

บทที่ 4

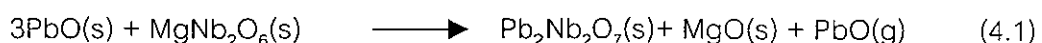
ผลการทดลองและการอภิปรายผล

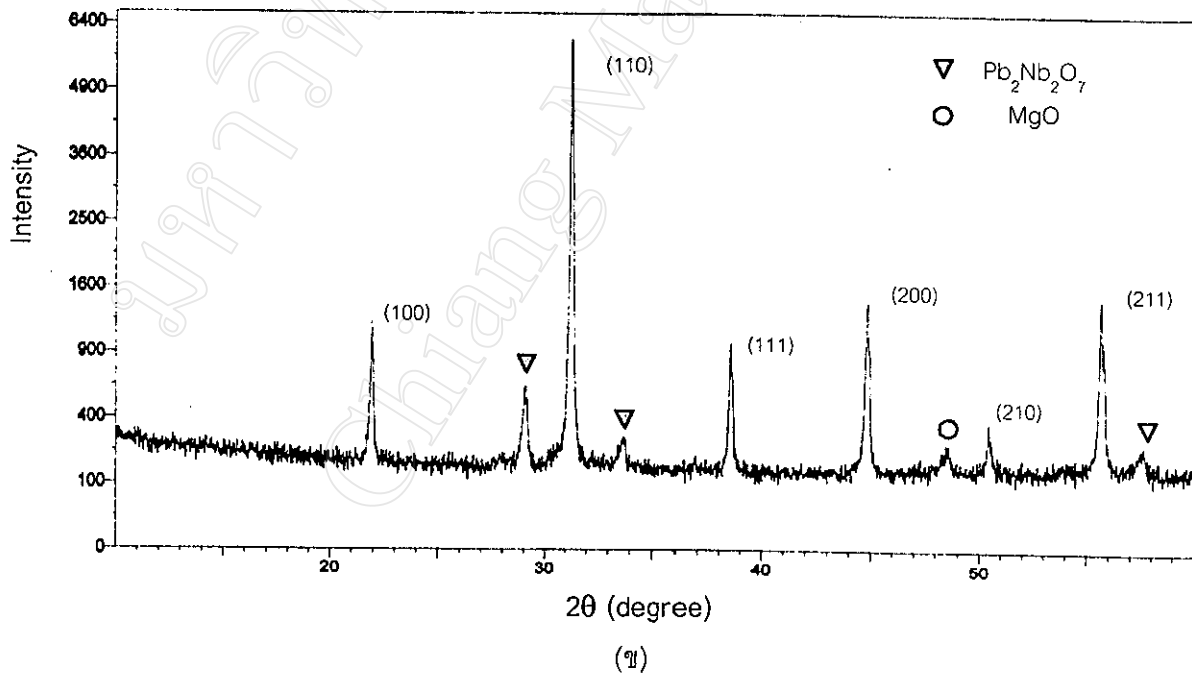
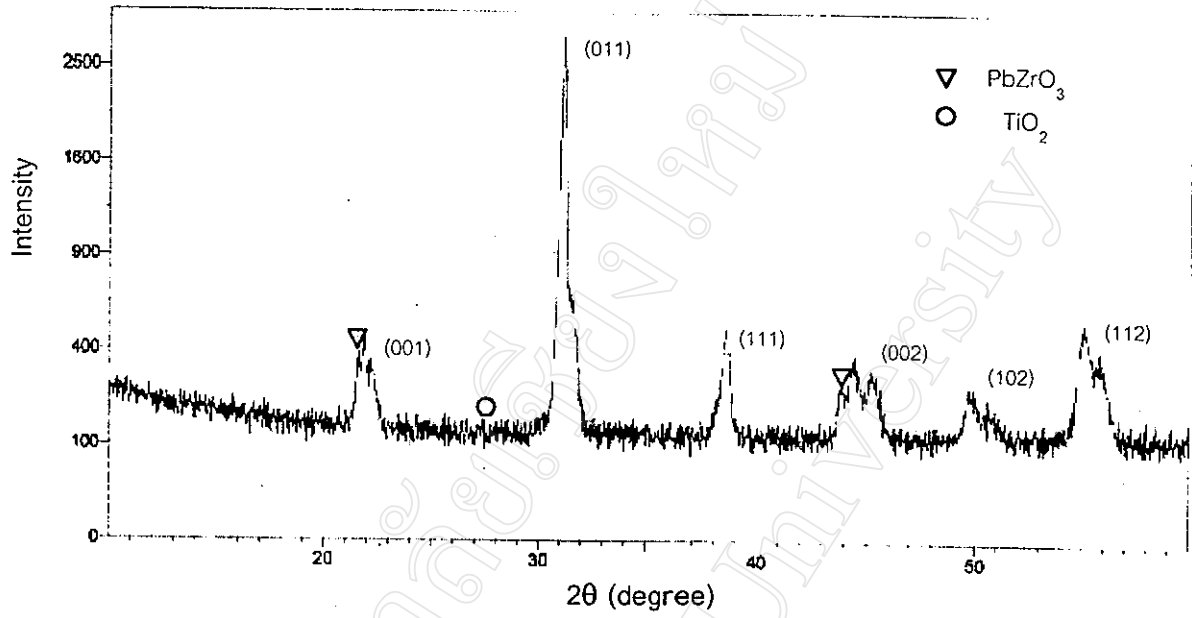
บทนี้จะนำเสนอผลการทดลองเตรียมผง และเซรามิกในระบบ PZT-PMN ผลการตรวจสอบเฟส สมบัติทางกายภาพ โครงสร้างจุลภาค และสมบัติเชิงกลของเซรามิกที่เตรียมได้พร้อมทั้งอภิปรายผลตามลำดับดังต่อไปนี้

4.1 ผลการตรวจสอบเฟสด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD)

จากการตรวจสอบผง PZT และ PMN ที่เตรียมได้ในงานวิจัยนี้ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (XRD) พบว่าได้ผลดังแสดงในรูป 4.1 จะเห็นได้ว่าผง PZT ที่เตรียมได้จากงานวิจัยนี้มีรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (รูป 4.1(ก)) ที่สอดคล้องกับข้อมูลของสาร PZT สูตร $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.52}\text{Ti}_{0.48})\text{O}_3$ ในแฟ้มข้อมูล JCPDS หมายเลข 33-784 ซึ่งมีเฟสเป็นแบบเตตระกอนอล [27] และเมื่อพิจารณาข้อมูลที่ได้โดยละเอียดพบว่ามีการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณ 21.5 27.3 และ 43.8 องศา ซึ่งมีความใกล้เคียงกับเฟสเลดเซอร์โคเนต (PbZrO_3) และ ไทเทเนียมออกไซด์ (TiO_2) [54]

ส่วนผง PMN ที่เตรียมได้จากงานวิจัยนี้ มีรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (รูป 4.1(ข)) ที่สอดคล้องกับข้อมูลของสาร PMN สูตร $\text{Pb}(\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{2/3})\text{O}_3$ ในแฟ้มข้อมูล JCPDS หมายเลข 81-0861 ซึ่งมีเฟสเป็นแบบคิวบิก [55] และเมื่อพิจารณาข้อมูลโดยละเอียดพบว่ามีการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่ตำแหน่งมุม 2θ ประมาณ 29.0 33.7 และ 48.5 องศา ซึ่งตรงกับของเฟสไพโรคลอไรต์ ($\text{Pb}_2\text{Nb}_2\text{O}_7$) และของสารตั้งต้นแมกนีเซียมออกไซด์ (MgO) [55] ที่ตกค้างอยู่เนื่องมาจากการระเหยของตะกั่วออกไปในบางส่วนระหว่างการเผาซึ่งสามารถอธิบายกลไกดังกล่าวได้ด้วยสมการเคมีที่ 4.1



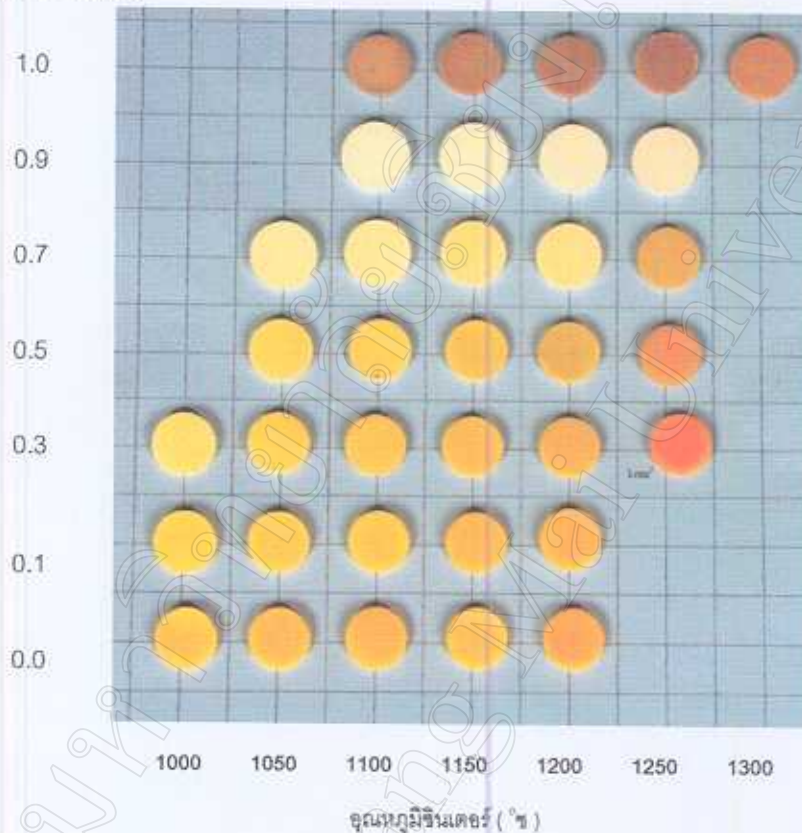


รูป 4.1 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของผง (ก) PZT และ (ข) PMN ที่เตรียมได้

4.2 ผลการตรวจสอบสมบัติทางกายภาพของชิ้นงานเซรามิก

เมื่อนำเซรามิกในระบบ PZT-PMN อัตราส่วนต่างๆที่ได้จากการเผาซินเตอร์แล้วมาทำการตรวจสอบสมบัติทางกายภาพ พบว่าชิ้นงานที่เตรียมได้มีสีและลักษณะโดยทั่วไปดังแสดงในรูป 4.2

ปริมาณสัดส่วน PZT โดยโมล



รูป 4.2 สีและลักษณะโดยทั่วไปของเซรามิกในระบบ PZT-PMN ที่ค่าสัดส่วนองค์ประกอบต่างๆ พร้อมอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์

จากรูป 4.2 จะเห็นได้ว่าเซรามิก PZT ที่เตรียมได้มีสีน้ำตาล ส่วนเซรามิก PMN จะสีเหลืองอ่อน ในขณะที่เซรามิก PZT-PMN ที่สัดส่วนผสมต่างๆจะมีสีเปลี่ยนแปลงไปจากสีน้ำตาลไปสู่สีเหลืองตามสัดส่วนผสมและสังเกตได้ว่าเซรามิก PZT-PMN ที่เตรียมได้ส่วนใหญ่มีสีค่อนข้างจางไปทางสีของเซรามิก PMN มากกว่าของ PZT คาดว่าเนื่องจากสีเหลืองจากเกรนของ PMN มีความสามารถในการสะท้อนแสง

ได้ดีกว่าสีน้ำตาลจากเกรนของ PZT นั้นเอง จากรายงานที่ผ่านมา [32,33,38] จะให้เห็นได้ว่าเซรามิก PMN สามารถเตรียมได้ที่อุณหภูมิซินเตอร์ประมาณ 1000-1250 °ซ ซึ่งต่ำกว่าอุณหภูมิที่นิยมใช้ในการเผาเซรามิก PZT ที่อยู่ในช่วงประมาณ 1100-1300°ซ [24-26] แสดงว่าเซรามิก PMN นั้นสามารถเกิดการแตกตัวแน่นของเกรนได้ที่อุณหภูมิต่ำกว่าในกรณีของเซรามิก PZT นอกจากนั้นแล้วการปรากฏสีที่เกิดขึ้นของเซรามิกในระบบ PZT-PMN น่าที่จะเป็นลักษณะเฉพาะซึ่งขึ้นอยู่กับสัดส่วนองค์ประกอบลักษณะของเฟสที่เกิดขึ้น ที่ส่งผลถึงการดูดกลืนและการสะท้อนของแสงจึงทำให้เซรามิกที่เตรียมได้มีสีที่แตกต่างกัน

เมื่อนำชิ้นงานเซรามิกที่เตรียมได้จากการเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆมาทำการตรวจวัดค่าความหนาแน่น ค่าความหดตัว และ ปริมาณน้ำหนัที่สูญเสีย พบว่าได้ผลดังแสดงในตาราง 4.1-4.7

ตาราง 4.1 สมบัติทางกายภาพของเซรามิก PZT

อุณหภูมิซินเตอร์ (°ซ)	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหดตัวโดย ปริมาตร	ร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสีย
1100	7.51 ± 0.02	33.4 ± 0.6	0.60 ± 0.11
1150	7.59 ± 0.11	33.5 ± 1.1	2.14 ± 0.47
1200	7.58 ± 0.14	33.7 ± 0.9	2.59 ± 0.15
1250	7.52 ± 0.01	33.9 ± 1.6	2.90 ± 0.23
1300	7.22 ± 0.26	36.7 ± 1.0	9.89 ± 0.70

ตาราง 4.2 สมบัติทางกายภาพของเซรามิก 0.9PZT-0.1PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°ซ)	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหดตัวโดย ปริมาตร	ร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสีย
1100	5.35 ± 0.02	7.91 ± 1.7	0.82 ± 0.08
1150	5.65 ± 0.04	8.46 ± 0.9	0.97 ± 0.15
1200	5.68 ± 0.17	15.2 ± 0.8	1.17 ± 0.29
1250	6.09 ± 0.11	18.6 ± 0.1	1.59 ± 0.17

ตาราง 4.3 สมบัติทางกายภาพของเซรามิก 0.7PZT-0.3PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหดตัวโดย ปริมาตร	ร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสีย
1050	5.94 ± 0.06	19.7 ± 1.2	1.17 ± 0.08
1100	6.12 ± 0.06	21.2 ± 3.1	1.44 ± 0.09
1150	6.13 ± 0.08	26.8 ± 2.0	1.92 ± 0.28
1200	6.68 ± 0.13	27.1 ± 1.1	1.97 ± 0.20
1250	7.45 ± 0.10	30.8 ± 2.7	2.12 ± 0.27

ตาราง 4.4 สมบัติทางกายภาพของเซรามิก 0.5PZT-0.5PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหดตัวโดย ปริมาตร	ร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสีย
1050	7.03 ± 0.08	32.6 ± 2.3	1.72 ± 0.02
1100	7.37 ± 0.08	33.9 ± 1.3	1.96 ± 0.08
1150	7.59 ± 0.06	36.8 ± 1.1	2.06 ± 0.02
1200	7.64 ± 0.06	37.5 ± 0.3	3.32 ± 0.28
1250	7.86 ± 0.05	38.3 ± 1.4	3.40 ± 0.36

ตาราง 4.5 สมบัติทางกายภาพของเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหดตัวโดย ปริมาตร	ร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสีย
1000	7.30 ± 0.12	31.5 ± 1.4	1.66 ± 0.17
1050	7.32 ± 0.14	36.1 ± 0.9	2.15 ± 0.09
1100	7.63 ± 0.06	37.4 ± 0.3	2.30 ± 0.34
1150	7.72 ± 0.10	38.9 ± 1.5	2.48 ± 0.07
1200	7.87 ± 0.07	40.4 ± 0.9	3.54 ± 0.14
1250	7.76 ± 0.02	41.2 ± 0.7	4.64 ± 0.54

ตาราง 4.6 สมบัติทางกายภาพของเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหดตัวโดย ปริมาตร	ร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสีย
1000	7.64 ± 0.08	38.6 ± 0.8	2.25 ± 0.14
1050	7.76 ± 0.05	38.7 ± 1.6	2.51 ± 0.07
1100	7.90 ± 0.09	38.8 ± 0.1	2.82 ± 0.05
1150	7.88 ± 0.05	38.9 ± 1.4	3.00 ± 0.10
1200	7.78 ± 0.05	41.5 ± 0.8	3.95 ± 0.24

ตาราง 4.7 สมบัติทางกายภาพของเซรามิก PMN

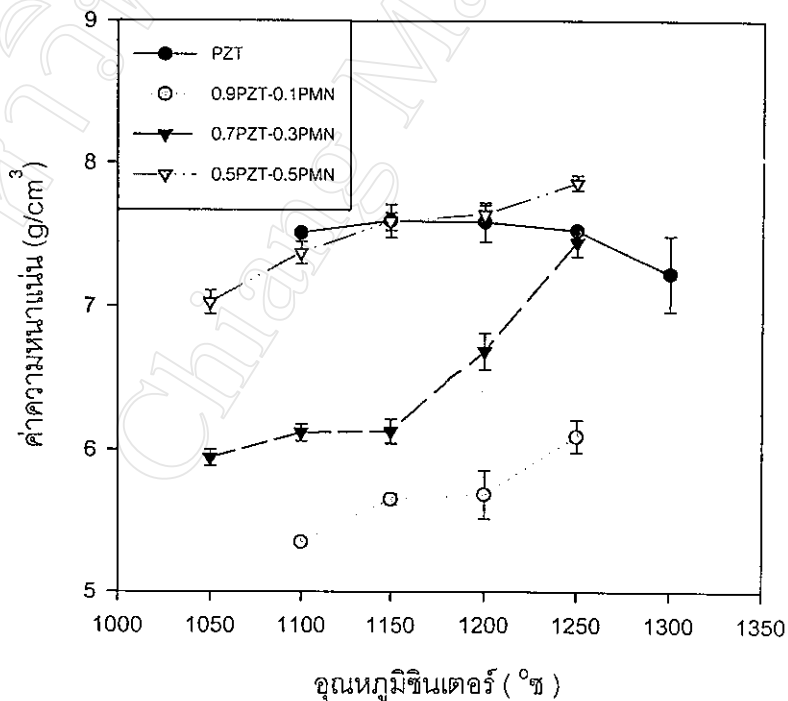
อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความหนาแน่น (g/cm ³)	ร้อยละการหดตัวโดย ปริมาตร	ร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสีย
1000	7.73 ± 0.04	38.6 ± 1.1	2.33 ± 0.07
1050	7.74 ± 0.08	39.8 ± 1.5	2.61 ± 0.05
1100	7.82 ± 0.06	39.9 ± 0.6	2.97 ± 0.07
1150	7.77 ± 0.06	40.2 ± 1.2	3.00 ± 0.04
1200	7.75 ± 0.02	40.3 ± 1.1	4.00 ± 0.35

จากตาราง 4.1-4.7 จะเห็นได้ว่าเซรามิกในระบบ PZT-PMN ที่เตรียมได้นี้มีค่าความหนาแน่นเปลี่ยนแปลงตามสัดส่วนองค์ประกอบอย่างไม่แน่นอน โดยที่มีค่าอยู่ในช่วงประมาณ 5.3-7.9 g/cm³ ดังแสดงในตาราง 4.8

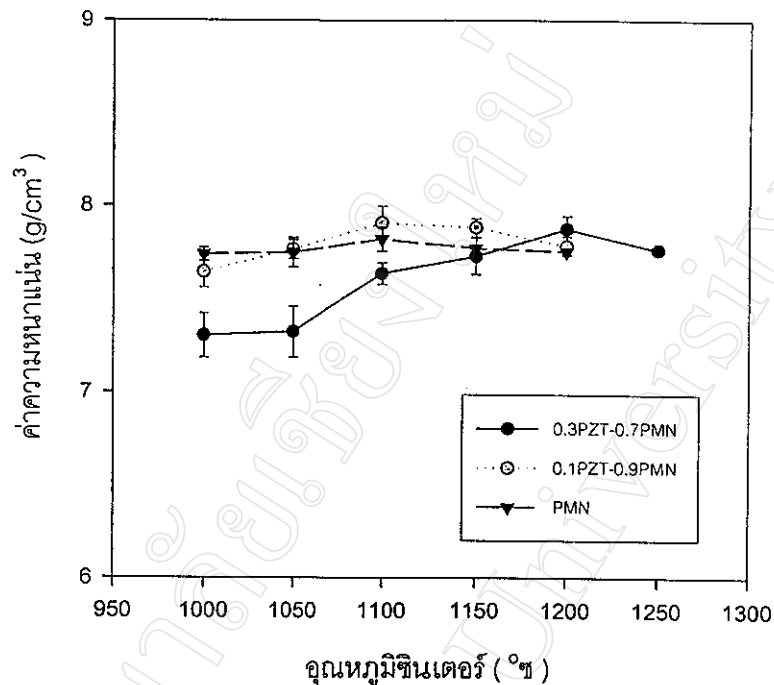
ตาราง 4.8 ค่าความหนาแน่นของชิ้นงานเซรามิกในระบบ PZT-PMN

เซรามิก	ความหนาแน่น (g/cm^3)
PZT	7.2 – 7.5
0.9PZT-0.1PMN	5.3 – 6.0
0.7PZT-0.3PMN	5.9 – 6.4
0.5PZT-0.5PMN	7.0 – 7.8
0.3PZT-0.7PMN	7.3 – 7.9
0.1PZT-0.9PMN	7.6 – 7.9
PMN	7.7 – 7.8

และเมื่อนำค่าความหนาแน่นของเซรามิกที่มีสัดส่วนองค์ประกอบต่างๆ กันเหล่านี้มาเขียนเป็นกราฟความสัมพันธ์กับอุณหภูมิซินเตอร์จะได้กราฟความสัมพันธ์ดังรูป 4.3 และ 4.4



รูป 4.3 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาแน่นของเซรามิก PZT 0.9PZT-0.1PMN 0.7PZT-0.3PMN และ 0.5PZT-0.5PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์



รูป 4.4 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาแน่นของเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN 0.1PZT-0.9PMN และ PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์

จากกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่าความหนาแน่นของเซรามิกและอุณหภูมิในการเผาซินเตอร์ นั้นสามารถจัดแบ่งออกได้เป็น 3 กลุ่มคือ

1) เซรามิก PZT และ PMN

จากกราฟจะเห็นได้ว่าค่าความหนาแน่นของเซรามิกทั้งสองนั้นจะเพิ่มสูงขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาจนกระทั่งถึงที่อุณหภูมิค่าหนึ่ง (1150°C สำหรับเซรามิก PZT และ 1100°C สำหรับเซรามิก PMN) ซึ่งเมื่ออุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมินี้แล้วค่าความหนาแน่นจะลดลง ซึ่งคาดว่าน่าจะเป็นผลมาจากการระเหยของตะกั่วออกไปจากชิ้นงานเซรามิก จึงส่งผลทำให้เกิดเฟสไพโรคลอริในปริมาณที่สูงมากขึ้น และนอกจากนั้นยังทำให้ค่าความหนาแน่นลดลง

2) เซรามิก 0.3PZT-0.7PMN และ 0.1PZT-0.9PMN

เห็นได้ชัดว่าลักษณะของกราฟความสัมพันธ์ค่อนข้างที่จะมีพฤติกรรมคล้ายกับเซรามิก PMN โดยเฉพาะเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN จึงเป็นไปได้ว่าที่สัดส่วนดังกล่าวนี้การเกิดปฏิกิริยาระหว่างกระบวนการซินเตอร์เป็นผลมาจาก PMN ซึ่งเป็นองค์ประกอบหลัก และที่สำคัญค่าความหนาแน่นสูงสุด

ของเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN เท่ากับ 7.87 ที่ 1200°C และ 0.1PZT-0.9PMN เท่ากับ 7.90 ที่ 1100°C ซึ่งมีค่ามากกว่าในเซรามิก PZT และ PMN จึงเป็นไปได้ที่วาลูภาคขนาดเล็กลงของ PZT ไปแทรกตัวอยู่ระหว่างเกรนของ PMN ที่มีขนาดใหญ่ทำให้ปริมาณรูพรุนลดลงจึงมีผลทำให้ค่าความหนาแน่นของเซรามิกสูงขึ้น

3) เซรามิก 0.9PZT-0.1PMN 0.7PZT-0.3PMN และ 0.5PZT-0.5PMN

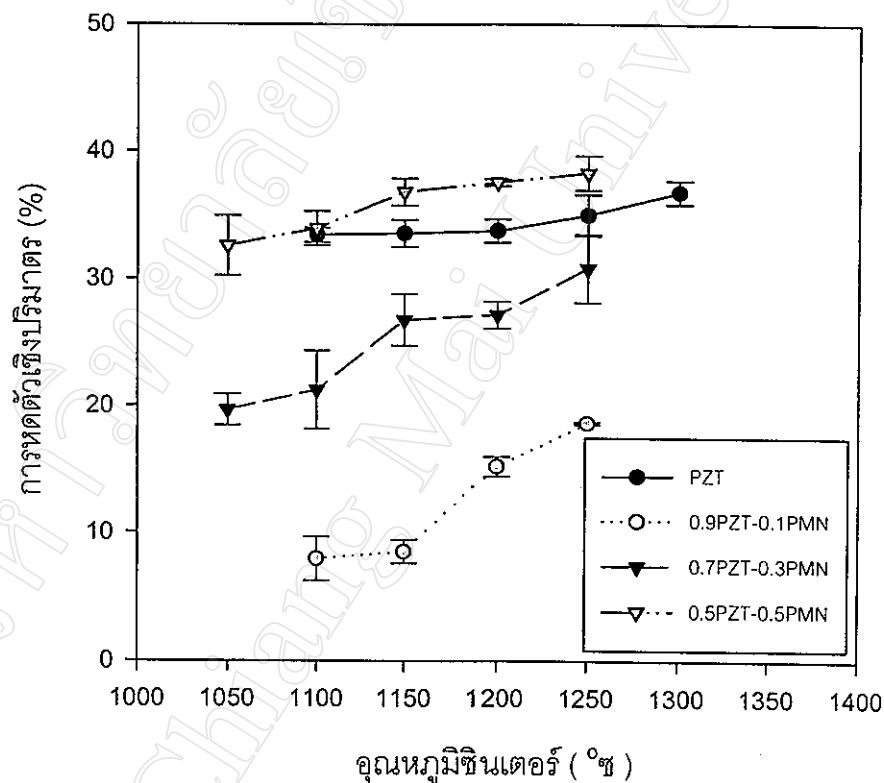
จากค่าความหนาแน่นที่ได้นั้นจะเห็นได้ว่ามีค่าที่ต่ำกว่าเซรามิก PZT และ PMN ซึ่งคาดว่าน่าจะเกิดจากการเกาะแพคกันอย่างไม่เป็นเนื้อเดียวกันดีพอของอนุภาค PZT และ PMN จึงทำให้เซรามิกที่ได้นั้นมีค่าความหนาแน่นต่ำ โดยเฉพาะอย่างยิ่ง เซรามิก 0.9PZT-0.1PMN และ 0.7PZT-0.3PMN คล้ายกับว่าในระหว่างกระบวนการซินเตอร์นั้นอนุภาคของ PMN จะเกิดเป็นผลึกก่อนทำให้ไปขัดขวางกระบวนการซินเตอร์ของอนุภาค PZT แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้น ในขณะที่อนุภาค PZT กำลังเกิดกระบวนการซินเตอร์นั้น ผลึกของ PMN กลับกำลังเกิดการระเหยของตะกั่วออกไปในรูปของเลดออกไซด์ ทำให้เซรามิกที่ได้มีเนื้อไม่แน่นเท่ากับในกรณีของเซรามิก PZT และ PMN

จากผลการตรวจสอบพฤติกรรมการหดตัวของชิ้นงานเซรามิกในระบบ PZT-PMN ที่เตรียมได้พบว่าได้ผลดังแสดงในตาราง 4.9

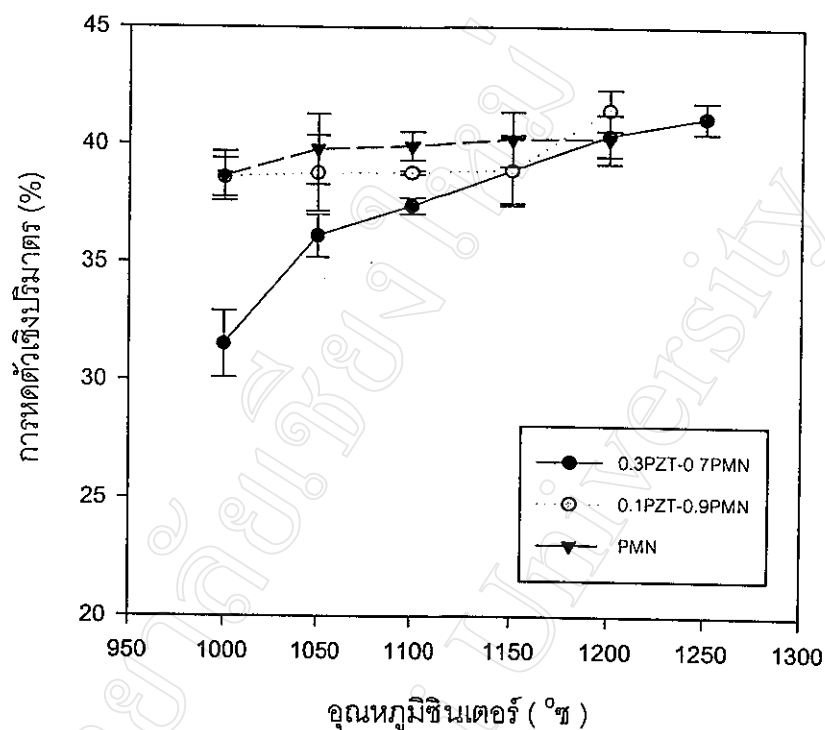
ตาราง 4.9 ค่าร้อยละของการหดตัวเชิงปริมาตรของชิ้นงานเซรามิกในระบบ PZT-PMN

เซรามิก	ค่าร้อยละของการหดตัวเชิงปริมาตร
PZT	33-36
0.9PZT-0.1PMN	8-19
0.7PZT-0.3PMN	20-30
0.5PZT-0.5PMN	32-38
0.3PZT-0.7PMN	31-41
0.1PZT-0.9PMN	38-41
PMN	38-41

จากตารางจะเห็นได้ว่าเซรามิกที่เตรียมได้นั้น มีค่าร้อยละของการหดตัวเชิงปริมาตรแตกต่างกันไปตามสัดส่วนองค์ประกอบและเป็นที่น่าสังเกตว่าในเซรามิก PZT-PMN นั้นจะมีค่าการหดตัวลดลงเมื่อปริมาณของ PZT เพิ่มมากขึ้นโดยเฉพาะอย่างยิ่งเซรามิก 0.9PZT-0.1PMN และ 0.7PZT-0.3PMN นั้นจะมีค่าร้อยละของการหดตัวน้อยกว่าเซรามิกอื่น ๆ ซึ่งคาดว่าอาจจะเกิดจากการแพคตัวเข้ากันได้ไม่ดีของอนุภาค PZT กับ PMN ในระหว่างกระบวนการซินเตอร์ทำให้เกิดการ coarsening แทนซึ่งค่อนข้างที่จะสอดคล้องกับผลการตรวจสอบค่าความหนาแน่นที่ได้กล่าวมาแล้ว ซึ่งสามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าร้อยละของการหดตัวกับอุณหภูมิซินเตอร์ของเซรามิกได้ดังกราฟรูป 4.5 และ 4.6

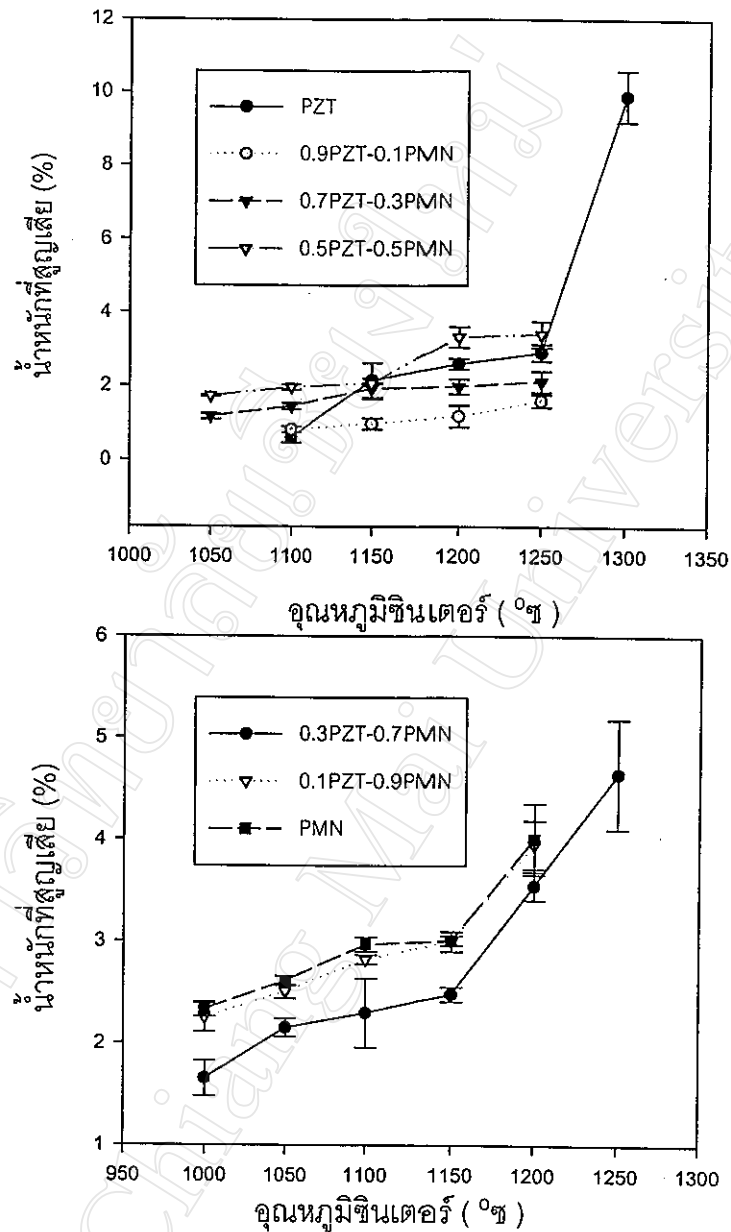


รูป 4.5 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าร้อยละการหดตัวของเซรามิก PZT 0.9PZT-0.1PMN 0.7PZT-0.3PMN และ 0.5PZT-0.5PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์



รูป 4.6 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าร้อยละการหดตัวของเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN 0.1PZT-0.9PMN และ PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์

และนอกจากนี้ยังอาจมีสาเหตุมาจากความแตกต่างกันของอุณหภูมิซินเตอร์ที่เหมาะสมของเซรามิก PZT และ PMN ดังนั้น เมื่อทำการเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิสูงมาก (ที่อุณหภูมิซินเตอร์ของ PZT) ก็อาจจะทำให้เกิดการระเหยของตะกั่วออกไปจาก PMN ได้บ้างจึงส่งผลทำให้เซรามิกที่ได้นั้นไม่แน่นตัว แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้นอีกเซรามิกกลับเกิดมีการแน่นตัวได้อีกคาดว่า เนื่องจากการเกิดผลึกของ PZT และจากกราฟ 4.5 และ 4.6 จะเห็นได้ว่าเซรามิก PZT และ PMN มีช่วงของการหดตัวที่แคบกว่าเมื่อเทียบกับเซรามิก PZT-PMN ซึ่งคาดว่าเป็นเพราะเซรามิกดังกล่าวมีจำนวนเฟสที่น้อยกว่านั่นเอง



รูป 4.7 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าร้อยละของน้ำหนักที่สูญเสียของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์

จากกราฟ 4.7 จะเห็นว่าชิ้นงานเซรามิกที่เตรียมได้มีช่วงของการสูญเสียน้ำหนักอย่างมากอยู่ที่ช่วงหนึ่งของอุณหภูมิการเผา จึงเป็นไปได้ว่าที่ช่วงนั้นเกิดมีการระเหยของตะกั่วออกจากเซรามิก ซึ่งสัมพันธ์กับค่าความหนาแน่นและร้อยละของการหดตัวที่ตรวจวัดได้ โดยช่วงอุณหภูมิที่มีการหดตัวสูงก็ จะเกิดการสูญเสียน้ำหนักมาก ดังตาราง 4.10

ตาราง 4.10 ช่วงอุณหภูมิที่ชิ้นงานเซรามิกในระบบ PZT-PMN เกิดการหดตัวสูง

เซรามิก	ช่วงของอุณหภูมิ ($^{\circ}\text{C}$)
PZT	1250-1300
0.9PZT-0.1PMN	1150-1250
0.7PZT-0.3PMN	1100-1150
0.5PZT-0.5PMN	1150-1200
0.3PZT-0.7PMN	1150-1250
0.1PZT-0.9PMN	1150-1200
PMN	1150-1200

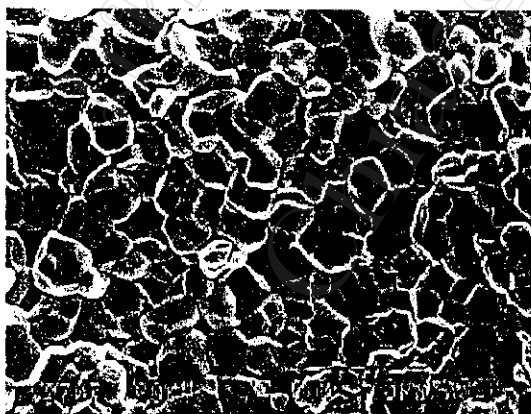
และเมื่อสังเกตที่ค่าความหนาแน่นของเซรามิกจะพบว่ายิ่งเซรามิกมีร้อยละของน้ำหนักร้อยละสูงเสียมากก็จะทำให้ค่าความหนาแน่นของเซรามิกลดลงมากตามไปด้วย โดยเฉพาะอย่างยิ่งเซรามิก PZT ซึ่งจะเห็นได้อย่างชัดเจนว่าที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1300°C นั้นเกิดมีการระเหยของตะกั่วออกไป [25] จึงทำให้ค่าความหนาแน่นของเซรามิกลดลงต่ำกว่าที่อุณหภูมิอื่น และจากการที่อนุภาค PMN สามารถแน่นตัวได้ที่อุณหภูมิต่ำดังนั้นการเพิ่มอุณหภูมิในการเผาซินเตอร์เซรามิกที่มีเฟส PMN จนสูงมาก จึงมีผลทำให้เซรามิกดังกล่าวมีการสูญเสียของน้ำหนักร้อยละสูงเนื่องจากความร้อนมากกว่าในกรณีของเซรามิก PZT-PMN ที่มีปริมาณเฟส PZT อยู่มาก

4.3 ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานเซรามิก

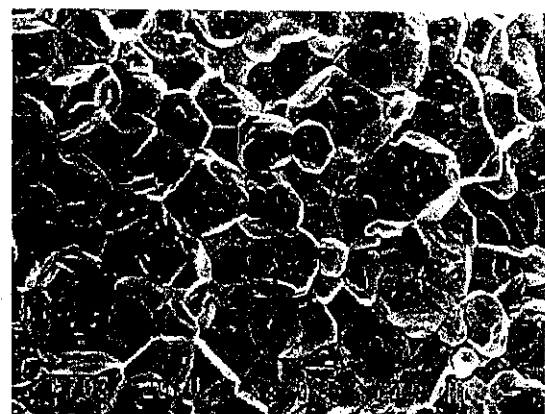
จากการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างทางจุลภาค โดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพบว่าลักษณะเกรนของเซรามิก PZT ที่ทำการเผาที่อุณหภูมิระหว่าง 1100-1300 °ซ นั้นมีลักษณะคล้ายๆกันคือมีลักษณะเป็นรูปหลายเหลี่ยมและมีขนาดเกรนเฉลี่ย (ด้วยวิธี lineal intercept [16]) เพิ่มขึ้นตามการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิซินเตอร์ โดยมีขนาดเกรนเฉลี่ยดังแสดงในตาราง 4.11 ส่วนลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PZTแสดงได้ในรูป 4.8 และ 4.9

ตาราง 4.11 ขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิก PZT ที่ผ่านการเผาซินเตอร์

อุณหภูมิซินเตอร์ (°ซ)	ขนาดเกรนเฉลี่ย (ไมโครเมตร)
1100	3.17
1150	5.23
1200	6.50
1250	12.5
1300	13.3



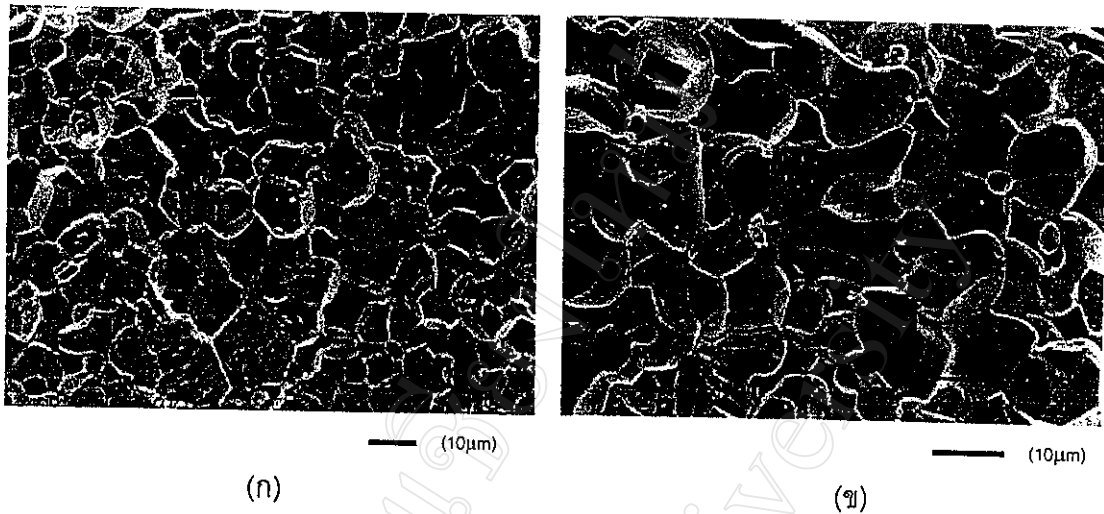
(ก)



(ข)

รูป 4.8 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PZT ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ

(ก) 1100 °ซ และ (ข) 1150 °ซ



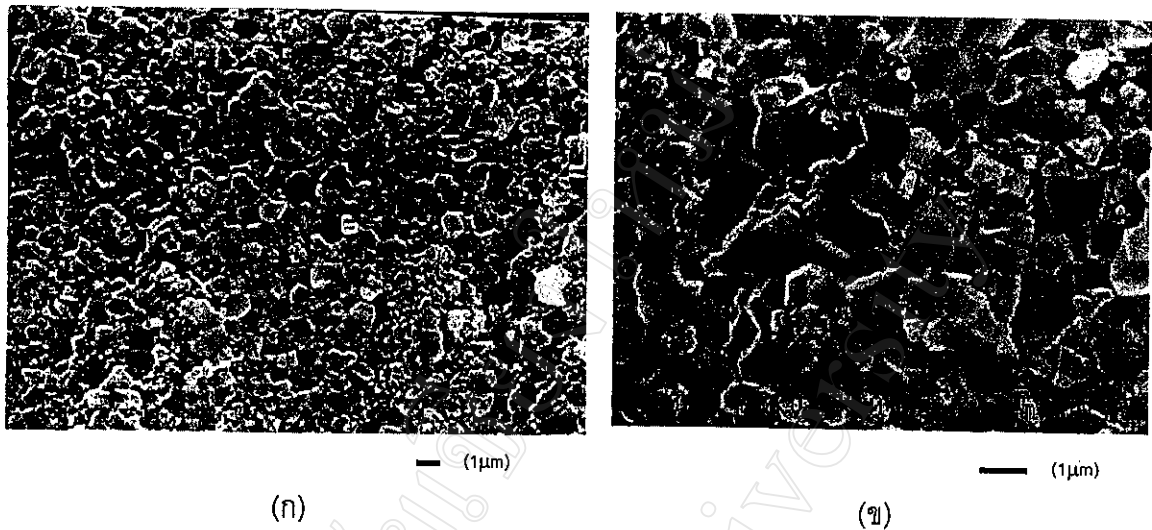
รูป 4.9 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PZT ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ
(ก) 1250 °ซ และ (ข) 1300 °ซ

จากการสังเกตลักษณะเกรนของเซรามิก PZT ที่ทำการเผาด้วยอุณหภูมิ 1300°ซ (รูป 4.8(ข)) พบว่าเกรนมีขนาดใหญ่มากเมื่อเทียบกับเซรามิก PZT ที่เผาด้วยอุณหภูมิต่ำกว่า และนอกจากนี้ยังพบอีกว่ามีช่องว่างที่มีขนาดค่อนข้างใหญ่แทรกอยู่ระหว่างเกรนซึ่งอาจจะเกิดจากการระเหยของตะกั่วออกจากเซรามิก

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PMN ที่เตรียมได้พบว่าเกิดเกรนที่มีลักษณะคล้ายผลึกขนาดเล็กประมาณ 1 ไมโครเมตร ตั้งแต่อุณหภูมิ 1000 °ซ และมีขนาดใหญ่ขึ้นตามอุณหภูมิที่สูงขึ้นดังแสดงในตาราง 4.12 และมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคดังแสดงในรูป 4.10

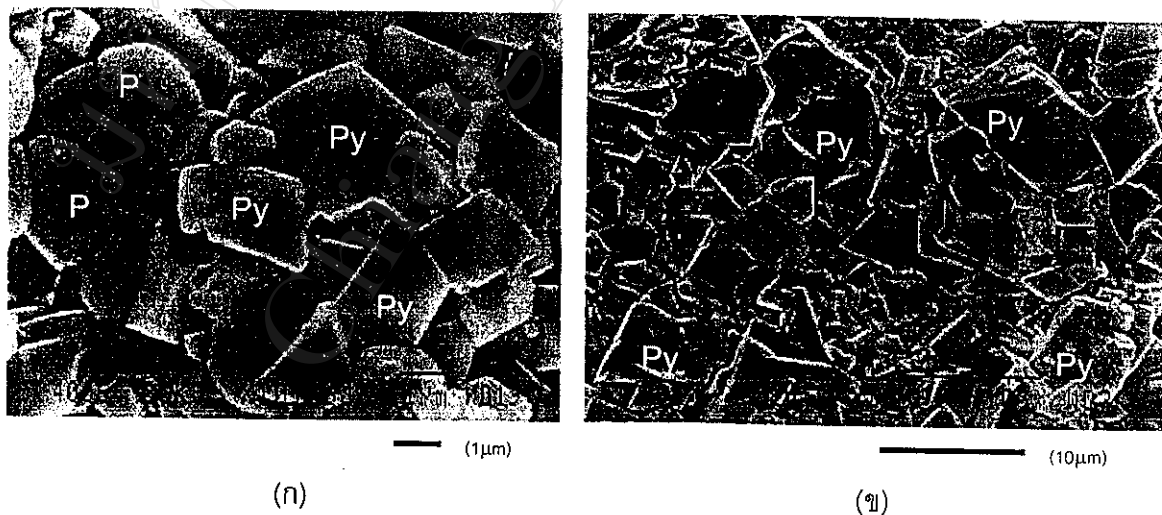
ตาราง 4.12 ขนาดเกรนเฉลี่ยของเซรามิก PMN ที่ผ่านการเผาซินเตอร์

อุณหภูมิซินเตอร์ (°ซ)	ขนาดเกรนเฉลี่ย (ไมโครเมตร)
1000	1.02
1050	1.23
1100	2.01
1150	3.25
1200	3.65



รูป 4.10 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ
(ก) 1000 °ซ และ (ข) 1050 °ซ

แต่จะพบว่าเซรามิกที่ผ่านการเผาด้วยอุณหภูมิที่สูงมากกว่า 1100°ซ นั้นมีเฟสของไพโรคลอร์ซึ่งมีรูปร่างเป็นแบบออกตะฮีดรอลเกิดขึ้นในปริมาณสูง [36,38] และ สามารถสังเกตเห็นได้อย่างชัดเจนในชิ้นงาน PMN ที่เผาด้วยอุณหภูมิ 1200°ซ ดังแสดงในรูป 4.11



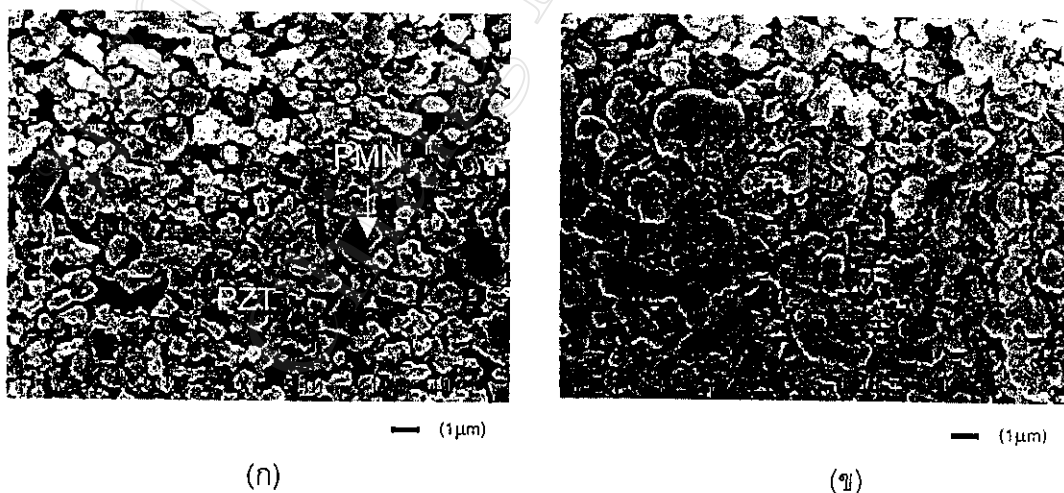
รูป 4.11 เฟสไพโรคลอร์ (Py) ในเซรามิก PMN (P) ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ
(ก) 1150 °ซ และ (ข) 1200 °ซ

เฟสของไพโรคลอรัที่เกิดขึ้นนี้น่าจะมีสาเหตุหลายประการ เช่น การนำสารตั้งต้นของแมกนีเซียมในโอเบตที่ไม่บริสุทธิ์ การเตรียมด้วยเทคนิคคัสออกไซด์ที่มีประสิทธิภาพในการบดย่อยผสมสารต่ำ การควบคุมบรรยากาศการเผาที่ไม่ดีพอ ทำให้มีการระเหยออกไปของตะกั่วบางส่วนดังสมการ 4.1

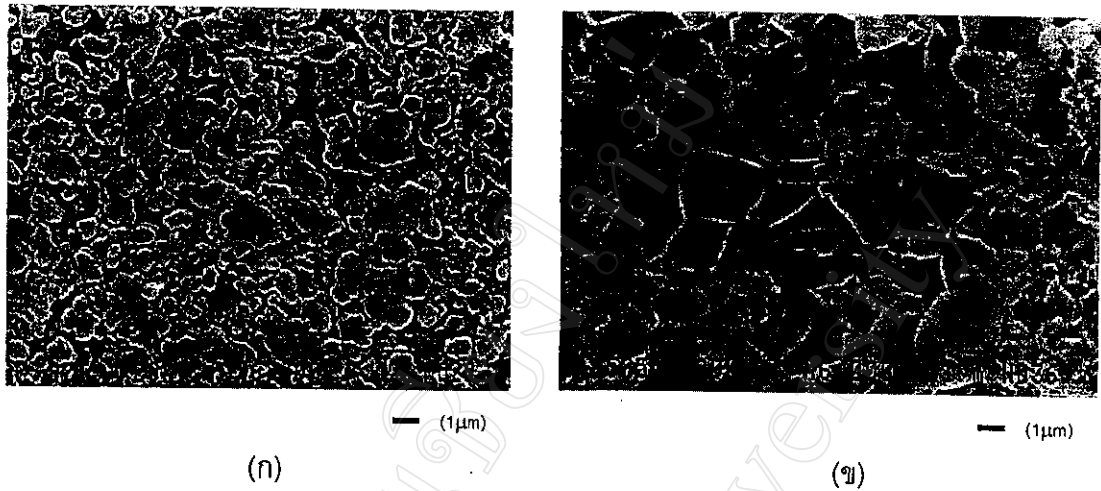
สำหรับเซรามิกในระบบ PZT-PMN นั้นสามารถแยกอธิบายลักษณะโครงสร้างจุลภาคตามสัดส่วนองค์ประกอบของเซรามิกได้ดังนี้คือ

1) เซรามิก 0.9PZT-0.1PMN และ 0.7PZT-0.3PMN

เมื่อพิจารณาโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกดังกล่าวพบว่ามีกระจายตัวของเฟส PMN ไปทั่วเฟสของ PZT ทั้งสององค์ประกอบนั้นไม่เกิดการแน่นตัวที่อุณหภูมิต่ำโดยเฉพาะอย่างยิ่ง เซรามิก 0.9PZT-0.1PMN พบว่าที่อุณหภูมิ 1100 °ซ นั้นเซรามิกที่ได้ยังไม่แน่นตัวและเห็นผลึก PMN กระจายตัวอยู่ใน PZT แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้นอุณหภูมิจะเกิดการหลอมแต่ไม่เป็นเกรนดังแสดงในรูป 4.12 และยังไม่เกิดการแน่นตัวจนถึงที่อุณหภูมิ 1250 °ซ ส่วนเซรามิกที่เผาด้วยอุณหภูมิ 1300 °ซ นั้นพบว่ามี การแน่นตัวเป็นเกรนเกิดขึ้น แต่เซรามิกที่ได้จะมีรูปร่างบิดเบี้ยวจนไม่สามารถนำมาทดสอบสมบัติทางกายภาพและสมบัติเชิงกลได้ ซึ่งมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคดังแสดงในรูป 4.12

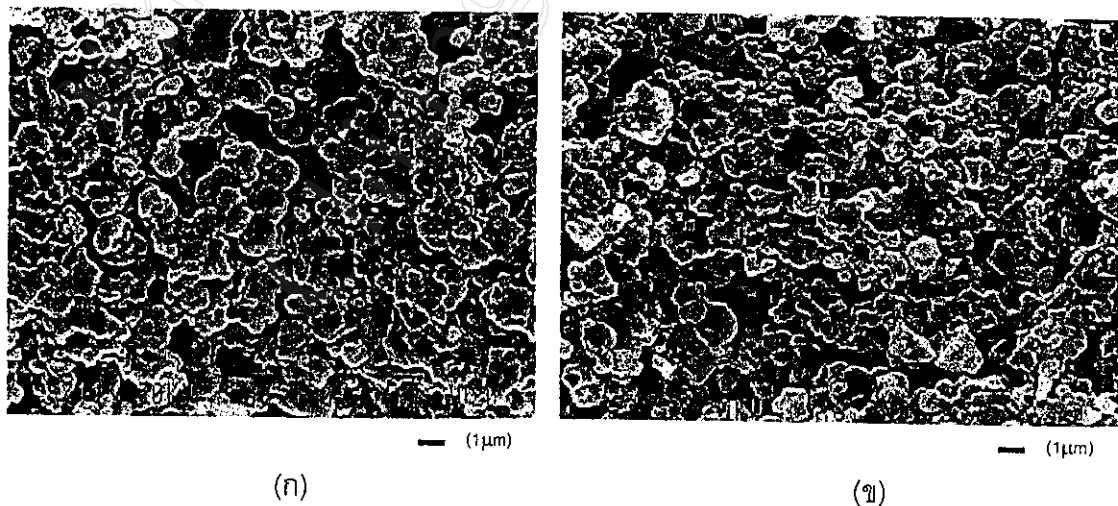


รูป 4.12 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก 0.9PZT-0.1PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ (ก) 1100 °ซ และ (ข) 1200 °ซ



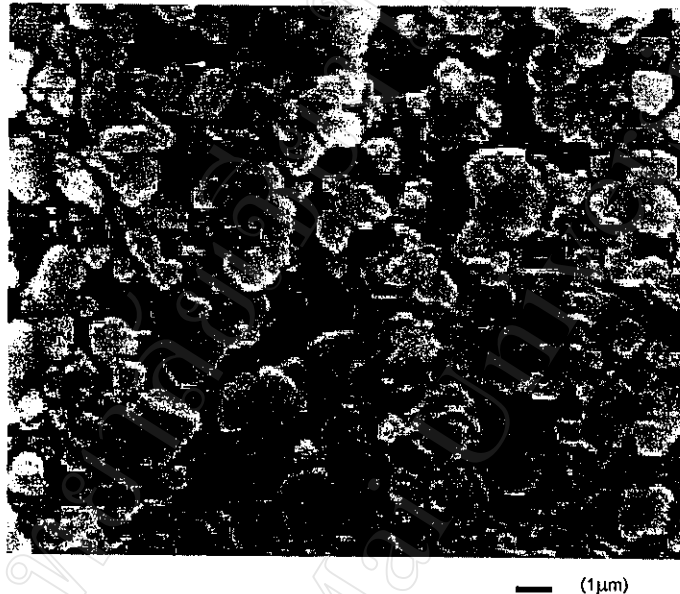
รูป 4.13 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก 0.9PZT-0.1PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ (ก) 1250 °C และ (ข) 1300 °C

เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นจนถึงที่ 1300 °C ส่วนขององค์ประกอบที่เหลือสามารถเกิดการรวมตัวกันเป็นเกรนได้ซึ่งเมื่อเทียบกับในกรณีของเซรามิก PZT นั้นจะพบว่าเกิดเกรนตั้งแต่ที่อุณหภูมิ 1100 °C แล้วซึ่งจะมีความคล้ายกับที่เกิดขึ้นในเซรามิก 0.7PZT-0.3PMN แต่ที่องค์ประกอบนี้จะเห็นได้ว่ามีเกรนเกิดขึ้นตั้งแต่ที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1050 °C แต่ยังคงมีขนาดเล็กและเนื้อของเซรามิกที่ได้นั้นยังไม่แน่นดังแสดงในรูป 4.14



รูป 4.14 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก 0.7PZT-0.3PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ (ก) 1100 °C และ (ข) 1150 °C

และเมื่อทำการเผาที่อุณหภูมิสูงขึ้นจะสังเกตเห็นได้ว่าทำให้เกรนมีขนาดที่ใหญ่ขึ้น แต่ที่อุณหภูมิ 1200 °C ขึ้นไปจะพบเฟสของไพโรคลอไรต์เกิดขึ้นอยู่ทั่วไปคาดว่าเนื่องมาจากการระเหยของตะกั่วออกไปจากเซรามิก PZT เช่นเดียวกับในกรณีของเซรามิก PMN ดังรูป 4.15

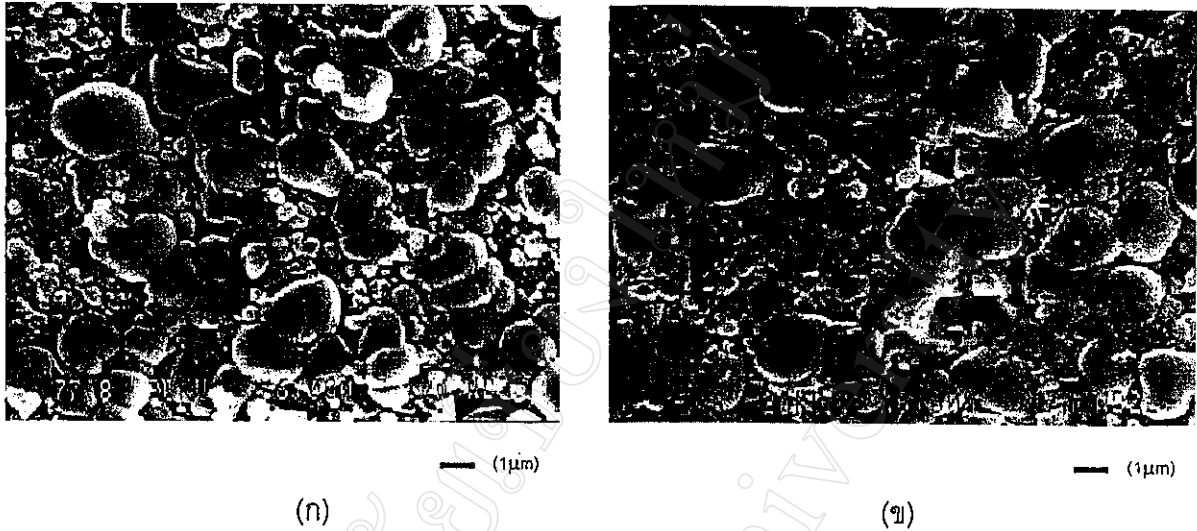


รูป 4.15 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก 0.7PZT-0.3PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ 1200 °C

จากสาเหตุดังกล่าวทำให้เซรามิก 0.9PZT-0.1PMN และ 0.7PZT-0.3PMN มีค่าความหนาแน่นต่ำมากกว่าเซรามิกที่มีสัดส่วนองค์ประกอบอื่นๆ

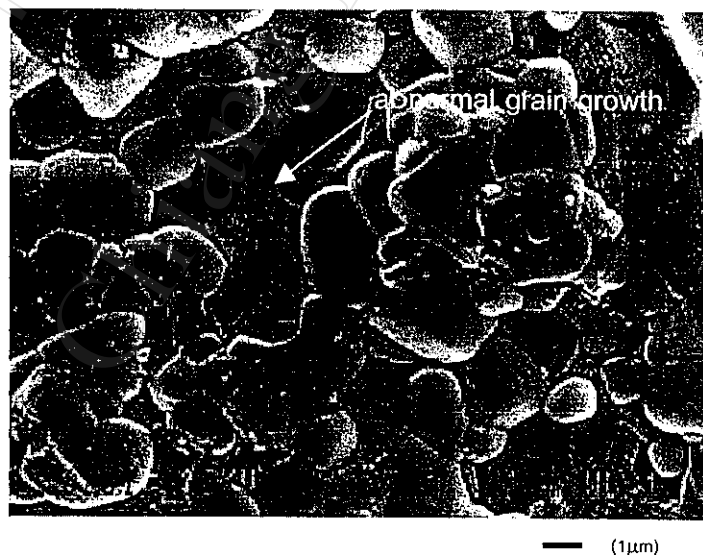
2) เซรามิก 0.5PZT-0.5PMN

เซรามิกสัดส่วนองค์ประกอบนี้ก็มีลักษณะโครงสร้างจุลภาคคล้ายกับเซรามิก 0.9PZT-0.1PMN และ 0.7PZT-0.3PMN แต่เนื่องจากมีปริมาณของเฟส PMN มากกว่า (ร้อยละ 50) ทำให้เซรามิก 0.5PZT-0.5PMN มีค่าความหนาแน่นสูงกว่า และมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคดังแสดงในรูป 4.16



รูป 4.16 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก 0.5PZT-0.5PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วย อุณหภูมิ (ก) 1100°C และ (ข) 1200°C

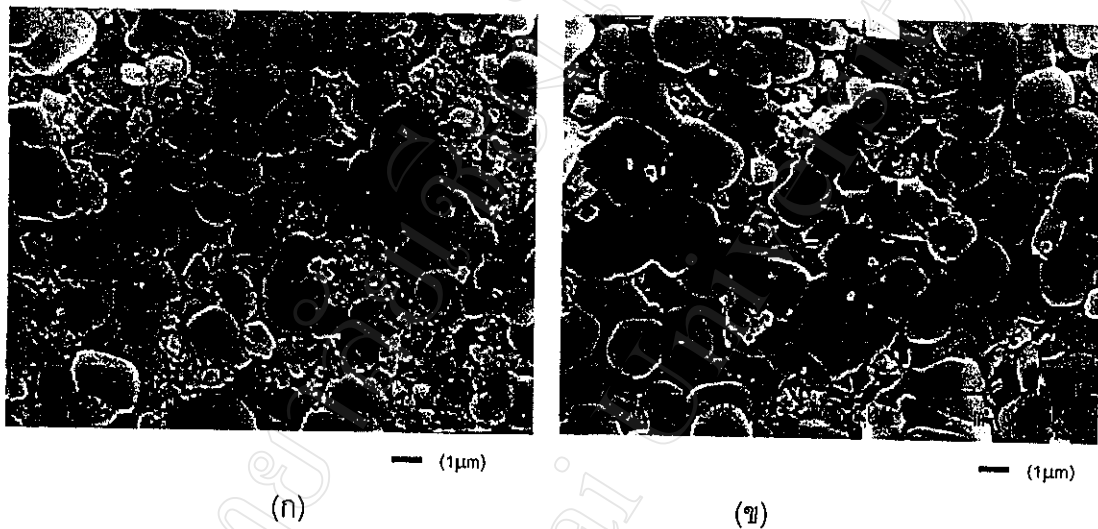
ลักษณะของเกรนภายในเซรามิก 0.5PZT-0.5PMN จะมีขนาดเล็กเมื่อเทียบกับขนาดเกรนของเซรามิก PZT และ PMN เมื่อทำการเผาถึงอุณหภูมิ 1250°C จะพบลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่คล้ายกับการหลอมและเกรนที่ได้จะมีการเติบโตอย่างผิดปกติ (abnormal grain growth) ดังรูป 4.17



รูป 4.17 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก 0.5PZT-0.5PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วย อุณหภูมิ 1250°C

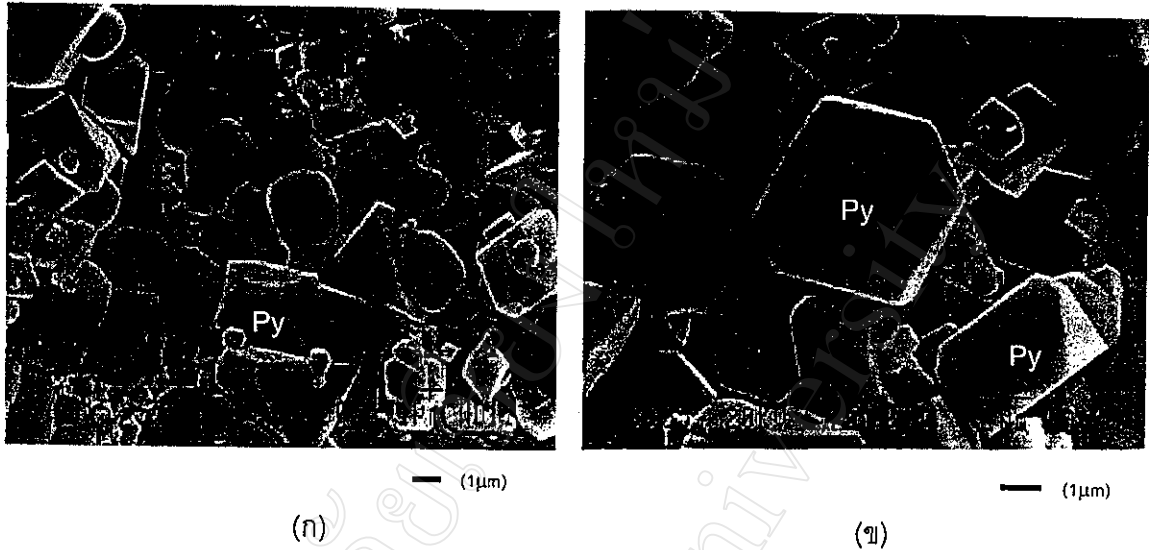
3) เซรามิก 0.3PZT-0.7PMN และ 0.1PZT-0.9PMN

เนื่องจากเซรามิกทั้งสองมีองค์ประกอบของเฟส PMN ในปริมาณที่มากจึงทำให้เซรามิกเกิดการแน่นตัวที่อุณหภูมิต่ำกว่าเซรามิกที่ได้กล่าวมาแล้ว โดยมีลักษณะโครงสร้างจุลภาคดังรูป 4.18-4.19



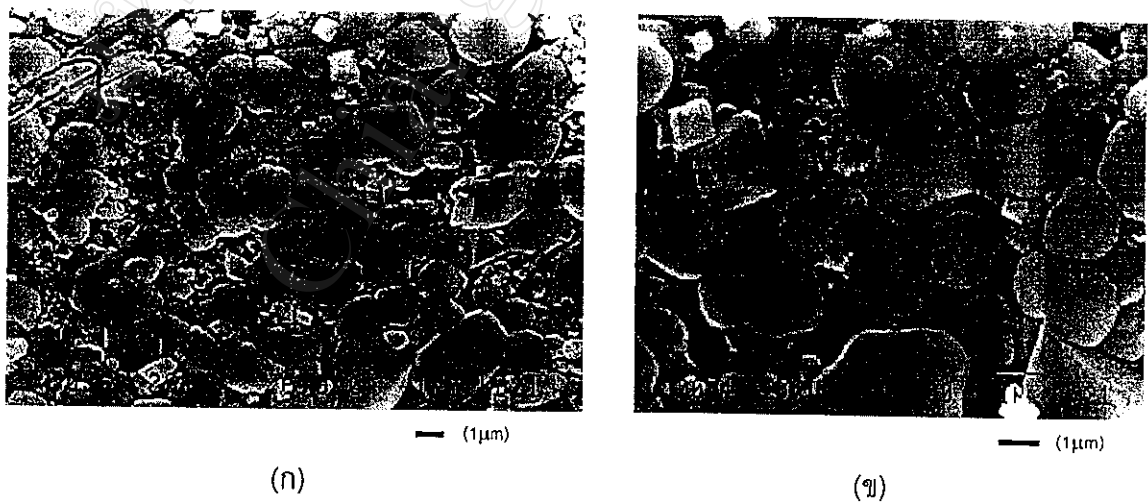
รูป 4.18 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ (ก) 1050 °ซ และ (ข) 1100 °ซ

จากรูป 4.18 จะเห็นได้ว่าเมื่อเพิ่มอุณหภูมิเผาซินเตอร์ให้สูงขึ้นเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN จะเกิดการเติบโตของเกรนเกิดขึ้นแต่เฉพาะในกรณีของเกรน PMN เท่านั้นซึ่งอาจเกิดจากว่ามีปริมาณของ PZT ในองค์ประกอบอยู่น้อยและเมื่อทำการเผาที่อุณหภูมิสูงขึ้น (1150 และ 1200 °ซ) จะสังเกตเห็นได้อย่างชัดเจนว่ามีเฟสไพโรคลอไรต์เกิดขึ้นเช่นเดียวกับในกรณีของเซรามิก PMN ดังแสดงในรูป 4.19



รูป 4.19 ลักษณะเฟสไพโรคลอว์ (Py) ในเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วย อุณหภูมิ (ก) 1150 °ซ และ (ข) 1200 °ซ

เซรามิก 0.3PZT-0.7PMN ก็มีลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่คล้ายๆกับของเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิในการเผาก็จะเกิดการเติบโตของเกรนในลักษณะเช่นเดียวกันแต่จะมีความสม่ำเสมอของขนาดเกรนกว่าเมื่อเทียบกับเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN ดังแสดงในรูป 4.20



รูป 4.20 ลักษณะโครงสร้างจุลภาคในเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN ที่ผ่านการซินเตอร์ด้วย อุณหภูมิ (ก) 1050 °ซ และ (ข) 1150 °ซ

และจากข้อมูลการหาลักษณะเฉพาะของสมบัติทางกายภาพและลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกในระบบ PZT-PMN ที่เตรียมได้ทั้งหมดสามารถเขียนสรุปการเปลี่ยนแปลงที่คาดว่าจะเกิดขึ้นภายในเซรามิกในระบบ PZT-PMN ได้ดังตาราง 4.13

ตาราง 4.13 กระบวนการเปลี่ยนแปลงอันเนื่องมาจากอุณหภูมิที่เกิดขึ้นภายในเซรามิกในระบบ PZT-PMN

อุณหภูมิ (°C)	อุณหภูมิ PMN	อุณหภูมิ PZT
1000	เริ่มเกิดผลึก	-
1050	เกิดการเติบโตของเกรน	-
1100	เกิดการระเหยของตะกั่ว	เริ่มเกิดผลึก
1150	เกิดการระเหยของตะกั่ว	เกิดการเติบโตของเกรน
1200	เกิดการระเหยของตะกั่ว	เกิดการระเหยของตะกั่ว
1250		เกิดการระเหยของตะกั่ว
1300		เกิดการระเหยของตะกั่ว

ดังนั้นการที่จะเตรียมเซรามิกในระบบ PZT-PMN ให้มีสมบัติทางกายภาพและลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่ดีนั้นควรจะเตรียมโดยใช้อุณหภูมิเผาซินเตอร์ในช่วงประมาณ 1100-1150 °C เพื่อที่จะป้องกันการระเหยของตะกั่วออกไปจาก PMN

4.4 ผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของเซรามิก

จากการทดสอบสมบัติเชิงกลของเซรามิกในระบบ PZT-PMN ที่เตรียมได้แล้วนำมาหา ค่าความแข็งในหน่วยวิกเกอร์ ค่ามอดูลัสของยัง และค่าความต้านทานต่อรอยแยก ด้วยวิธีการกด (Indentation) ด้วยหัวกดรูปและวิกเกอร์ พบว่าได้ผลดังแสดงในตาราง 4.14-4.19

ตาราง 4.14 สมบัติเชิงกลของเซรามิก PZT

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความแข็งในหน่วย ของวิกเกอร์ (GPa)	ค่ามอดูลัสของยัง (GPa)	ความต้านทานต่อรอยแยก (MPa.m ^{1/2})
1100	4.20 ± 0.12	57.4 ± 1.9	2.28 ± 0.13
1150	4.26 ± 0.11	65.9 ± 2.6	2.48 ± 0.12
1200	4.68 ± 0.18	57.3 ± 1.5	2.31 ± 0.11
1250	5.28 ± 0.49	58.1 ± 3.1	1.75 ± 0.13
1300	3.91 ± 0.45	44.8 ± 6.3	1.61 ± 0.09

ตาราง 4.15 สมบัติเชิงกลของเซรามิก 0.7PZT-0.3PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความแข็งในหน่วย ของวิกเกอร์ (GPa)	ค่ามอดูลัสของยัง (GPa)	ความต้านทานต่อรอยแยก (MPa.m ^{1/2})
1100	2.50 ± 0.09	13.6 ± 0.9	-
1150	2.57 ± 0.08	14.4 ± 0.9	-
1200	3.17 ± 0.20	16.2 ± 1.4	5.66 ± 0.48
1250	4.70 ± 0.16	24.2 ± 1.1	4.91 ± 0.34

ตาราง 4.16 สมบัติเชิงกลของเซรามิก 0.5PZT-0.5PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความแข็งในหน่วย ของวิกเกอร์ (GPa)	ค่ามอดุลัสของยัง (GPa)	ความต้านทานต่อรอยแตก (MPa.m ^{1/2})
1050	4.06 ± 0.17	47.3 ± 3.5	3.09 ± 0.27
1100	5.06 ± 0.17	52.3 ± 5.4	2.75 ± 0.18
1150	6.04 ± 0.41	68.9 ± 8.3	3.42 ± 0.26
1200	6.80 ± 0.39	77.3 ± 11.2	3.02 ± 0.31
1250	7.16 ± 0.28	82.4 ± 9.4	2.47 ± 0.12

ตาราง 4.17 สมบัติเชิงกลของเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความแข็งในหน่วย ของวิกเกอร์ (GPa)	ค่ามอดุลัสของยัง (GPa)	ความต้านทานต่อรอยแตก (MPa.m ^{1/2})
1000	3.83 ± 0.38	59.4 ± 6.4	2.21 ± 0.17
1050	5.42 ± 0.20	81.8 ± 5.2	3.03 ± 0.29
1100	5.71 ± 0.32	85.3 ± 5.2	2.47 ± 0.16
1150	6.82 ± 0.22	96.4 ± 6.2	2.98 ± 0.19
1200	7.28 ± 0.33	99.6 ± 6.1	2.50 ± 0.24

ตาราง 4.18 สมบัติเชิงกลของเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความแข็งในหน่วย ของวิกเกอร์ (GPa)	ค่ามอดุลัสของยัง (GPa)	ความต้านทานต่อรอยแตก (MPa.m ^{1/2})
1000	5.11 ± 0.33	77.5 ± 7.8	1.75 ± 0.21
1050	6.09 ± 0.29	82.1 ± 8.2	1.70 ± 0.11
1100	6.54 ± 0.29	89.3 ± 9.4	1.92 ± 0.18
1150	6.67 ± 0.25	83.3 ± 9.2	2.03 ± 0.24
1200	7.13 ± 0.37	71.1 ± 12.0	1.85 ± 0.20

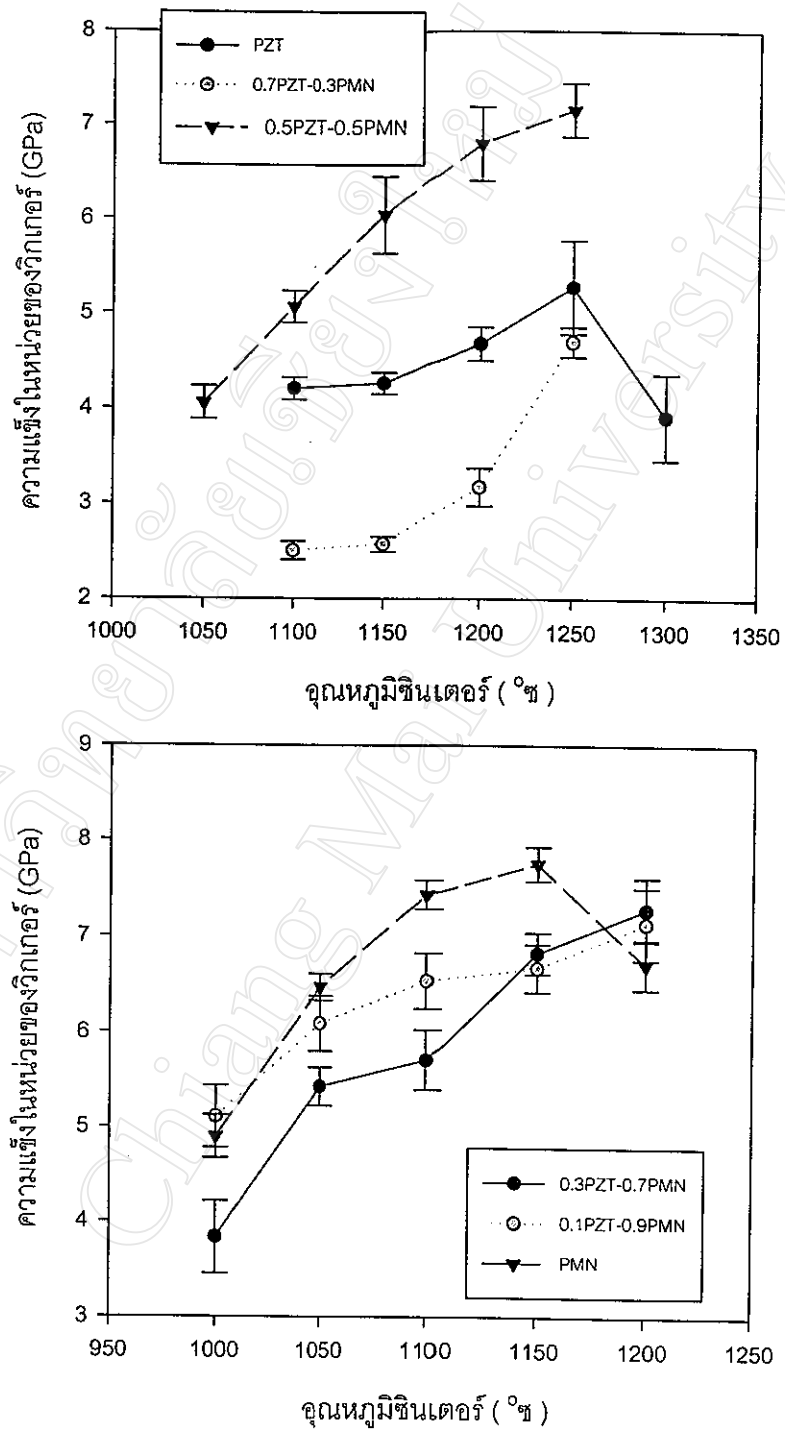
ตาราง 4.19 สมบัติเชิงกลของเซรามิก PMN

อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	ค่าความแข็งในหน่วย ของวิกเกอร์ (GPa)	ค่ามอดูลัสของยัง (GPa)	ความต้านทานต่อการรอยแตก (MPa.m ^{1/2})
1000	4.89 ± 0.23	53.3 ± 2.6	2.02 ± 0.04
1050	6.47 ± 0.14	84.3 ± 5.6	2.84 ± 0.10
1100	7.43 ± 0.15	77.0 ± 6.3	2.17 ± 0.08
1150	7.75 ± 0.18	69.6 ± 6.1	2.23 ± 0.07
1200	6.71 ± 0.26	59.4 ± 8.8	2.02 ± 0.08

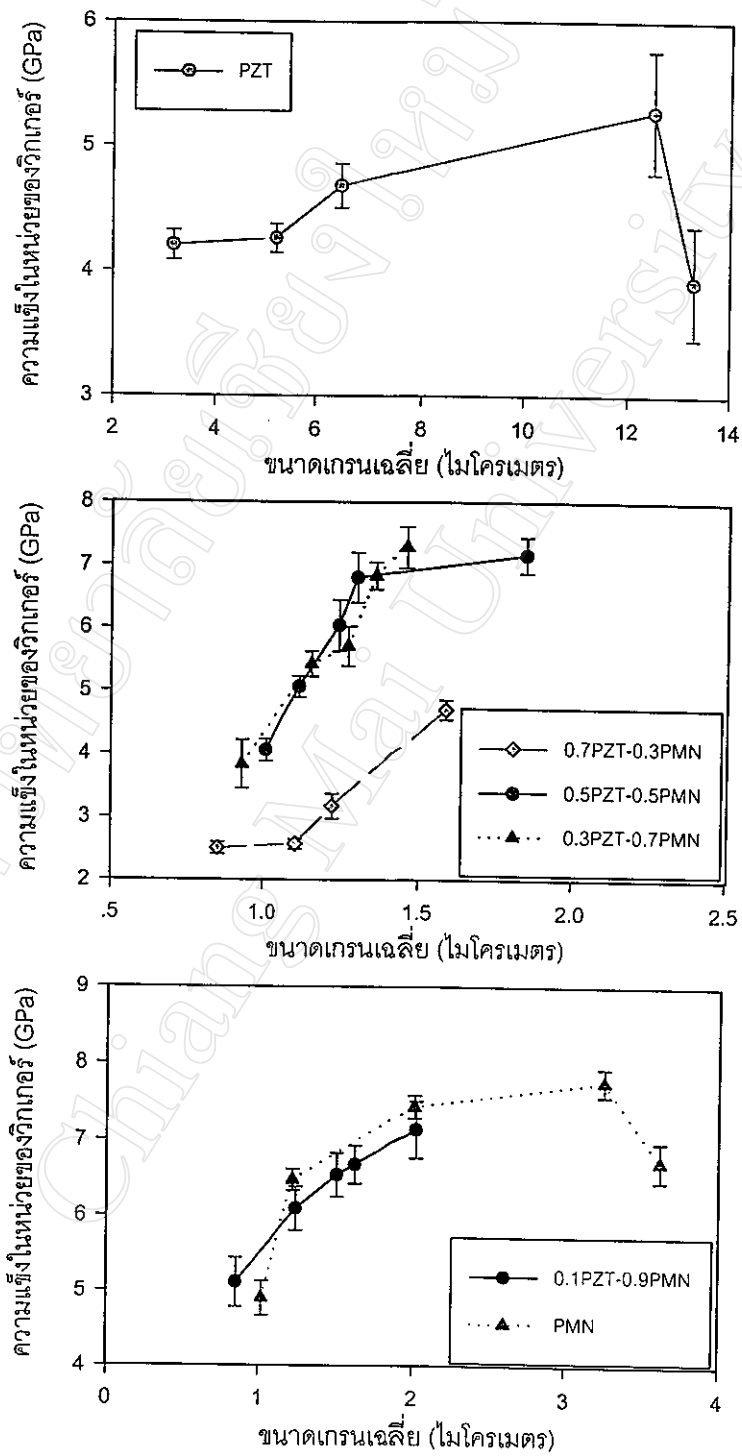
ในงานวิจัยนี้ไม่สามารถนำเซรามิก PZT-PMN ที่เตรียมได้มาทดสอบสมบัติเชิงกลทั้งหมดเนื่องจากเซรามิก 0.9PZT-0.1PMN และ 0.7PZT-0.3PMN นั้นมีค่าความหนาแน่นต่ำมาก และจากการตรวจสอบลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกดังกล่าว (ที่อุณหภูมิซินเตอร์ 1050-1150 °C) จะเห็นได้ว่ามีลักษณะเป็นเพียงกลุ่มก้อนของอนุภาคที่เกาะกันแบบหลวมๆ เท่านั้นจึงไม่เหมาะต่อการตรวจสอบความแข็งแรงอยู่ในระดับเซรามิก ส่วนของเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN ที่ซินเตอร์ด้วยอุณหภูมิ 1250 °C นั้นก็มีลักษณะโครงสร้างจุลภาคที่เหมือนจะเกิดการหลอมเป็นเนื้อแก้วซึ่งทำให้มีสมบัติเชิงกลต่ำ จึงไม่เหมาะสำหรับการเตรียมชิ้นงานเพื่อนำมาทดสอบสมบัติเชิงกลได้อย่างแม่นยำ

4.4.1 ความแข็งในหน่วยของวิกเกอร์ (Vickers Hardness, HV)

ค่าความแข็งที่ทำการทดสอบนั้นเป็นการวัดค่าความแข็งจุลภาค (micro hardness) และจากงานวิจัยของ Bazant [56] ได้รายงานไว้ว่าค่าความแข็งของเซรามิกนั้นจะขึ้นอยู่กับการขนาดของเกรนเป็นสำคัญ เมื่อเทียบกับเซรามิกที่มีองค์ประกอบเดียวกัน เซรามิกที่มีเกรนขนาดใหญ่จะมีพฤติกรรมคล้ายกับผลึกเชิงเดี่ยว (single crystal) มากขึ้นทำให้มีค่าความแข็งสูงกว่าเมื่อเทียบกับเซรามิกที่มีเกรนขนาดเล็ก ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองที่ได้และจากผลการทดลองสามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์และขนาดเกรนเฉลี่ยได้ดังกราฟรูป 4.21 และ 4.22



รูป 4.21 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งในหน่วยวิกเกอร์ของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์



รูปที่ 4.22 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างขนาดเกรนเฉลี่ยกับค่าความแข็งในหน่วยวิกเกอร์ของเซรามิกในระบบ PZT-PMN

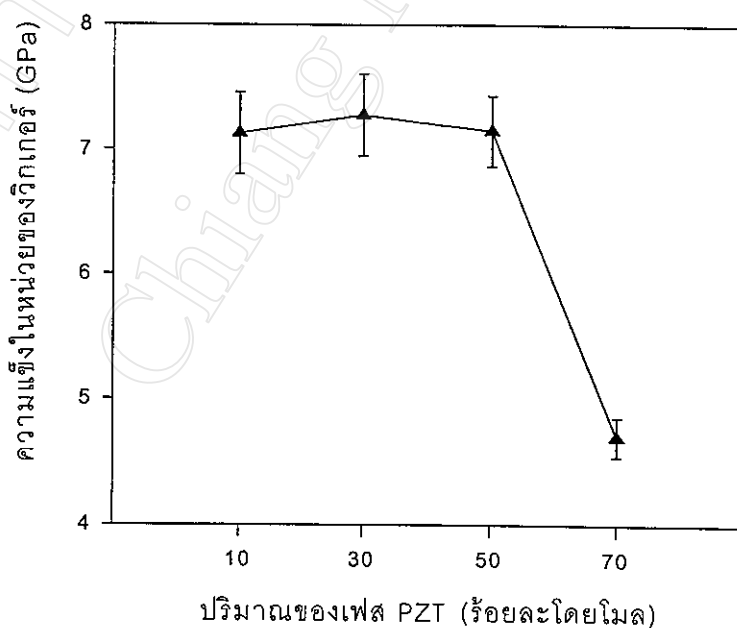
จากกราฟรูป 4.21 และ 4.22 ที่แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งในหน่วยวิกเกอร์ของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์และขนาดเกรนเฉลี่ยนั้นสามารถแยกอธิบายได้เป็น 2 ส่วน คือ

1) เซรามิก PZT และ PMN

จากกราฟจะเห็นได้ว่าเซรามิกทั้งสองมีค่าความแข็งเพิ่มขึ้นตามอุณหภูมิการเผาจนมีค่าสูงสุดที่ 5.1 GPa ที่ 1250 °ซ สำหรับ PZT และ 7.3 GPa ที่ 1150 °ซ สำหรับเซรามิก PMN ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่ทำให้เซรามิกทั้งสองมีเกรนขนาดใหญ่ส่งผลทำให้มีค่าความแข็งที่สูง แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิสูงขึ้นค่าความแข็งกลับต่ำลงซึ่งน่าจะเป็นผลมาจากการระเหยของตะกั่วออกจากเซรามิกและทำให้เกิดการเพิ่มขึ้นของเฟสไพโรคลอรั

2) เซรามิก 0.7PZT-0.3PMN 0.5PZT-0.5PMN 0.3PZT-0.7PMN และ 0.1PZT-0.9PMN

จากกราฟจะเห็นได้ว่าค่าความแข็งของเซรามิกมีค่าสูงขึ้นเมื่ออุณหภูมิการเผาสูงขึ้น ซึ่งน่าจะเป็นผลมาจากการที่เซรามิกดังกล่าวนี้มีสององค์ประกอบ (เฟส PZT และเฟส PMN) ทำให้เกิดการเติบโตของเกรนจากอุณหภูมิที่ต่างกันทำให้เมื่ออุณหภูมิการเผาสูงขึ้นขนาดของเกรนโดยเฉลี่ยก็จะสูงขึ้นตามไปด้วยและสามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งสูงสุดของแต่ละองค์ประกอบกับสัดส่วนโดยโมลของเฟส PZT ได้ดังกราฟรูป 4.23

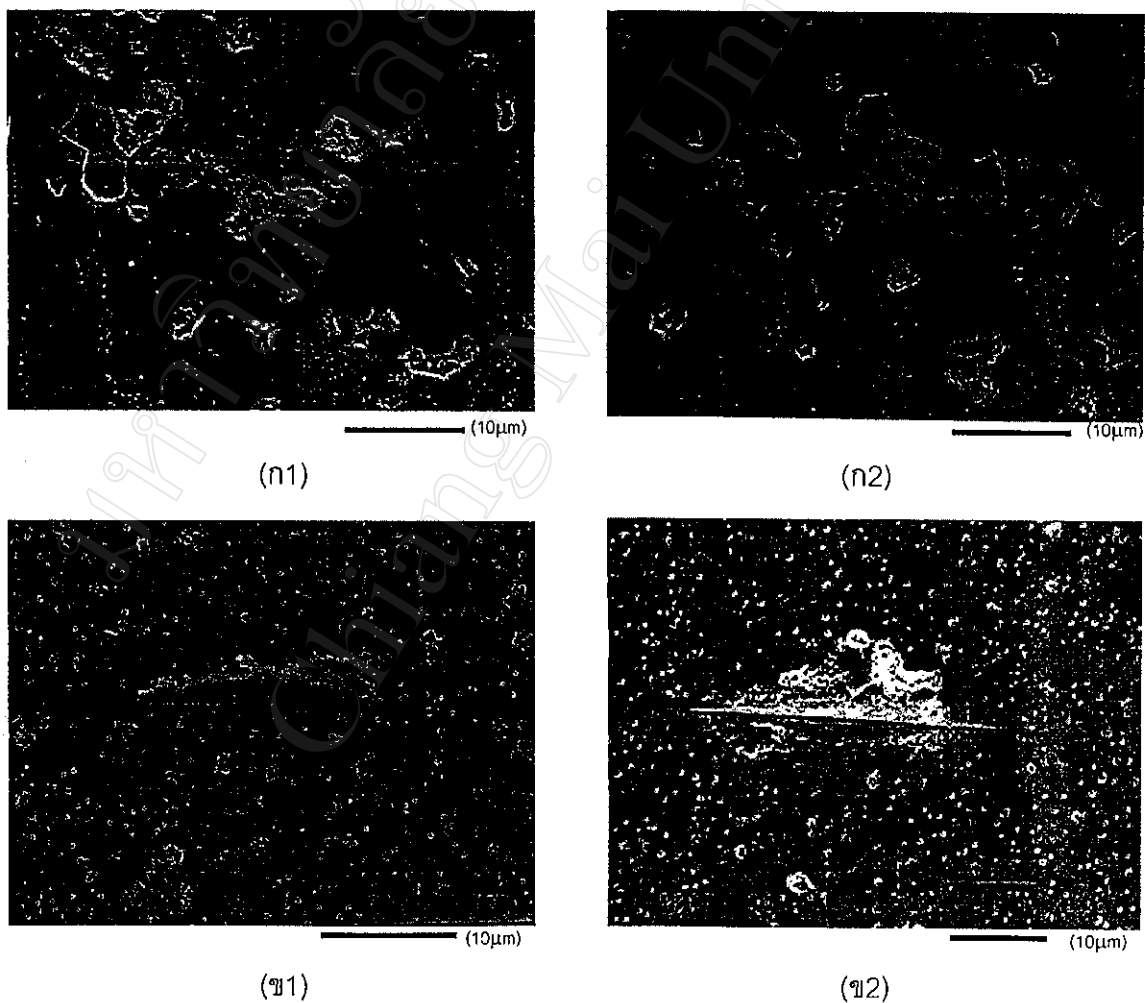


รูป 4.23 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความแข็งสูงสุดในหน่วยวิกเกอร์ของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับปริมาณของเฟส PZT

และเมื่อเปรียบเทียบค่าความแข็งของเซรามิกในระบบ PZT-PMN จะเห็นได้ว่าลักษณะพฤติกรรมของกราฟค่าความแข็งมีความโน้มเอียงไปทางเซรามิก PMN อย่างมากแต่มีค่าความแข็งที่น้อยกว่า จึงอาจจะเป็นไปได้ว่าเกรนของ PMN นั้นเป็นปัจจัยสำคัญต่อการเพิ่มความแข็งของเซรามิกและสามารถแสดงผลในเซรามิกระบบ PZT-PMN ได้โดดเด่นกว่า PZT ดังนั้นการเติม PZT ลงไปจะทำให้เกรน PMN มีขนาดเล็กลงและทำให้ค่าความแข็งของเซรามิกลดลงเมื่อมีปริมาณของ PZT เพิ่มขึ้น

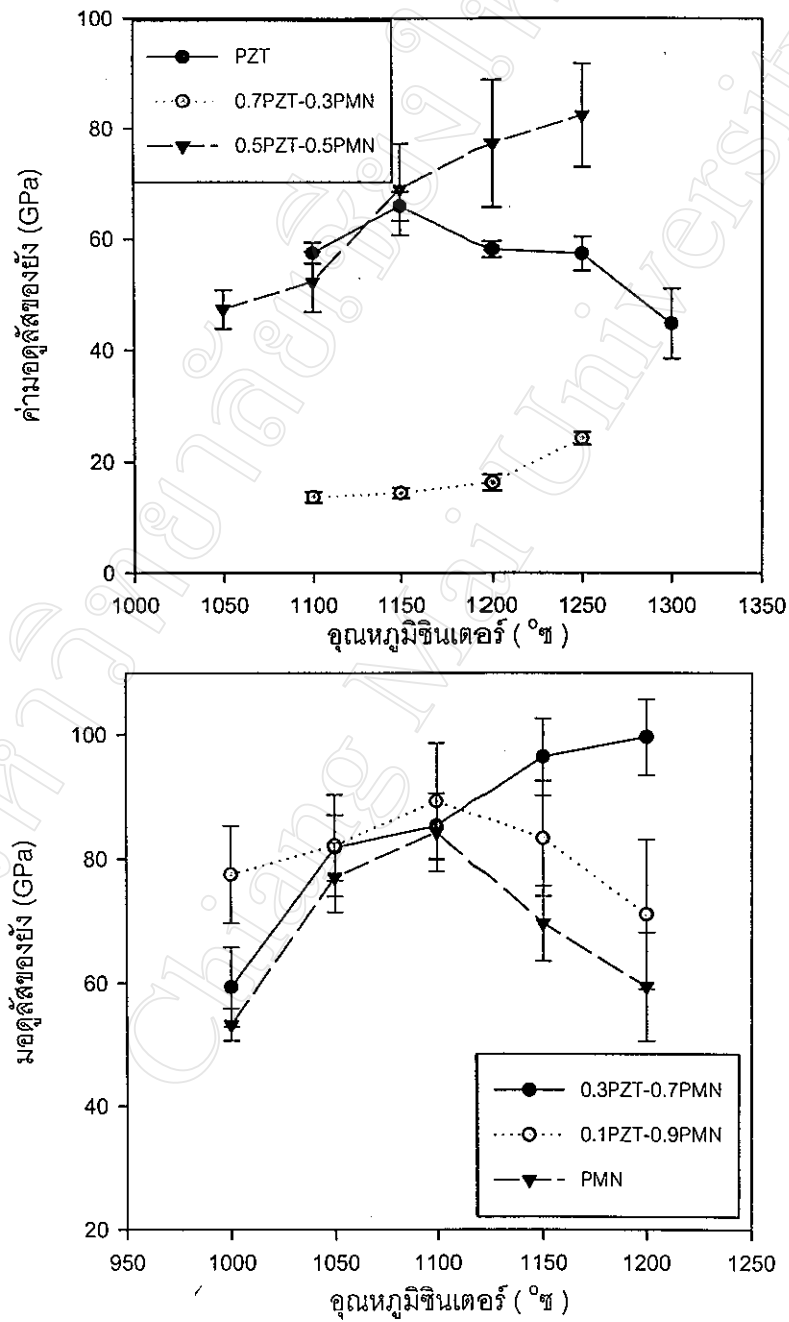
4.4.2 ค่ามอดูลัสของยัง (Young's modulus)

หลังจากทำการกัดที่ผิวของเซรามิกด้วยหัวกดรูปแล้ว นำเซรามิกที่ผ่านการทดสอบมาทำการถ่ายภาพรอยกดที่เกิดขึ้นด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนพบว่าได้ผลดังรูป 4.24



รูป 4.24 ลักษณะของรอยกดด้วยหัวกดรูปบนผิว (ก) เซรามิก PZT และ (ข) PMN ที่ผ่านการ
ขึ้นเต๋อร์ด้วยอุณหภูมิ (ก1) 1100 °ซ (ก2) 1150 °ซ (ข1) 1000 °ซ และ (ข2) 1150 °ซ

และจากการหาค่ามอดูลัสของยังของเซรามิกโดยใช้วิธีการกดด้วยหัวกดรูปนั้น สามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่ามอดูลัสของยังของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์ ดังในกราฟรูป 4.25



รูป 4.25 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่ามอดูลัสของยังของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับอุณหภูมิซินเตอร์

จากกราฟ จะเห็นได้ว่าค่ามอดูลัสของยังที่ได้มีค่าความเบี่ยงเบนค่อนข้างสูงเนื่องมาจากรอยกดที่เกิดขึ้นนั้นมีขนาดเล็ก (ประมาณ 25 ไมโครเมตร) ทำให้วัดขนาดได้ยากจึงทำให้ได้ผลลักษณะดังกล่าว แต่ก็สามารถอธิบายตามลักษณะของกราฟได้เป็น 2 กลุ่มดังนี้

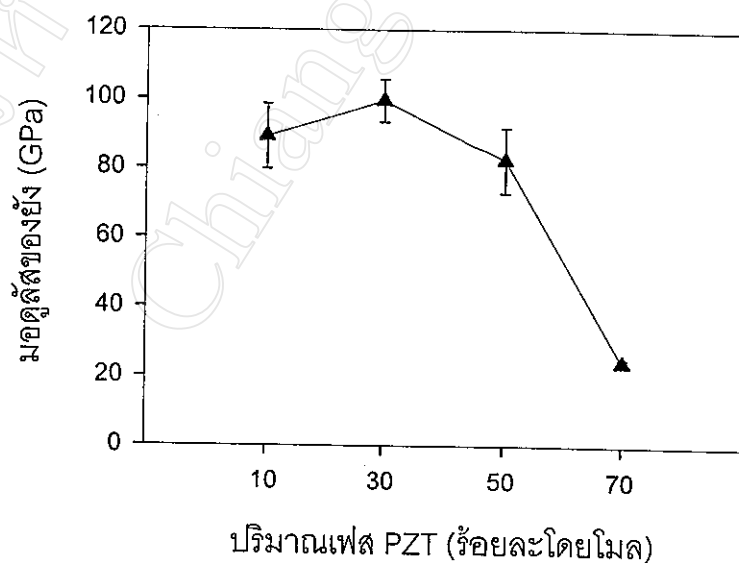
1) เซรามิก PZT PMN และ 0.1PZT-0.9PMN

เซรามิก PZT นั้นมีค่ามอดูลัสของยังอยู่ในช่วง 45-65 GPa เซรามิก PMN มีค่าอยู่ในช่วง 45-87 GPa ส่วนเซรามิก 0.1PZT-0.9PMN นั้นมีค่าอยู่ในช่วง 65-85 GPa ซึ่งค่าสูงสุดที่ได้ตรงกับอุณหภูมิที่ทำให้ค่าความหนาแน่นสูงสุดพอดี ส่วนการลดลงของค่ามอดูลัสของยังเมื่อมีการเพิ่มอุณหภูมิเผาให้สูงขึ้นนั้น น่าจะเป็นผลมาจากการเพิ่มขึ้นของเฟสโพโรคลอร์ที่มีสาเหตุมาจากการระเหยของตะกั่วออกจากเซรามิก

2) เซรามิก 0.7PZT-0.3PMN 0.5PZT-0.5PMN และ 0.3PZT-0.7PMN

เซรามิก 0.7PZT-0.3PMN มีค่ามอดูลัสของยังอยู่ในช่วง 14-24 GPa เซรามิก 0.5PZT-0.5PMN มีค่าอยู่ในช่วง 48-78 GPa และเซรามิก 0.3PZT-0.7PMN มีค่าอยู่ในช่วง 55-97 GPa ลักษณะที่เห็นได้จากกราฟนั้นค่ามอดูลัสของยังจะมีค่าสูงขึ้นตามอุณหภูมิการเผาที่สูงขึ้น แต่ของเซรามิก 0.7PZT-0.3PMN นั้นจะมีค่าค่อนข้างต่ำเนื่องจากเป็นเซรามิกที่มีความหนาแน่นน้อยเมื่อเทียบกับเซรามิกที่สัดส่วนองค์ประกอบอื่น

และสามารถแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่ามอดูลัสของยังสูงสุดที่ได้จากการทดสอบเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับสัดส่วนโดยโมลของปริมาณเฟส PZT ได้ดังกราฟรูป 4.26

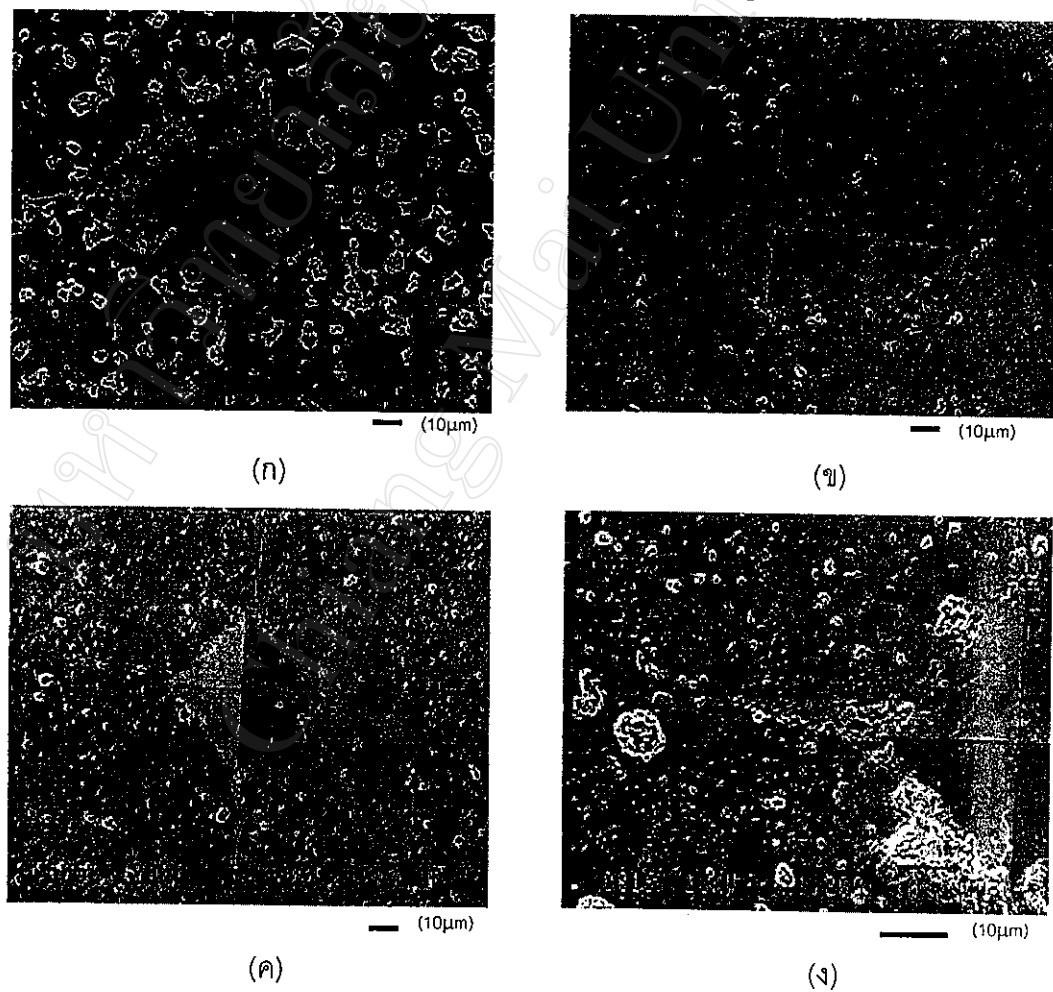


รูป 4.26 กราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่ามอดูลัสของยังสูงสุดเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับ ปริมาณของเฟส PZT ที่มีอยู่

จากกราฟ 4.26 จะเห็นว่าเซรามิกในระบบ PZT-PMN นั้นจะมีค่ามอดูลัสของยังสูงขึ้นเมื่อปริมาณเฟสของ PZT สูงขึ้นในช่วงแรก (เซรามิก 0.1PZT-0.9PMN และ 0.3PZT-0.7PMN) หลังจากนั้นจะลดลง (เซรามิก 0.7PZT-0.3PMN และ 0.5PZT-0.5PMN) คาดว่าในกรณีหลังนี้น่าจะเป็นผลมาจากการระเหยของตะกั่วในระหว่างกระบวนการเผาทำให้ค่าความหนาแน่นลดลงและยังส่งผลถึงค่ามอดูลัสของยังอีกด้วย

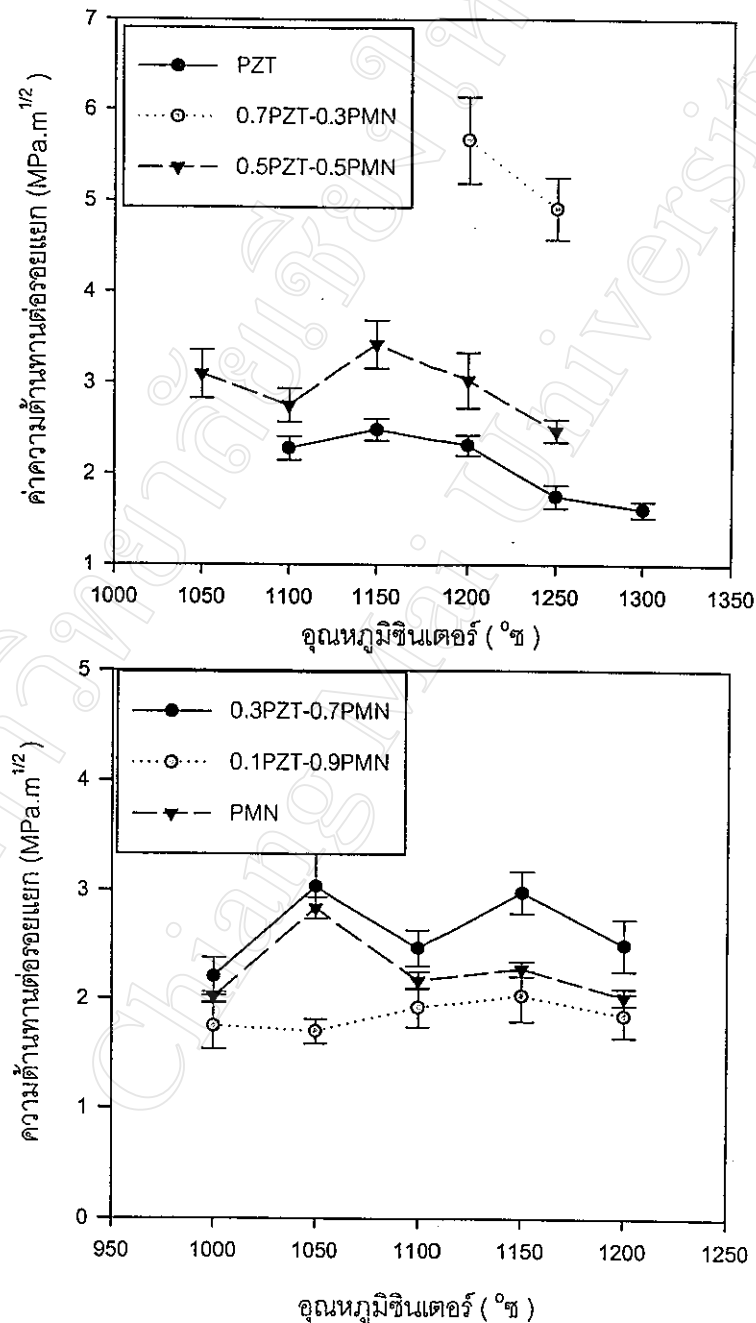
4.4.3 ค่าความต้านทานต่อรอยแตก (Fracture Toughness, K_{Ic})

เมื่อนำเซรามิกที่ผ่านการทดสอบด้วยการกดด้วยหัวกดวิกเกอร์แล้วมาตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดพบว่ามียอยแตกเกิดขึ้นดังแสดงในรูป 4.27



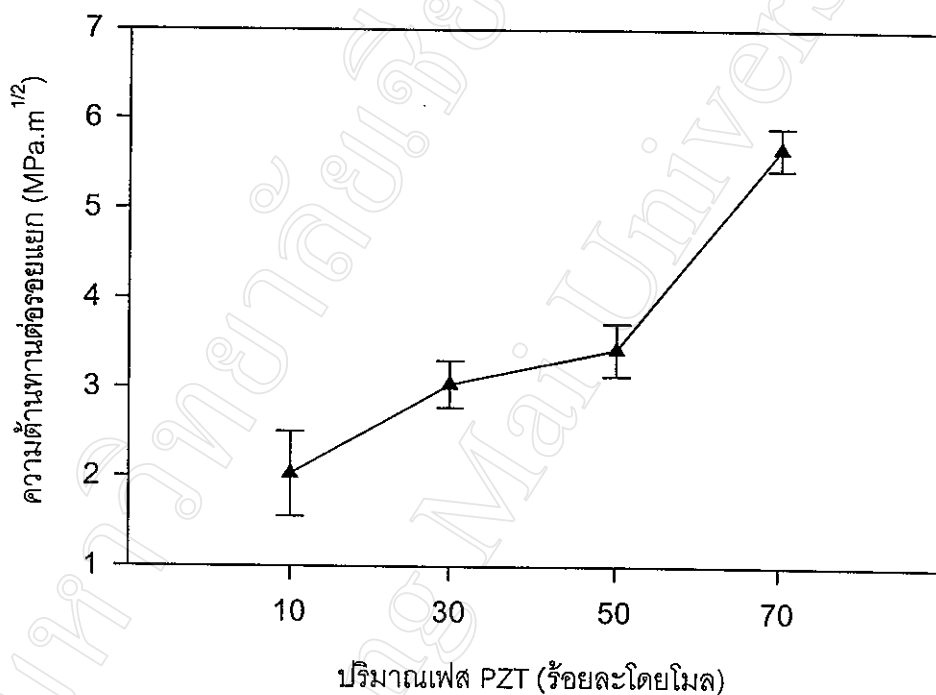
รูป 4.27 ลักษณะของรอยกดและรอยแตกบนเซรามิกจากหัวกดวิกเกอร์ของ (ก) เซรามิก PZT (ข) 0.7PZT-0.3PMN (ค) 0.1PZT-0.9PMN และ (ง) PMN

จากการหาค่าความต้านทานของรอยแยกโดยใช้หัวกดวิกเกอร์ จะพบว่าค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกที่มีสัดส่วนองค์ประกอบและอุณหภูมิการเผาต่าง ๆ นั้นมีลักษณะของกราฟการเปลี่ยนแปลงที่แตกต่างกันไปดังรูป 4.28



รูป 4.28 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับ กับอุณหภูมิซินเตอร์

จากการพิจารณาลักษณะของกราฟในรูป 4.28 นั้นอาจจะเป็นไปได้ว่า ค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกในระบบ PZT-PMN นั้นมีความสัมพันธ์กับตัวแปรจำนวนมาก เช่น ขนาดของเกรน ลักษณะของเฟส จำนวนเฟส ขนาด รูปร่าง และการกระจายตัวของ รูพรุน ซึ่งแต่ละสัดส่วนองค์ประกอบนั้นก็มีความสัมพันธ์กันที่แตกต่างกันไป และควบคุมได้ยากจึงทำให้กราฟที่ได้มีลักษณะที่ต่างกัน แต่ก็มีแนวโน้มที่น่าสนใจก็คือเมื่อนำค่าความต้านทานต่อรอยแยกเฉลี่ยที่ได้จากการทดสอบเซรามิกในระบบ PZT-PMN มาเขียนกราฟความสัมพันธ์กับปริมาณเฟส PZT พบว่าได้ผลดังแสดงในรูป 4.29



รูป 4.29 กราฟแสดงความสัมพันธ์ของค่าความต้านทานต่อรอยแยกเฉลี่ยของเซรามิกในระบบ PZT-PMN กับปริมาณเฟส PZT

จากกราฟรูป 4.29 จะเห็นได้ว่าค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกจะเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณเฟสของ PZT สูงขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากความแตกต่างของขนาดเกรนระหว่าง PZT และ PMN ที่อาจจะมีลักษณะเป็นวัสดุผสมที่มีเซรามิกเป็นเมทริกซ์ (ceramic matrix composite) ที่มีมากกว่าหนึ่งเฟสจึงเกิดการขัดขวางการเติบโตของรอยแยก มีผลทำให้ค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกสูงขึ้น และนอกจากนี้ยังพบว่า เซรามิก 0.7PZT-0.3PMN และ 0.5PZT-0.5PMN มีลักษณะของผลึก PZT ที่มีขนาดใหญ่เมื่อเทียบกับเซรามิกองค์ประกอบอื่น ซึ่งผลส่วนหนึ่งทำให้ค่าความต้านทานต่อรอยแยกของเซรามิกในระบบ PZT-PMN มีค่าสูงขึ้นเมื่อปริมาณเฟส PZT สูงขึ้นนั่นเอง