

ตาราง 3.5 ค่า d_{33} ของเซรามิก $(\text{Na}_{1-x}\text{K}_x)\text{NbO}_3$

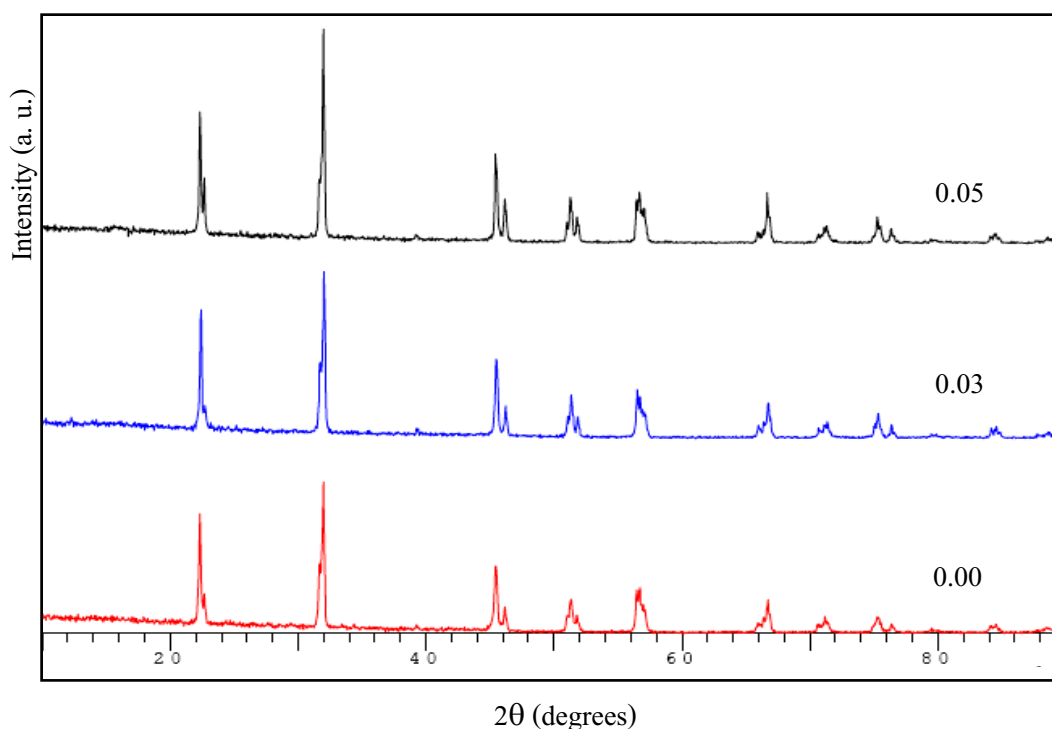
สัดส่วนค่า x	ค่า d_{33} (pC/N)
0.2	36
0.4	36
0.5	87
0.6	60
0.8	35

3.2.3 ผลการศึกษาเซรามิกในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน

เมื่อซินเตอร์สารตัวอย่างในระบบนี้ พบว่า อุณหภูมิการเผาซินเตอร์ที่ทำให้สารตัวอย่างพอร์มตัวเป็นเซรามิกและมีค่าความหนาแน่นสูงมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเติม K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกินเพิ่มขึ้น สำหรับช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์ คือ $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ - $1160\text{ }^{\circ}\text{C}$ โดยในช่วงแรกใช้การเผาซินเตอร์แบบวางสารตัวอย่างบนผงอะลูมินา ปรากฏว่าเมื่อเผาที่อุณหภูมิสูงขึ้นสารตัวอย่างเกิดการโก่งงอเนื่องจากการระเหยการเป็นไอที่ผิวทั้งสองได้ไม่เท่ากัน จึงแก้ไขโดยการเผาแบบกลบสารตัวอย่างด้วยผงอะลูมินา ซึ่งเมื่อได้สารตัวอย่างเซรามิกแล้ว จึงนำมาตรวจสอบสมบัติต่างๆ ดังรายละเอียดต่อไปนี้

3.2.3.1 ผลการตรวจสอบพฤติกรรมการเกิดเฟสของเซรามิกในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน

เมื่อพิจารณาจากรูป 3.22 พบว่าเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ไม่มีการเปลี่ยนแปลงของพีค XRD เมื่อเติมปริมาณสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตเพิ่มขึ้น โดยลักษณะของพีคยังคงเหมือนเดิม และค่า d-spacing ก็มีค่าใกล้เคียงกัน ไม่มีเฟสอื่นมาปนเปื้อน และการเติมสารตั้งต้นเพิ่มเข้าไปในปริมาณ 0.00 - 0.05 โมล ไม่มีผลทำให้สารเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกแต่อย่างใด และพบว่าสารตัวอย่างมีโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิกที่อุณหภูมิห้อง



รูป 3.22 ผลการวิเคราะห์ด้วย XRD ของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นเพิ่มปริมาณ 0, 0.03 และ 0.05 โมล เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1140 °C

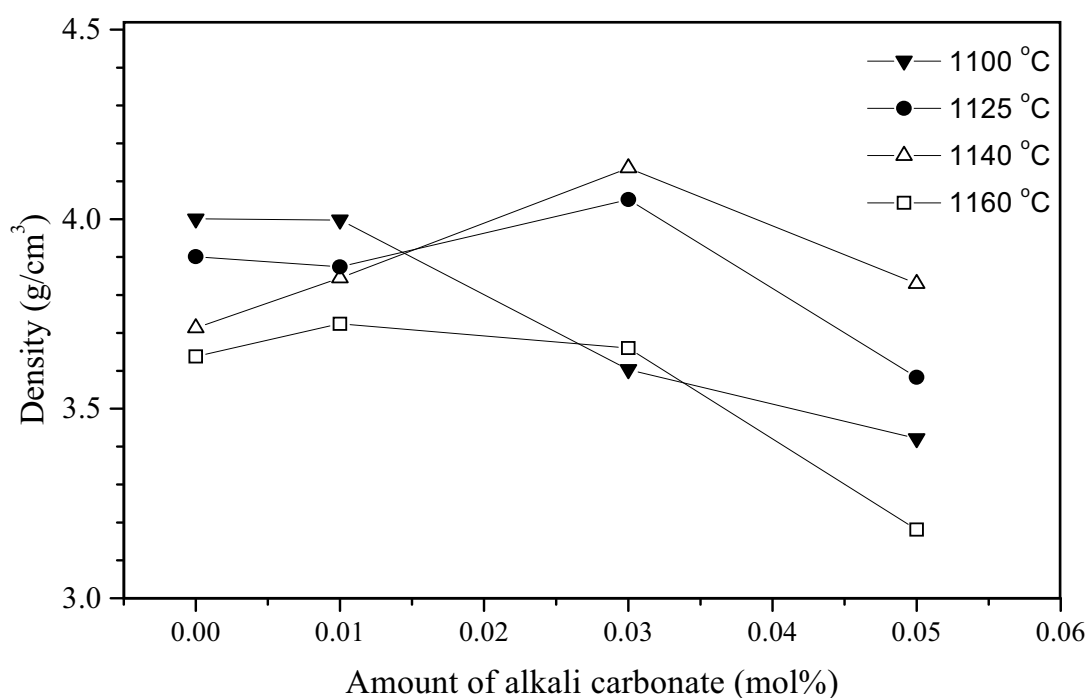
3.2.3.2 ผลการตรวจสอบค่าความหนาแน่นและค่าการหดตัวของเซรามิกในระบบ

$(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน

จากรูป 3.23 แสดงค่าความหนาแน่นของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เพิ่มสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนต ปริมาณ 0.00, 0.01, 0.03 และ 0.05 โมล โดยเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 °C และ 1125 °C แบบวางบนผงอะลูมินา และที่เผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1140 °C และ 1160 °C แบบกลบด้วยผงอะลูมินา ผลปรากฏว่า ปริมาณของสารตั้งต้นที่เติมลงไปและอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ มีผลต่อค่าความหนาแน่นอย่างมีนัยสำคัญ คือ ที่อุณหภูมิ 1100 °C เซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่เติมสารตั้งต้นเพิ่มมีค่าความหนาแน่นสูงสุด คือ $4.205 \pm 0.068 \text{ g/cm}^3$ และเมื่อเติมสารตั้งต้นปริมาณ 0.01 โมล มีค่า $4.004 \pm 0.077 \text{ g/cm}^3$ ส่วนที่เพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.03 โมล มีค่าความหนาแน่นน้อยสุด คือ $3.639 \pm 0.018 \text{ g/cm}^3$ และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ที่ 1125 °C เซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่เติมสารตั้งต้นเพิ่มและที่เพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.01 โมล ค่าความหนาแน่นมีค่าลดลง ตรงข้ามกับที่ 0.03 โมล ค่าความหนาแน่นมีค่าเพิ่มสูงขึ้น คือ $4.064 \pm 0.009 \text{ g/cm}^3$ นั้นหมายความว่า การเติมสารตั้งต้นส่วนเกินปริมาณ 0.01 โมล ไม่เพียงพอต่อการชดเชยสารตั้งต้นที่สูญเสียไปที่อุณหภูมินี้ โดยต้องเติมปริมาณ 0.03 โมล จึง

จะเหมาะสมเพราะให้ค่าความหนาแน่นสูงสุดที่ปริมาณนี้ และเมื่อเติมปริมาณในปริมาณ 0.05 โมล ค่าความหนาแน่นกลับลดลงอีก เนื่องจากปริมาณที่เติมมากเกินไปที่ต้องการ จึงทำให้เกิดความไม่สมดุลในการฟอร์มตัวเป็นเซรามิก

เมื่อเพิ่มอุณหภูมิเผาซินเตอร์ให้สูงขึ้น คือ 1140°C และเผาชิ้นงานแบบกลบด้วยผงอะลูมินา ปรากฏว่าลักษณะของกราฟเหมือนกับที่อุณหภูมิ 1125°C โดยสารตัวอย่างมีค่าความหนาแน่นเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณของสารตั้งต้นเพิ่มขึ้น ซึ่งที่ 0.03 โมล มีค่าความหนาแน่นสูงสุด คือ $4.156 \pm 0.014 \text{ g/cm}^3$, 0.01 โมล มีค่า $4.071 \pm 0.064 \text{ g/cm}^3$, 0 โมล มีค่า $3.958 \pm 0.045 \text{ g/cm}^3$ และ 0.05 โมล มีค่าน้อยสุด $3.474 \pm 0.019 \text{ g/cm}^3$ และสำหรับการเผาซินเตอร์ที่ 1160°C สารตัวอย่างมีค่าความหนาแน่นลดลงอย่างต่อเนื่องเนื่องจากเป็นอุณหภูมิที่ใกล้กับจุดหลอมเหลวของระบบนี้ ($\sim 1200^{\circ}\text{C}$)



รูป 3.23 ค่าความหนาแน่นของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน ปริมาณต่างๆ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน

สำหรับค่าการหดตัวของสารในระบบนี้ (ตาราง 3.6) พบว่ามีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น และค่าความหนาแน่นมีค่าลดลงเมื่อเติมสารตั้งต้นส่วนเกินปริมาณเพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากการเติม K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกินปริมาณ 0.01 – 0.05 โมล ลงไปในระบบของ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ เมื่อชดเชย

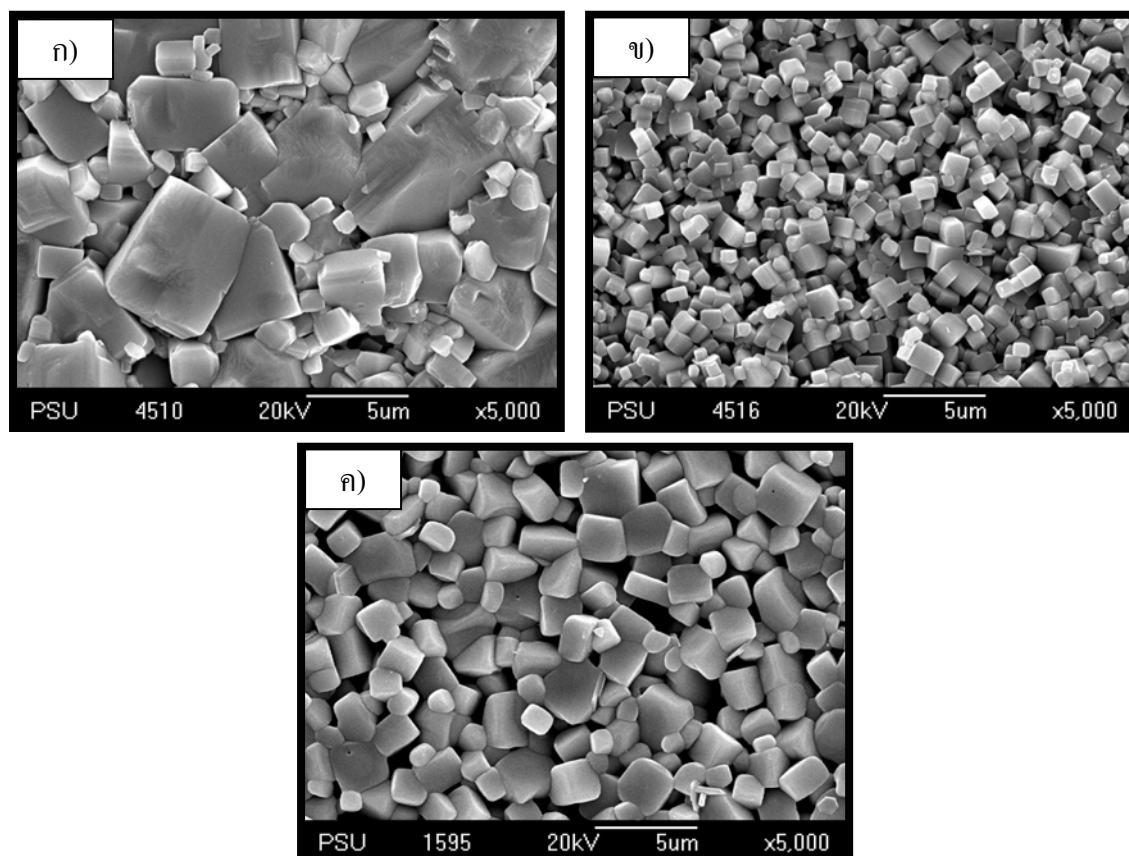
น้ำหนักส่วนที่สูญเสียออกไปเพียงพอแล้ว ส่วนที่เหลือจะไปทำให้เกิดระบบของสารใหม่ขึ้น คือ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่มี K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกินอยู่ปริมาณหนึ่ง ซึ่งระบบนี้จะมีจุดหลอมเหลวต่ำกว่า $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่มี K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกิน ทำให้อุณหภูมิของผงสารตัวอย่างที่เดิมสารตั้งต้นส่วนเกินมากกว่าเกาะกันแบบแข็งเมื่อแคลไซน์ที่อุณหภูมิเดียวกัน ส่งผลให้มีค่าการหดตัวหลังเผาซินเตอร์น้อยเมื่อเดิมสารตั้งต้นส่วนเกินปริมาณเพิ่มขึ้น

ตาราง 3.6 ค่าของเปอร์เซ็นต์การหดตัวของสารตัวอย่าง $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ เมื่อเติม K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกินในปริมาณต่างๆ และซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน

ปริมาณ K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกิน (โมล)	อุณหภูมิซินเตอร์ ($^{\circ}\text{C}$)	การหดตัว (%)
0.00	1100	23.99 ± 0.08
	1125	24.41 ± 0.65
	1140	24.13 ± 0.08
	1160	26.46 ± 0.95
0.01	1100	20.24 ± 0.05
	1125	21.86 ± 0.28
	1140	20.41 ± 0.26
	1160	25.25 ± 0.15
0.03	1100	18.78 ± 0.04
	1125	23.25 ± 0.46
	1140	21.97 ± 0.50
	1160	23.60 ± 0.55
0.05	1100	12.05 ± 0.17
	1125	13.49 ± 0.13
	1140	15.21 ± 0.55
	1160	14.31 ± 0.34

3.2.3.3 ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน

เมื่อพิจารณาภาพถ่าย SEM ของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกินในปริมาณต่างๆ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 °C ดังแสดงในรูป 3.24 พบว่า เซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่เติมสารตั้งต้นเพิ่ม (รูป 3.24 (ก)) มีลักษณะการโตของเกรนแบบไม่ปกติ คือ ประกอบด้วยเกรนเล็กที่มีขนาดประมาณ 1.5 μm และเกรนใหญ่ที่มีขนาดประมาณ 6 μm หลังจากเติมสารตั้งต้นส่วนเกินปริมาณ 0.01 – 0.03 โมล (รูป 3.24 (ข)-(ค)) พบว่า เกรนมีลักษณะสม่ำเสมอ นั่นหมายความว่า สารตั้งต้นส่วนเกินที่เติมลงไป สามารถลดหรือยับยั้งการโตของเกรนแบบไม่ปกติได้ โดยเกรนมีขนาดเฉลี่ยประมาณ 1.2 μm และ 2.4 μm เมื่อเติมสารตั้งต้นส่วนเกินปริมาณ 0.01 และ 0.03 โมล ตามลำดับ เมื่อพิจารณาอุณหภูมิซินเตอร์ที่สูงขึ้น คือ 1140 °C พบว่า รูปร่างของผลึกส่วนใหญ่มีลักษณะเป็นรูปทรงสี่เหลี่ยม เกรนมีขนาดโตขึ้นและมีลักษณะสม่ำเสมอมากขึ้น สำหรับเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่เติมสารตั้งต้นเพิ่ม (รูป 3.25 (ก)) โดยมีขนาดเฉลี่ยประมาณ 4.0 μm และเมื่อเพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.01 - 0.05 โมล (รูป 3.25 (ข)-(ง)) มีขนาดเฉลี่ย 3.3, 2.6 และ 7.9 μm เมื่อเติม 0.01, 0.03 และ 0.05 โมล ตามลำดับ ทำให้สรุปได้ว่า เมื่อเติมสารตั้งต้นเพิ่มเติมลงไปในสารตัวอย่าง $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ จะทำให้เกรนที่ได้มีลักษณะสม่ำเสมอมากขึ้น โดยขนาดของเกรนจะขึ้นอยู่กับปริมาณของสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกินที่เติมลงไปและอุณหภูมิซินเตอร์

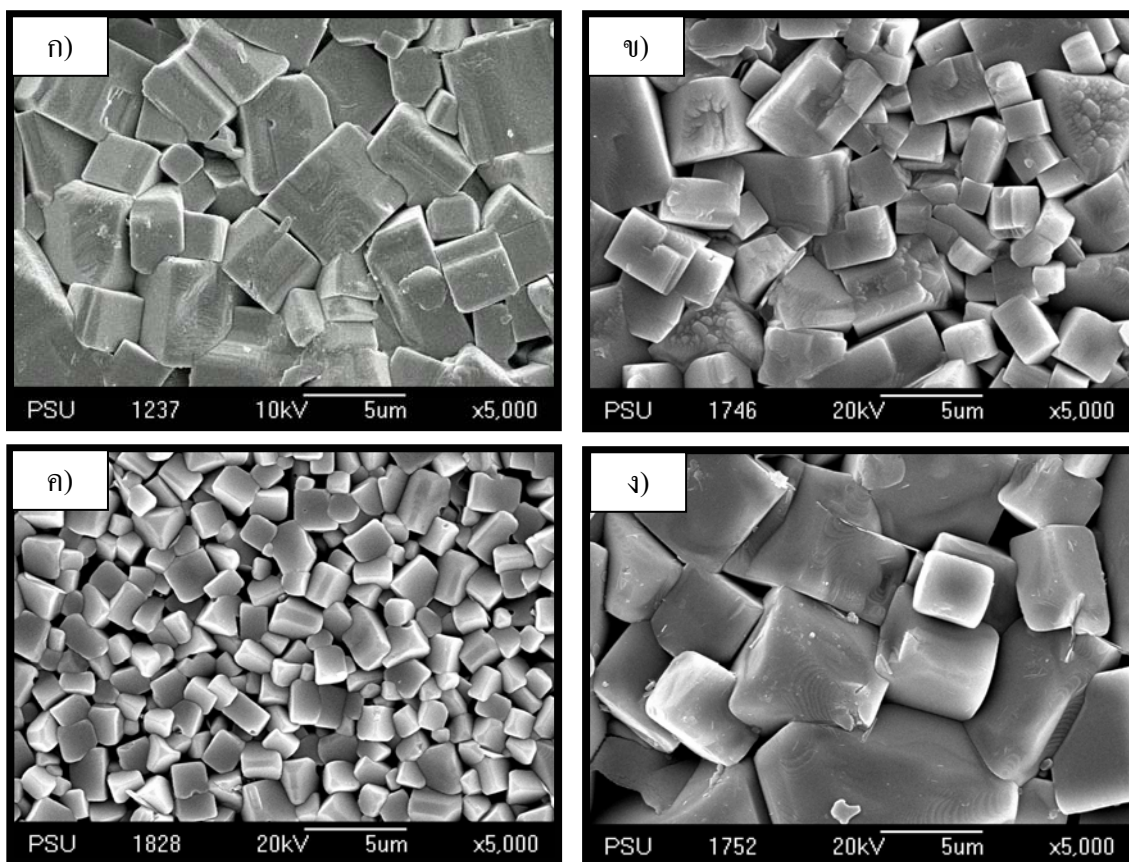


รูป 3.24 ภาพถ่าย SEM ของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 °C

(ก) $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่เติมสารตั้งต้นเพิ่ม

(ข) $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.01 โมล

(ค) $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.03 โมล



รูป 3.25 ภาพถ่าย SEM ของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1140 °C

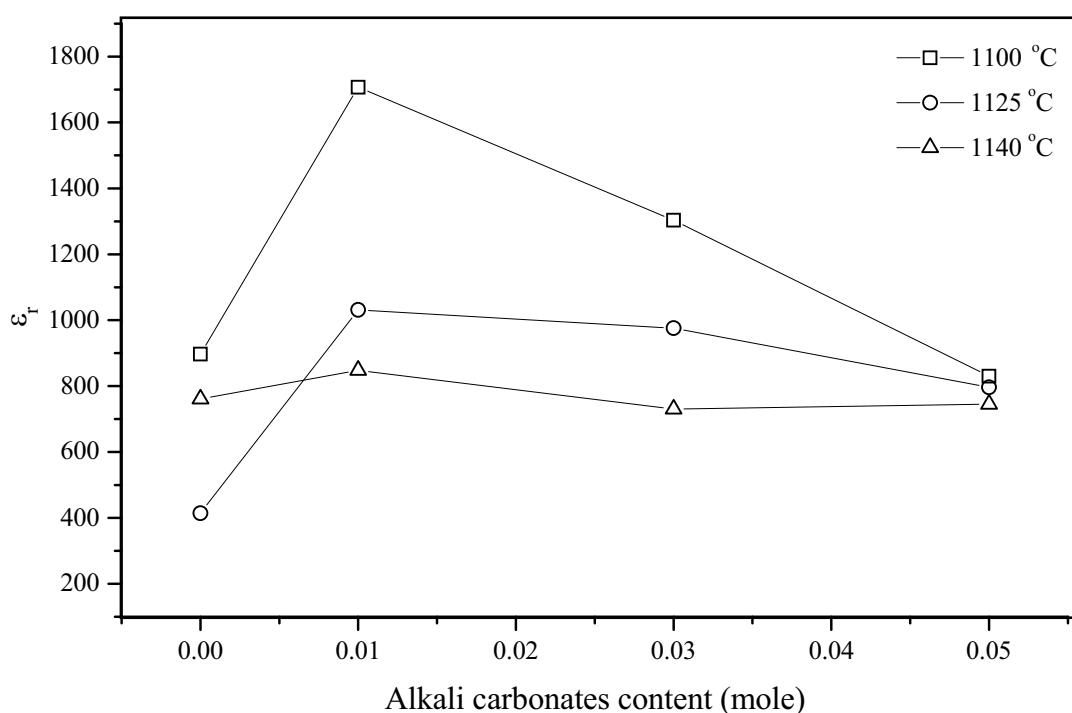
- (ก) $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่เติมสารตั้งต้นเพิ่ม
- (ข) $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.01 โมล
- (ค) $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.03 โมล
- (ง) $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เพิ่มปริมาณสารตั้งต้น 0.05 โมล

3.2.3.4 ผลการตรวจสอบสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอนส่วนเกิน

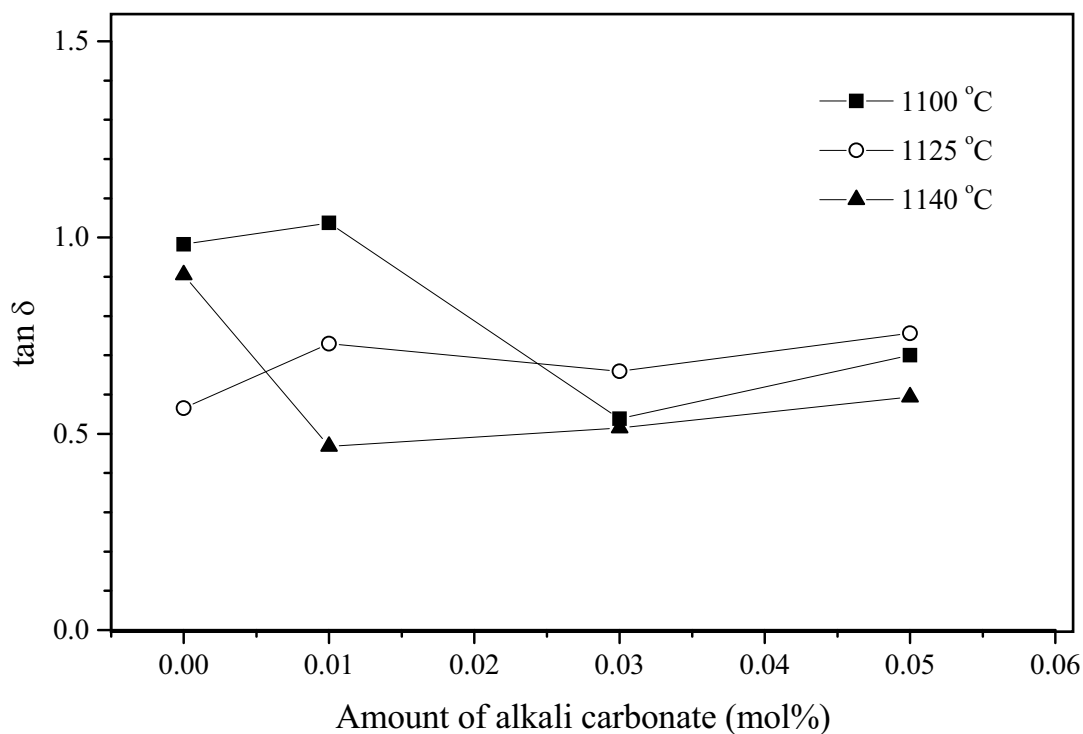
สำหรับการศึกษาสมบัติทางไฟฟ้าของชิ้นงานเซรามิกในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอนส่วนเกิน จะเลือกชิ้นงานที่เผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 – 1140 °C มาเงื่อนไขละ 2 ชิ้น เมื่อผ่านการทำอิเล็กโตรดแล้ว นำมาศึกษาสมบัติทางไฟฟ้า ดังนี้

3.2.3.4.1 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริก

เมื่อพิจารณาค่าคงที่ไดอิเล็กตริก (dielectric constant, ϵ_r) และแฟกเตอร์การสูญเสียในรูปของความร้อน (dissipation factor, $\tan \delta$) ของสารตัวอย่าง $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน ดังแสดงในรูป 3.26 พบว่า ทั้ง ϵ_r และ $\tan \delta$ มีค่าขึ้นอยู่กับปริมาณ K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกินและอุณหภูมิซินเตอร์เป็นอย่างมาก โดยสารตัวอย่างที่เติมสารตั้งต้นส่วนเกิน 0.01 โมล เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 °C ให้ค่า ϵ_r และ $\tan \delta$ สูงสุด คือ 1707 และ 1.037 ตามลำดับ ทั้งนี้เนื่องจากเกรนที่มีขนาดเล็กและมีความสม่ำเสมอ ซึ่งค่าที่ได้นี้เมื่อนำไปเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ พบว่า ยังไม่มีรายงานเกี่ยวกับสารในระบบนี้ และเมื่อพิจารณาสารตัวอย่างที่เติมสารตั้งต้นส่วนเกินปริมาณเพิ่มขึ้น 0.03 – 0.05 โมล และเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น พบว่า ค่า ϵ_r มีค่าลดลง นอกจากนี้พบว่า การเติมสารตั้งต้นส่วนเกินปริมาณ 0.03 โมล ให้ค่า $\tan \delta$ ต่ำที่สุด และการเติมสารตั้งต้นส่วนเกินส่งผลให้ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกสูงขึ้นและค่า $\tan \delta$ ลดลงในทุกอุณหภูมิซินเตอร์



รูป 3.26 ก) ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน



รูป 3.26 ข) ค่าแฟกเตอร์การสูญเสียในรูปของความร้อนของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน

3.2.3.4.2 ค่า d_{33}

นำเซรามิกที่เผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1140 °C มาวัดค่า d_{33} หลังจากที่ผ่านมากระบวนการโพลลิ่งแล้ว พบว่า ค่า d_{33} ของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน มีแนวโน้มลดลงเล็กน้อย ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากค่าความหนาแน่นที่ไม่สูงนัก ส่งผลให้การโพลลิ่งเพื่อให้ได้โพลโมเมนต์ภายในเนื้อสารเรียงตัวตามทิศของสนามที่ให้อย่างไม่ดีพอ จึงส่งผลให้ค่า d_{33} ที่วัดได้มีค่าน้อย ดังแสดงในตาราง 3.7 โดยสารตัวอย่างที่ไม่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตเพิ่ม จะให้ค่า d_{33} สูงสุด อย่างไรก็ตาม มีรายงานว่า การเติม Na_2O ลงในระบบ $95(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 5\text{LiTaO}_3$ จะช่วยปรับปรุงให้ค่า d_{33} สูงขึ้นเมื่อเติมในปริมาณไม่เกินร้อยละ 1 โดยโมล [41]

ตาราง 3.7 ค่า d_{33} ของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เติมสารตั้งต้นประเภทคาร์บอเนตส่วนเกิน

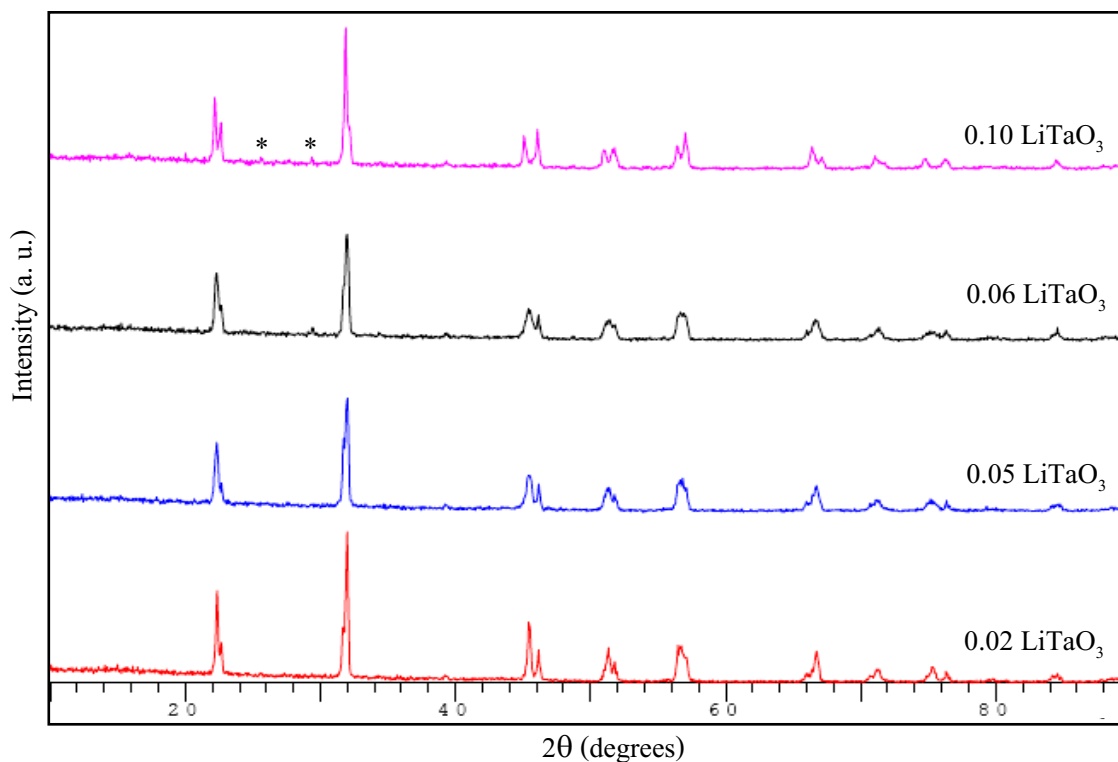
ปริมาณ K_2CO_3 และ Na_2CO_3 ส่วนเกิน (โมล)	ค่า d_{33} (pC/N)
0.00	87
0.01	65
0.03	60
0.05	76

3.2.4 ผลการศึกษาเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$

เมื่อซินเตอร์สารตัวอย่างในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เจือด้วย LiTaO_3 พบว่า อุณหภูมิการเผาซินเตอร์ที่ทำให้สารตัวอย่างฟอร์มตัวเป็นเซรามิกและมีความหนาแน่นสูงมีค่าลดลง เมื่อเติม LiTaO_3 ในปริมาณเพิ่มขึ้น สำหรับช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์ คือ $1075\text{ }^{\circ}\text{C} - 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ โดยในช่วงแรกใช้การเผาซินเตอร์แบบวางสารตัวอย่างบนผงอะลูมินา ปรากฏว่าเมื่อเผาที่อุณหภูมิสูงขึ้นสารตัวอย่างเกิดการโค้งงอ จึงแก้ไขโดยการเผาแบบกลบสารตัวอย่างด้วยผงอะลูมินา ซึ่งเมื่อได้สารตัวอย่างเซรามิกแล้วจึงนำมาตรวจสอบสมบัติต่างๆ ดังรายละเอียดต่อไปนี้

3.2.4.1 ผลการตรวจสอบพฤติกรรมการเกิดเฟสของเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$

จากรูป 3.27 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y\text{LiTaO}_3$ พบว่า การเติมสาร LiTaO_3 ปริมาณ 0.02 - 0.1 โมล จะมีรูปแบบการเลี้ยวเบนของฟิสิกส์สอดคล้องกับงานวิจัยอื่นที่ผ่านมา [10, 18] ดังนี้ คือ มีโครงสร้างแบบเพอโรฟสไกต์ เมื่อเติม LiTaO_3 ปริมาณ 0.02 - 0.06 โมล จะมีโครงสร้างผลึกเป็นเฟสออร์โธโรมบิกที่อุณหภูมิห้อง แต่เมื่อพิจารณาสารเจือปริมาณ 0.1 โมล จะเกิดการเปลี่ยนแปลงของฟิสิกส์ XRD อย่างเห็นได้ชัด นั่นคือสารตัวอย่างเกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างผลึกไปเป็นเฟสเตตระโกนอล [10, 18] และนอกจากนี้ยังพบว่าภายในสารตัวอย่างเกิดเฟสอื่นร่วมด้วย (แสดงด้วยเครื่องหมาย *) นั่นคือ $\text{K}_3\text{Li}_2\text{Nb}_5\text{O}_{15}$ [42] ซึ่งมีโครงสร้างเป็นทังสเตนบรอนซ์แบบเตตระโกนอล (tetragonal tungsten bronze structure) โดยจะปรากฏขึ้นอย่างชัดเจนเมื่อเติมสารเจือปริมาณ 0.06 โมล ขึ้นไป



รูป 3.27 ผลการวิเคราะห์ด้วย XRD ของเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1075°C ยกเว้นสารตัวอย่างที่เจือ LiTaO_3 ปริมาณ 0.02 โมล เผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100°C เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง (* = $\text{K}_3\text{Li}_2\text{Nb}_5\text{O}_{15}$)

3.2.4.2 ผลการตรวจสอบค่าความหนาแน่นและการหดตัวของเซรามิกในระบบ

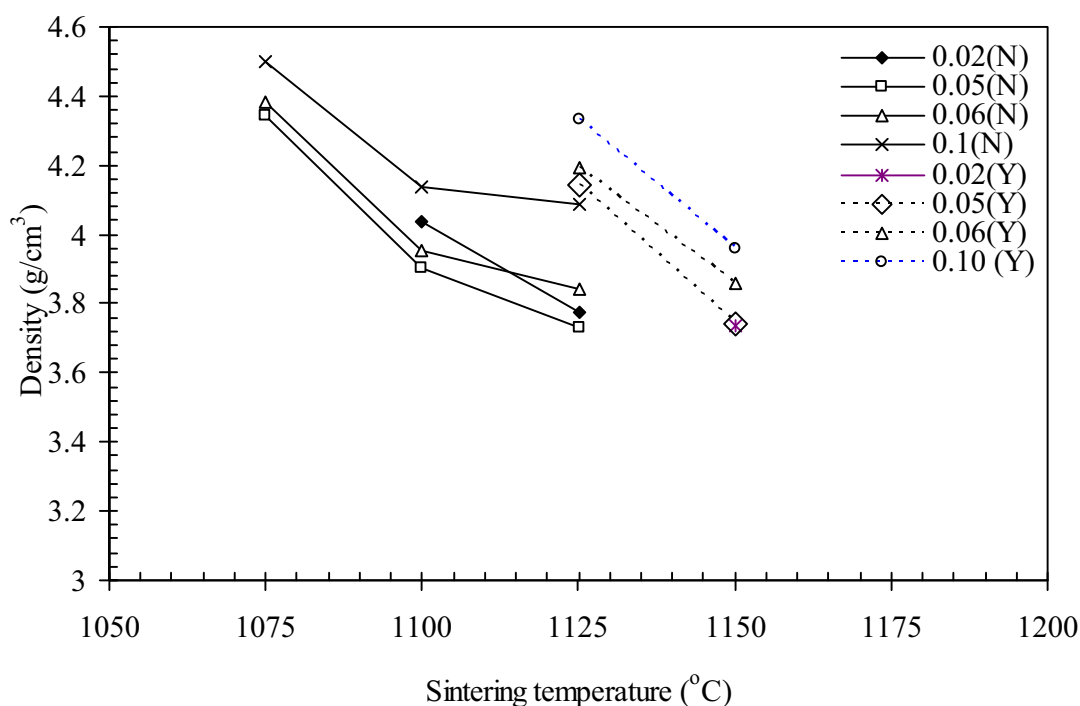


เมื่อพิจารณาค่าความหนาแน่นของเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$ (รูป 3.28) พบว่า มีค่าลดลงเมื่ออุณหภูมิการเผาซินเตอร์เพิ่มขึ้นทั้งการเผาแบบวางบนผงอะลูมินา (1075°C , 1100°C และ 1125°C) และกลบด้วยผงอะลูมินา (1125°C , 1150°C) และเมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิเดียวกันพบว่าค่าความหนาแน่นมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อปริมาณของ LiTaO_3 เพิ่มขึ้น ซึ่งสามารถอธิบายได้ดังนี้

- สารตัวอย่างที่เติมสารเจือ LiTaO_3 ปริมาณ 0.02 โมล มีค่าความหนาแน่นสูงสุด $4.037 \pm 0.020 \text{ g/cm}^3$ ที่อุณหภูมิ 1100°C

- สารตัวอย่างที่เติมสารเจือ LiTaO_3 ปริมาณ 0.05, 0.06 และ 0.1 โมล มีค่าความหนาแน่นสูงสุด $4.344 \pm 0.019 \text{ g/cm}^3$, $4.381 \pm 0.012 \text{ g/cm}^3$ และ $4.467 \pm 0.002 \text{ g/cm}^3$ ตามลำดับ ที่อุณหภูมิ 1075°C

และเมื่อเปรียบเทียบกับเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ บริสุทธิ์ (ไม่เติม LiTaO_3) เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ซึ่งมีค่าความหนาแน่น $4.205 \pm 0.068\text{ g/cm}^3$ พบว่า การเติม LiTaO_3 ในปริมาณ 0.05 โมล ขึ้นไป จะส่งผลให้สารในระบบนี้มีค่าความหนาแน่นเพิ่มขึ้น



รูป 3.28 ค่าความหนาแน่นของเซรามิก $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y\text{LiTaO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง (N = เผาซินเตอร์แบบวางบนผงอะลูมินา, Y = เผาซินเตอร์แบบกลบด้วยผงอะลูมินา)

สำหรับการหาค่าการหดตัวของสารในระบบนี้ (ตาราง 3.8) พบว่า มีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากที่อุณหภูมิสูงขึ้นอนุภาคของสารตัวอย่างเคลื่อนที่มาเชื่อมต่อกันมากขึ้นแต่ไม่สอดคล้องกับค่าความหนาแน่นที่ได้กล่าวมาแล้ว เนื่องจากที่อุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้น สารตัวอย่างเกิดการสูญเสียน้ำหนักมากขึ้นส่งผลทำให้ค่าความหนาแน่นลดลง และเมื่อเติม LiTaO_3 ปริมาณเพิ่มขึ้น พบว่าค่าการหดตัวมีค่าใกล้เคียงกัน เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิเดียวกัน ทำให้สามารถสรุปได้ว่าค่าการหดตัวของระบบนี้ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิซินเตอร์มากกว่าปริมาณของ LiTaO_3

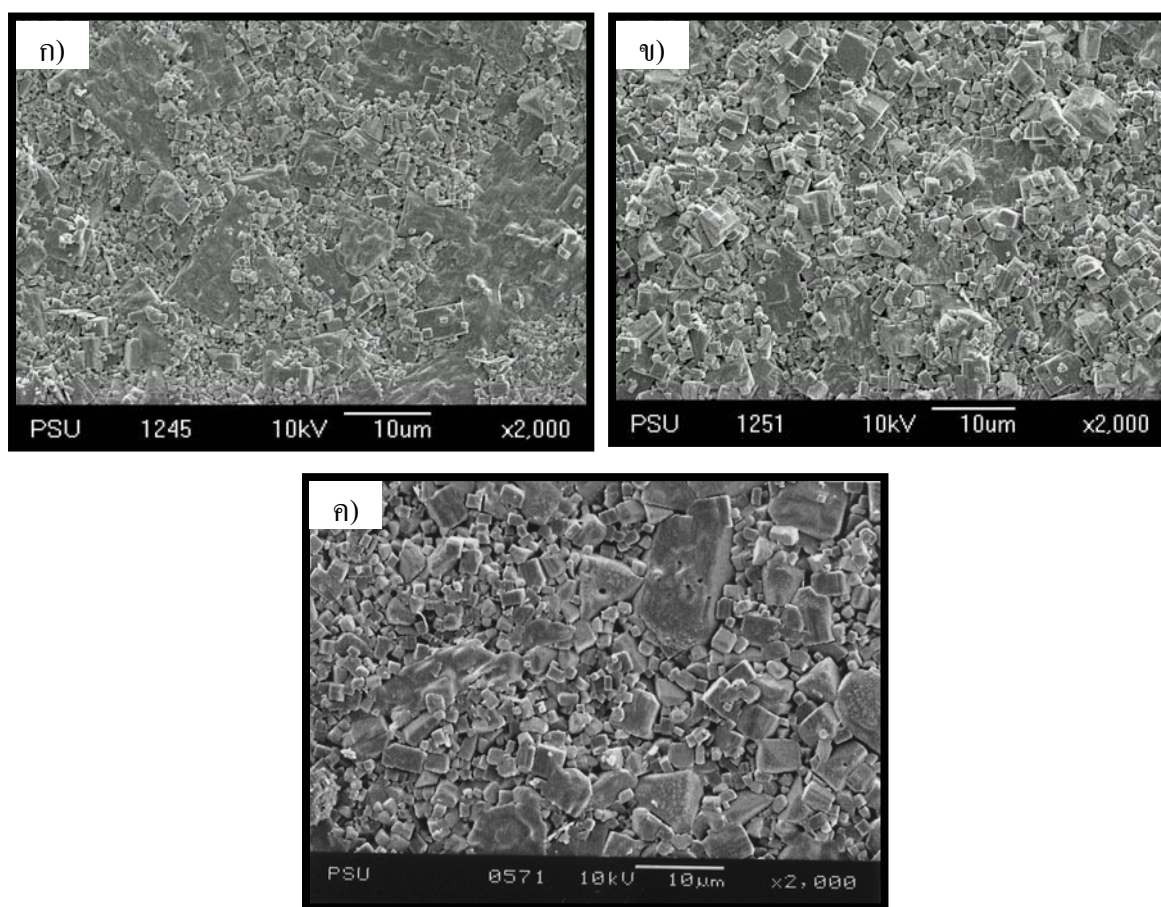
ตาราง 3.8 ค่าของเปอร์เซ็นต์การหดตัวของสารตัวอย่าง $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ เมื่อเจือด้วย LiTaO_3 ในปริมาณต่างๆ และซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน

ปริมาณ LiTaO_3 (โมล)	อุณหภูมิซินเตอร์ ($^{\circ}\text{C}$)	การหดตัว (%)
0.02	1100	19.89 ± 0.92
	1125	21.07 ± 0.62
	1150	21.85 ± 0.77
0.05	1075	21.28 ± 0.30
	1100	19.45 ± 0.34
	1125	21.73 ± 0.77
	1150	24.35 ± 0.75
0.06	1075	22.18 ± 0.76
	1100	19.86 ± 0.26
	1125	22.21 ± 0.33
	1150	27.01 ± 0.86
0.10	1075	22.24 ± 1.09
	1100	20.51 ± 0.54
	1125	21.14 ± 0.28
	1150	27.21 ± 0.57

3.2.4.3 ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ - $y \text{LiTaO}_3$

จากภาพถ่าย SEM ในรูป 3.29 ของเซรามิกในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ - LiTaO_3 เมื่อเติมสารเจือปริมาณ 0.05 และ 0.1 โมล โดยเผาซินเตอร์แบบวางบนผงอะลูมินา ที่อุณหภูมิ 1075 $^{\circ}\text{C}$ พบว่ารูปร่างของผลึกโดยส่วนใหญ่มีลักษณะเป็นรูปทรงสี่เหลี่ยมและเกรนของสารตัวอย่างมีลักษณะเป็นการโตที่ไม่ปกติ (secondary recrystallisation) แต่เมื่อเติมสารเจือปริมาณ 0.1 โมล ลักษณะของเกรนมีแนวโน้มสม่ำเสมอมากขึ้น แสดงว่าสารตัวอย่างที่เติม LiTaO_3 ปริมาณมากขึ้นจะส่งผลให้เกรนสม่ำเสมอมากขึ้น และเป็นผลให้ชิ้นงานเซรามิกมีความหนาแน่นสูงกว่า และชิ้นงานเซรามิกมีความแข็งแรงมากขึ้นด้วย โดยขนาดเกรนมีค่า 1 -10 μm และ 1- 4 μm สำหรับสารตัวอย่างที่เติมเติมสารเจือปริมาณ 0.05 และ 0.1 โมล ตามลำดับ (รูป 3.29 (ก)-(ข)) และเมื่อเปรียบเทียบกับจากภาพถ่าย SEM รูป 3.29 (ค)

ของเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่ไม่มีสารเจือ จะเห็นว่าสาร $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ - LiTaO_3 มีขนาดเกรนเฉลี่ยเล็กกว่า $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการเติม LiTaO_3 ส่งผลให้สารตัวอย่างสามารถซินเตอร์ได้ที่อุณหภูมิต่ำลงและมีเกรนที่สม่ำเสมอมากขึ้นเมื่อ LiTaO_3 เพิ่มขึ้น



รูป 3.29 ภาพถ่าย SEM ของเซรามิกในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ - LiTaO_3 เมื่อเติมสารเจือปริมาณ ก) 0.05 โมล ข) 0.1 โมล เผาซินเตอร์แบบวางบนผงอะลูมินาที่อุณหภูมิ 1075 °C และ ค) เซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์แบบวางบนผงอะลูมินาที่อุณหภูมิ 1100 °C

3.2.4.4 ผลการตรวจสอบสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$

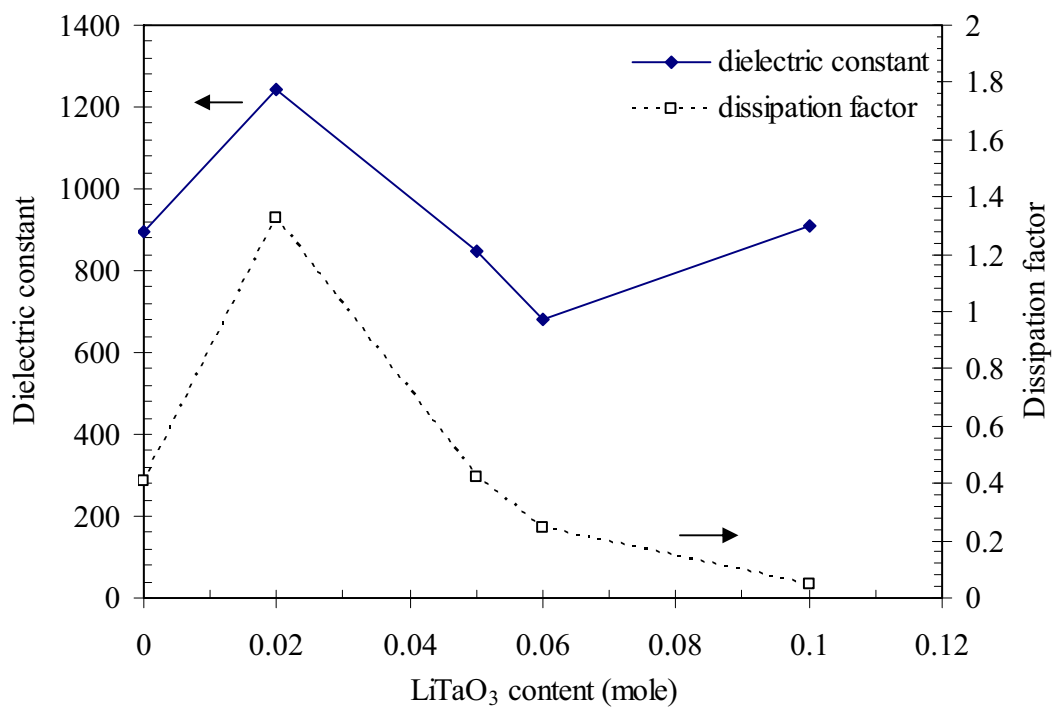
สำหรับการศึกษาสมบัติทางไฟฟ้าของชิ้นงานเซรามิก $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$ จะเลือกชิ้นงานที่มีหนาแน่นสูงสุดของทุกค่า y มาเงื่อนไขละ 2 ชิ้น คือ เผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100°C สำหรับสารตัวอย่างเมื่อ $y = 0.00 - 0.02$ และอุณหภูมิ 1075°C สำหรับสารตัวอย่างเมื่อ $y = 0.05 - 0.10$ เมื่อผ่านการทำอิเล็กโตรดแล้ว นำมาศึกษาสมบัติทางไฟฟ้า ดังนี้

3.2.4.4.1 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริก

เมื่อพิจารณาค่าคงที่ไดอิเล็กตริก (dielectric constant, ϵ_r) และแฟกเตอร์การสูญเสียในรูปของความร้อน (dissipation factor, $\tan \delta$) ของสารตัวอย่าง ดังแสดงในรูป 3.30 พบว่า ทั้ง ϵ_r และ $\tan \delta$ มีค่าขึ้นอยู่กับสัดส่วนค่า y เป็นอย่างมาก โดย $y = 0.02$ ให้ค่า ϵ_r สูงสุด คือ 1241 ซึ่งค่าที่ได้นี้เมื่อนำไปเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ [10] พบว่า มีค่าสูงกว่า และเมื่อเพิ่มปริมาณ y ในช่วง $0.04 - 0.10$ นั้น พบว่า ค่า ϵ_r ที่ได้มีค่าลดลงจนกระทั่ง $y = 0.06$ หลังจากนั้น ค่า ϵ_r มีค่าเพิ่มขึ้นอีกครั้งหนึ่ง ทั้งนี้เนื่องมาจากการมีโครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอมากกว่าสารตัวอย่างอื่นๆ และในเดียวกัน ค่า $\tan \delta$ เมื่อ $y = 0.02$ ก็มีค่าสูงที่สุดด้วย คือ 1.325 ทั้งนี้เนื่องจากสารตัวอย่างมีค่าสภาพต้านทานไฟฟ้าที่ต่ำลง และนอกจากนี้มียางงานว่าการเติม Li เพียงอย่างเดียวจะทำให้ค่า $\tan \delta$ มีค่าสูงขึ้น แต่ในขณะเดียวกันมียางงานว่าการเติม Ta จะช่วยลด $\tan \delta$ ให้มีค่าต่ำลงได้ [18]

3.2.4.4.2 ค่า d_{33}

นำสารตัวอย่างเมื่อเผาที่อุณหภูมิ 1100°C สำหรับสารตัวอย่างเมื่อ $y = 0.02$ และอุณหภูมิ 1125°C สำหรับสารตัวอย่างเมื่อ $y = 0.05 - 0.10$ มาวัดค่า d_{33} หลังจากที่ผ่านมากระบวนการโพลิงแล้ว พบว่า ค่า d_{33} ของเซรามิกที่เตรียมได้ มีค่าใกล้เคียงกันในทุกสารตัวอย่าง ดังแสดงในตาราง 3.9 โดยมีค่าอยู่ในช่วง $71-87 \text{ pC/N}$ อย่างไรก็ตามค่า d_{33} ที่วัดได้ยังมีค่าน้อยเมื่อเทียบกับงานวิจัยในระบบ NKN-LT อื่นๆ ซึ่งมีค่า $200-300 \text{ pC/N}$ [10, 16, 18] ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากค่าความหนาแน่นที่ไม่สูงนัก ส่งผลให้การโพลิงเพื่อให้ไดโพลโมเมนต์ภายในเนื้อสารเรียงตัวตามทิศของสนามที่ให้อย่างไม่ดีพอ จึงทำให้ค่า d_{33} ที่วัดได้มีค่าน้อย



รูป 3.30 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกและแฟกเตอร์การสูญเสียในรูปแบบความร้อนของเซรามิก $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 -1125 °C

ตาราง 3.9 ค่า d_{33} ของเซรามิกในระบบ $(1-y)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - y \text{LiTaO}_3$

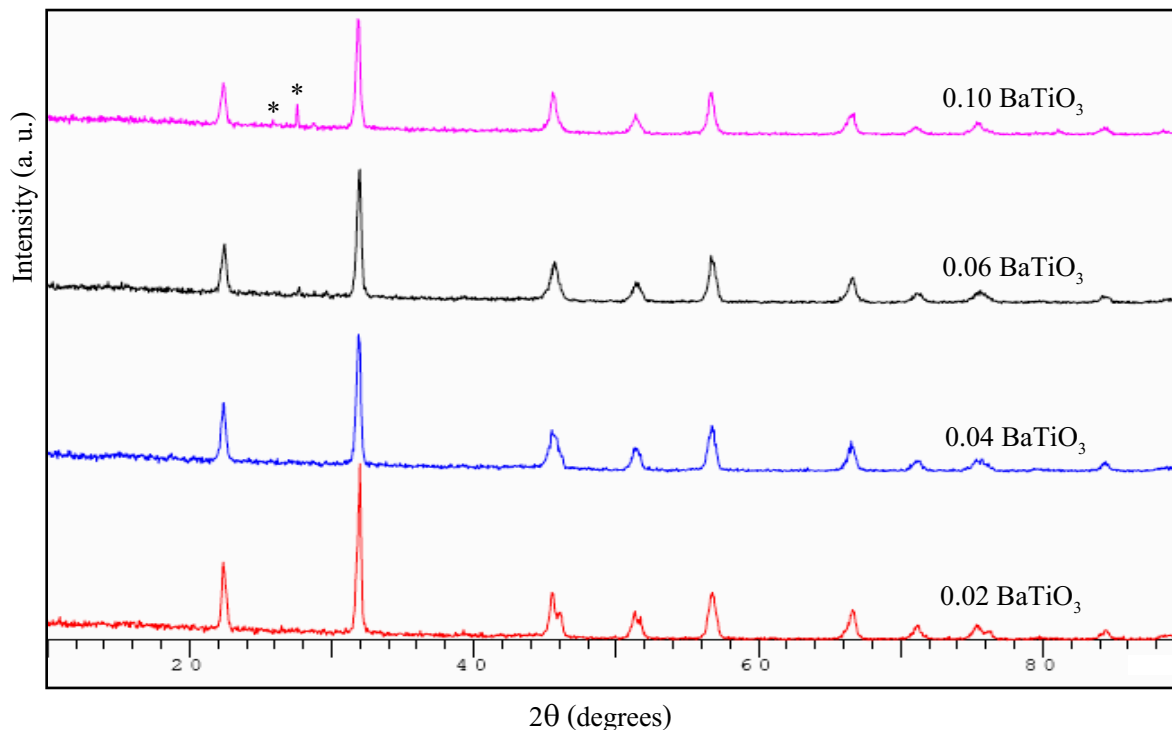
ปริมาณ LiTaO ₃ , y (โมล)	ค่า d_{33} (pC/N)
0.00	87
0.02	82
0.05	80
0.06	84
0.10	71

3.2.5 ผลการศึกษาเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$

เมื่อซินเตอร์สารตัวอย่างในระบบ $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เจือด้วย BaTiO_3 พบว่า อุณหภูมิการเผาซินเตอร์ที่ทำให้สารตัวอย่างฟอร์มตัวเป็นเซรามิกและมีค่าความหนาแน่นสูงมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเติม BaTiO_3 ในปริมาณที่เพิ่มขึ้น สำหรับช่วงอุณหภูมิที่ใช้ในการเผาซินเตอร์ คือ $1125^\circ\text{C} - 1175^\circ\text{C}$ ซึ่งเมื่อได้สารตัวอย่างเซรามิกแล้ว จึงนำมาตรวจสอบสมบัติต่างๆ ดังรายละเอียดต่อไปนี้

3.2.5.1 ผลการตรวจสอบพฤติกรรมการเกิดเฟสของเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$

เมื่อพิจารณาพฤติกรรมการเกิดเฟสเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z\text{BaTiO}_3$ ในรูป 3.31 พบว่ารูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์มีรูปแบบที่แตกต่างจาก เซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่เจือด้วยสารเจือตัวอื่น ๆ คือ รูปแบบการเลี้ยวเบนมีลักษณะของโครงสร้างผลึกแบบคิวบิก [12] เนื่องจากการไม่มีการแยกของฟิสิกที่มุม $45 - 47^\circ$ องศา ซึ่งเป็นมุมที่แสดงลักษณะเฉพาะของโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิกหรือเตตระโกนอล ซึ่งเมื่อนำไปเตรียมเปรียบเทียบกับงานวิจัยของ Guo และคณะ [12] พบว่ารูปแบบการเลี้ยวเบนที่ได้มีความแตกต่างกัน คือ จากรายงานของ Guo และคณะ นั้น เมื่อ z มีค่าน้อยกว่าหรือเท่ากับ 0.04 สารตัวอย่างยังแสดงโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิก ซึ่งการมีโครงสร้างผลึกแบบคิวบิกสำหรับสารตัวอย่างในงานวิจัยนี้ คาดว่าเนื่องจากการมีเกรนขนาดเล็กกว่า $1 \mu\text{m}$ (ซึ่งจะกล่าวต่อไปในหัวข้อ 3.2.5.3) และในขณะเดียวกันได้เกิดเฟสของสารอื่นปะปนอยู่ด้วย (แสดงด้วยเครื่องหมาย *) โดยจะสังเกตเห็นได้ชัดเจนจากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิคนี้เมื่อเติมปริมาณ 0.06 โมล ขึ้นไปโดยมีค่า d-spacing ประมาณ 3.23 และ 2.47 เมื่อนำค่านี้ไปตรวจสอบด้วยฐานข้อมูล JCPDS คาดว่าน่าจะเป็นเฟสของ $\text{Ba}_{1.31}\text{Ti}_8\text{O}_{16}$ [43] หรือเกิดเป็นเฟสของ $\text{Ba}_{1.07}\text{Ti}_8\text{O}_{16}$ [44] แต่ทั้งนี้ยังไม่สามารถระบุได้อย่างชัดเจนว่าเป็นเฟสใด



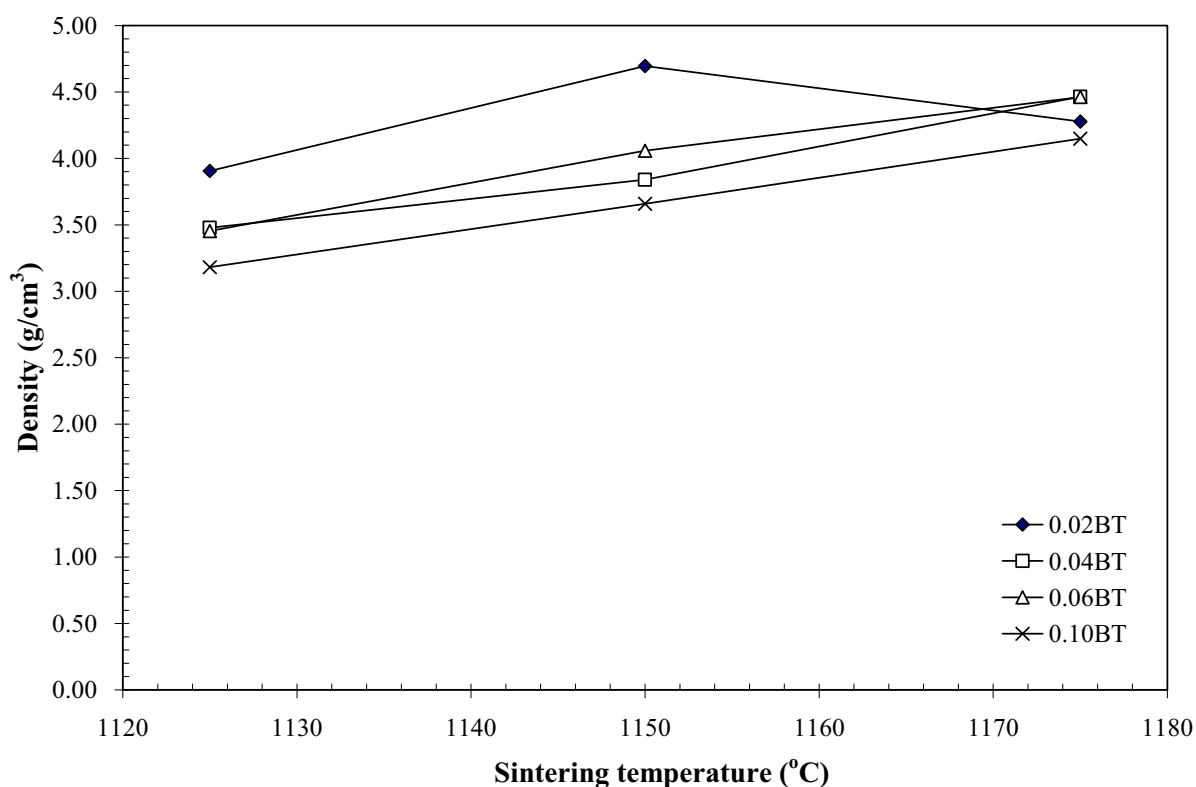
รูป 3.31 ผลการวิเคราะห์ด้วย XRD ของเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์แบบกลบด้วยผงอะลูมินา (ที่อุณหภูมิ 1150 °C สำหรับสารที่เจือ BaTiO_3 ปริมาณ 0.02 โมล และ 1175 °C สำหรับสารที่เจือ BaTiO_3 ปริมาณ 0.04-0.1 โมล เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง

3.2.5.2 ผลการตรวจสอบค่าความหนาแน่นและค่าการหดตัวของเซรามิกในระบบ



เมื่อพิจารณาค่าความหนาแน่นของสารในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$ เมื่อเผาที่อุณหภูมิ 1125 , 1150 และ 1175 °C แบบกลบด้วยผงอะลูมินา (รูป 3.32) พบว่า ค่าความหนาแน่นของระบบนี้จะมีค่าเพิ่มขึ้น เมื่อเติม BaTiO_3 ในปริมาณ 0.02 - 0.06 โมล และเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น โดยเมื่อเติม BaTiO_3 ปริมาณ 0.02 โมล จะมีความหนาแน่นสูงที่สุดที่อุณหภูมิ 1150 °C โดยมีความหนาแน่นประมาณ $4.695 \pm 0.013 \text{ g/cm}^3$ และในกรณีที่เติม BaTiO_3 ปริมาณ 0.04 , 0.06 และ 0.10 โมล ความหนาแน่นจะเพิ่มสูงขึ้นตามอุณหภูมิการเผาซินเตอร์ที่เพิ่มขึ้น ซึ่งจะทำให้ความหนาแน่นสูงที่สุดที่อุณหภูมิ 1175 °C โดยที่ $x = 0.04$, 0.06 และ 0.10 จะให้ค่าความหนาแน่นสูงที่สุดดังนี้คือ 4.464 ± 0.021 , 4.462 ± 0.026 และ $4.148 \pm 0.046 \text{ g/cm}^3$ ตามลำดับ และเมื่อเปรียบเทียบกับเซรามิก $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ บริสุทธิ์ที่มีค่าความหนาแน่นสูงสุดเมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 °C โดยมีความหนาแน่นประมาณ $4.462 \pm 0.026 \text{ g/cm}^3$

หนาแน่น $4.205 \pm 0.068 \text{ g/cm}^3$ ทำให้สามารถสรุปได้ว่า การเติม BaTiO_3 ปริมาณ 0.02 - 0.06 โมล ลงไปในระบบ จะส่งผลให้สารตัวอย่างมีค่าความหนาแน่นเพิ่มขึ้น สำหรับสารตัวอย่างที่เติมสารเจือปริมาณ 0.10 โมล มีค่าความหนาแน่นลดลง ทั้งนี้เนื่องมาจากการเกิดการแทนที่กันอย่างไม่สมบูรณ์ระหว่าง Ba และ Na หรือ K ที่ตำแหน่ง A ในแลตทิซ



รูป 3.32 ค่าความหนาแน่นของเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3-z \text{BaTiO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์แบบกลบด้วยผงอะลูมินาที่อุณหภูมิต่างๆ เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง

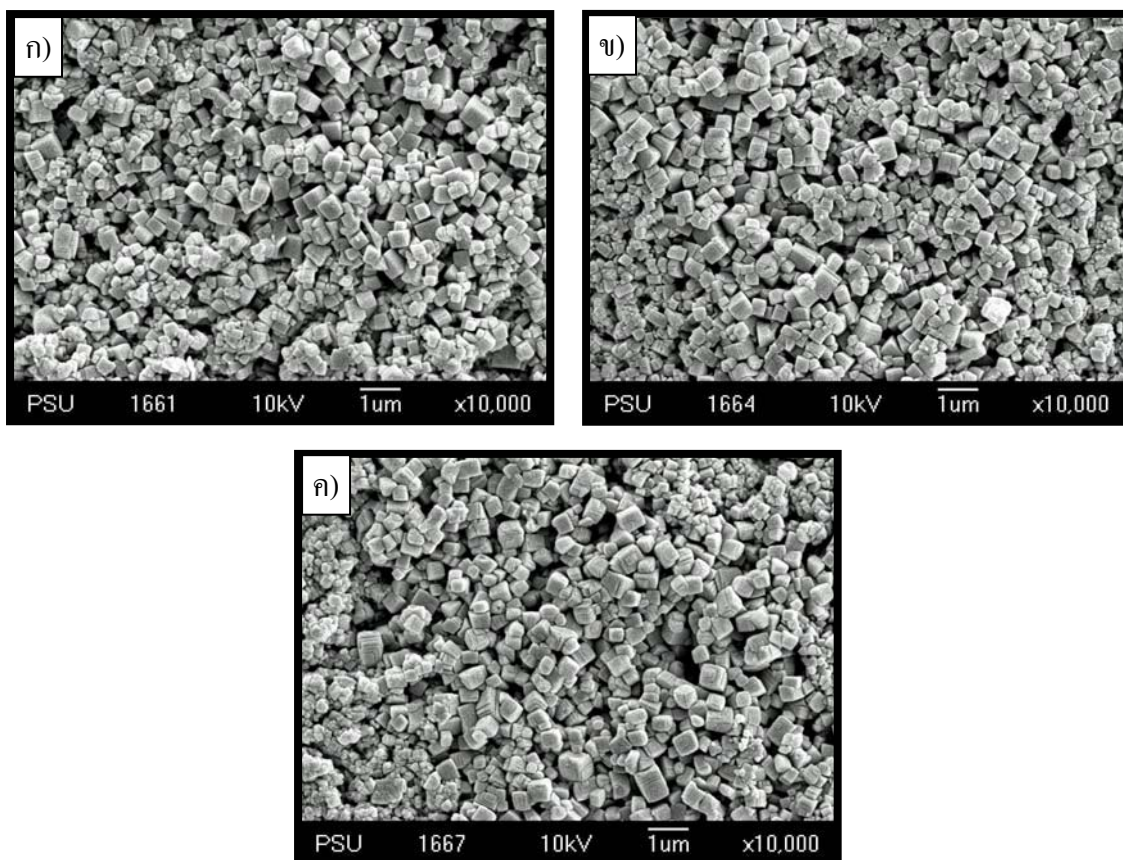
สำหรับค่าการหดตัวของสารตัวอย่างในระบบนี้ ดังแสดงในตาราง 3.10 พบว่ามีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์เพิ่มขึ้น แต่จะมีแนวโน้มลดลงเมื่อปริมาณ BaTiO_3 และซินเตอร์ที่อุณหภูมิเดียวกัน โดยมีค่าสูงสุดประมาณ 22.2% ในสารตัวอย่างเมื่อ $z = 0.06$ และซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1175°C ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับค่าความหนาแน่นของระบบนี้ พบว่ามีทิศทางไปทางเดียวกัน แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิซินเตอร์ให้สูงขึ้นอีก (1200°C) ปรากฏว่าสารตัวอย่างเกิดการหลอม

ตาราง 3.10 ค่าของเปอร์เซ็นต์การหดตัวของสารตัวอย่าง $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ เมื่อเจือด้วย BaTiO_3 ในปริมาณต่างๆ และซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน

ปริมาณ BaTiO_3 (โมล)	อุณหภูมิซินเตอร์ ($^{\circ}\text{C}$)	การหดตัว (%)
0.02	1125	21.60 ± 0.07
	1150	23.18 ± 0.11
	1175	22.02 ± 0.57
0.04	1125	14.77 ± 0.14
	1150	16.75 ± 0.04
	1175	20.41 ± 0.33
0.06	1125	15.41 ± 0.17
	1150	19.37 ± 0.08
	1175	22.21 ± 0.33
0.10	1125	13.19 ± 0.08
	1150	17.17 ± 0.78
	1175	20.92 ± 0.72

3.2.5.3 ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$

จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$ พบว่า การเจือด้วย BaTiO_3 มีผลทำให้ขนาดเกรนของสารตัวอย่างมีค่าลดลง (เมื่อเปรียบเทียบกับรูป 3.25 (ก)) หรืออาจกล่าวได้ว่า BaTiO_3 ที่เติมลงไปมีผลทำให้เกิดการยับยั้งการโตของเกรน แต่การเติม BaTiO_3 ในปริมาณที่แตกต่างกันในช่วง 0.0 – 0.10 โมล ไม่มีทำให้โครงสร้างจุลภาคของระบบนี้เปลี่ยนแปลง โดยขนาดเกรนของทุกสารตัวอย่างมีค่าอยู่ในช่วง 0.2 - 0.4 μm ดังแสดงในรูป 3.33



รูป 3.33 ภาพถ่าย SEM ของชิ้นงานเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1175°C เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง ก) $z = 0.04$ ข) $z = 0.06$ และ ค) $z = 0.10$

3.2.5.4 ผลการตรวจสอบสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิกในระบบ $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$

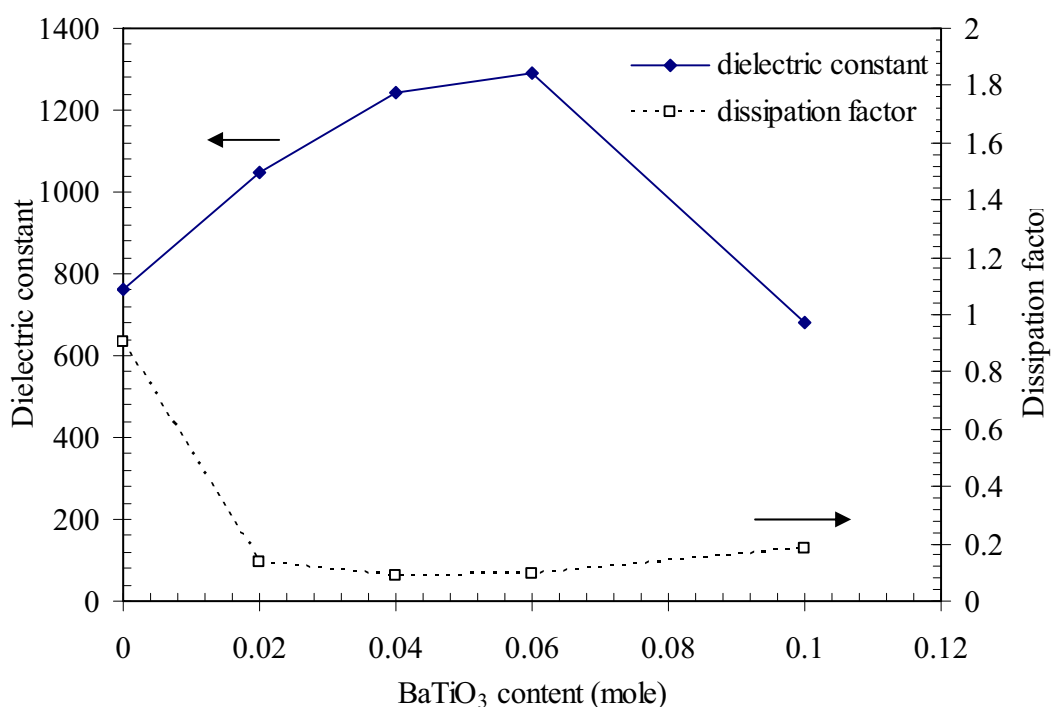
สำหรับการศึกษาสมบัติทางไฟฟ้าของชิ้นงานเซรามิก $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$ จะเลือกชิ้นงานที่มีค่าความหนาแน่นสูงสุดของทุกค่า x มาเงื่อนไขละ 2 ชิ้น โดยอุณหภูมิซินเตอร์ที่เลือกสำหรับแต่ละตัวอย่าง คือ อุณหภูมิ 1150°C สำหรับสารตัวอย่างเมื่อ $z = 0.02$ และอุณหภูมิ 1175°C สำหรับสารตัวอย่างเมื่อ $z = 0.04 - 0.10$ เมื่อผ่านการทำอิเล็กโตรดแล้ว นำมาศึกษาสมบัติทางไฟฟ้าดังนี้

3.2.5.4.1 ค่าคงที่ได้ิเล็กตริก

เมื่อพิจารณาค่าคงที่ได้ิเล็กตริก (dielectric constant, ϵ_r) และแฟกเตอร์การสูญเสียในรูปของความร้อน (dissipation factor, $\tan \delta$) ของสารตัวอย่าง ดังแสดงในรูป 3.34 พบว่า ทั้ง ϵ_r และ $\tan \delta$

มีค่าขึ้นอยู่กับสัดส่วนค่า z เป็นอย่างมาก โดยค่า ϵ_r จะเพิ่มขึ้นกระทั่ง $z = 0.06$ ซึ่งให้ค่า ϵ_r สูงสุด คือ 1293 ซึ่งค่าที่ได้นี้เมื่อนำไปเปรียบเทียบกับงานวิจัยอื่นๆ พบว่า อยู่ในช่วงเดียวกันกับงานของ Guo และคณะ [12] แต่มีค่าสูงกว่างานของ Ann และ Schulze มากซึ่งมีค่าสูงสุดประมาณ 540 [45] หลังจากนั้นค่านี้จะลดลงเมื่อปริมาณ z เพิ่มขึ้น ($z = 0.10$) ทั้งนี้เนื่องมาจากการมีเฟสอื่น (BaTiO) ร่วมด้วย และมีค่าความหนาแน่นที่ต่ำกว่าสารตัวอย่างเมื่อ $z = 0.02 - 0.06$

สำหรับค่า $\tan \delta$ ของระบบนี้ พบว่ามีค่าต่ำมากและต่ำกว่าทุกระบบที่ทำการศึกษา โดยมีค่าอยู่ในช่วง $0.088 - 0.137$ ซึ่งสามารถสรุปได้ว่า การเติม BaTiO₃ จะส่งผลให้ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกเพิ่มขึ้นและแต่ในขณะเดียวกันก็ให้ค่า $\tan \delta$ ที่ต่ำด้วย ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากการมีโครงสร้างจุลภาคที่สม่ำเสมอและเกรนขนาดเล็ก มีค่าความหนาแน่นสูง และค่าสภาพต้านทานไฟฟ้าของระบบนี้มีค่าสูงจึงทำให้ค่า $\tan \delta$ มีค่าต่ำ



รูป 3.34 ค่าคงที่ไดอิเล็กตริกและแฟกเตอร์การสูญเสียในรูปความร้อนของเซรามิก $(1-z)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - z \text{BaTiO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ $1150 - 1175^\circ\text{C}$

3.2.6 ผลการศึกษาเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$

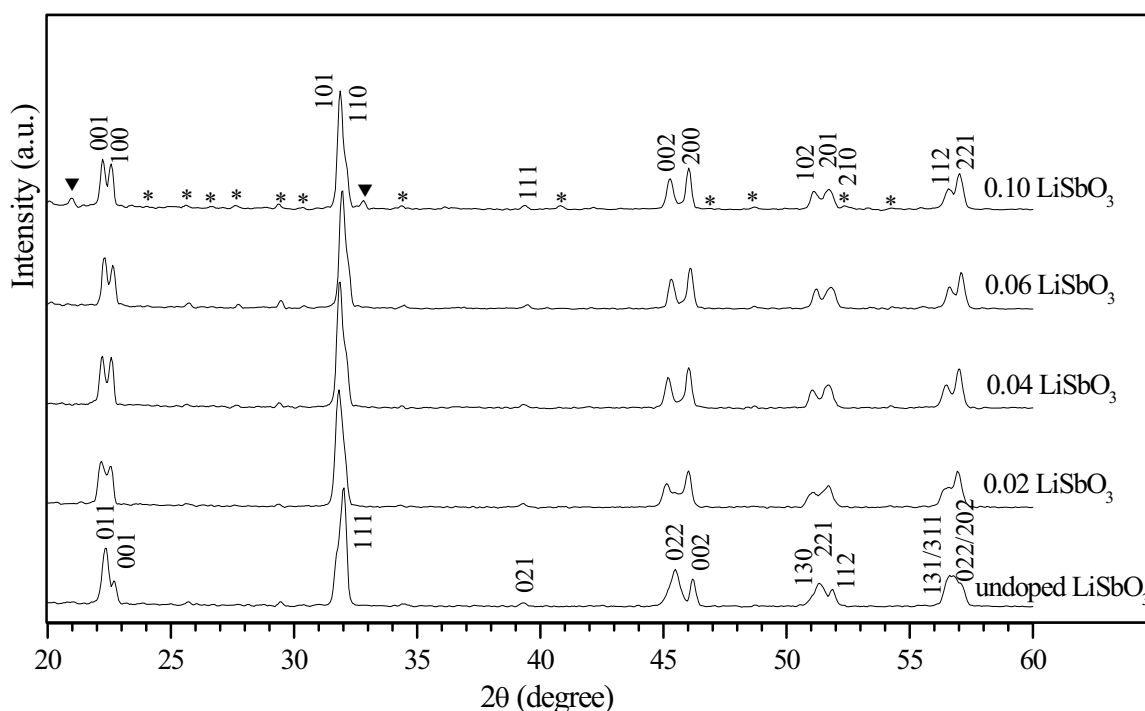
3.2.6.1 ผลการตรวจสอบพฤติกรรมการเกิดเฟสของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$

เมื่อพิจารณารูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050°C ดังแสดงในรูป 3.35 พบว่า รูปแบบโครงสร้างผลึกขึ้นอยู่กับปริมาณ LiSbO_3 โดยสารตัวอย่างที่ไม่เติม LiSbO_3 ($n = 0.00$) มีโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิก ในขณะที่สารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 ($n = 0.02 - 0.10$) พบว่า โครงสร้างผลึกมีแนวโน้มที่จะเปลี่ยนไปเป็นแบบเตตระโกนอล ซึ่งเฟสเพอร์รอฟสไกต์เกิดขึ้นในปริมาณสูง แต่ยังมีเฟสอื่นเกิดร่วมด้วย ซึ่งก็คือ $\text{K}_6\text{Li}_4\text{Nb}_{10}\text{O}_{30}$ [46] เกิดขึ้นในทุกสารตัวอย่าง และ LiSbO_3 ที่ยังทำปฏิกิริยาไม่หมดเหลืออยู่ในสารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 ($n = 0.10$ โมล [47] เมื่อตรวจสอบค่า d -spacing ของสารตัวอย่าง พบว่า ค่า d -spacing มีค่าเพิ่มขึ้นเล็กน้อยเมื่อเติม LiSbO_3 (มุมเลี้ยวเบน 2θ เลื่อนไปยังมุมที่ต่ำกว่าเล็กน้อย) คือ $1.994 \text{ \AA}$ และ $2.010 \text{ \AA}$ สำหรับสารตัวอย่างเมื่อ $n = 0.00$ และ 0.02 ตามลำดับ และค่า d -spacing ไม่เปลี่ยนแปลงเมื่อค่า n เพิ่มขึ้น เมื่อเพิ่มอุณหภูมิซินเตอร์ให้สูงขึ้น คือ 1075°C ปรากฏว่า ค่า d -spacing ของสารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 ไม่เปลี่ยนแปลงจากที่ซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050°C โดยได้แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของสารตัวอย่างเมื่อ $n = 0.00$ และ 0.04 ในรูป 3.36 และแสดงค่า d -spacing และอัตราส่วนของ I_{022}/I_{002} และ I_{002}/I_{200} ที่แสดงความเป็นโครงสร้างแบบออร์โธโรมบิกหรือเตตระโกนอล ดังตาราง 3.11

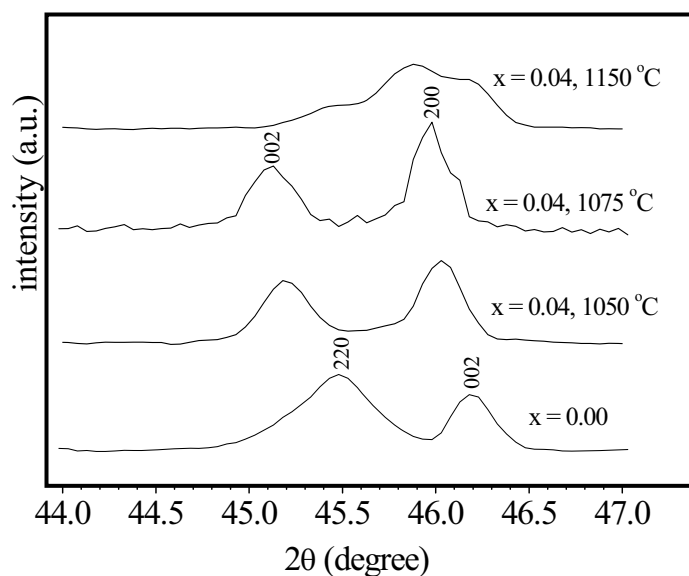
เพื่อตรวจสอบว่าสารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่ำกว่า 1150°C มีโครงสร้างผลึกแบบเตตระโกนอลหรือออร์โธโรมบิกและเตตระโกนอลร่วมกัน จึงได้คำนวณอัตราส่วนของค่าความเข้มรังสีเอกซ์ที่ระนาบที่แสดงลักษณะเฉพาะของแต่ละโครงสร้างผลึก คือ (022) และ (002) สำหรับโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิก จะได้ I_{022}/I_{002} หรือ (002) และ (200) สำหรับเตตระโกนอล ซึ่งจะได้ I_{002}/I_{200} ดังแสดงในตาราง 3.11 จะเห็นว่าสารตัวอย่างที่ไม่เติม LiSbO_3 ให้ค่า I_{022}/I_{002} ประมาณ 1.4 ซึ่งเมื่อเปรียบเทียบกับสารตัวอย่าง $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3$ ที่มีโครงสร้างผลึกแบบออร์โธโรมบิก (จากที่กล่าวมาแล้วในหัวข้อ 3.2.2-3.2.3) จะให้ค่า ประมาณ 1.3 พบว่ามีค่าอยู่ในช่วงเดียวกัน และเมื่อพิจารณาสารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 ปรากฏว่าจะให้ค่า I_{002}/I_{200} อยู่ในช่วง $0.6 - 0.8$ ซึ่งค่านี้เมื่อนำไปเปรียบเทียบกับสารตัวอย่างที่มีโครงสร้างผลึกแบบเตตระโกนอล [48] ซึ่งมีค่า 0.5 ดังนั้นสารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050°C จะมีโครงสร้างผลึกทั้งแบบออร์โธโรมบิกและเตตระโกนอลร่วมกัน เนื่องจากมีค่า I_{002}/I_{200} สูงกว่าค่า 0.5

สำหรับสารตัวอย่างที่ซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1075°C นั้น พบว่า ค่า I_{002}/I_{200} มีค่า $0.48 - 0.56$ ดังแสดงในตาราง 3.11 ซึ่งเป็นค่าที่ใกล้เคียงกับค่า I_{002}/I_{200} (~ 0.5) ของสารที่มีโครงสร้างผลึกแบบ

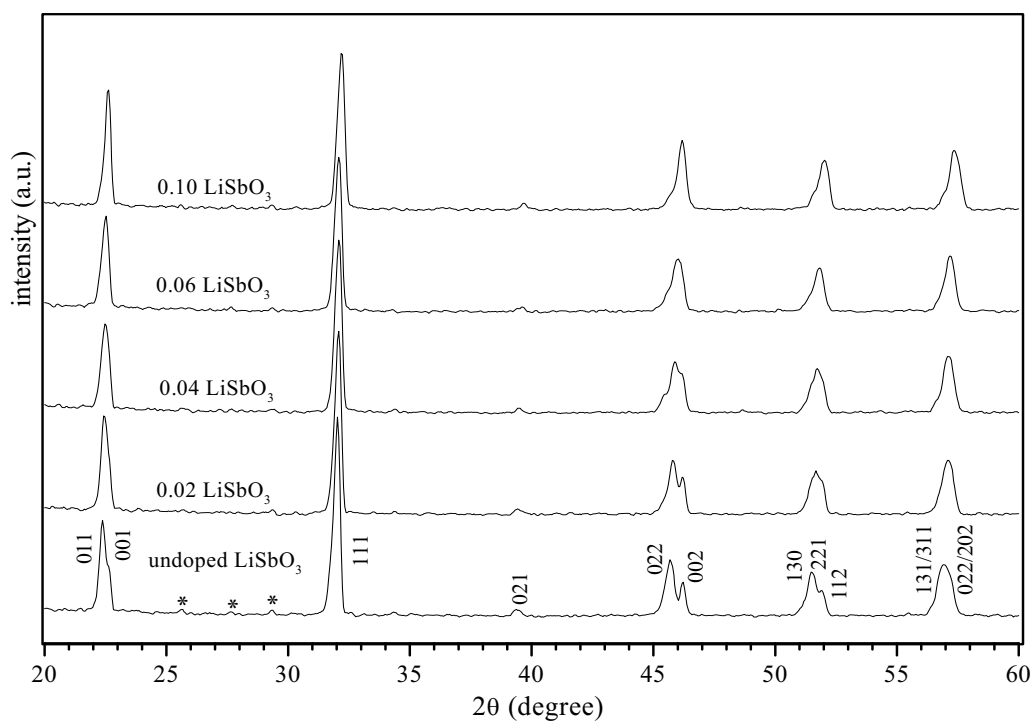
เตตระโกนอลที่ใช้อ้างอิง [48] ดังนั้น สารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 ในปริมาณ 0.02 – 0.10 โมล มีโครงสร้างผลึกแบบเตตระโกนอล โดยที่ยังมีฟีกของสารอื่น คือ $\text{K}_6\text{Li}_4\text{Nb}_{10}\text{O}_{30}$ [46] เกิดขึ้นในทุกสารตัวอย่าง และ LiSbO_3 [47] ที่ยังเข้ากับปฏิกิริยาไม่หมดเหลืออยู่ในสารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 (n) = 0.10 เหมือนกับที่อุณหภูมิ 1050 °C โมล และเมื่อพิจารณาสารตัวอย่างเมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1150 °C พบว่า จะมีรูปแบบการเลี้ยวเบนแตกต่างจากอุณหภูมิอื่นๆ คือ ไม่มีการแยกของฟีกที่มุม 45 -47 องศาหรือที่มุมอื่นๆ ดังแสดงในรูป 3.37 ดังนั้นที่อุณหภูมินี้สารตัวอย่างที่เติม LiSbO_3 มีโครงสร้างแบบคิวบิก [49] และฟีกของมุมเลี้ยวเบนเลื่อนไปยังมุมที่สูงขึ้นเล็กน้อย (รูป 3.36) ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากสารตัวอย่างเกิดการหลอมบางส่วนเมื่อเผาที่อุณหภูมิ 1150 °C



รูป 3.35 ผลการวิเคราะห์ด้วย XRD ของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050 °C เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง



รูป 3.36 ผลการวิเคราะห์ด้วย XRD ที่มุมระหว่าง 44- 47 องศา ของเซรามิกในระบบ 0.95 $(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050 °C และ $(0.91)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - 0.04 \text{LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง

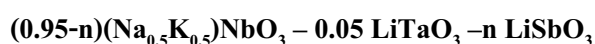


รูป 3.37 ผลการวิเคราะห์ด้วย XRD ของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1150 °C เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง

ตาราง 3.11 ค่า d - spacings และ อัตราส่วนของความเข้มรังสีเอกซ์ (I_{022}/I_{002} และ I_{002}/I_{200}) ของ เซรามิก $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050 -1075 °C

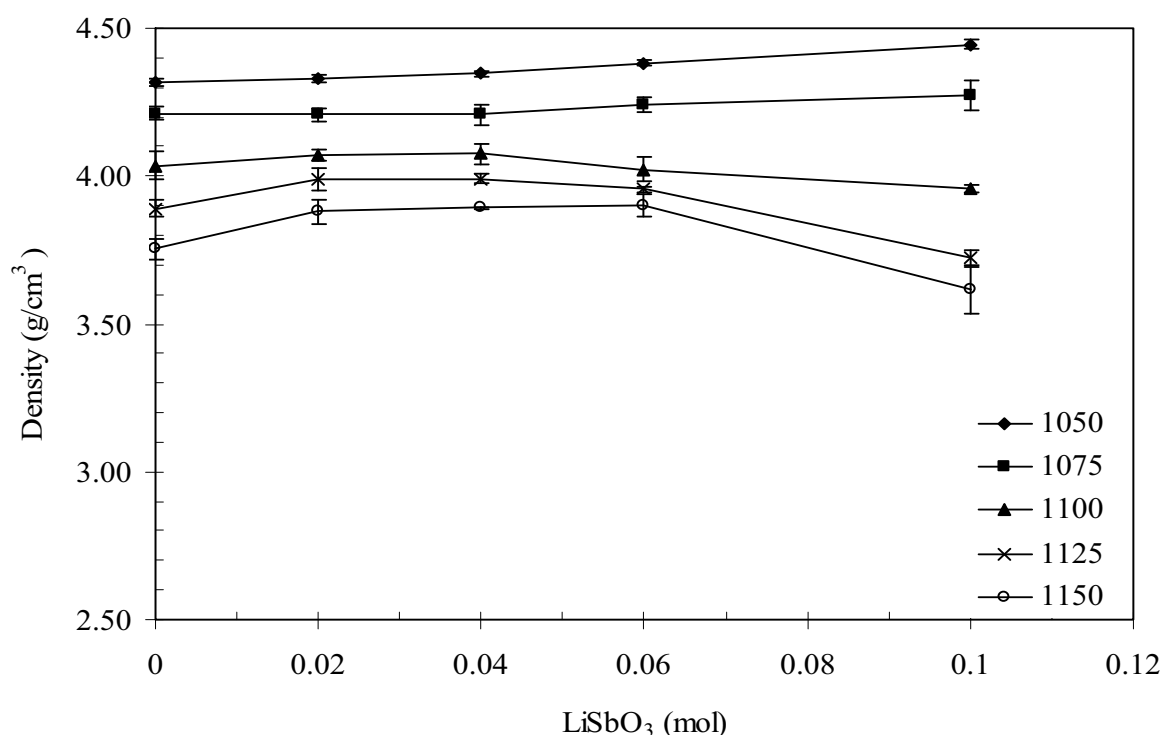
ปริมาณ LiSbO_3 , n (โมล)	อุณหภูมิซินเตอร์ (°C)	d -spacings (Å)		I_{022}/I_{002}	I_{002}/I_{200}
		022/002	002/200		
0.00	1050	1.994	1.966	1.38	-
	1075	2.003	1.971	1.69	-
0.02	1050	2.010	1.972	-	0.62
	1075	2.014	1.975	-	0.56
0.04	1050	2.006	1.972	-	0.78
	1075	2.011	1.974	-	0.58
0.06	1050	2.002	1.969	-	0.71
	1075	2.005	1.973	-	0.56
0.10	1050	2.004	1.972	-	0.72
	1075	2.004	1.973	-	0.48

3.2.6.2 การตรวจสอบค่าความหนาแน่นและค่าการหดตัวของเซรามิกในระบบ



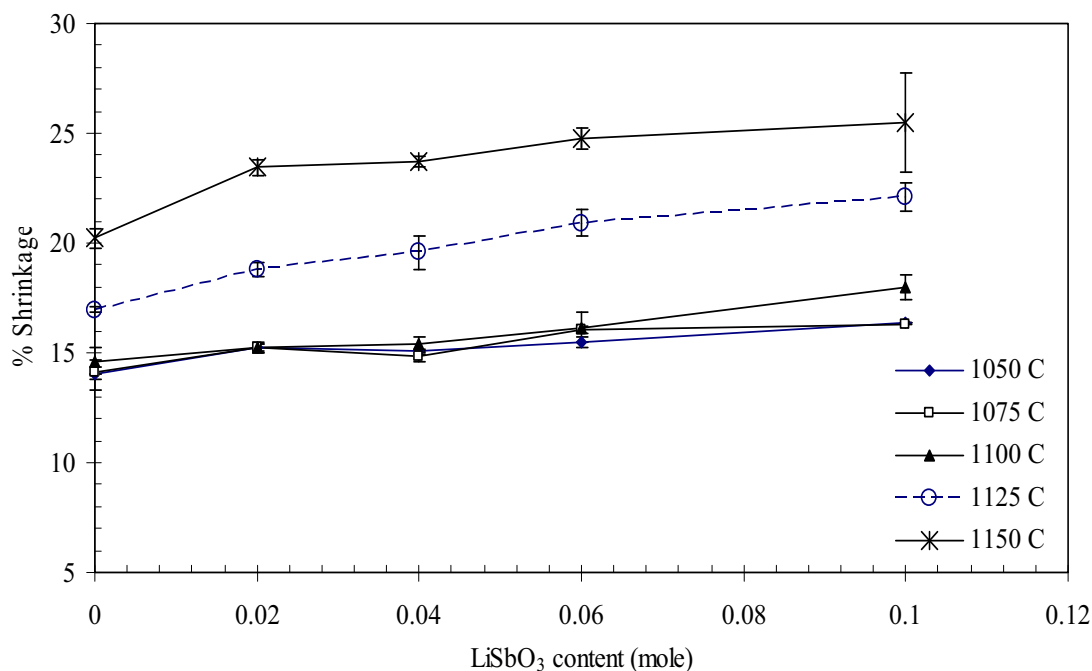
เมื่อตรวจสอบค่าความหนาแน่นของระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน พบว่า ค่าความหนาแน่นเปลี่ยนแปลงขึ้นอยู่กัอุณหภูมิซินเตอร์อย่างมีนัยสำคัญ ดังแสดงในรูป 3.38 โดยที่อุณหภูมิ 1050 °C จะให้ค่าความหนาแน่นสูงสุด ซึ่งมีค่า $4.32 \pm 0.01 \text{ g/cm}^3$ จากนั้นมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณ LiSbO_3 เพิ่มขึ้น โดยมีค่า $4.44 \pm 0.01 \text{ g/cm}^3$ เมื่อเติม LiSbO_3 ปริมาณ 0.10 โมล ทั้งนี้เนื่องมาจากการเติม Sb ที่มีน้ำหนักอะตอมสูงในปริมาณที่มากขึ้น และการมีความหนาแน่นที่สูงของ LiSbO_3 (5.45 g/cm^3) [47]

เมื่ออุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้นในช่วง 1075 – 1150 °C พบว่า ความหนาแน่นมีค่าลดลง โดยเฉพาะที่ $n = 0.10$ ค่าความหนาแน่นจะลดลงอย่างรวดเร็ว ทั้งนี้เนื่องมาจากการสูญเสีย Li และ K [48] เมื่อเผาที่อุณหภูมิสูงกว่า 1050 °C และเซรามิกเริ่มเกิดการหลอมขึ้นบางส่วน



รูป 3.38 ค่าความหนาแน่นของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{ LiTaO}_3 - n \text{ LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง

เมื่อพิจารณาค่าการหดตัวของเซรามิก $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{ LiTaO}_3 - n \text{ LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง ดังแสดงในรูป 3.39 พบว่า ค่าการหดตัวมีค่าขึ้นอยู่กับอุณหภูมิซินเตอร์เช่นเดียวกับค่าความหนาแน่น แต่ผลตรงข้ามกัน คือ ค่าการหดตัวมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิซินเตอร์สูงขึ้น โดยมีค่าสูงสุดประมาณ 25% ในสารตัวอย่างเมื่อค่า $n = 0.10$ และซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1150 °C ทั้งนี้เนื่องจากที่อุณหภูมิ 1125 - 1150 °C สารตัวอย่างเริ่มเกิดการหลอมทำให้เกิดการหดมากกว่าปกติ เมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิซินเตอร์เดียวกันและเติม LiSbO_3 ในปริมาณต่างๆ กัน พบว่า ค่าหดตัวเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับสารตัวอย่างที่ไม่มีการเติม LiSbO_3 และหดตัวเพิ่มขึ้นอีกเล็กน้อยเมื่อปริมาณ LiSbO_3 เพิ่มขึ้น ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการเติม LiSbO_3 ในปริมาณที่เพิ่มขึ้น ช่วยให้สารตัวอย่างเกิด densification ได้ที่อุณหภูมิ 1050 °C



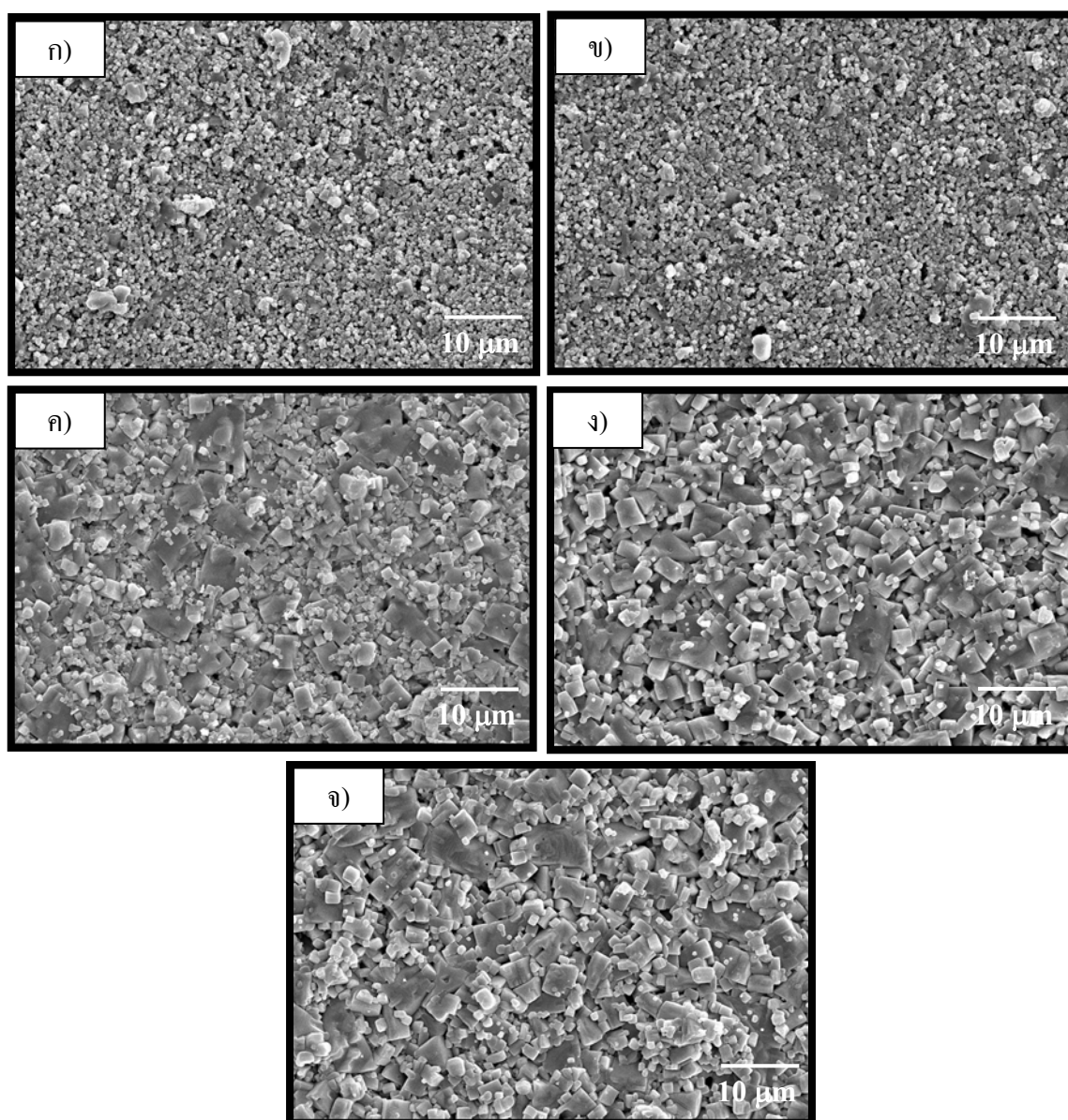
รูป 3.39 ค่าการหดตัวของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{ LiTaO}_3 - n \text{ LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิต่างๆ กัน เป็นเวลานาน 2 ชั่วโมง

3.2.6.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{ LiTaO}_3 - n \text{ LiSbO}_3$

สำหรับลักษณะโครงสร้างจุลภาคของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{ LiTaO}_3 - n \text{ LiSbO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050 – 1100 °C แสดงดังรูป 3.40 – 3.42 พบว่า รูปร่างและขนาดของเกรนมีค่าขึ้นอยู่กับอุณหภูมิซินเตอร์และปริมาณ LiSbO_3 เมื่อพิจารณาที่อุณหภูมิ 1050 °C (รูป 3.40) สารตัวอย่างเมื่อ $n = 0.00$ และ 0.02 แสดงเกรนลักษณะสม่ำเสมอ และขนาดเล็กน้อยกว่า 1 μm ในขณะที่สารตัวอย่างเมื่อ $n = 0.40-0.10$ ลักษณะเกรนเปลี่ยนไปเป็นการโตแบบไม่ปกติ (secondary recrystallisation) และมีรูปร่างแบบทรงสี่เหลี่ยม โดยขนาดโตมีค่าประมาณ 5 μm

เมื่อพิจารณาการซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1075 °C ในสารตัวอย่างเมื่อ $n = 0.00 - 0.10$ (รูป 3.41) พบว่าลักษณะเกรนเกิดการโตแบบไม่ปกติ (secondary recrystallisation) ในทุกสารตัวอย่าง โดยเกรนขนาดโตที่สุดมีค่าประมาณ 8 μm เกิดในสารตัวอย่างที่ไม่เติม LiSbO_3 ($n = 0.0$) หลังจากนั้นเกรนมีขนาดเล็กลงเมื่อเติม LiSbO_3 ในปริมาณเพิ่มขึ้น ซึ่งลักษณะของเกรนที่มีแบบไม่ปกตินี้เกิดขึ้นอยู่ทั่วไปในเซรามิก BaTiO_3 ที่มีเฟสของเหลวร่วมด้วย ดังนั้นในสารตัวอย่าง $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{ LiTaO}_3 - n \text{ LiSbO}_3$ ก็คาดว่าจะน่าเกิดกลไกเดียวกัน

เมื่อพิจารณาการซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1100 °C ในสารตัวอย่างเมื่อ $n = 0.00 - 0.10$ (รูป 3.42) พบว่า ขนาดเกรนมีค่าเพิ่มขึ้นจากการซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1075 °C แต่มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณ LiSbO_3 ทั้งนี้เนื่องจากการมีปริมาณของเฟสของเหลวเพิ่มขึ้นในสารตัวอย่าง ซึ่งขนาดเฉลี่ยของเกรนของเซรามิกในระบบ $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$ เมื่อเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050 – 1100 °C ดังแสดงในรูป 3.43



รูป 3.40 ภาพถ่าย SEM ของเซรามิก $(0.95-n)(\text{Na}_{0.5}\text{K}_{0.5})\text{NbO}_3 - 0.05 \text{LiTaO}_3 - n \text{LiSbO}_3$ เมื่อซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1050 °C