาจจะเป็นความผิดพลาดเนื่องจากการสร้างขั้ว

การวัดสมบัติเชิงกลของเซรามิก PMN-PZT ได้ผลดังนี้ สำหรับเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้ว พบว่าค่าความแข็งและมอดุลัสของยังมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อเซรามิกผสมมีอัตราส่วน PMN เพิ่มขึ้น และค่าความแข็งทั้งแบบวิกเกอร์และบรูน์ได้มีค่าใกล้เคียงกัน ส่วนเซรามิกผสม PMN-PZT ที่ถูกสร้างขั้ว โดยทั่วไปจะมีค่าความแข็งต่ำกว่าเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้วเพียงเล็กน้อย ในส่วนการศึกษาความต้านทานต่อรอยแตก พบว่า ค่านี้ไม่ขึ้นกับอัตราส่วนของเซรามิก แต่อิทธิพลของการสร้างขั้วจะมีผลต่อค่านี้มาก โดยที่รอยแตกที่ขยายออกจากรูมทั้งสี่ของรอยกดของเซรามิกที่ไม่ถูกสร้างขั้วจะสมมาตร (isotropic) ในขณะที่รอยแตกดังกล่าวจะไม่สมมาตร (anisotropic) ในเซรามิกที่ถูกสร้างขั้ว โดยความยาวของรอยแตกในเซรามิกผสมที่ถูกสร้างขั้วและวัดความยาวในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้ว จะมีค่ามากกว่าเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้ว และเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วและวัดความยาวในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้วตามลำดับ ซึ่งความยาวของรอยแตกนี้จะส่งผลต่อค่าความต้านทานต่อรอยแตก กล่าวคือ ความต้านทานต่อรอยแตกในเซรามิกผสมที่ถูกสร้างขั้วและวัดความยาวในทิศตั้งฉากกับทิศการสร้างขั้ว จะมีค่าน้อยกว่าเซรามิกผสมที่ไม่ถูกสร้างขั้ว และเซรามิกที่ถูกสร้างขั้วและวัดความต้านทานต่อรอยแตกในทิศขนานกับทิศการสร้างขั้ว ตามลำดับ ในส่วนของความร้อนและการสร้างขั้วไฟฟ้าที่ให้กับเซรามิก หลังจากที่ถูกกดด้วยหัวกดแบบวิกเกอร์ จะไม่มีผลให้ความยาวของรอยแตกเพิ่มขึ้น ซึ่งจะต่างกับความยาว

รอยแยกของเซรามิกที่ถูกสร้างขึ้นก่อนทำการกดด้วยหัวกด โดยจะทำให้ความยาวของรอยแยกมีค่ามากที่สุด ในทิศตั้งฉากกับการสร้างขั้วไฟฟ้า

สมบัติทางไฟฟ้าและสมบัติเชิงกลบางชนิดของเซรามิก PMN-PZT จะขึ้นกับอัตราส่วนผสมของเซรามิกโดยตรง โดยจากการทดลองนี้ เป็นที่น่าสังเกตว่าที่อัตราส่วนผสมที่ต่างกันจะส่งผลให้โครงสร้างทางจุลภาคต่างกัน ซึ่งอาจจะมีผลโดยตรงต่อสมบัติต่างๆ ที่วัดได้เช่นกัน

เอกสารอ้างอิง

- [1] เอกรัฐ มีชูวาท, ความสัมพันธ์ระหว่างองค์ประกอบและสมบัติเชิงกลในเซรามิกเลกเซอร์โคเนตไทเทเนต/เลดแมกนีเซียมไนโอเบต, วิทยานิพนธ์วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวัสดุศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ 2545.
- [2] อโนชา หมั่นภักดี, โครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางไดอิเล็กตริกของเลดแมกนีเซียมไนโอเบตที่เตรียมจากสารตั้งต้นเลดเมตาไนโอเบตและเลดแมกนีเซียมออกไซด์, วิทยานิพนธ์วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ 2544.
- [3] C-H. Wang., The Microstructure and Characteristics of 0.875PZT-0.125PMN Ceramics with Addition of Pb-Based Flux. J. Eur. Ceram. Soc., 2002; 22: 2033-2038.
- [4] W.F. Smith., Principles of Materials Science and Engineering, 2nd, McGraw-Hill Publishing Company, 1990.
- [5] Y. Xu., Ferroelectric Materials and Their Applications, North-Holland, Elsevier Science Publishers B.V., 1000 AE Amsterdam, The Netherlands, 1990.
- [6] A.J. Moulson. and J.M. Herbert., Electroceramics, Chapman and Hall, New York USA, 1997.
- [7] S. Ananta and N.W. Thomas, Relationship between Sintering Conditions, Microstructure and Dielectric Properties of Lead Magnesium Niobate, J. Eur. Ceram. Soc., 1999; 19: 629-635.
- [8] S.L. Swartz, T.R. Shrout, W.A. Schulze and L.E. Cross, Dielectric Properties of Lead – Magnesium Niobate Ceramics, J. Am. Ceram. Soc., 1984; 67: 311-315.
- [9] P. Papet, J.P. Dougherty and T.R. Shrout, Particle and Grain Size Effects on the Dielectric Behavior of the Relaxor Ferroelectric $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$, J. Mater. Res., 1990; 5[12]: 2902-2909.
- [10] American Piezo Ceramics, Inc., Piezoelectric Constant, [Online]. Available: http://www.americanpiezo.com/piezo_theory/piezoelectric_constants.html [2004, May 15].
- [11] IN-VSEE, [Online]. Available: <http://invsee.asu.edu/nmodules/Carbonmod/mohscal.html>. [2004, April 1]

- [12] D.B. Marshall, T. Norma and A.G. Evans, A Simple Method for Determining Elastic Modulus-to-Hardness Ratios using Knoop Indentation Measurements, J. Am. Ceram. Soc. 65, C175 (1980).
- [13] G.R. Antis, P. Chantikul, B.R. Lawn and D.B. Marshall, A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness by Direct Crack Measurements, J. Am. Ceram. Soc., 1981; 64: 533-538.
- [14] A. Mergan and W.E. Lee, Fabrication, Characterization and Formation Mechanism of $\text{Pb}_{1.83}\text{Mg}_{0.29}\text{Nb}_{1.71}\text{O}_{6.39}$ Pyrochlore, J. Eur. Ceram. Soc., 1997; 19: 1033-1047.
- [15] Department of Materials, Imperial College, [Online]. Available: <http://abulafia.mt.ic.ac.uk/oldweb/mark/myplace/report.html>, United Kingdom [2004, July 11]
- [16] Jr.J.T. Fielding, S.J. Jang and T.R. Shrout, Thermal Degradation of Relaxor-Based Piezoelectric Ceramics, Proc. IEEE 7th Int'l Sym. Application of Ferroelectrics, 1991: 452-462.
- [17] S. Ananta, R. Brydson and N.W. Thomas, Synthesis Formation and Characteristic of MgNb_2O_6 Powder in a Columbite-Like Phase, J. Eur. Ceram. Soc., 1999; 19: 355-362.
- [18] S. Ananta and N.W. Thomas, A Modified Two-Stage Mixed Oxide Synthetic Route to Lead Magnesium Niobate and Lead Iron Niobate, J. Eur. Ceram. Soc., 1999; 19: 155-163.
- [19] L.B. Kong, J. Ma, W. Zhu and O.K. Tan, Rapid Formation of Lead Magnesium Niobate Based Ferroelectric Ceramics via a High-Energy Ball Milling Process, Mater. Res. Bull., 2002; 37: 459-465.
- [20] C-H. Lu and H-S. Yang, Development of Fast Formation Process for Synthesizing Submicron Lead Magnesium Niobate Perovskite Powder, Mats. Sci. Eng., 2004; B84: 159-162.
- [21] H. Cao, B. Fang, H. Luo, Y. Sun and J. Guo, Dielectric and Piezoelectric Properties for $0.62\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ - 0.38PbTiO_3 Single Crystals, Ceram. Inter., 2003; 29 :145-150.

- [22] M.R. Cox, Large Diameter High Performance PMN-PT 90/10 Ceramic Produced by Hot Pressing, J. Mater. Sci., 2000; 19: 333-334.
- [23] A.L. Costa, C.Galass, G. Fabbri, E. Roncamand and C. Capiani, Pyrochlore Phase Microstructure Development in Lead Magnesium Niobate Materials, J. Eur. Ceram. Soc., 2001; 21(9): 1165-1170.
- [24] J. Chen and M.P. Harmer, Microstructure and Dielectric Properties of Lead Magnesium Niobate-Pyrochlore Diphasic Mixtures, J. Am. Ceram. Soc., 1990; 73: 68-73.
- [25] M.H. Megherhi, G.O. Dayton, T.R. Shrout and J.J. Mecholsky, Indentation Fracture of Lead Magnesium Niobate-Based Multilayer Composite Structures, J. Mater. Res., 1990; 5(3): 515-523.
- [26] R. Fletcher, Force Transduction Materials for Human-Technology Interface, IBM Systems Jour., 1996; 35: 630-638.
- [27] A. Nijmeijer and H. Kruidhof, Synthesis and Properties of Lead Magnesium Niobate Zirconate Relaxor Materials, J. Am. Ceram. Soc., 1997; 80: 2717-2721.
- [28] Dr. B.L. Ramakrishna, [Online]. Available: <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=81>, Center for Solid State Science Arizona State University. [2004, July 15]
- [29] วันดี ธรรมจारी, ความสัมพันธ์ระหว่างโครงสร้างจุลภาคและสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกในระบบพีแซดที, วิทยานิพนธ์วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต สาขาวัสดุศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ 2544.
- [30] S.S. Chiang, M. Nishioka, R.M. Fulrath and J.A. Pask, Effect of Processing on Microstructure and Properties of PZT Ceramics, Division of Materials Science, office of Basic Energy Sciences, U.S., 1980.
- [31] L.B. Kong, J. Ma, H.T. Huang, W. Zhu and O.K. Tan, Lead Zirconate Titanate Ceramics Derived from Oxide Mixture Treated by a High-Energy Ball Milling Process, Materials Letters, 2001; 50: 129-133.
- [32] L.B. Kong, J. Ma, H.T. Huang, W. Zhu and O.K. Tan, Highly Enhanced Sinterability of Commercial PZT Powders by High-Energy Ball Milling, Materials Letters, 2000; 46: 274-280.

- [33] P.W. Lu, W.R. Xue and W. Huebner, A Study of the Sintering Mechanism of PZT-Based Piezoceramics, Proc. IEEE, 1995.
- [34] N.S. Gajbhiye, Sanjav and P.S. Venkataramani, Fabrication of PZT from Nanostructure Powders, Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials, 2002: 127-131.
- [35] S. Jiansirisomboon, Mechanical Properties of PZT, Degree of Master of Science School of Materials University of Leeds, 1997.
- [36] J.M. Calderon-Moreno, F. Guiu, M. Meredith and M.J. Reece, Fracture Toughness Anisotropy of PZT, Mats. Sci. Eng., 1997; A234-236: 1062-1066.
- [37] F. Guiu, B.S. Hahn, H.L. Lee and M.J. Reece, Growth of Indentation Cracks in Poled and Unpoled PZT, J. Eur. Ceram. Soc., 1997; 17: 505-512.
- [38] H. Huang and P. Hing, The Relationship between the Mechanical Properties and Microstructure of Sintered PZT, J. Mats. Process Techno., 1999; 89-90: 538-543.
- [39] J.S. Yang, X.M. Chen, T. Aizawa and M. Kuwabara, PZT Based Piezoelectric Ceramics with Enhanced Fracture Toughness, Solid State Ionics, 1998; 108: 117-121.
- [40] A. Garg and T.C. Goel, Mechanical and Electrical Properties of PZT Ceramics (Zr:Ti=0.40:0.60) Related to Nd^{3+} Addition, Mats. Sci. Eng., 1999; B60: 128-132.
- [41] V. Koval, C. Alemary, J. Brain, H. Brunckova' and K. SaksI., Effect of PMN Modification on Structure and Electrical Response of xPMN-(1-x)PZT Ceramics Systems., J. Eur. Ceram. Soc., 2003; 23(7): 1157-1166.
- [42] J.H. Park, K.H. Yoon, D.H. Kang and J. Park, Effect of PMN Addition on Dielectric Properties of PZT Thin Films Synthesized by Modified Chemical Solution Process, Mats. Chem. Phys., 2003; 79: 151-153.
- [43] C-H. Wang, The Microstructure and Characteristics of 0.875PZT-0.125PMN Ceramics with Addition of Pb-Based flux, J. Eur. Ceram. Soc., 2002; 22: 2033-2038.
- [44] J.C. Shaw, K.S. Liu and I.N. Lin, Dielectric Behavior at Morphotropic Phase Boundary for PMN-PZT Ceramics, Scrip. Metal. Mater., 1993; 29: 981-986.

- [45] V. Koval, C. Alemary, J. Brain, H. Brunckov'a and K. Saksl., Dielectric Properties and Phase Transition Behavior of xPMN-(1-x)PZT Ceramic Systems, J. Electroceramics, 2003; 10: 19-29.
- [46] สุพล อนันตา, กระบวนการประดิษฐ์สำหรับเซรามิกชั้นสูง, ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่.
- [47] B.W. Chua, L. Lu, M.O. Lai and G.H.L. Wong, Effect of Complex Additives on Toughness and Electrical Properties of PZT Ceramics, J. Alloy. Comp., 2004.
- [48] L. Hu. and Y-C. Liou, The Effect of Heating Rate on the Properties of PMN Relaxor Ceramics, Ceram. Inter., 1995; 21: 335-338.
- [49] S.M. Gupta and D. Viehland, Tetragonal to Rhombohedral Transformation in the Lead Zirconate Titanate Lead Magnesium Niobate-Lead Titanate Crystalline Solution., J. Appl. Phys. 1998; 83(1): 407-414.
- [50] Y-M. Chiang, D.P. Birnie and W.D. Kingery, Physical Ceramics, John Wiley & Sons, Inc., 1997.
- [51] J.M. Calderon-Moreno, Stress Induced Domain Switching of PZT in Compression Tests, Materials Science and Engineering ,2001; A315: 227-230.
- [52] Daresbury Laboratory,. [Online]. Available: http://detserv1.dl.ac.uk/Herald/xray_history.htm, The University of Liverpool.[2004 July 10]
- [53] B-H. Kim, O. Sakurai, N. Wakiya and N. Mizutani, Effect of Atmosphere on Stability of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ (PMN) Ceramics, Materials Research Bulletin, 1997; 32(4): 451-459.
- [54] Y-C. Liou and K-H. Tseng, Stoichiometric $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ Perovskite Ceramics Produced by Reaction-Sintering Process, Mats. Res. Bull., 2003; 38: 1351-1357.
- [55] S. Nualpralaksana, Characterization of Lead Zirconate Titanate Powders, Doctor of Philosophy in Chemistry of Graduate School Chiang Mai University, 2002.
- [56] K. Kakegawa, J. Mohri, T. Takahashi, H. Yamamura and S. Shirasaki, A compositional Fluctuation and Properties of $\text{Pb}(\text{Zr,Ti})\text{O}_3$, Sol. Stat. Com., 1977; 24: 769-772.
- [57] S.S. Chandratreya, R.M. Fulrath and J.A. Pask, Reaction Mechanism in the Formation of PZT Solid Solution, University of California.

- [58] A. Boutarfaia, C. Boudaren, A. Mousser and S.E. Bouaoud, Study of Phase Transition Line of PZT Ceramics by X-Ray Diffraction, *Ceram. Inter.*, 1995; 21: 391-394.
- [59] Z. He and J. Ma, Constitutive Modeling of the Densification of PZT Ceramics, *J. Phys. Chem. Solid.*, 2003; 64: 177-183.
- [60] A.A. Cavaleiro, C.R. Foschini, M.A. Zaghete and C.O. Paiva-Santos, Seeding of PMN Powderrs made by Perchini Method, *Ceram. Inter.*, 2001; 27: 509-515.
- [61] S. Ananta and N.W. Thomas, Fabrication of PMN and PFN Ceramics by Two-Stage Sintering Technique, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 1999; 19: 2917-2930.

Output จากโครงการวิจัยที่ได้รับทุนจาก สกว.

1. ผลงานที่เกี่ยวข้องที่ได้รับ/จัดส่งเพื่อการตีพิมพ์ในวารสารวิชาการนานาชาติ

1.1 ผลงานที่ได้รับการตีพิมพ์

1.1.1 ได้รับการตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ ชื่อ "Current Applied Physics" ในหัวข้อดังนี้

C. Puchmark, S. Jiansirisomboon, G. Rujijanagul and T. Tunkasiri, Effect of Sintering Temperatures on the Phase Transition of Lead Zirconate Ceramics, *Current Applied Physics*, 4: 179-181, 2004. (ภาคผนวก 1)

1.1.2 ได้รับการตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ ชื่อ "Ferroelectric Letters" ในหัวข้อดังนี้

C. Puchmark, S. Jiansirisomboon, G. Rujijanagul and T. Tunkasiri, Effect of Sintering Temperature on Phase Transition and Mechanical Properties of Lead Zirconate Ceramics, *Ferroelectric Letters*, 30:1-13, 2004. (ภาคผนวก 2)

1.2 ผลงานที่ได้จัดส่งเพื่อการตีพิมพ์

1.2.1 ได้จัดส่งเพื่อตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ ชื่อ "Materials Letters" ในหัวข้อดังนี้

S. Jiansirisomboon, K. Pengpat, A. Chaipanich and T. Tunkasiri, "Effects of Different Starting Precursors on Microstructure and Properties of $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ Ceramics" (ภาคผนวก 3)

1.2.2 ได้จัดส่งเพื่อตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ ชื่อ "Materials Letters" ในหัวข้อดังนี้

S. Jiansirisomboon, K. Songsiri, K. Pengpat, G. Rujijanagul and T. Tunkasiri, "Effects of Electrical Poling on Hardness and Toughness Behaviors of Different $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3 - \text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ Ceramic Systems" (ภาคผนวก 4)

2. การนำผลงานไปใช้ประโยชน์

2.1 ประโยชน์เชิงวิชาการ

- 2.1.1 สามารถสร้างงานวิจัยที่น่าสนใจ และใหม่ซึ่งจะมีส่วนช่วยในการพัฒนาการวิจัยของประเทศโดยรวมได้
- 2.1.2 สามารถใช้งานวิจัยนี้เป็นส่วนหนึ่งในการพัฒนาการเรียนการสอนในหลักสูตรวัสดุศาสตร์ ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ได้
- 2.1.3 สามารถผลิตผลงานวิจัยเพื่อนำเสนอในงานประชุม/สัมมนาเชิงวิชาการ และตีพิมพ์ในวารสารทางวิชาการทั้งในระดับชาติและนานาชาติได้
- 2.1.4 สามารถผลิตบัณฑิตในหลักสูตรวัสดุศาสตร์ ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยเชียงใหม่ในระดับปริญญาตรีจำนวน 2 คน และระดับปริญญาโทจำนวน 2 คน ใน 2 ปี การศึกษาที่ผ่านมาได้
- 2.1.5 สามารถผลิตนักวิจัยและผู้ช่วยวิจัยรุ่นใหม่ที่มีความรู้ความสามารถ และประสบการณ์ในการทำงานวิจัยที่มีคุณภาพต่อไปได้ในอนาคต
- 2.1.6 สามารถสร้างเครือข่ายความร่วมมือในการทำงานวิจัยกับคณาจารย์และบุคลากรจากหน่วยงานต่างๆ ทั้งจากภายนอกและภายในสถาบันได้

3. การนำผลงานไปใช้ประโยชน์ด้านอื่นๆ

3.1 เข้าร่วมนำเสนอผลงานในงานประชุมสัมมนาทางวิชาการ

- 3.1.1 รับรางวัลโปสเตอร์ดีเด่นอันดับที่ 3 จากการประชุม “The 20th Annual Conference on Electron Microscopy” ณ กรุงเทพฯ ในระหว่างวันที่ 29-31 มกราคม 2546 ในหัวข้อดังนี้
C. Puchmark, S. Jiansirisomboon, G. Rujijanagul and T. Tunkasiri, “Preparation and Properties of Lead Zirconate Ceramics”, The 20th Annual Conference on Electron Microscopy, Electron Microscopy of Thailand, Bangkok, 29-31 January (2003).
(ภาคผนวก 5)

- 3.1.2 ได้ไปเสนอผลงานวิจัยในการประชุม “An International Conference on Advanced Materials and Nanotechnology” ณ เมือง Wellington ประเทศนิวซีแลนด์ ในระหว่างวันที่ 9-14 กุมภาพันธ์ 2546 ในหัวข้อดังนี้
- C. Puchmark, S. Jiansirisomboon, G. Rujjanagul and T. Tunkasiri, “Effect of Sintering Temperatures on the Phase Transition of Lead Zirconate Ceramics”, An International Conference on Advanced Materials and Nanotechnology (AMN-1), Wellington, New Zealand, 9-14 February (2003). (ภาคผนวก 6)
- 3.1.3 ได้ไปเสนอผลงานวิจัยในการประชุม “The 29th Congress on Science and Technology of Thailand” ณ ศูนย์ประชุมกาญจนาภิเษก มหาวิทยาลัยขอนแก่น จังหวัดขอนแก่น ในระหว่างวันที่ 20-22 ตุลาคม 2546 ในหัวข้อดังนี้
- K. Pengpat, S. Jiansirisomboon, U. Intatha, S. Eitssayeam, and T. Tunkasiri, “The Preparation of High Purity Magnesium Niobate (MgNb_2O_6) Powders from Different Starting Chemicals”, The 29th Congress on Science and Technology of Thailand, Khon-Kaen, 20-22 October (2003). (ภาคผนวก 7)
- 3.1.4 ได้ไปเสนอผลงานวิจัยในการประชุม “นักวิจัยรุ่นใหม่...พบ...เมธีวิจัยอาวุโส” ณ โรงแรมเฟลิกซ์ จังหวัดกาญจนบุรี ในระหว่างวันที่ 9-10 มกราคม 2547 ในหัวข้อดังนี้
- S. Jiansirisomboon, K. Pengpat and T. Tunkasiri, “The Preparation of High Purity Magnesium Niobate (MgNb_2O_6) Powders from Different Starting Chemicals” (ภาคผนวก 8)

3.2 กำลังจะเข้าร่วมนำเสนอผลงานในงานประชุมสัมมนาทางวิชาการ

3.2.1 จะเข้าร่วมนำเสนอผลงานในงานประชุม “The 3rd Thailand Materials Science and Technology Conference” ณ โรงแรมมิราเคิล แกรนด์ กรุงเทพมหานคร ในระหว่างวันที่ 10-11 สิงหาคม 2547 ในหัวข้อดังนี้

S. Jiansirisomboon, J. Jantapaha and K. Songsiri, “Mechanical Properties and Crack Growth Behavior in PZT Ceramics”, The 3rd Thailand Materials Science and Technology Conference, Bangkok, Thailand, 10-11 August (2004).

(ภาคผนวก 9)

3.2.2 จะเข้าร่วมนำเสนอผลงานในงานประชุม “The 30th Congress on Science and Technology of Thailand” ณ ศูนย์แสดงสินค้าและการประชุมอิมแพ็คเมืองทอง กรุงเทพมหานคร ในระหว่างวันที่ 19-21 ตุลาคม 2547 ในหัวข้อดังนี้

S. Jiansirisomboon, K. Songsiri and T. Tunkasiri, “Effects of Electrical Poling on Mechanical Properties in PMN-PZT Ceramics”, The 30th Congress on Science and Technology of Thailand, Bangkok, Thailand, 19-21 October (2004).

(ภาคผนวก 10)

3.2.3 จะเข้าร่วมนำเสนอผลงานในงานประชุม “The 2nd International Conference on Advanced Materials and Nanotechnology (AMN-2)” ณ เมือง Queenstown ประเทศนิวซีแลนด์ ในระหว่างวันที่ 6-11 กุมภาพันธ์ 2548 ในหัวข้อดังนี้

S. Jiansirisomboon, K. Songsiri and T. Tunkasiri, “Mechanical Properties and Crack Growth Behavior in Unpoled and Poled Ferroelectric PMN-PZT Ceramics”, The 2nd International Conference on Advanced Materials and Nanotechnology (AMN-2), Queenstown, New Zealand, 6-11 February (2005).

(ภาคผนวก 11)