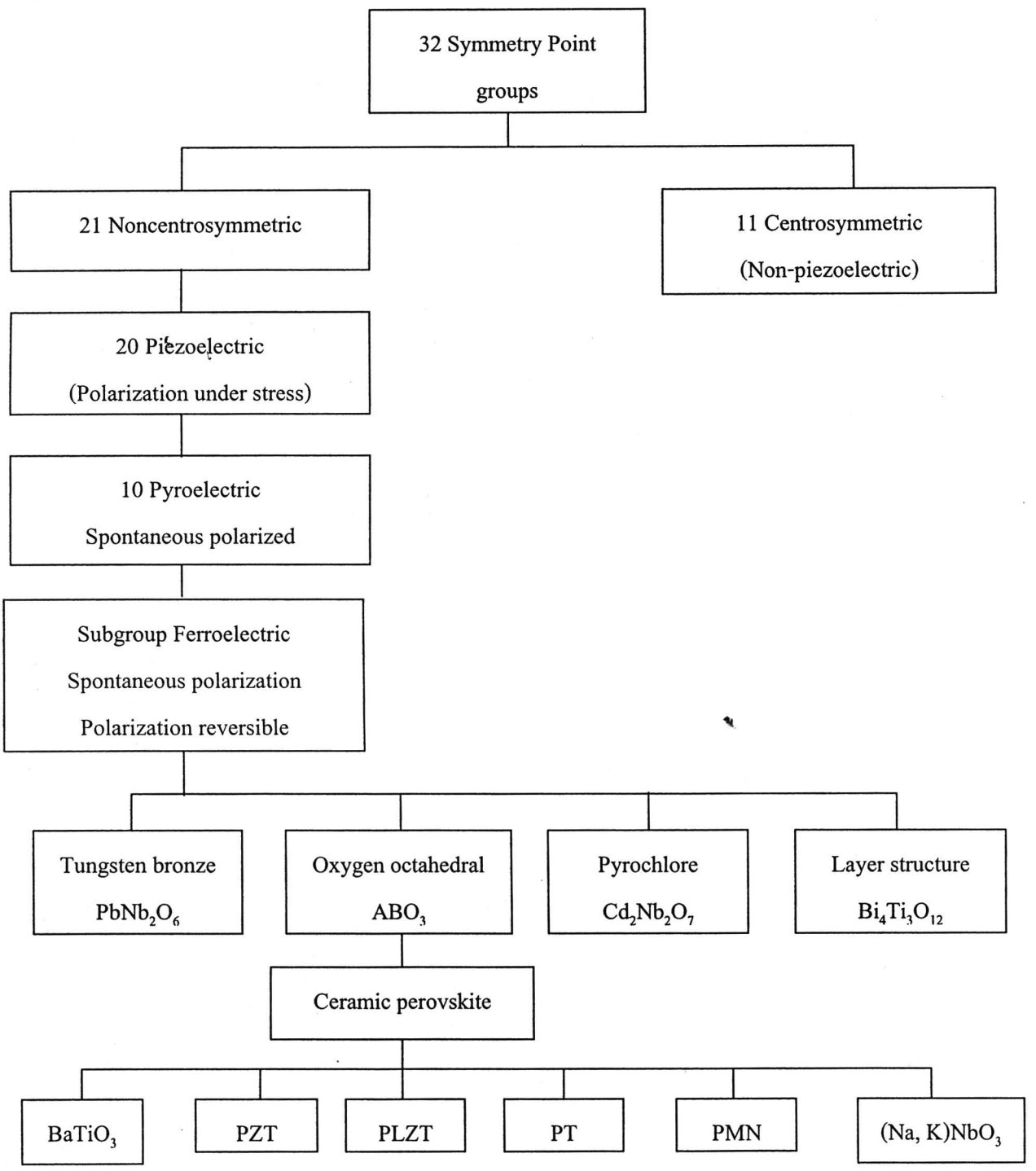
บทที่ 2
ทฤษฎีและหลักการ

2.1 เพียโซอิเล็กทริก (piezoelectric)

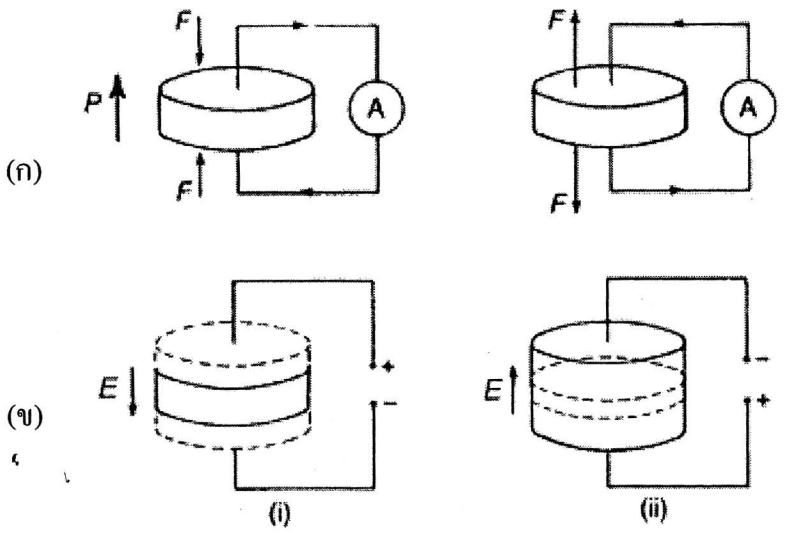
เพียโซอิเล็กทริกได้ถูกค้นพบเป็นครั้งแรกโดย Pierre และ Jacques Curie [6] ได้ทำการทดลองครั้งแรกเกี่ยวกับความสัมพันธ์ของปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกกับโครงสร้างทางผลึกวิทยา โดยการวัดประจุบนผิวของสารตัวอย่าง (สมัยนั้นคือ tourmaline, quartz, topaz, cane sugar และ Rochelle salt) ซึ่งประจุดังกล่าวแปรผันกับแรงเค้น เมื่อพิจารณาด้านกระบวนการทางวิทยาศาสตร์ในปัจจุบัน สมบัติดังกล่าวภายหลังถูกขนานนามว่า "สมบัติเพียโซอิเล็กทริก'' คำว่า "เพียโซ" (piezo) มาจากภาษากรีกที่มีความหมายว่า "กด" (press) ดังนั้นสภาพเพียโซอิเล็กทริกจึงเป็นการเกิดขึ้นของสภาพทางไฟฟ้าจากแรงกดที่ให้เข้าไปกับผลึกซึ่งเป็นแรงทางกล ทำให้เกิดความเครียด (strain) ในผลึกซึ่งเกิดการจัดเรียงตัวไปในทิศทางเดียวกันเรียกว่าการโพลาไรเซชัน (polarization) และให้กระแสไฟฟ้าออกมา ปริมาณและเครื่องหมายของการโพลาไรเซชันจะแปรผันตามความเครียดที่ได้รับ

เป็นที่รู้กันว่าสภาพความเป็นเพียโซอิเล็กทริกพิจารณาได้จากระดับโครงสร้างอะตอมของผลึกและหลักการการแพร่กระจายของไอออนภายในโครงสร้างผลึก การจัดกลุ่มของไอออนจะถูกจำกัดด้วยตำแหน่งที่มีพลังงานสูงสุด ผลึกมีองค์ประกอบทางเคมีคงที่ และประกอบด้วยไอออนเรียงตัวกันซ้ำๆต่อกันเป็นเครือข่ายเกิดเป็นระบบผลึก (lattice) หน่วยที่เล็กที่สุดที่มีความสมมาตรเรียกว่าหน่วยเซลล์ (unit cell) และเป็นตัวบอกความเป็นไปได้ของการมีสมบัติเพียโซอิเล็กทริกในผลึก การแบ่งกลุ่มของผลึกจึงพิจารณาจากสมมาตรของผลึกโดยแบ่งเป็น 32 กลุ่มผลึก ใน 32 กลุ่มจะแบ่งเป็นผลึก 11 กลุ่มที่มีสมมาตรแบบจุดศูนย์กลางสมมาตรของหน่วยเซลล์ดังนั้นจึงไม่มีขั้วไฟฟ้า (non-polar) และผลึก 21 กลุ่มที่ไม่มีสมมาตรแบบจุดศูนย์กลางสมมาตรของหน่วยเซลล์ ในผลึก 21 กลุ่มแบ่งเป็น 20 กลุ่มที่แสดงสมบัติเพียโซอิเล็กทริก และอีก 1 กลุ่มซึ่งอยู่ในระบบลูกบาศก์มีลักษณะของสมมาตรเมื่อรวมกันแล้วจะไม่แสดงปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกออกมา ดังแสดงในรูปที่ 2.1

การไม่มีสมมาตรของศูนย์กลางเป็นสภาวะสำคัญที่ทำให้เกิดสภาพเพียโซอิเล็กทริก เนื่องจากแรงกดที่ให้กับวัสดุเป็นแบบที่มีสมมาตรของศูนย์กลาง จึงทำให้ผลรวมของการเคลื่อนที่ของประจุบวกและประจุลบสามารถสร้างไดโพลไฟฟ้าขึ้นมาหรือที่เรียกว่าเกิดโพลาไรเซชัน สภาพเพียโซอิเล็กทริกเกิดขึ้นได้สองแบบคือแบบที่เป็นเส้นตรง (direct effect) และแบบที่เกิดขึ้นโดยอ้อม (converse effect) ซึ่งก็คือการเปลี่ยนแปลงพลังงานกลเป็นพลังงานไฟฟ้า โดยการเปลี่ยนแปลงที่เกิดขึ้นนี้เกี่ยวกับการเปลี่ยนแปลงโพลาไรเซชันเมื่อสารถูกแรงกลกระทำ หรือเกิดความเค้น (stress) เรียกปรากฏการณ์นี้ว่าเป็นปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกแบบเส้นตรง และการเปลี่ยนพลังงานไฟฟ้าเป็นพลังงานกลจะเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงขนาดหรือเกิดความเครียด (strain) ในสนามไฟฟ้าที่ให้เข้าไป เรียกว่าเป็นปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกแบบผันกลับ ดังแสดงในรูปที่ 2.2 และระดับการเกิดโพลาไรเซชันจะขึ้นกับระดับความเครียดที่เกิดจากแรงที่ได้รับ และเครื่องหมายของประจุที่เกิดขึ้นขึ้นอยู่กับว่าแรงที่ให้เข้าไปเป็นแรงดึงหรือแรงกด [12-15]

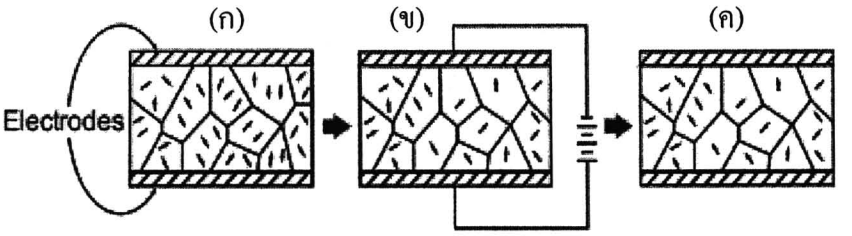


รูปที่ 2.1 ความสัมพันธ์ระหว่างกลุ่มเพียโซอิเล็กทริกและกลุ่มย่อยที่มีพื้นฐานของความสมมาตร [13]



รูปที่ 2.2 แสดงปรากฏการณ์ 2 แบบ คือ (ก) direct effect และ (ข) converse effect ในสารเพียโซอิเล็กทริกเมื่อ i แสดงการหดตัว และ ii แสดงการขยายตัว [15]

กระบวนการโพลิง (poling) เป็นกระบวนการที่สำคัญที่จะทำให้เกิดสภาพเพียโซอิเล็ก ทริกในเซรามิกชนิดเฟร์โรอิเล็กทริก ในระหว่างกระบวนการโพลิงวัสดุจะเกิดการขยายตัวตามแนวแกนสนามไฟฟ้าเล็กน้อย และเกิดการหดตัวในทิศทางที่ตั้งฉากทั้งสองทิศทางเล็กน้อยเช่นกัน ระดับความแรงของสนามไฟฟ้า และอุณหภูมิในการโพลิงเป็นปัจจัยที่สำคัญในการกำหนดการจัดทิศทางและสมบัติที่ได้ของวัสดุ เซรามิกทุกชนิดที่ผ่านการเผาซินเตอร์แล้วจะมีสมบัติโดยรวมที่เหมือนกันในทุกทิศทาง (isotropic) หากไม่มีการโพลิง เซรามิกจะไม่เปลี่ยนสภาพแม้ว่าแต่ละผลึกจะมีสมบัติเพียโซอิเล็กทริกอยู่แล้วก็ตามดังแสดงในรูปที่ 2.3 เซรามิกที่ผ่านการโพลิงมีประโยชน์มากมายเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิไม่เกินอุณหภูมิคูรี (Curie temperature, T_c) เพราะเซรามิกจะเสียสภาพโพลาไรเซชันที่เกิดจากการโพลิงที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิคูรี (T_c)



รูปที่ 2.3 การโพลาไรเซชันของวัสดุเซรามิกเพื่อสร้างปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริก (ก) ก่อนทำการโพล (ข) ระหว่างการโพล (ค) ภายหลังการโพล [16]

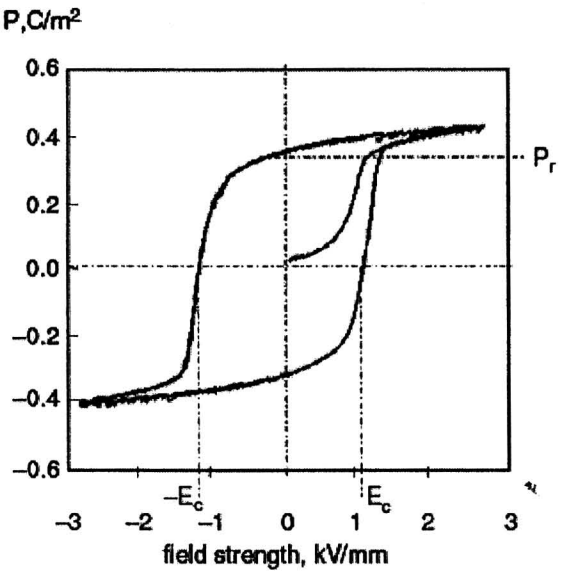
2.2 เฟร์โรอิเล็กทริก [13-15]

จาก 20 กลุ่มจุด (point group) ของผลึกที่ไม่มีสมมาตรของศูนย์กลาง (non-centrosymmetric) ที่เป็นวัสดุเพียโซอิเล็กทริกจะมีอยู่ 10 point group ที่มีขั้วและเกิดไดโพลโมเมนต์ได้เองแม้จะไม่มีแรงภายนอกมากระทำจะเรียกสารกลุ่มนี้ว่าโพลาไรเซชันเกิดขึ้นได้เอง (spontaneous polarization) โดยผลึกเหล่านี้จะมีสภาพเป็นเพียโซอิเล็กทริกที่ดี ในกรณีให้สนามไฟฟ้าภายนอกที่แรงมากพอที่จะทำให้ทิศทางของเวกเตอร์โพลาไรเซชันเกิดการเปลี่ยนแปลงได้ จึงเรียกสารกลุ่มนี้ว่าเฟร์โรอิเล็กทริก กล่าวคือสารเฟร์โรอิเล็กทริกทุกชนิดมีสภาพเป็นเพียโซอิเล็กทริก แต่สารเพียโซอิเล็กทริกไม่จำเป็นต้องมีสภาพเป็นเฟร์โรอิเล็กทริก

โครงสร้างผลึกและหลักการการทำงานของวัสดุเฟร์โรอิเล็กทริกได้มีการอธิบายโดย Safari *et al.* (1996) [17] โดย Safari ได้ให้คำกำจัดความของวัสดุ เฟร์โรอิเล็กทริกว่าเป็นวัสดุที่มีการแสดงเฟสเฟร์โรอิเล็กทริกหนึ่งเฟสหรือมากกว่าในช่วงของการเปลี่ยนความดันและอุณหภูมิในวัสดุนั้นๆ ในเฟสเฟร์โรอิเล็กทริกผลึกจะเป็นแบบมีขั้วทางไฟฟ้าที่สามารถเกิดขึ้นได้เองและการโพลาไรเซชันมีมากกว่าหนึ่งแบบของการจัดเรียงตัวที่จุดสมดุลซึ่งจะแสดงในโครงสร้างของโดเมน สภาพเฟร์โรอิเล็กทริกที่แสดงในวัสดุนั้นอาจจะมาจากการโพลาไรเซชันที่สามารถจัดเรียงตัวกันใหม่ระหว่างการจัดเรียงตัว (โดเมน) ที่ต่างกัน โดยสนามไฟฟ้าที่ให้สามารถปรับค่าได้ และการปรับตัวใหม่ของโดเมนที่เกิดขึ้นภายใต้สนามไฟฟ้าภายนอกส่งผลทำให้มีการเปลี่ยนโครงสร้างด้วย

ผลึกเฟร์โรอิเล็กทริกจะแสดงสมบัติของโมเมนต์คู่ควบ (dipole moment) ถึงแม้ว่าจะไม่มีสนามไฟฟ้าแล้วก็ตาม จากเหตุผลที่จุดศูนย์กลางประจุบวกของผลึกไม่ได้อยู่ในตำแหน่งเดียวกับประจุลบมีผลทำให้เกิดโมเมนต์คู่ควบถาวรอยู่ในผลึกในสถานะเฟร์โรอิเล็กทริก และเมื่อนำสารเฟร์โรอิเล็กทริกมาอยู่ในสนามไฟฟ้าพร้อมทั้งลดสนามไฟฟ้าลงจนเป็นศูนย์ แสดงให้เห็นว่าสาร

เหล่านี้มีโมเมนต์คู่ควบถาวรอยู่แล้ว หรือแสดงให้เห็นว่าสารเหล่านั้นแสดงสภาพเฟร์โรอิเล็กทริก โดยไม่ต้องให้สนามไฟฟ้าเข้าไป เมื่อสารเฟร์โรอิเล็กทริกอยู่ภายใต้สนามไฟฟ้าที่แรงมากพอ ทิศทางของโพลาไรเซชันจะเปลี่ยนตามทิศทางของสนามแต่เมื่อลดสนามไฟฟ้าลงจนเป็นศูนย์ ค่าโพลาไรเซชันจะไม่เป็นศูนย์ แต่โพลาไรเซชันจะเป็นศูนย์เมื่อให้สนามไฟฟ้าในทิศทางตรงข้ามมาหักล้างโพลาไรเซชันให้เป็นศูนย์ ทำให้เกิดการเหลื่อมหลัง (lag) ระหว่างโพลาไรเซชัน P กับสนาม E เป็นวงฮิสเทอรีซีส (hysteresis loop) ซึ่งเป็นลักษณะเฉพาะของสารเฟร์โรอิเล็กทริกดังแสดงในรูปที่ 2.4 [18]



รูปที่ 2.4 แสดงลักษณะของวงฮิสเทอรีซีส (hysteresis loop) ในสารเฟร์โรอิเล็กทริก [18]

จากรูปที่ 2.4 P_r คือค่าโพลาไรเซชันคงเหลือ (remanent polarization) เป็นค่าโพลาไรเซชันที่ค้างอยู่ในระบบเฟร์โรอิเล็กทริกเมื่อขนาดของสนามภายนอกเป็นศูนย์ ซึ่งจะมีทั้งสองด้าน (บวกหรือลบ) ตามทิศทางของสนาม ส่วน E_c คือค่าสนามหักล้าง (coercive field) เป็นค่าสนามภายนอกที่ต้องใช้ในการหักล้างให้สภาพโพลาไรเซชันมีขนาดเป็นศูนย์ ซึ่งจะมีทั้งสองด้าน (บวกหรือลบ) ตามทิศของสภาพโพลาไรเซชันขณะนั้น

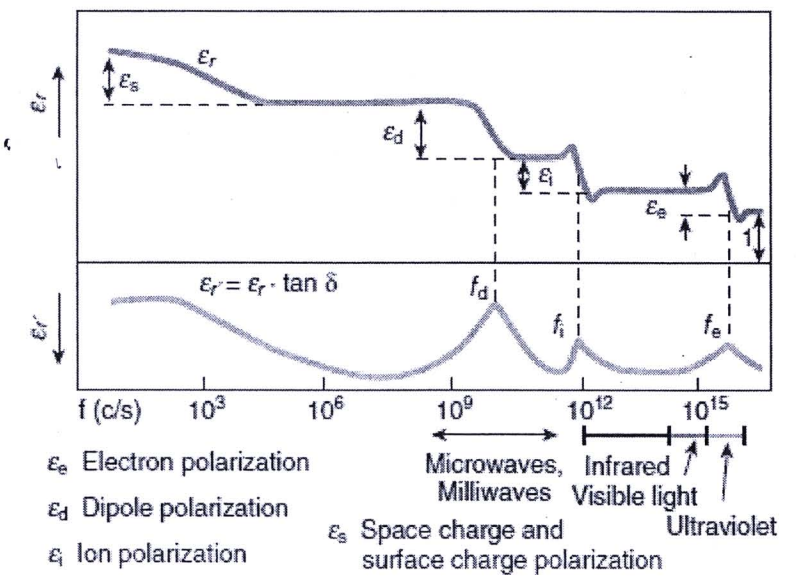
2.2.1 อุณหภูมิคูรีและการเปลี่ยนเฟส (Curie temperature and phase transition) [19]

การเปลี่ยนแปลงของเฟสในสารเฟร์โรอิเล็กทริก จะสอดคล้องกับการเกิดการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างผลึก ซึ่งเป็นผลจากการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิและการโพลาไรเซชันทางไฟฟ้าของวัสดุ อุณหภูมิคูรี (Curie temperature, T_c) เป็นอุณหภูมิที่เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของเฟสจากพาราอิเล็กทริก (paraelectric phase) ที่อุณหภูมิ $T > T_c$ ซึ่งวัสดุจะไม่แสดงสมบัติการโพลาไรเซชันที่เกิดขึ้นเองได้ (spontaneous polarization) ไปยังเฟสเฟร์โรอิเล็กทริก (ferroelectric phase) ที่อุณหภูมิ $T < T_c$ วัสดุนี้จะแสดงสมบัติโพลาไรเซชันแบบเกิดขึ้นเอง นอกจากนี้ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (relative permittivity) ของวัสดุจะมีการเปลี่ยนแปลงและมีค่าเพิ่มขึ้นสูงสุดที่อุณหภูมิคูรีด้วย ที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิคูรี โครงสร้างเฟสจะมีโครงสร้างเป็นพาราอิเล็กทริกและจะไม่มีการแสดงสมบัติความเป็นเฟร์โรอิเล็กทริกใดๆออกมา ซึ่งโครงสร้างเฟร์โรอิเล็กทริกจะเกิดขึ้นจากการบิดเบี้ยว หรือเสียรูปร่างไปของโครงสร้างพาราอิเล็กทริก โดยที่โครงสร้างเฟร์โรอิเล็กทริกจะมีสมมาตรของโครงสร้างที่น้อยกว่าโครงสร้างพาราอิเล็กทริก ที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิคูรีไอออนจะมีการเคลื่อนในตำแหน่งสมดุล ซึ่งจะทำให้เกิดโพลาไรเซชันแบบเกิดขึ้นเองเกิดขึ้น

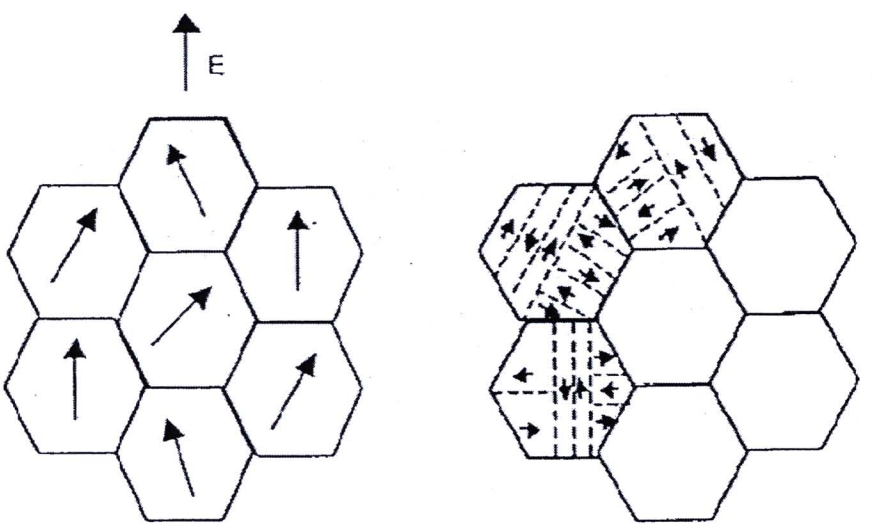
2.2.2 โพลาไรเซชัน (polarization) [13, 15, 20]

เมื่อให้สนามไฟฟ้ากับวัสดุเซรามิก ประจุไฟฟ้าภายในวัสดุจะเกิดการเลื่อนและการโพลาไรเซชันจะถูกเหนี่ยวนำให้เกิดขึ้นเป็นสัดส่วนกับสนามไฟฟ้า ขึ้นอยู่กับขนาดของบริเวณที่ได้รับผลกระทำนั้น โดยประกอบไปด้วยโหมดที่ต่างกัน 5 โหมดของการเกิดโพลาไรเซชันสามารถที่จะอธิบายได้คือการเกิด โพลาไรเซชันระดับอิเล็กตรอน (electron polarization, ε_e) การโพลาไรเซชันระดับไอออน (ion polarization, ε_i) การโพลาไรเซชันแบบขั้วคู่ (dipole polarization, ε_d) การโพลาไรเซชันของประจุอากาศ และแบบประจุพื้นผิว (space and surface charge polarization, ε_s) และแนวการเรียงตัวของโพลาไรเซชันแบบการจัดกลุ่ม (orientation polarization, ε_o) การโพลาไรเซชัน 4 แบบแรกจะเกิดที่อุณหภูมิไม่มีการเปลี่ยนแปลง ในขณะที่การโพลาไรเซชันแบบที่ 5 นั้นจะมีการจัดวางแนวของขั้วคู่ในทิศทางตามสนามไฟฟ้าที่ให้ ซึ่งจะเป็นสัดส่วนอย่างตรงกันข้ามกับอุณหภูมิในการปรากฏของกระแสที่มาแทนที่ การโพลาไรเซชันของวัสดุสามารถที่จะเกิดการเปลี่ยนแปลงตามสนามไฟฟ้าทั้งหมดในช่วงของความถี่ต่ำมาก และเมื่อความถี่สูงขึ้น การโพลาไรเซชันจะไม่เป็นแบบช่วงยาวตามการเปลี่ยนแปลงของสนามไฟฟ้าและในทางตรงกันข้ามการกระจายค่าของสภาพยอมไดอิเล็กทริกจะเกิดขึ้นเมื่อความถี่มีค่าเพิ่มขึ้น (แสดงในรูปที่ 2.5)

หากพิจารณาสารเซรามิก ที่ประกอบด้วยผลึกขนาดเล็กที่มีทิศทางของไดโพลต่างกัน การที่ไดโพลเรียงตัวไม่เป็นระเบียบ มีผลทำให้เซรามิกไม่สามารถแสดงสมบัติ และวัดค่าเพียโซอิเล็กทริกได้ แต่เมื่อมีการให้สนามไฟฟ้าเข้าไป จะเป็นการสร้างขั้วให้แก่สาร ซึ่งจะทำให้เกิดโพลาไรเซชันหรือไดโพลภายในเนื้อสารให้อยู่ในทิศทางใกล้เคียงกัน หรือทิศทางเดียวกับทิศทางของสนามไฟฟ้าที่ให้เข้าไป ดังรูป 2.6 เพื่อเพิ่มสมบัติการเป็นเพียโซอิเล็กทริก และสมบัติทางไฟฟ้าด้วย



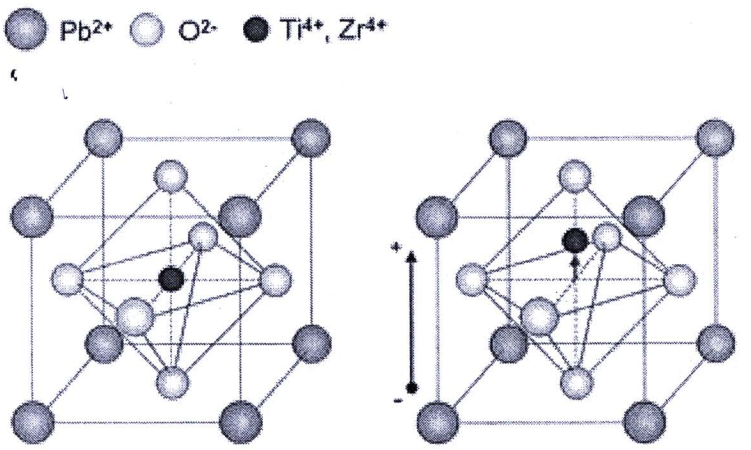
รูปที่ 2.5 การกระจายในโพลาไรเซชันของวัสดุไดอิเล็กทริก [20]



รูปที่ 2.6 แสดงการจัดเรียงไดโพลภายในเนื้อสารก่อน และภายหลังการให้สนามไฟฟ้า [15]

2.3 ข้อมูลเบื้องต้นเกี่ยวกับเลดเซอร์โคเนตไททาเนต [6, 21-23]

เลดเซอร์โคเนตไททาเนตเป็นสารที่มีคุณสมบัติเป็นเพียโซอิเล็กทริกมีโครงสร้างแบบผลึกเป็นแบบเพร์รอฟสไกต์ (perrovskite) ซึ่งมีสูตรทั่วไปว่า ABO_3 เมื่อ A เป็นไอออนบวกที่มีขนาดใหญ่กว่า B เป็นไอออนบวกที่มีขนาดเล็กกว่า สำหรับเลดเซอร์โคเนตไททาเนต มีสูตรทั่วไปว่า $Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3$ ซึ่งมีโครงสร้างดังแสดงในรูป 2.7



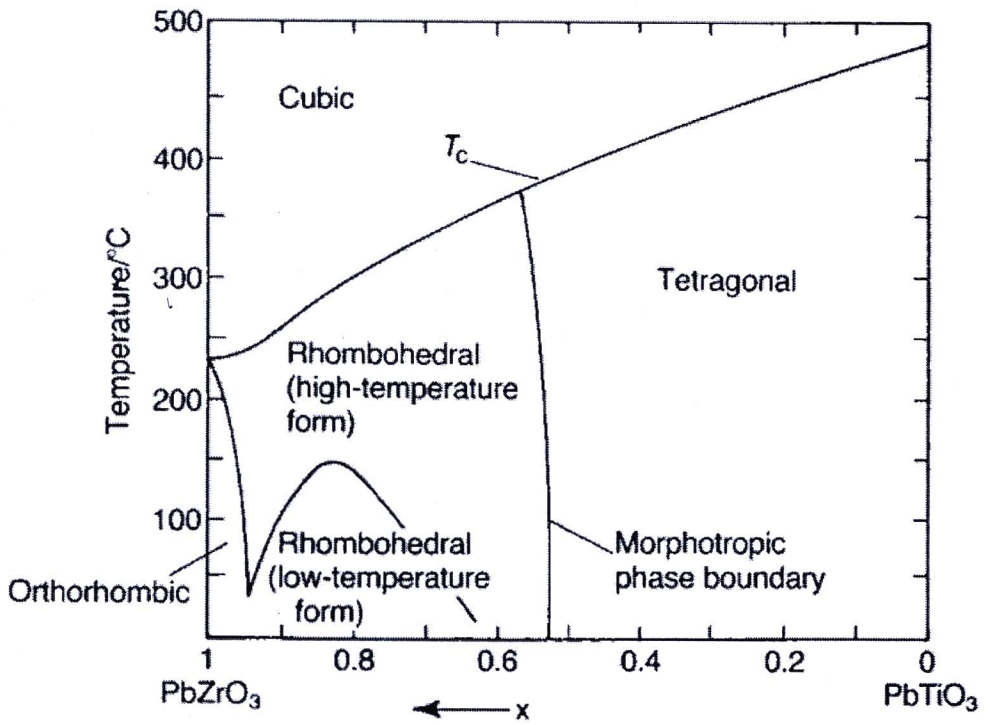
รูปที่ 2.7 โครงสร้างผลึกแบบเพอร์รอพสไกท์ของสาร $Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3$ [21]

โครงสร้างนี้เกิด ณ อุณหภูมิคูรีประมาณ 350 °ซ เลดเซอร์โคเนตไททาเนตจะมีโครงสร้างหน่วยเป็นแบบคิวบิกโดยมีอะตอมของตะกั่วอยู่ที่มุมทั้งแปดของลูกบาศก์และมีอะตอมของออกซิเจนวางตัวอยู่บริเวณกึ่งกลางของแต่ละหน้าทั้งหกด้านของลูกบาศก์และมีอะตอมของไททาเนียม และเซอร์โคเนียมจะอยู่ร่วมกันที่บริเวณใจกลางของลูกบาศก์มีการยึดเกาะกันกับออกซิเจนรอบ ๆ แบบออกตะฮีดรอล [22]

เลดเซอร์โคเนตไททาเนตเป็นสารละลายของแข็งระหว่างเลดเซอร์โคเนต ($PbZrO_3$) ซึ่งมีสมบัติเป็น antiferroelectric และมีโครงสร้างเป็น orthorhombic กับ เลดไททาเนต ($PbTiO_3$) ซึ่งแสดงสมบัติ ferroelectric และมีโครงสร้างแบบ tetragonal perovskite อัตราส่วนระหว่าง Zr/Ti จะมีความสำคัญอย่างมากในการทำให้เซรามิกมีสมบัติเพียโซอิเล็กทริกที่ดี สูตรที่นิยมเตรียมกันก็คือ สัดส่วนระหว่างเลดเซอร์โคเนตต่อเลดไททาเนต (Zr/Ti) เป็น 0.52:0.48 ซึ่งเป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่อยู่ในบริเวณรอยต่อเฟส (Morphotropic Phase Boundary : MBP) ระหว่างเฟสเตตระโกนอล (tetragonal) และเฟสรอมโบฮีดรอล (rhombohedral) ทำให้ง่ายต่อการเปลี่ยนแปลง

สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ ห้องสมุดงานวิจัย

โครงสร้างที่มีขั้วเมื่อได้รับพลังงานจากภายนอกและเป็นสัดส่วนองค์ประกอบที่แสดงสมบัติเพียโซอิเล็กทริกได้ดีที่สุด [23] ซึ่งมีเฟสไดอะแกรมดังรูปที่ 2.8



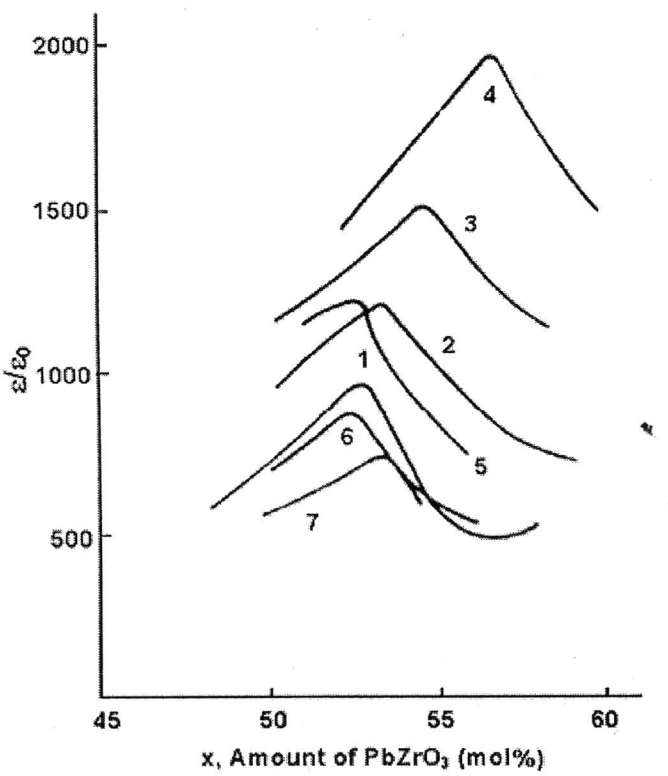
รูปที่ 2.8 แผนภาพไดอะแกรมของระบบ $Pb(Ti_{1-x}Zr_x)O_3$ [6]

การแทนที่ด้วยไอออนที่มีจำนวนประจุแตกต่างจากไอออนที่ถูกแทนที่หรือไอออนตัวหลักนั้นมีผลต่อสมบัติของ PZT อย่าชัดเจน เพียโซอิเล็กทริก PZT เซรามิก ซึ่งมีส่วนผสม ณ ตำแหน่ง MBP สามารถเจือไอออนตัวอื่น เพื่อประกอบเป็น hard และ soft PZT ได้ สำหรับ hard PZT เป็นการเจือ acceptor ions เช่น K^+, Na^+ ในตำแหน่ง A-site และ Fe^{3+}, Al^{3+}, Mn^{3+} ในตำแหน่ง B-site โดยสมบัติของ hard PZT นั้นจะแสดงค่า permittivity ที่ต่ำ และ การสูญเสียทางไฟฟ้า (electrical losses) ที่ต่ำ และยังให้ค่า piezoelectric coefficient ที่ต่ำ และยังสามารถทำการโพล (poling) ได้ยากด้วย ในทางตรงกันข้าม การเจือ donor ions เช่น La^{3+} ใน A-site และ Nb^{5+}, Sb^{5+} ในตำแหน่ง B-site จะส่งผลทำให้สมบัติของสารเปลี่ยนแปลงคือ มีค่า permittivity สูง รวมไปถึงค่าการสูญเสียทางไฟฟ้าสูง ค่าสัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก (piezoelectric coefficient) สูงด้วย และยังสามารถโพลได้ง่าย [23]

สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ
ห้องสมุดงานวิจัย
วันที่ 21 S.A. 2554
เลขทะเบียน 242740
เลขเรียกหนังสือ

2.4 ผลของตัวเจือต่อสภาพเฟร์โรอิเล็กทริก

ปริมาณเล็กน้อยของตัวเจือ (dopant) โดยส่วนมาก (drastically) จะนำไปสู่การเปลี่ยนแปลงสมบัติไดอิเล็กทริก สมบัติไฟฟ้าเชิงกลและไฟฟ้าเชิงแสงของเซรามิก เมื่อพิจารณาที่ความบกพร่องของผลึก (crystallographic deficiencies) ผลของตัวเจือแบบต่างๆที่ส่งผลต่อสมบัติเฟร์โรอิเล็กทริกของเซรามิกแสดงในตารางที่ 2.1 การเจือสารในวัสดุ PZT ด้วยไอออนของตัวให้และไอออนของตัวรับจะส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงสมบัติของวัสดุ รูปที่ 2.9 แสดงการเปลี่ยนแปลงค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสัมพัทธ์ในเซรามิก PZT ด้วยสารเจือที่ต่างกัน



รูปที่ 2.9 การเปลี่ยนแปลงในค่าคงที่ไดอิเล็กทริกของเซรามิกเพียโซอิเล็กทริก $(Pb(Zr_xTi_{1-x})O_3$ เมื่อเจือด้วยสารเจือต่างกัน กราฟ 1: เซรามิกที่ไม่ทำการเจือ, 2: 2 mol% $NbO_{1.5}$, 3: 4 mol% $NbO_{1.5}$, 4: 6 mol%$NbO_{1.5}$, 5: 2 mol%$NbO_{2.5}$, 6: 1.6 mol%$FeO_{1.5}$, 7: 2.5 mol%$CrO_{1.5}$ [24]

ตารางที่ 2.1 สารเติมแต่งหรือตัวเจือในสาร PZT และการส่งผลต่อสมบัติเพียโซอิเล็กทริก [5]

ตัวเติมแต่งหรือตัวเจือ				ผลต่อสมบัติ
ประเภท	ตำแหน่งที่ถูกแทนที่	อะตอมตัวแทนที่	รัศมีไอออน	
ตัวเจือแบบ Soft (off-valent donors)	Pb^{2+}	La^{3+}	0.122	ค่าสภาพยอมสัมพัทธ์หรือค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงมากและค่าคงที่เพียโซอิเล็กทริกที่สูง ค่า K_p สูงมาก ค่า Q_M ต่ำมาก ค่าสภาพความต้านทานที่สูงมากประมาณ 10^3 ลดช่องว่างของออกซิเจน สภาพการเคลื่อนที่บริเวณผนังโดเมนเพิ่มมากขึ้นและสามารถทำให้เกิดขั้วได้ง่าย
		Nd^{3+}	0.155	
		Sb^{3+}	0.090	
		Bi^{3+}	0.114	
		Th^{4+}	0.110	
	Ti^{4+} หรือ Zr^{4+}	Nb^{5+}	0.069	
		Ta^{5+}	0.068	
		Sb^{5+}	0.063	
		W^{6+}	0.065	
วาเลนต์เท่ากัน	Pb^{2+}	Ba^{2+}	0.134	อุณหภูมิคูรีต่ำมาก ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงมาก
		Sr^{2+}	0.012	
	Ti^{4+} หรือ Zr^{4+}	Sn^{4+}	0.071	
ตัวเจือแบบ Hard (off-valent acceptor)	Pb^{2+}	K^{+}	0.133	ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกต่ำมาก ค่า K_p ต่ำมาก ค่า Q_M สูงมาก ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริกต่ำมาก กระบวนการทำให้เกิดขั้วและการทำลายขั้วทำได้ยาก ค่า E_c สูง
		Na^{+}	0.094	
	Ti^{4+} หรือ Zr^{4+}	F^{3+}	0.067	
		Al^{3+}	0.057	
		Sc^{3+}	0.083	
		In^{3+}	0.092	
		Cr^{3+}	0.064	

จากตารางที่ 2.1 ตัวเจือในช่วงแรกที่ใช้กันส่วนมากเพื่อดัดแปลงหรือปรับปรุงสมบัติของ PZT จะเป็นแบบ off-valent donor หรือ soft dopants เช่น Nb^{5+} ทำการแทนที่ในตำแหน่งของ Zr^{4+}

หรือ La^{3+} แทนที่ในตำแหน่งของ Pb^{2+} เซรามิกที่ผ่านการเจือแบบตัวให้จะแสดงวงฮีสเทอรีซีสแบบจัตุรัส มีค่าสนามลบล้าง (coercive fields) ต่ำ ค่าโพลาไรเซชันเหลือค้าง (remanent polarization) สูง ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูง พารามิเตอร์เชิงคู่ควบสูง การสูญเสียทางไดอิเล็กทริกสูง และ ค่า complidance ทางกลที่สูง

การเจือด้วยตัวให้เช่น Nb^{5+} หรือ Ta^{5+} จะเรียกว่า PZT แบบชั่วคราว (soft PZT) หรือเรียกง่ายๆว่า PZT-5 เนื่องจากเกิดการเคลื่อนที่ของโดเมนที่เนื่องจากผลของช่องว่างของตะกั่ว ความเข้มข้นของสารแทนที่ในตำแหน่ง A-site และ ตำแหน่ง B-site ที่มีวาเลนต์สูงกว่าเป็นที่รู้ว่ากันว่าจะส่งผลทำให้ไปปรับปรุงสมบัติไดอิเล็กทริกและสมบัติเพียโซอิเล็กทริกเป็นอย่างมาก แต่จะไปลดสนามลบล้าง (coercive field) และไปปรับปรุงสัมประสิทธิ์คู่ควบไฟฟ้าเชิงกล วัสดุที่แสดงพฤติกรรมในลักษณะนี้จะเรียกว่า PZT แบบอ่อน (soft PZT) ในขณะที่ความเข้มข้นของสารเจือในตำแหน่ง A-site และ B-site ที่มีวาเลนต์ต่ำกว่า การเจือด้วยตัวรับเช่น Fe^{3+} หรือ Sc^{3+} จะนำไปสู่ PZT แบบถาวร (hard PZT) เช่น PZT-8 เนื่องจากช่องว่างของออกซิเจนจะบังคับให้มีการเคลื่อนที่ของผนังโดเมนจะแสดงผลโดยไปลดค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและค่าคงที่เพียโซอิเล็กทริก ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริกที่ต่ำมาก และค่าสนามลบล้างที่ค่อนข้างสูง วัสดุที่แสดงพฤติกรรมในลักษณะนี้จะเรียกว่า PZT แข็ง (hard PZT) [6, 25]

2.4.1 การเจือด้วยตัวรับ (acceptor doping) [24-26]

การเจือสารในผลึกเพร์รอฟสไกต์ด้วยไอออนตัวรับ (acceptor) ด้วย K^+, Na^+ ในตำแหน่ง A-site และ Fe^{3+}, Al^{3+}, Mn^{3+} เป็นต้น ในตำแหน่ง B-site ในกระบวนของการเจือแบบนี้ กลไกลทางกายภาพจะเป็นแบบเชิงซ้อน เนื่องจากว่าไอออนตัวเจือที่ต่างกันจะส่งผลต่อสมบัติของวัสดุแตกต่างกันด้วย การเจือแบบนี้จะพิจารณาได้ว่าเป็นการเจือแบบตัวรับ (acceptor) เนื่องจากว่าจะเหนี่ยวนำให้เกิดการขาดหายไปของออกซิเจน (oxygen deficiencies) ในแลตทิซของ PZT โดยทั้งในตำแหน่ง A และตำแหน่ง B อาจจะจะถูกครอบครองโดยไอออนของตัวเจือ ซึ่งการครอบครองนี้จะขึ้นอยู่กับรัศมีไอออนิกของไอออนตัวเจือซึ่งส่วนมากตัวที่มีรัศมีน้อยกว่าจะถูกแทนที่ในแลตทิซ เช่น ไอออนของ Pb^{2+} อาจจะถูกแทนที่โดย K^+ และ ไอออนของ Zr^{4+} จะถูกแทนที่โดย Fe^{3+} Sc^{3+} หรือ Mg^{2+} ดังแสดงในตารางที่ 2.2 ที่แสดงรัศมีไอออนของตัวเจือ เมื่อไอออนของตัวเจือมีประจุบวกที่ต่ำกว่าไปแทนที่ไอออนของโลหะที่มีประจุบวกที่สูงกว่า ช่องว่างของออกซิเจนจึงเกิดขึ้นในแลตทิซ

ยกตัวอย่าง ความบกพร่องที่เกิดขึ้นในโครงสร้างผลึกที่เนื่องมาจากการเจือด้วยสารเจือปนในโครงสร้างเพร์รอฟสไกต์ ไอออนตัวรับเช่น Fe^{3+} จะไปเหนี่ยวนำให้เกิดช่องว่างของออกซิเจน (♦) ในแลตทิซของ PZT ขึ้น ดังสมการ

$$Pb(Zr_yTi_{1-y-x}Fe_x)(O_{3-x/2}\blacklozenge_{x/2}) \qquad (2.1)$$

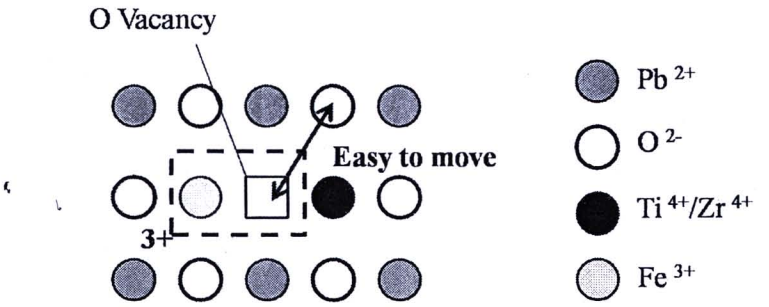
ตารางที่ 2.2 รัศมีของไอออนสารเจือแบบ hard [26]

ไอออนขนาดเล็ก	(Å)	ไอออนขนาดใหญ่	(Å)
Ti^{4+}	0.68	Pb^{2+}	1.32
Zr^{4+}	0.79	K^{+}	1.33
Fe^{3+}	0.67	Na^{+}	0.94
Al^{3+}	0.57		
Sc^{3+}	0.83		
In^{3+}	0.92		
Cr^{3+}	0.64		

การเจือด้วยตัวรับจึงเป็นสาเหตุทำให้เกิดการจัดเรียงตัวใหม่ได้อย่างง่ายของขั้วคู่ไอออนซึ่งจะสัมพันธ์กับส่วนที่ขาดหายไป โดยขั้วนี้จะถูกทำให้เกิดขึ้นโดยไอออนของ Fe^{3+} (ประจุบวก) และตำแหน่งช่องว่างของออกซิเจน (ประจุลบ) ที่ขาดไปดังแสดงในรูปที่ 2.10 ผลนี้จะเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูง (มากกว่า 1000 °ซ) ในระหว่างการซินเตอร์ อย่างไรก็ตามไอออนของออกซิเจนจะยังคงสามารถเคลื่อนที่ได้เมื่ออุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิเปลี่ยนเฟส (เช่นที่อุณหภูมิห้อง) เนื่องจากว่าออกซิเจนและช่องว่างอยู่ติดกัน สามารถเกิดการกระโดดได้ง่าย Fe^{3+} ที่แทนที่ในตำแหน่งของ Zr^{4+} หรือ Ti^{4+} จะไปชดเชยช่องว่างของออกซิเจนและโดยส่วนมากจะยังมีข้อจำกัดอยู่ การจัดเรียงตัวใหม่ของโดเมนจะมีข้อจำกัด เซรามิกที่เจือในลักษณะนี้จะแสดงสมบัติของการพัฒนาวงฮีสเทอรีซีสที่ค่อนข้างยาก ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกที่ต่ำ การสูญเสียทางไดอิเล็กทริกที่ต่ำ ค่า compliances ที่ต่ำ และ อัตราการบ่มตัวที่สูงมาก

ไอออนตัวรับที่มีวาเวนต์ขนาดเล็กจาก +1 - +3 จะทำให้ไปหยุดยั้งความเครียดที่เกิดขึ้นและการเพิ่มขึ้นของฮีสเทอรีซีสและสนามเหลือค้าง นอกจากนี้ไอออนประเภทตัวรับอาจจะถูกเลี่ยง (avoides) ที่จะใช้ในการออกแบบเซรามิกแอกทูเอเตอร์ในการนำมาประยุกต์ใช้งาน แต่การเจือด้วย

ตัวรับจะมีส่วนสำคัญมากสำหรับการสร้างเพียโซเซรามิกแบบถาวร (hard) ซึ่งเหมาะสมต่อการนำมาใช้ในอุปกรณ์กลุ่มอัลตราโซนิก มอเตอร์ ซึ่งผลของการเจือนี้สามารถที่จะส่งผลต่อ domain pinning effect ดังนั้นการเจือด้วยตัวรับเป็นสาเหตุทำให้เกิดการ pinning ของโดเมนผ่านทำให้เกิดการจัดเรียงตัวใหม่อย่างง่ายของขั้วคู่ไอออน ซึ่งจะนำไปสู่ลักษณะของ hard แต่การเจือด้วยตัวรับจะไม่ส่งผลต่อ pinning ของโดเมนที่มีสาเหตุเนื่องจากไอออนของตะกั่ว



รูปที่ 2.10 ความบกพร่องของผลึกใน PZT ที่เจือด้วยตัวรับ (acceptor dopants) [25]

2.4.2 การเจือด้วยตัวให้ (Donor doping) [24-26]

วัสดุที่ถูกเจือด้วยไอออนแบบ donor-type ในตำแหน่ง A-site และ B-site ด้วยวาเลนต์ที่มากจาก +4 - +6 เช่น Ta^{5+}, Nb^{5+}, W^{6+} ในตำแหน่ง B-site หรือ ด้วย La^{3+}, Sb^{3+} ในตำแหน่ง A-site จะแสดงลักษณะที่ดีเลิศในอุปกรณ์ actuator ซึ่งจะเรียกว่า การปรับปรุง (enhancement) ของความเครียดสูงสุดและการลดลงของความเครียดของวงฮีสเทอรีซีส

การเจือด้วยไอออนที่วาเลนต์สูงกว่าจะมีลักษณะที่จะไปสร้างช่องว่างของ Pb ในโครงสร้างเพร์รอฟสไกต์ เนื่องจากว่าไอออนของ Pb จะไปครอบครองที่ตำแหน่ง A –site ของแลตทิซ ไอออนของ soft doping จะแสดงหน้าที่หลักในการเกิดขึ้นของช่องว่าง A โดยทั่วไปไอออนที่มีรัศมีที่ใหญ่มาก เช่น La^{3+} Sb^{3+} Bi^{3+} Th^{4+} เป็นต้น จะเข้าไปอยู่ในตำแหน่ง A-site โดยไปแทนที่ไอออนของตะกั่ว Pb^{2+} เมื่อตำแหน่ง A สองตำแหน่งถูกครอบครองโดยไอออนบวก 2 ไอออนด้วยวาเลนต์ +3 ทำให้ช่องว่างของ Pb เกิดขึ้น เมื่อไอออนที่มีขนาดรัศมีที่เล็กกว่า เช่น Nb^{5+} Ta^{5+} เป็นต้น เข้าไปในโครงสร้างเพร์รอฟสไกต์ ไอออนเหล่านี้จะไปยึดครองที่ตำแหน่ง B-site โดยจะไปแทนที่ไอออนของ Zr^{4+} หรือ Ti^{4+} เนื่องจากว่าไอออนของตัวเจือที่มีวาเลนต์ที่มากกว่า 4+ ทำให้มีประจุบวกที่สูงเข้าไปในแลตทิซและทำให้ช่องว่างของ Pb ถูกสร้างขึ้น รัศมีไอออนิกของไอออนตัวเจือบางตัวแสดงในตารางที่ 2.3 ยกตัวอย่างในกรณีของไอออนแบบ donor เช่น Nb^{5+} จะไปเหนี่ยวนำให้เกิด

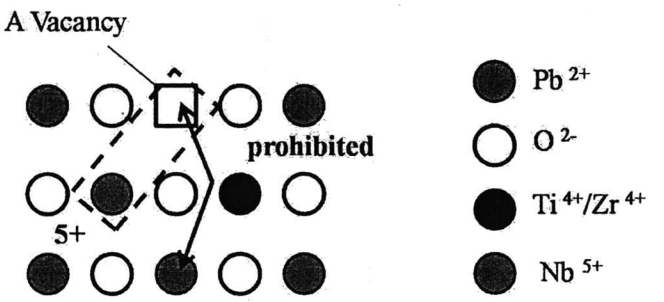
ช่องว่างของ Pb (◆) แสดงดังสมการ

$$(Pb_{1-x/2}\blacklozenge_{x/2})(Zr_yTi_{1-y-x}Nb_x)O_3 \qquad (2.2)$$

ตารางที่ 2.3 รัศมีของไอออนตัวเจือแบบ soft [26]

ไอออนขนาดเล็ก	(Å)	ไอออนขนาดใหญ่	(Å)
Ti^{4+}	0.68	Pb^{2+}	1.32
Zr^{4+}	0.79	La^{3+}	1.22
Nb^{5+}	0.69	Nd^{3+}	1.15
Ta^{5+}	0.63	Sb^{3+}	0.90
Sb^{5+}	0.65	Bi^{3+}	1.14
		Th^{4+}	1.10

การเจือด้วยตัวให้จะไม่ส่งผลอย่างมากในการเกิดขั้วคู่ที่สามารถเคลื่อนที่ได้ เนื่องจากว่าไอออนของตะกั่วไม่สามารถกระโดด (hop) ไปในช่องว่างที่ตำแหน่ง A-site ข้างเคียงได้เนื่องจากว่าออกซิเจนจะปิดโดยรอบๆ ตะกั่ว การขาดหายไปของประจุที่มีการเจือด้วยตัวให้แสดงดังรูปที่ 2.11 ใน PZT การเจือด้วยไอออนประเภทตัวให้จะเป็นการทำให้เกิดลักษณะที่เรียกว่า soft ค่อนข้างมาก ในเพียโซอิเล็กทริกเซรามิก การเจือแบบตัวให้จะไปชดเชยช่องว่างของตำแหน่ง A (A-site) โดยตัวเจือเหล่านี้จะไปปรับปรุงการจัดเรียงตัวใหม่ของผนังโดเมน จึงส่งผลทำให้เซรามิกเพียโซอิเล็กทริกที่ทำการเจือด้วยตัวให้จะแสดงค่าคงที่เพียโซอิเล็กทริกที่มีค่าสูง แต่ก็ยังคงส่งผลต่อ large aging เนื่องจากการทำลายความเป็นขั้วของเซรามิก (depoling) เกิดขึ้นได้ง่าย



รูปที่ 2.11 ความบกพร่องของผลึกใน PZT ที่เจือด้วยตัวให้ (donor dopants) [24]

สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ ห้องสมุดงานวิจัย

แฟกเตอร์ทางคุณภาพเชิงกล (mechanical quality factor; Q_M) จะลดลงกับปริมาณสัดส่วนของการเจือที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากว่าพลังงานที่ใช้ในการเคลื่อนที่ของโดเมนมากขึ้น การเคลื่อนที่ของโดเมนเกิดขึ้นได้ง่ายในเซรามิก PZT ที่มีช่องว่างของ Pb ซึ่งจะสัมพันธ์กับความเครียดภายนอกหรือความเค้นภายนอกที่เกิดขึ้นได้มาก นอกจากนี้หลังจากกระบวนการทำขั้ว (poling) กระบวนการเกิดความเค้นใน PZT ที่มีการเจือด้วยสารเจือแบบอ่อน (soft) จะเกิดขึ้นได้เร็วมากกว่าในเซรามิกที่ไม่ผ่านการทำขั้ว

นอกจากนี้ในแลตทิซที่มีช่องว่างของ Pb จะทำให้การเคลื่อนที่ของอะตอมสามารถเคลื่อนที่ได้ง่ายกว่าในโครงสร้างผลึกที่สมบูรณ์ ดังนั้นการเคลื่อนที่ของโดเมนสามารถที่จะทำให้เกิดขึ้นได้โดยสนามไฟฟ้าที่ให้ในปริมาณน้อย การเจือแบบนี้จะส่งผลต่อโครงสร้างคือ สนามไฟฟ้าลบล้างจะลดลง แฟกเตอร์คู่ควบไฟฟ้าเชิงกลจะลดลง กับการเพิ่มขึ้นของการสูญเสียทางกลและการสูญเสียทางกายภาพ

นอกจากนี้ตัวเติมแต่งหรือสารเจือแบบที่มีวาเลนต์เท่ากันซึ่งจะไปแทนที่ไอออนที่มีช่องว่างที่เท่ากันและสัมพันธ์กันในขนาดที่เท่ากัน เช่น Ba^{2+} Sr^{2+} เพื่อไปแทนที่ในตำแหน่ง Pb^{2+} หรือ Sn^{4+} แทนที่ในตำแหน่ง Zr^{4+} หรือ Ti^{4+} ซึ่งสารเจือเหล่านี้จะพัฒนาวงฮีสเทอรีซีสที่แย่มาก นอกจากนี้ยังมีสมบัติอื่นๆประกอบด้วยค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริกที่ต่ำ ค่า impliance ที่ต่ำและอัตราการบ่มตัวที่สูงมาก

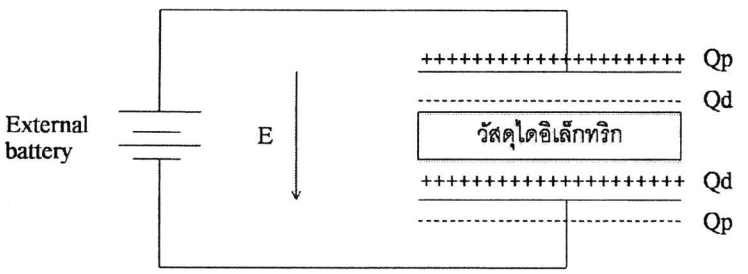
2.5 สมบัติไดอิเล็กทริก (dielectric properties) [14-15]

วัสดุไดอิเล็กทริก ถือได้ว่าเป็นวัสดุที่มีความสำคัญเป็นอย่างมากในทางอุตสาหกรรม โดยทั่วไปวัสดุไดอิเล็กทริกจะมีสมบัติเป็นฉนวนไฟฟ้าซึ่งไม่นำไฟฟ้า แต่จะมีความแตกต่างจากฉนวนไฟฟ้าทั่วไปคือมีสมบัติของการเก็บประจุไฟฟ้า ซึ่งความสามารถในการเก็บประจุไฟฟ้าของสารไดอิเล็กทริกนี้จะเรียกว่า ค่าความจุไฟฟ้า (capacitance) เมื่อทำการให้สนามไฟฟ้าแก่สารไดอิเล็กทริก สารไดอิเล็กทริกจะเกิดโพลาไรเซชันขึ้นซึ่งมีค่าเท่ากับผลรวมของโพลาไรเซชันต่อหนึ่งหน่วยปริมาตร ซึ่งถ้ามีค่าการโพลาไรเซชันสูงจะส่งผลให้สารไดอิเล็กทริกมีค่าความจุไฟฟ้าสูงขึ้นตามไฟด้วย สมบัติพื้นฐานของวัสดุไดอิเล็กทริกคือ

1. ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก (dielectric constant)
2. ความทนต่อการพังทลายด้านไฟฟ้าของไดอิเล็กทริก (dielectric breakdown strength)
3. การสูญเสียในวัสดุไดอิเล็กทริก (loss factor)

2.5.1 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก [14-15, 27]

พิจารณาตัวเก็บประจุแผ่นขนาน



รูปที่ 2.12 ตัวเก็บประจุแผ่นขนาน [27]

จากรูปเมื่อให้สนามไฟฟ้า E ตัวเก็บประจุแผ่นขนานจะเกิดประจุ Q_p และที่ผิววัสดุไดอิเล็กทริกเกิดประจุ Q_d วัสดุไดอิเล็กทริกเมื่อผ่านสนามไฟฟ้า E จะเกิดประจุขึ้นที่ผิวในลักษณะขั้วคู่ เรียกว่าเกิดโพราไรเซชัน (polarization) ได้ความสัมพันธ์

$$P = qd \tag{2.3}$$

เมื่อ p = โพราไรเซชั่น

q = ประจุ

d = การกระจัดระหว่างประจุลบและประจุบวก

พิจารณาตัวเก็บประจุแผ่นคู่ขนานเป็นไปตามกฎของเกาซ์

$$\varepsilon_0 \int_A E\, dA = Q_p + Q_d$$

$$Q_d = -\int_A P\, dA$$

$$\varepsilon_0 \int E\, dA = Q_p - \int_A P\, dA$$

$$\int_A (\varepsilon_0 E + P) dA = Q_p \tag{2.4}$$

เมื่อพิจารณาพฤติกรรมของไดอิเล็กทริก พารามิเตอร์ D แสดงถึงการกระจัดของไดอิเล็กทริก (dielectric diplacement) ดังสมการ

$$D = \varepsilon_0 E + P \tag{2.5}$$

แทน D ในสมการ (2.4) จะได้ $$\int_A D\, dA = Q_p \tag{2.6}$$

วัสดุไดอิเล็กทริกมีความสามารถในการเกิดโพลาไรเซชันได้ต่างกัน ดังนั้น

$$P = \varepsilon_0 \chi E \tag{2.7}$$

เมื่อ χ = electric susceptibility และแทนค่า P ในสมการ (2.5) จะได้

$$D = \varepsilon_0 E + \varepsilon_0 \chi E$$
$$D = \varepsilon_0 (1 + \chi) E \tag{2.8}$$

สภาพซาบซึมของไดอิเล็กทริก χ จะสัมพันธ์กับสภาพยอมสัมพัทธ์ ε_r โดย $(1+\chi) = \varepsilon_r$

$$D = \varepsilon_0 \varepsilon_r E$$
$$D = \varepsilon E \tag{2.9}$$

จากสมการ (2.6) $$\int_A \varepsilon E dA = Q_p$$

$$\varepsilon E dA = Q_p \tag{2.10}$$

จาก E = V/d $$\varepsilon V A = dQ_p$$

และ C = Q/V $$\varepsilon A/d = Q_p/V$$

$$C = \varepsilon A/d \tag{2.11}$$

สำหรับตัวเก็บประจุที่มีสารไดอิเล็กทริกที่มีค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ ε_r จะได้ว่า

$$C = \varepsilon_0 \varepsilon_r\, A/d \tag{2.12}$$

$$\varepsilon_r = \frac{Cd}{\varepsilon_0 A} \qquad (2.13)$$

เมื่อ C = ความจุ มีหน่วยคูลอมป์/โวลต์ หรือฟารัด (F)

ε_0 = สภาพยอมของสุญญากาศ (permittivity of free space) = 8.85 x 10^{-12} F/m

A = พื้นที่หน้าตัดของแผ่นไดอิเล็กทริก มีหน่วยเป็นตารางเมตร (m^2)

d = ความหนาของสารไดอิเล็กทริก มีหน่วยเป็นเมตร (m)

2.5.2 ความทนต่อการพังทลายด้านไฟฟ้าของไดอิเล็กทริก [20]

Dielectric strength คือปริมาณพลังงานที่วัสดุสามารถเก็บไว้ได้ที่ความต่างศักย์สูงๆ หรือค่าของปริมาณสนามไฟฟ้าสูงสุดที่วัสดุยังคงรักษาความเป็นฉนวนไว้ได้ dielectric strength มีหน่วยเป็น kV/mm กรณีวัสดุไดอิเล็กทริกได้รับความต่างศักย์ที่สูงมากเกินกว่าค่า dielectric strength วัสดุจะถูกทำลายและมีการไหลของกระแสไฟฟ้าขึ้น การพังทลายของวัสดุไดอิเล็กทริกเกิดขึ้นได้ดังต่อไปนี้

Intrinsic breakdown เริ่มจากอิเล็กตรอนจำนวนน้อยในแถบการนำ อาจทำให้เกิดไอออนได้ สิ่งที่ตามมาคือจำนวนอิเล็กตรอนเพิ่มขึ้นมากจนแผ่นเซรามิกเสียไป อาจจะมากถึง 100 MV/m นอกจากนี้ยังมี

Thermal breakdown เพราะมีการสูญเสียความร้อนและถ่ายเทสู่สิ่งแวดล้อมไม่ทัน เกิดอุณหภูมิสูงขึ้นทำให้สมบัติทางไฟฟ้าพังทลายไป การเกิดการพังทลายด้วยความร้อน (thermal breakdown) จะนำไปสู่การพังทลายด้วยไฟฟ้า (electrical breakdown) นอกจากนี้การเกิดการรั่วของประจุอาจเกิดในรูพรุนในเซรามิก การพังทลายของเซรามิกจะขึ้นอยู่กับขนาดของรูพรุนหรืออีกนัยหนึ่ง หากรูพรุนใหญ่จะเกิดการพังทลายได้ง่ายขึ้น

2.5.3 การสูญเสียในวัสดุไดอิเล็กทริก [28]

พลังงานบางส่วนเป็นการสูญหายไปของความร้อนเมื่อวัสดุไดอิเล็กทริกเกิดการโพลาไรในสนามไฟฟ้า สัดส่วนของพลังงานที่หายไปในระหว่างการกลับขั้วของไดโพลก็คือการสูญเสียทางไดอิเล็กทริก (dielectric loss) การสูญเสียของพลังงานเนื่องมาจากสองปัจจัยหลักคือการรั่วของกระแสและการเสียดสี (friction) ของไดโพล การสูญเสียที่เกิดขึ้นเนื่องจากกระแสรั่วจะเกิดขึ้นได้

กระแสและการเสียดสี (friction) ของไดโพล การสูญเสียที่เกิดขึ้นเนื่องจากกระแสรั่วจะเกิดขึ้นได้น้อยถ้าความต้านทานทางไฟฟ้ามีค่าสูง ส่วนการเสียดสีของไดโพล จะเกิดขึ้นเมื่อมีการจัดเรียงตัวใหม่ของไดโพลซึ่งมีความเป็นไปได้ยากในโมเลกุลของสารอินทรีย์แบบเชิงซ้อน การสูญเสียที่สูงจะเกิดขึ้นที่ความถี่ของการเกิดขึ้นของไดโพล แต่ไม่เกิดขึ้นโดยทั้งหมด แต่สามารถเกิดซ้ำใหม่ได้ ที่ความถี่ต่ำ การสูญเสียจะเกิดได้น้อย เนื่องจากไดโพลมีเวลาพอที่เคลื่อนที่ และที่ความถี่สูงการสูญเสียมีค่าสูงเนื่องจากไดโพลไม่สามารถเคลื่อนที่ได้

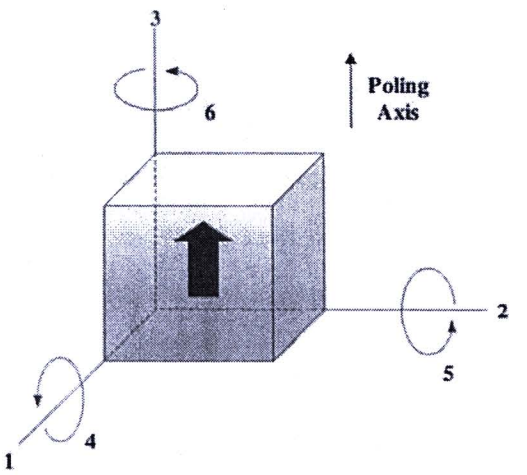
2.6 สัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก (piezoelectric coefficient) [29]

ปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกมีพารามิเตอร์ที่เกี่ยวข้องได้แก่ ความเครียดเชิงกล (mechanical strain; S) ความเค้นเชิงกล (mechanical stress; T) สนามไฟฟ้า (electrical field; E) และการกระจัดไดอิเล็กทริก (dielectric displacement; D) ซึ่งเป็นความสัมพันธ์กับค่าคงที่ไดอิเล็กทริก (dielectric constant; ε^T) ค่าคงที่เพียโซอิเล็กทริก (piezoelectric charge constant; d) และค่าคงที่ยืดหยุ่น (elasticity constant; S^E) เนื่องจากเป็นค่าที่ขึ้นอยู่กับสมบัติที่ไม่เหมือนกันในทุกทิศทาง (anisotropy) ของวัสดุเพียโซอิเล็กทริก

$$D = dT + \varepsilon^T E \qquad (2.14)$$

$$S = S^E T + dE \qquad (2.15)$$

ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก (ε^T) นั้นมีความสัมพันธ์กับสนามไฟฟ้า (E) การกระจัดไดอิเล็กทริก (D) ความเค้นเชิงกล (T) และความเครียดเชิงกล (S) ซึ่งมีผลมาจากทิศทางเป็นสำคัญ พารามิเตอร์ในด้านของทิศทางนั้นถูกกำกับไว้ด้วยตัวเลข 1 2 และ 3 ซึ่งจะสอดคล้องกับทิศทางในแนวแกน x y และ z ตามลำดับ ความเค้นเฉือนเชิงกล และความเครียดเฉือนในทิศทางแกน x y และ z ซึ่งแสดงออกด้วยตัวเลข 4 5 และ 6 ตามลำดับดังแสดงในรูป 2.13



รูปที่ 2.13 แสดงการกำหนดทิศทางในสารเพียโซอิเล็กทริก [15]

สัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก (d_{33} และ d_{31}) และสัมประสิทธิ์ความต่างศักย์ (voltage coefficient; g_{33} g_{31} และ g_{15}) แสดงให้เห็นถึงพารามิเตอร์ทางด้านไฟฟ้าทางกลของวัสดุเพียโซอิเล็กทริกระหว่างการกระจัด และความเค้น หรือความเครียดและสนามไฟฟ้า โดยมีความสัมพันธ์ดังนี้

$$d = \frac{D}{T} = \frac{S}{E} \tag{2.16}$$

ขณะที่สัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก (d) เป็นค่าสัมประสิทธิ์ที่เหมือนกันในทางตัวเลขของทั้งสองปรากฏการณ์ ซึ่งค่าสัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริกที่มีค่าสูงนั้นจะนิยมนำมาใช้ในด้านของการเคลื่อนที่หรืออุปกรณ์ที่ต้องการการสั่น นอกจากนี้สัมประสิทธิ์ความต่างศักย์ยังมีความสัมพันธ์กับสัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริกและค่าสภาพยอมสัมพัทธ์ (ε_r) ดังสมการ

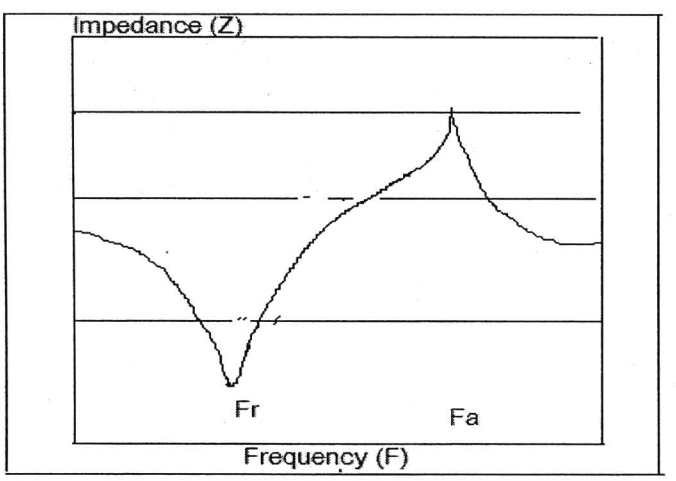
$$g = \frac{d}{\varepsilon_r \varepsilon_0} = \frac{E}{T} = \frac{S}{D} \tag{2.17}$$

ค่าสัมประสิทธิ์ความต่างศักย์ (g) ที่มากนั้นจะนิยมนำมาใช้ในด้านของวัสดุที่ต้องการสร้างความต่างศักย์ในการตอบสนองต่อความเค้นเชิงกล ตัวอย่างเช่น หัวจุดแก๊ส และเครื่องบันทึกเสียงเป็นต้น

2.7 แฟกเตอร์กลไฟฟ้าคู่ควบ (electromechanical coupling factor; k) [29-31]

แฟกเตอร์กลไฟฟ้าคู่ควบ (electromechanical coupling factor, k) เป็นค่าที่สามารถแสดงให้เห็นถึงความสามารถ หรือความได้เปรียบที่เกิดขึ้นกับวัสดุเพียโซอิเล็กทริก โดยจะเป็นตัวบอกประสิทธิภาพในการเปลี่ยนพลังงานในสารเพียโซอิเล็กทริก โดยการเปลี่ยนแปลงรูปแบบพลังงานจากพลังงานไฟฟ้าไปเป็นพลังงานกล หรือในทางกลับกัน เปลี่ยนแปลงพลังงานกลไปเป็นพลังงานไฟฟ้า โดยอาศัยค่า k ซึ่งวัดจากทิศทางของการให้สนามไฟฟ้า และทิศทางของการวัดพลังงานกลที่ให้ออกมา โดยค่า k สามารถเขียนเป็นปริมาณเทนเซอร์ (k_{ij}) และผลึกของสารเพียโซอิเล็กทริกพบว่าค่า k จะน้อยกว่า 0.1 แต่เซรามิกบางชนิดอาจจะมีค่าแฟกเตอร์กลไฟฟ้าคู่ควบมีค่าค่อนข้างสูง ($0.4 \leq k \leq 0.7$) สำหรับในกรณีผลึกเชิงเดี่ยวของสารบางชนิดอาจจะมีค่าสูงมาก ($k \leq 0.9$) อย่างไรก็ตามค่า k จะมีค่าน้อยกว่า 1 เสมอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปพลังงานไม่สมบูรณ์ โดยสามารถหาค่า k โดยอาศัยพฤติกรรมทางไฟฟ้ากระแสสลับของผลึกของสารเพียโซอิเล็กทริก ทำการวัดค่ารีแอกแทนซ์ (reactance) หรือค่าอิมพีแดนซ์ (impedance) เทียบกับความถี่ ลักษณะความสัมพันธ์แสดงดังรูป 2.14 เมื่อ Fr เป็นความถี่ที่อิมพีแดนซ์ต่ำสุดและ F_a เป็นความถี่ที่อิมพีแดนซ์สูงสุด ในกรณีของสารที่มีลักษณะเป็นแผ่นจานกลมที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางมากกว่า 10 เท่าของความหนาจะแทนด้วยตัวแปร k_p หรือตัวประกอบคู่ควบระนาบ (planar coupling factor) ซึ่งหาได้โดยสมการ [16]

$$k_p = \sqrt{2.51\left(\frac{F_a - F_r}{F_r}\right)} \qquad (2.18)$$



รูปที่ 2.14 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลงอิมพีแดนซ์เทียบกับความถี่ [31]

2.8 แฟกเตอร์ทางคุณภาพเชิงกล (mechanical quality factor; Q_M) [31]

วิธีการโดยส่วนมากที่ใช้อธิบายสมบัติรเรโซแนนท์ (resonace) ของวัสดุเพียโซอิเล็กทริกจะประกอบไปด้วยการวัดอิมพีแดนซ์ (impedance) ของวัสดุเพียโซอิเล็กทริกผ่านจุดต่ำสุดที่ความถี่เรโซแนนท์และจุดสูงสุดที่ความถี่แอนติเรโซแนนท์ ช่วงระหว่างความถี่เรโซแนนท์ (F_r) และความถี่แอนติเรโซแนนท์ (F_a) วัสดุจะเป็นตัวนำในขณะที่ต่ำกว่าความถี่เรโซแนนท์และเหนือความถี่แอนติเรโซแนนท์วัสดุเพียโซอิเล็กทริกจะเป็นเก็บประจุ แฟกเตอร์ทางคุณภาพเชิงกล (Q_M) จะเป็นการอธิบายอัตราส่วนของความต้านทานต่อกระแสไฟฟ้า (reactance) ต่อการต้านทาน (resistance) ในวงจรรวม ค่า Q_M สามารถนำมาใช้อธิบายความแหลม (sharpness) ของพีคเรโซแนนท์ เช่น ค่า Q_M มากแสดงว่าพีคเรโซแนนท์มีความแหลมมาก ค่า Q_M คำนวณได้จากสมการ 2.19

$$Q_M = \frac{1}{2\pi F_r Z_m C_o}\left(\frac{F_a^2}{F_a^2 - F_r^2}\right) \tag{2.19}$$

เมื่อ F_r คือ ความถี่เรโซแนนท์ในหน่วยเฮิรตซ์ (Hz)

F_a คือ ความถี่แอนติเรโซแนนท์ในหน่วยเฮิรตซ์ (Hz)

Z_m คือ อิมพีแดนซ์ในหน่วยโอห์ม (Ω) วัดที่ F_r

C_o คือ ค่าความจุไฟฟ้าในหน่วยฟารัด (F) วัดที่ 1 kHz

2.9 อุปกรณ์เพียโซอิเล็กทริก (piezoelectric devices) [15, 25-26]

เพียโซอิเล็กทริก ได้ถูกนำมาใช้ประโยชน์อย่างกว้างขวางในการประดิษฐ์อุปกรณ์ต่างๆ เช่น ทรานดิวเซอร์ (transducers) แอกทูเอเตอร์ (actuators) อุปกรณ์ตรวจจับคลื่นเสียงที่ผิว (surface acoustic wave) อุปกรณ์ตรวจจับ (sensor) และอุปกรณ์อื่นๆอีกมากมาย

2.9.1 เครื่องกำเนิดไฟฟ้า (generators)

เพียโซอิเล็กทริกเซรามิกสามารถทำให้เกิดความต่างศักย์สูง ซึ่งทำให้เกิดประกายไฟระหว่างช่องห่างตัวนำได้ ซึ่งสามารถนำไปใช้เป็นตัวจุดประกายไฟ อุปกรณ์การเชื่อม ซึ่งมีขนาดเล็ก และไม่ซับซ้อนอีกด้วย

2.9.2 แอคทูเอเตอร์ (actuators)

การนำเพียโซอิเล็กทริกเซรามิกมาใช้เป็นแอคชูเอเตอร์นั้น เป็นการดึงเอาสมบัติที่โดดเด่นของวัสดุชนิดนี้ในด้านของ การเปลี่ยนสัญญาณไฟฟ้าให้กลายเป็นการเปลี่ยนแปลงขนาด หรือใช้ในการควบคุมการเปลี่ยนแปลงทิศทาง ซึ่งสามารถนำไปใช้ในอุปกรณ์ทางกล เลนส์ และอุปกรณ์ทางแสงที่ต้องการความแม่นยำได้เป็นอย่างดี การลดขนาดลงของมอเตอร์ และอุปกรณ์ควบคุมการเคลื่อนไหวเป็นอีกเหตุผลหนึ่งที่ทำให้มีการพัฒนาเพียโซอิเล็กทริกมอเตอร์ ซึ่งมีขนาดที่เล็ก และมีประสิทธิภาพในการทำงานที่สูง

2.9.3 แทรนส์ดิวเซอร์ (transducer)

เพียโซอิเล็กทริกทรานดิวเซอร์ เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ในการแปลงสัญญาณไฟฟ้าไปเป็นพลังงานในรูปแบบอื่นเช่น พลังงานกล พลังงานเสียง เป็นต้น ซึ่งปัจจุบันได้มีการนำไปใช้งานอย่างแพร่หลาย หนึ่งในนั้นคือการนำไปเป็นเครื่องกำเนิดการสั่นแบบเหนือเสียง (ultrasonic vibrations) ซึ่งนำไปใช้เป็นอุปกรณ์ทำความสะอาด ตัวทำละอองจากของเหลว ตัวเจาะและบดเซรามิก หรือวัสดุที่มีความแข็ง การเชื่อมพลาสติก อุปกรณ์การวินิจฉัยโรคเป็นต้น จากเหตุผลที่วัสดุเพียโซอิ-เล็กทริกสามารถเกิดปรากฏการณ์แบบผันกลับได้ทั้งการสร้างสัญญาณเหนือเสียง และการรับสัญญาณการสะท้อนได้นั้น จึงเกิดการนำปรากฏการณ์ทั้งสองมาใช้ประโยชน์ อย่างกว้างขวางในเรื่องของการวัดระยะทาง อัตราการไหล รวมไปถึงการวัดระดับของของเหลว ซึ่งอาศัยสมบัติของความแตกต่างของการเคลื่อนที่ของเสียงในของเหลว และในอากาศ

2.9.4 ตัวตรวจจับ (sensor) [25-26]

ตัวตรวจจับหรือเซนเซอร์คืออุปกรณ์ตรวจจับสัญญาณ หรือปริมาณทางฟิสิกส์ต่างๆ เช่น อุณหภูมิ แสง เสียง แรงทางกล ความเร็ว ความดันเป็นต้น จากนั้นตัวทรานดิวเซอร์ก็จะทำการเปลี่ยนให้เป็นสัญญาณออกหรือ ปริมาณเอาต์พุตที่ได้จากการวัดในอีกรูปแบบหนึ่ง (measurable output) ที่สามารถนำไปประมวลผลได้ สัญญาณที่ได้ออกมาจากเซนเซอร์มีมากมายหลายรูปแบบ การนำสัญญาณไปใช้งานจึงต้องพิจารณางานที่ใช้ และความเหมาะสมของงานที่ต้องการวัด การนำเอาเพียโซอิเล็กทริกเซรามิกมาประยุกต์ใช้งานในอุปกรณ์เซนเซอร์จะทำโดยอาศัยปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกมาใช้ โดยจะมีทรานดิวเซอร์ทำหน้าที่เป็นอุปกรณ์เปลี่ยนจากสัญญาณ

ทางกลเป็นสัญญาณทางไฟฟ้าหรือที่เรียกว่าปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกแบบ direct effect เช่น อัลตร้าโซนิคเซนเซอร์ (ultrasonic sensor) น็อคกิ้งเซนเซอร์ (knocking sensors) เซนเซอร์วัดความดัน (Pressure sensor) เซนเซอร์วัดแรง (force sensor) เซนเซอร์วัดความเร็ว (velocity sensor) เซนเซอร์วัดอุณหภูมิ (temperature sensor) เซนเซอร์ตรวจจับคลื่นเสียงที่ผิว (surface acoustic wave sensor) เป็นต้น การนำวัสดุเพียโซอิเล็กทริกมาใช้งานในเซนเซอร์จะขึ้นอยู่กับธรรมชาติของการวัด ซึ่งวัสดุจะถูกสร้างให้มีรูปร่างหรือการทำงานในโหมดที่ต่างกันเช่นเป็นแบบวงกลม แผ่นบางหรือแบบแท่งตามความเหมาะสมของการใช้งาน และเพื่อให้ได้สมบัติของตัวเซนเซอร์ที่ดี เช่น มีความแม่นยำสูง (accuracy) ฮีสเทอรีซีส (hysteresis) ผลของการตอบสนอง (response) ความไวต่อการเปลี่ยนแปลงสัญญาณ (sensitivity) รวมไปถึงอายุการใช้งาน (reliability) เป็นต้น

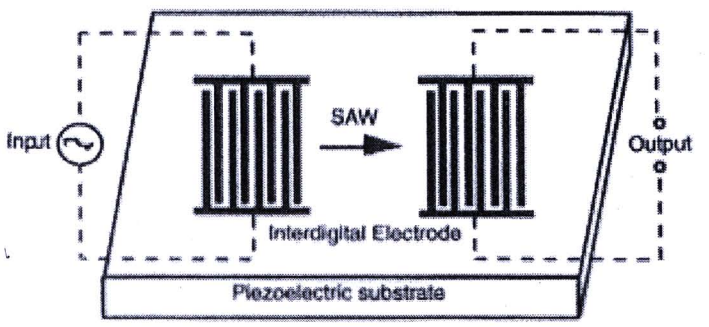
2.9.5 อุปกรณ์ตรวจจับ surface acoustic wave sensor (SAW) [25]

SAW หรือที่เรียกว่าคลื่น Rayleigh เป็นอุปกรณ์ที่อาศัยปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกทั้งแบบ direct และ converse effect เป็นอุปกรณ์ที่อาศัยโหมดการแพร่กระจายของพลังงานแบบยืดหยุ่นตามผิวของวัสดุ SAW เป็นคลื่นทางกลซึ่งเกิดขึ้นบนผิวของวัสดุ เมื่อมีการให้ศักย์ไฟฟ้าเข้าไปผ่านทาง อินเตอร์ดิจิตอลทรานดิวเซอร์ (interdigital tranducer) (ขั้วไฟฟ้า) โดยพื้นฐานอุปกรณ์นี้จะมีการเชื่อมต่อระหว่างคลื่นตามยาวและคลื่นในแนวตัดขวาง พลังงานที่ถูกส่งผ่านโดย SAW จะเป็นพลังงานที่ใกล้บริเวณผิว คลื่นไฟฟ้าสถิตที่เกิดขึ้นยังคงอยู่ที่ฐานรองเพียโซอิเล็กทริก ตามด้วยการเชื่อมต่อทางไฟฟ้าของเสียง (electroacoustic) โดยอุปกรณ์ ทรานดิวเซอร์ ข้อดีของเทคโนโลยี SAW คือ [24-25]

1) คลื่นสามารถส่งเข้าไปในลักษณะของคลื่นไฟฟ้าทางเสียงและสามารถปล่อยออกมาที่พื้นผิวของซับสเตรทและความเร็วของคลื่นจะมีค่าประมาณ 10^4 ซึ่งจะช้ามากกว่าคลื่นไฟฟ้าแม่เหล็ก
2) ความยาวคลื่นของ SAW จะมีความเหมือนกันในส่วนของค่าสูงสุดเมื่อเทียบกับขนาดของ line ที่สร้างขึ้นโดย photolithography และ ความยาวทั้งสั้นและยาวที่ delay สามารถที่ส่งไปยังบนฐานรองได้

อุปกรณ์นี้จึงมีช่วงของการนำมาประยุกต์ใช้งานในทางการค้าเป็นอย่างมาก ซึ่งประกอบด้วย front-end และ IF filter, CATV และ VCR ซึ่งอุปกรณ์เหล่านี้จะเป็นส่วนประกอบในโทรศัพท์ โทรทัศน์ ในเคเบิลทีวี เป็นต้น ในทรานดิวเซอร์ SAW จะมีขั้วไฟฟ้าที่ยื่นออกมาเพื่อต่อกับชิ้นงานหรือปล่อยคลื่นและให้เกิดช่องว่างที่ขั้วไฟฟ้า SAW filter จะประกอบไปด้วยทรานดิว

เซอร์อย่างน้อย 2 ตัว แผนภาพแสดงลักษณะของ SAW filter ที่มี 2 ทิศทางแสดงในรูปที่ 2.15 โดยทรานดิวเซอร์ทั้งสองทิศทางจะปล่อยพลังงานด้วยปริมาณเท่ากันจากแต่ละข้างของทรานดิวเซอร์ พลังงานที่ปล่อยออกมาจะไม่สอดคล้องกับสัญญาณที่ได้รับซึ่งจะถูกดูดกลืนเพื่อป้องกันการสะท้อนที่อาจเกิดขึ้น



รูปที่ 2.15 โครงสร้างของอุปกรณ์ surface acoustic wave [25]

วัสดุต่างๆจะมีการนำมาใช้ในอุปกรณ์ SAW โดยส่วนมากที่เป็นที่นิยมจะเป็นกลุ่มของวัสดุผลึกเชิงเดี่ยวเช่น ลิเธียมไนโอเบตและลิเธียมไททาเนต นอกจากนี้ยังมีกลุ่มของ PZT วัสดุที่นำมาใช้จะมีสมบัติที่แตกต่างกันโดยจะขึ้นอยู่กับการตัดของวัสดุและทิศทางของการแพร่กระจายของคลื่น พารามิเตอร์ที่จะนำมาพิจารณาสำหรับอุปกรณ์ SAW ประกอบไปด้วย ความเร็วของ SAW สัมประสิทธิ์ทางอุณหภูมิของ delay (TCD) พารามิเตอร์คู่ควบไฟฟ้าเชิงกลและการสูญเสียในการแพร่ที่มีปริมาณน้อย คลื่นเสียงที่ผิวสามารถที่จะสร้างขึ้นและสามารถที่จะตรวจพบได้โดยในบางช่วงเวลา ขั้วไฟฟ้าบนระนาบผิวของแผ่นเพียโซอิเล็กทริก และสนามไฟฟ้าในบางช่วงเวลาจะสร้างขึ้นเมื่อแหล่งกำเนิดรังสี RF เชื่อมต่อกับขั้วไฟฟ้า ดังนั้น คู่ควบเพียโซอิเล็กทริกจะเคลื่อนไปยังคลื่นผิว ถ้าแหล่งกำเนิด RF กับความถี่ f ถูกให้ไปยังที่ขั้วไฟฟ้าทำให้เกิด periodicitrd ดังนั้นจะเกิดการเปลี่ยนแปลงพลังงานจากพลังงานไฟฟ้าเป็นเชิงกลในรูปแบบของค่าสูงสุดคือ

$$f = f_0 = v_s/d \qquad (2.20)$$

เมื่อ v_s เป็นความเร็วของ SAW และ f_0 เป็นความถี่ที่จุดศูนย์กลางของอุปกรณ์ ความเร็วของ SAW จะเป็นปัจจัยสำคัญที่ทำการอธิบายความถี่ที่ศูนย์กลาง ปัจจัยที่มีความสำคัญอื่นๆสำหรับที่เหมาะในการนำมาใช้งานก็คือความไวต่ออุณหภูมิ ยกตัวอย่างความมีเสถียรภาพของอุณหภูมิของ

ความถี่ที่ศูนย์กลางของ SAW bandpass filters ซึ่งจะเป็นฟังก์ชันโดยตรงกับสัมประสิทธิ์เชิงอุณหภูมิสำหรับความเร็วและการทำงานของวัสดุที่นำมาใช้

พารามิเตอร์คู่ควบของคลื่นที่ผิว k_s^2 จะอธิบายในเทอมของการเปลี่ยนแปลงความเร็วของ SAW ซึ่งจะเกิดขึ้นเมื่อคลื่นเคลื่อนที่ผ่านไปยังผิวอีกด้านหนึ่งที่ถูกเคลือบด้วยตัวนำที่ความหนาบางมาก ดังนั้นแสดงว่าสนามเพียโซอิเล็กทริกจะสัมพันธ์กับคลื่น พารามิเตอร์คู่ควบ k_s^2 สามารถอธิบายได้โดย

$$k_s^2 = 2(v_f - v_m)/v_f \qquad (2.21)$$

เมื่อ v_f เป็นความเร็วของคลื่นผิวอิสระและ v_m เป็นความเร็วบนผิวที่เป็นโลหะ ในการประยุกต์ใช้งานของอุปกรณ์ SAW ในทุกวันนี้ ค่า k_s^2 จะสัมพันธ์กับค่าความกว้างแถบสูงสุด (bandwidth) ที่สามารถรับได้และปริมาณของการสูญเสียของสัญญาณระหว่างที่ให้เข้าไปกับที่ได้ออกมา จะเป็นการอธิบายสัดส่วนของแถบกว้างเทียบกับการสูญเสียของการแทรกสอดต่ำสุดสำหรับให้กับวัสดุ และ การกรอง (filter) การสูญเสียจากการแพร่กระจายเป็นอีกหนึ่งอย่างซึ่งเป็นปัจจัยหลักที่จะอธิบายการสูญเสีย โดยการกระจายของคลื่นที่จุดบกพร่องของผลึกและความไม่เรียบของผิว วัสดุที่แสดงองค์ประกอบคู่ควบทางไฟฟ้าเชิงกลค่าสูงรวมกันกับสัมประสิทธิ์เชิงอุณหภูมิของการ delay ค่าน้อย ซึ่งโดยส่วนมากจะเหมาะสมต่อการนำมาใช้งานมากที่สุด ความเร็วที่ผิวอิสระ (หรือความเร็วเริ่มต้น) v_0 ของวัสดุจะเป็นฟังก์ชันในมุมของการตัดและทิศทางของการแพร่กระจายของคลื่น TCD จะเป็นสัญญาณของความถี่ที่เลือกซึ่งจะแสดงผลโดยทรานดิวเซอร์ เนื่องจากว่ามีการเปลี่ยนแปลงของอุณหภูมิ และนอกจากนี้แผ่นฐานรองที่นำมาใช้เป็นส่วนประกอบของอุปกรณ์นี้จะถูกออกแบบโดยเฉพาะซึ่งประกอบไปด้วยการควบคุมอุณหภูมิในการทำงาน สัดส่วนของแถบกว้าง (fraction bandwidth) และการสูญเสียของการแทรกสอด (insertion loss)

2.10 กระบวนการเตรียมเซรามิก

วัสดุเซรามิกสามารถเตรียมตามขั้นตอน แบ่งออกเป็น 4 ขั้นตอนหลักคือ การเตรียมอนุภาคผง การขึ้นรูปอนุภาคผง การซินเตอร์ที่อุณหภูมิสูงและขั้นตอนสุดท้ายคือการเกิดสารประกอบเซรามิกที่ต้องการ

2.10.1 กระบวนการเตรียมสารด้วยการอาศัยปฏิกิริยาสถานะของแข็งหรือวิธีผสมแบบออกไซด์ (solid state reaction หรือ mixed oxide) [27, 32]

วิธีทางกลส่วนมากใช้วิธี solid state reaction หรือ mixed oxide method ซึ่งเป็นการผสมออกไซด์ในสถานะของแข็งเข้าด้วยกัน โดยมีวิธีการเตรียม 3 ขั้นตอนตามลำดับ คือ การผสม (mixing) การทำปฏิกิริยากัน (solid state reaction) และการบดย่อย (milling) อนุภาคผงสามารถเกิดโครงสร้างที่มีรูปแบบแน่นอนหรือแบบสุ่ม ในขั้นตอนของการทำปฏิกิริยากันจะเกิดเฟสของสารประกอบและทำให้เกิดการเกาะตัวของอนุภาคผงเพื่อลดขนาดอนุภาคผงให้เล็กลงจึงต้องทำการบดย่อย จากนั้นก็นำไปทำการเผาแคลไซน์เพื่อทำให้อนุภาคเกิดการแพ็คตัวกัน โดยอุณหภูมิที่ใช้ส่วนมากจะใช้อุณหภูมิในที่ประมาณ 650 °ซ – 850 °ซ ใช้เวลาเผาแช่ 1- 2 ชั่วโมง กระบวนการเตรียมสารแบบปฏิกิริยาสถานะของแข็งแบ่งออกเป็น 2 ประเภทคือ

2.10.1.1 กระบวนการเตรียมแบบผสมออกไซด์ขั้นตอนเดียว

โดยในปี ค.ศ. 1965 Matsuo และ Sasaki ได้เสนอวิธีการเตรียมผง PZT แบบขั้นตอนเดียวด้วยการเผาแคลไซน์สารผสมของ PbO, ZrO_2 และ TiO_2 ซึ่งมีขั้นตอนในการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีอยู่ 4 ขั้นตอนด้วยกัน คือ เมื่ออุณหภูมิในการแคลไซน์เพิ่มขึ้นในช่วงแรกจะเกิด $PbTiO_3$ ขึ้นแล้วค่อยๆ รวมตัวจนกลายเป็น Intermediate phase ของ PZT ที่มีการกระจายตัวของไอออน Zr/Ti ในโครงสร้างแบบเพอรอฟไกด์ ที่มีการรวมตัวกันอย่างสมบูรณ์ ด้วยการแพร่ของไอออนโดยการใช้ระยะเวลานาน และเมื่ออุณหภูมิแคลไซน์สูงกว่า 800 °ซ จะเกิดการระเหยไปไอของ PbO ช่วงของการเกิดปฏิกิริยาประกอบด้วย

Region I: no reaction ($T < 350\ ^{\circ}ซ$)

Region II: $PbO + TiO_2 \longrightarrow PbTiO_3 + (350\ ^{\circ}ซ < T < 700\ ^{\circ}ซ)$

Region III: $PbTiO_3 + PbO + ZrO_2 \longrightarrow Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3$ ($650\ ^{\circ}ซ < T < 800\ ^{\circ}ซ$)

Region IV: $Pb(Zr_{1-x}Ti_x)O_3 + PbTiO_3 \longrightarrow Pb(Zr_{1-x^*}Ti_{x^*})O_3 (x < x^*)$ ($800^{\circ}ซ < T < 1000\ ^{\circ}ซ$)

ต่อมาในปี ค. ศ. 1988 Kakewa และ คณะ รายงานว่าเนื่องมาจากความไม่แน่นอนของส่วนประกอบส่วนใหญ่เกิดขึ้นที่ตำแหน่งของ Zr^{+4} และ Ti^{+4} ในระบบ PZT ที่เป็น stoichiometry สามารถเกิดขึ้นได้ง่ายระหว่างตำแหน่งไอออน A และ B ของโครงสร้าง perovskite แบบ ABO_3 ในกระบวนการผลิตทางอุตสาหกรรม กระบวนการแคลไซน์จะเผาที่อุณหภูมิ 650 °ซ ประมาณ 1-2

ชั่วโมง หรือทำที่อุณหภูมิ 850 °ซ พบว่าเฟสของ $PbTiO_3$ จะเกิดขึ้นเป็นเฟสแรกและทำปฏิกิริยาจนได้เฟส PZT วิธีนี้พบว่าส่วนประกอบไอออนของ Zr/Ti ที่ตำ แหน่ง B ของโครงสร้างเพอรอฟสไกต์ ABO_3 ไม่แน่นอนภายใต้กระบวนการแพร่เมื่อใช้อุณหภูมิแคลไซล์ที่สูงความไม่แน่นอนขององค์ประกอบส่วนใหญ่จะเกิดขึ้นที่ต แหน่งของ Zr^{+4} และ Ti^{+4} ในระบบ PZT ได้ง่าย ดังนั้นจึงมีการพัฒนากระบวน Solid state แบบสองขั้นตอนขึ้นมาจึงมีการนำเสนอการปรับปรุงเทคนิคการเตรียมผงด้วยเทคนิคอื่นๆขึ้น เช่น การเตรียมแบบออกไซด์แบบสองขั้นตอน

2.10.1.2 กระบวนการเตรียมแบบผสมออกไซด์สองขั้นตอน

โดยอาศัยการเกิดปฏิกิริยา mixed oxide ของโลหะออกไซด์, ไฮดรอกไซด์ ที่อยู่ในสถานะของแข็ง ในกระบวนการนี้ผง $(Zr_{1-x}Ti_x)O_4$ เขียนด้วยสัญลักษณ์ย่อว่า ZTO จะถูกเตรียมเป็นลำดับแรกจากนั้นจะนำมาทำปฏิกิริยากับอนุภาคผง PbO เมื่อเสร็จสิ้นปฏิกิริยาจะเกิดเฟสเพร์รอฟสไกต์ของ PZT ลำดับการเกิดปฏิกิริยาแบบสองขั้นตอนแสดงดังนี้

Stage I: $(1\text{-}x)ZrO_2 + xTiO_2 \longrightarrow Zr_{1-x}Ti_xO_4$ (ZTO)

Stage II: ZTO + PbO $\longrightarrow$ PZT

เมื่อเตรียมผงเซรามิกจากปฏิกิริยาที่กล่าวมาข้าวต้นแล้ว ผงที่ได้จะนำไปทำการเผาแคลไซน์เพื่อให้เกิดโครงสร้างจุลภาคและสมบัติตรงตามต้องการ ชิ้นงานที่ผ่านการขึ้นรูปจะนำมาทำการเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิสูงเพื่อทำให้เกิดเซรามิก โดยมีขั้นตอนหลัก 3 ประการคือ

1. เกิดปฏิกิริยาก่อนการเผาซินเตอร์ซึ่งรวมถึงการเผาไล่สารยึดเหนี่ยวและการกำจัดพวกแก๊สที่เกิดขึ้นมาจากการแยกสลายองค์ประกอบและการออกซิเดชั่น
2. การซินเตอร์เพื่อทำให้อนุภาคหลอมรวมตัวกัน
3. การลดอุณหภูมิเพื่อให้ชิ้นงานเย็นตัว

2.10.1.3 ข้อดีและข้อเสียจากการเตรียมผงด้วยปฏิกิริยาสถานะของแข็ง

1. การเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิสูงทำให้เกิดการระเหยเป็นไอของ PbO ซึ่งมีผลต่อสมบัติของเซรามิก
2. ผงที่ได้มีการเกาะกลุ่มกันเป็นก้อนโต จึงทำให้ต้องการบดลดขนาดอยู่เสมอ
3. ทำให้มีโอกาสปนเปื้อนของสิ่งแปลกปลอมสูง เมื่อนำไปใช้อาจทำให้อาจทำให้เกิดเฟสที่ไม่ต้องการเกิดขึ้นในผลิตภัณฑ์ได้

สำนักงานคณะกรรมการวิจัยแห่งชาติ ห้องสมุดงานวิจัย

4. ทำการควบคุมประสิทธิภาพในการผสมได้อยาก และการบดย่อยลดขนาดก็ยังไม่สามารถทำการควบคุมรูปร่างของอนุภาคที่เตรียมได้
5. มักนิยมผลิตกันในเชิงอุตสาหกรรม เนื่องจากเตรียมง่ายและต้นทุนต่ำ ปัญหาการปนเปื้อนในขั้นตอนการบดย่อย (milling) ทำ ให้ลดลงได้โดยใช้ลูกบดเซอร์โคเนียและเมื่อใช้เทคนิค high energy ball mill ก็ช่วยลดปัญหาการกระจายตัวของอนุภาคที่กว้างให้แคบลงและปรับปรุงสมบัติความเป็นเนื้อเดียวกันของอนุภาคให้ดีขึ้น

2.10.2 กระบวนการโซล เจล (Sol Gel process) [27, 32]

กระบวนการโซล เจล เป็นกระบวนการเตรียมเชิงเคมีประเภทหนึ่งที่ได้รับความนิยมอย่างสูง เนื่องจากเป็นเทคนิคที่มีประสิทธิภาพสูงในการผลิตชิ้นงานที่มีคุณภาพ และนอกจากนี้ยังสามารถนำไปดัดแปลงประยุกต์ใช้งานในการผลิตวัตถุได้หลายรูปแบบ เช่น การผลิตสารเร่งปฏิกิริยา (catalysts) ตัวดูดซับ (adsorbents) แผ่นฟิล์มบาง (thin films) การฉาบผิววัสดุ (coatings) เชื้อเพลิงนิวเคลียร์ (nuclear fuel) แผ่นกรองและเส้นใยเซรามิกแก้วชนิดพิเศษ ผงขัดวัสดุชีวภาพ (biomaterials) ต่างๆ

กระบวนการโซล เจล เป็นกระบวนการทางเคมีที่อาศัยการเกิดพันธะทางเคมีหรือการเกาะตัวกันของสารตั้งต้นในระดับโมโนเมอร์ เทคนิคนี้เป็นที่รู้จักครั้งแรกในปี 1800 เทคโนโลยีโซล-เจลเริ่มใช้สารอัลคอกไซด์ในปี 1846 เป็นเวลาร้อยกว่าปีแล้วที่ได้มีความสนใจการเคลือบชั้นออกไซด์และการเตรียมสารแขวนลอยในรูปของโซล เจล อย่างไรก็ตามการพัฒนาเทคนิคโซล เจลก็เพิ่งเริ่มสนใจพัฒนาอย่างรวดเร็วไม่กี่สิบปีมานี้ โดยเฉพาะการเตรียมสารละลายไอออนโลหะ เช่นอัลคอกไซด์ เกลือในรูปของสารอนินทรีย์ (inorganic salts), เกลือของโลหะอินทรีย์ (metallo-organic salts) ในแอลกอฮอล์ที่เป็นตัวทำละลายที่เหมาะสมที่กล่าวมานี้เพื่อทำให้ได้สารตั้งต้นที่เรียกว่า “โซล” (sol) ตามมาด้วยขั้นตอนของการเกิดเจล (gellation step) โดยซอลจะถูกกำจัดของเหลวออกไปทำให้ได้ของแข็งที่มีของเหลวภายในที่เรียกว่า “เจล” (gel)

2.10.2.1 ขั้นตอนหลักในการเตรียม

1. เตรียม “โซล” จากการผสมสารตั้งต้นที่มีขนาดอนุภาคเล็กกว่า 0.1 ไมโครเมตรชนิดต่างๆ ในปริมาณที่เหมาะสมลงในของเหลวแล้วทำให้อนุภาคเหล่านี้มีการกระจายตัวไปทั่วของเหลวอย่างเสถียร (มีสภาพเป็นคอลลอยด์แบบเสถียร)

2. ทำการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นด้วยการระเหยของเหลวบางส่วนออกไป หรือปล่อยทิ้งไว้เป็นเวลานานหรือมีการเติมสารนำไฟฟ้า (electrolyte) ที่เหมาะสมลงไป เพื่อเหนี่ยวนำให้เกิดการสร้างพันธะที่เชื่อมต่อกันเป็นโครงข่ายต่อเนื่องในสามมิติ คล้ายคลึงกับกระบวนการเกิด พอลิเมอร์ ซึ่งจะทำให้ตัวโซลมีความหนืดมากขึ้นเรื่อยๆ จนกลายเป็น "เจล" (มวลกึ่งแข็ง) กระบวนการที่คล้ายคลึงกับการเกิดพอลิเมอร์ (polymerization) จะเป็นกลไกสำคัญที่คอยควบคุมการยึดเกาะกันขององค์ประกอบทางเคมี และช่วยป้องกันไม่ให้เกิดการมีรอยแยกออกไปกองอยู่ด้านใดด้านหนึ่งมากเกินไปอีกด้วย ในการเกิดเจล (gelation) นั้นจะอาศัยกลไกการแยกสลายด้วยน้ำ (hydrolysis) และกลไกการควบแน่น (condensation) เป็นสำคัญ

3. ทำการระเหยของเหลวที่อยู่ในตัวเจลออกไป (dehydration) ความแข็งแรงของตัวเจลจะช่วยป้องกันไม่ให้อะตอมย้ายตำแหน่งหรือหลุดแยกออกไปจากกันในระหว่างที่มีการทำให้เจลแห้ง จึงช่วยให้สามารถรักษาความสม่ำเสมอและเป็นเนื้อเดียวกันในระดับโมเลกุลให้คงอยู่ได้ นอกจากนี้การกำจัดของเหลวออกไปจากตัวเจลภายใต้สภาวะวิกฤตยวดยิ่ง (supercritical) หรือสภาวะวิกฤตมิติเกิน (hypercritical) นั้นแทบจะทำให้ไม่มีการหดตัวเกิดขึ้นเลย เจลที่แห้งแล้วจึงไม่มีการแน่นตัวเกิดขึ้น ทำให้มีความเปราะ จึงสามารถบดย่อยเจลที่แห้งแล้วให้กลายเป็นผงละเอียดได้ง่าย

4. ทำการเผาเจลที่ปราศจากน้ำให้เปลี่ยนไปเป็นสารประกอบตามต้องการต่อไป ผงที่เตรียมได้จากวิธีการโซล-เจล จะมีขนาดอนุภาคเล็กละเอียดมาก อยู่ในช่วงประมาณ 20 ถึง 50 นาโนเมตร และมีพื้นที่ผิวหน้ามาก การเผาผนึกให้เกิดการแน่นตัวจึงสามารถกระทำได้ด้วยการใช้อุณหภูมิที่ต่ำกว่าในกรณีของผงที่เตรียมได้จากวิธีการเตรียมเชิงกลแบบดั้งเดิม

2.10.2.2 กระบวนการโซล-เจลแบ่งตามลักษณะสารตั้งต้นที่ใช้ คือ

1. Polymeric Sol-Gel

สารตั้งต้นที่ใช้เป็นพวกโลหะอินทรีย์เช่นโลหะอัลคอกไซด์(Metal alkoides) หรือ M(OR)n โดย Mn^{+} แทน Metal cation OR แทนหมู่ Alkoxide เช่น เซอร์โคเนียมโพรพอกไซด์ [$Zr(C_3H_7O)_4$]

2. Colloidal Sol-Gel

สารตั้งต้นพวก Hydrous/anhydrous metal oxides หรือ Metal salt Solution อนุภาคมีขนาดในระดับคอลลอยด์

2.10.2.3 การเกิดเจล (gel formation) มี 2 แบบ

1. Colloidal gels

สามารถอธิบายโดยทฤษฎีของ DLVD (Derjagnin, Landan, Verway and Overbeek) กล่าวว่าอนุภาคในของเหลวมีพื้นที่ผิวและขนาดไม่เท่ากันทำให้ความหนาแน่นของประจุที่พื้นผิวไม่เท่ากัน ทำให้เกิดแรงทางไฟฟ้า (Electrostatic) เช่น แรงวันเดอร์วาล์ทำให้อนุภาคเกาะตัวกันเชื่อมโยงกันเพิ่มมากขึ้นทำให้เกิดเจลในตัวกลางที่เป็นของเหลว

2. Polymeric gels

เกิดจากสารตั้งต้นมีโลหะอัลคอกไซด์เป็นองค์ประกอบ สารประกอบนี้ประกอบด้วยแคทไอออน (cation) สร้างพันธะกับหมู่อัลคิล (alkyl groups) และอะตอมของออกซิเจนแสดงสูตรโมเลกุล คือ M(OR)n ทำให้เกิดพันธะ M-O-M โดย M คือ แคทไอออน เป็นผลมาจากปฏิกิริยาไฮโดรไลซิส (hydrolysis) และ คอนเดนเซชัน (condensation) เมื่อเติมน้ำลงไปในสารละลายอัลคอกไซด์ที่มีเอทานอลเป็นตัวทำละลาย

ปฏิกิริยาหลักอีกอย่างคือปฏิกิริยาการแลกเปลี่ยนโมเลกุลของแอกอฮอล์ (alcohol exchange reaction) ปฏิกิริยานี้ช่วยลดปฏิกิริยาไฮโดไลซิสของสารตั้งต้นในให้ลดลงเช่นการเติม 2-Methoxyetanol ลงในสารตั้งต้นที่มีสารประกอบเซอร์โคเนียมโพพรอกไซด์และไททาเนียมไอโซโพพรอกไซด์ปฏิกิริยาแสดงปฏิกิริยาในรูทั่วไปของการแลกเปลี่ยนแอกอฮอล์

$$M(OR)_x + xR^*OH \longrightarrow M(OR^*)_x + ROH \qquad (2.22)$$

เมื่อ OR เป็นหมู่อัลคิลที่เข้าทำปฏิกิริยาและ R* เป็นกลุ่มเมทอกซีเอทานอล (methoxyethoxy group) ที่เข้าทำปฏิกิริยา โดย 2-Methoxyethanol พบว่าสามารถช่วยในการสลายตัวของคาร์บอกซีเลต เช่น เลดอะซีเตต เมื่อเลดอะซีเตตผสมกับกับ 2-Methoxyethanol จะทำให้เกิดเลดอัลคอกไซด์ที่เสถียรดังสมการ $Pb(OOOCCH_3)(OCH_2CH_2OCH_3).0.5H_2O$ ลดการทำปฏิกิริยากับความชื้น

กรณีการเกิดผลึกเซรามิกควรระวังเรื่องของความเค้น (stress) ที่เกิดในวัสดุขณะระเหยตัวทำละลายและการแปลกปลอมของสารอินทรีย์ที่ตกค้างทั้งหมดนี้เป็นสาเหตุให้ชิ้นงานเกิดรอยแตกร้าว (cracking) และการเสียรูปของชิ้นงาน

2.10.2.4 กระบวนการเปลี่ยนเจลเป็นเซรามิกซ์ (gel to ceramic conversion)

เกิดขึ้นภายใต้กระบวนการความร้อน คือ

1. การทำให้แห้ง (drying) และการไล่สารอินทรีย์ (pyrolysis) โดยทั่วไปจะทำในช่วงอุณหภูมิ 300-400 °ซ

2.การเรียงตัวของโครงสร้างภายในสารและการเพิ่มความหนาแน่น (structural rearrangment and densification)

3. การเกิดผลึก (crystallization) กระบวนการเกิดเฟสทำได้โดยการควบคุมกระบวนการให้ความร้อนในช่วง (600-1100 °ซ) การเปลี่ยนเฟสของเจลแสดงดังแผนผังด้านล่าง

Amorphous phase ⟶ Amorphous/crystallined phase ⟶ crystallized phased

2.10.2.5 ข้อดีของการเตรียมผงโดยวิธี โซล เจล

ข้อดีของกระบวนการโซล-เจลจะมีอยู่หลายด้านซึ่งสามารถทำการประดิษฐ์ได้หลากหลายโครงสร้างหรือหลากหลายรูปแบบ ในที่นี้ประกอบไปด้วย วัสดุที่มีรูปร่างขนาดเล็ก เส้นใย ผง และมีความเป็นไปได้ของการนำเอาเทคโนโลยีโซล เจล มาทำการประดิษฐ์ฟิล์มบางซึ่งสามารถที่จะทำให้เป็นรูปร่างได้ง่ายจากสารละลายโซล โดยอาศัยเทคนิค spin coating หรือ dip-coating และนอกจากนี้ยังเป็นกระบวนการที่ใช้อุณหภูมิค่อนข้างต่ำ และช่วงองค์ประกอบของฟิล์มบางไม่มีข้อจำกัด สามารถควบคุมองค์ประกอบที่ต้องการได้ มีประสิทธิภาพสูงในการผลิตชิ้นงานที่มีคุณภาพ จึงสามารถนำไปดัดแปลงประยุกต์ใช้งานในการผลิตวัตถุได้หลายรูปแบบ การประยุกต์ใช้งานของฟิล์มเซรามิกและแก้วที่เกิดจากกระบวนโซลเจลแสดงในตารางที่ 2.4 แต่กระบวนการเตรียมโดยเทคนิคนี้อาจมีค่าใช้จ่ายค่อนข้างสูง และปัจจัยทางด้านสภาวะแวดล้อม เช่น ความชื้น มีผลต่อสารที่ทำการเตรียม

ตารางที่ 2.4 การประยุกต์ใช้งานและสมบัติของแก้วและฟิล์มเซรามิกโดยกระบวนการโซลเจล [33]

การประยุกต์ใช้งาน	สมบัติ	วัสดุ
Protective	ความต้านทานทางเคมีและทางกล	SiO_2, Si_3N_4, TiO_2, ZrO_2, Al_2O_3
Optical	การต้านการสะท้อน (anti-reflective)	TiO_2/SiO_2
Electronic	เฟร์โรอิเล็กทริก (ferroelectric)	PZT
	เพียโซอิเล็กทริก (piezoelectric)	PZT, $PbTiO_3$
	อิเล็กโทรออฟติก (electrooptic)	$LiNbO_3$, PLZT

2.11 การเตรียมฟิล์มบางของ PZT โดยกระบวนการทางเคมี [27]

ในการเตรียมฟิล์มนี้สารตั้งต้นจะถูกเตรียมในรูปของสารเคมีแล้วเคลือบบนฐานรอง ซึ่งกระบวนการเตรียมฟิล์มทางเคมีมี 4 วิธีคือ

2.11.1 การตกสะสมทางไฟฟ้า (electro deposition)

ขั้นตอนการเตรียมประกอบด้วยสารละลาย electrolytic และ electrode สารละลาย electrolytic จะต้องมีไอออนของสารที่ต้องการเคลือบ ส่วน electrode จะเป็นแผ่นฐานรองที่ต้องการเคลือบ วิธีนี้สามารถเตรียมได้ทั้งฟิล์มแบบหนาและบางขึ้นอยู่กับเวลาที่ใช้ แต่มีข้อจำกัดที่วิธีนี้สามารถเตรียมได้เฉพาะฟิล์มที่เป็นโลหะเท่านั้น

2.11.2 การตกสะสมของไอทางเคมี (Chemical Vapor Deposition; CVD)

เป็นกระบวนการที่มีไอเข้ามาเกี่ยวข้องซึ่งจะต่างจากการระเหยกลายเป็นไอที่กระบวนการนี้จะเกิดขึ้นภายใต้ความดันสูง (high pressure) แต่การระเหยกลายเป็นไอต้องการระบบที่เป็นสุญญากาศต่ำโดยวัสดุที่ต้องการเคลือบจะถูกให้ความร้อนจนกลายเป็นไอจากนั้นจะให้ความร้อนอีกครั้งซึ่งเรียกขั้นตอนนี้ว่า การสลายตัวภายใต้อุณหภูมิสูงมากกว่า 700 °ซ ซึ่งขึ้นอยู่กับชนิดของไอ

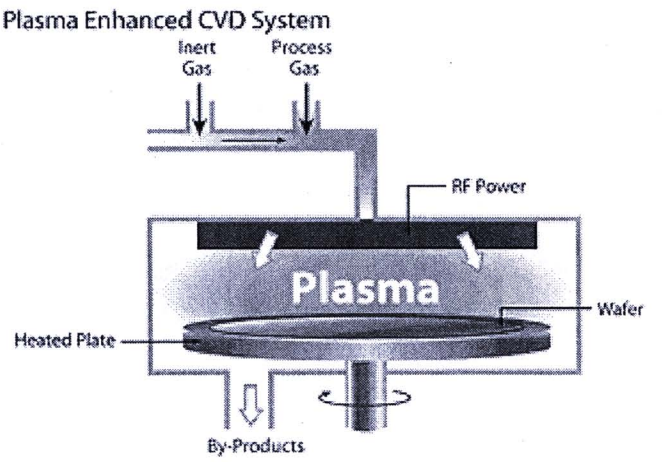
ด้วย จากนั้นจะเพิ่มความดันภายในอุปกรณ์ให้เท่ากันหรือมากกว่าความดันไอของสารทำให้เกิดการเคลือบหรือการตกสะสมไปบนฐานรอง โดยฐานรอง ต้องร้อน ถ้าขาดกระบวนการการสลายตัวจะทำให้ฟิล์มมีความปนเปื้อนสูง

2.11.3 การปลูกฟิล์มด้วยไอสารเคมีแบบพลาสมา (Plasma-Enhance Chemical Vapor Deposition; PECVD) [34-36]

การปลูกฟิล์มด้วยไอสารเคมีแบบพลาสมา คือการเคลือบผิวทางเคมีที่อุณหภูมิต่ำ (450 °ซ) ซึ่งฟิล์มที่สร้างขึ้นจะเป็นของซิลิกอนไนไตน์ (Si_3N_4) และซิลิกอนไดออกไซด์ (SiO_2) วิธีการคือให้พลังงานจลน์กับกระบวนการเพื่อเพิ่มอัตราการแพร่ที่ผิวของการเคลือบให้เร็วขึ้น ซึ่งพลาสมาที่ให้เข้าไปคือ ก๊าซที่แตกตัวเป็นไอออน และถูกเร่งด้วยความถี่ของวิทยุ ให้ชนกับพื้นที่ผิวแล้วตกลงบนแผ่นฐานรอง (รูป 2.16 แสดงวิธีการปลูกฟิล์มแบบ PECVD) PECVD เป็นเทคนิคที่ใช้ความดันต่ำมาก (จากความดันต่ำกว่า 100 ถึง 10000 ซึ่งต่ำกว่าความดันสภาพแวดล้อม) วัสดุที่ผ่านการปลูกฟิล์มแบบ PECVD จะสามารถรักษาสมบัติเดิมไว้ได้โดยปราศจากการลดลงของสมบัติเดิมของวัสดุจากผลทางความร้อน การประยุกต์ใช้งานของเทคนิคนี้จะนำมาใช้เพื่อต้องการความต้านทานสูงต่อรอยข่วนและต้านทานการกัดกร่อน ทำการปลูกฟิล์มที่อุณหภูมิต่ำ และในงานที่ต้องการปริมาณของแผ่นฐานรองปริมาณน้อย

PECVD เป็นกระบวนการที่ใช้ปลูกฟิล์มบางจากสถานะของเข็ง (ไอ) กลายเป็นสถานะของแข็งบนพื้นผิวของฐานรอง การทำปฏิกิริยาทางเคมีจะเกี่ยวข้องในกระบวนการนี้ ซึ่งจะเกิดขึ้นหลังจากการเกิดขึ้นของพลาสมาของแก๊สที่ทำปฏิกิริยากัน พลาสมาโดยทั่วไปจะสร้างขึ้นโดยความถี่ RF (AC) หรือ ความถี่ DC ที่ปล่อยออกระหว่างขั้วไฟฟ้าสองขั้ว ช่องว่างระหว่างสองขั้วนี้จะถูกทำให้เต็มด้วยการทำปฏิกิริยาของแก๊ส พลาสมาเป็นแก๊สทั่วไปซึ่งจะแสดงสัดส่วนเป็นเปอร์เซ็นต์ของอะตอมหรือโมเลกุลที่แตกตัว สัดส่วนของการแตกตัวเป็นไอออนในพลาสมาที่ใช้สำหรับการตกสะสมจะเปลี่ยนแปลงจากประมาณ 10^{-4} ในความจุที่ปล่อยออกมาถึง 5 - 10 % ของพลาสมาความหนาแน่นสูง กระบวนการเกิดพลาสมาจะเกิดขึ้นที่ความดันต่ำในระดับ millitorr ถึงความดันน้อยในหน่วย torr พลาสมาที่มีสัดส่วนของการแตกตัวเป็นไอออนที่ต่ำจะเป็นที่สนใจเป็นอย่างมากในการผลิตวัสดุเนื่องจากว่าอิเล็กตรอนมีพลังงานต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับอะตอมและโมเลกุล แสดงว่าการแลกเปลี่ยนระหว่างอิเล็กตรอนและแก๊สซึ่งเป็นกลางทางไฟฟ้าจะไม่เกิดขึ้น ดังนั้นอิเล็กตรอนสามารถที่จะรักษาไว้ได้ที่อุณหภูมิสูงมากในขณะที่อะตอมที่เป็นกลางทางไฟฟ้าสามารถที่จะคงอยู่ได้ที่อุณหภูมิสภาพแวดล้อมเท่านั้น การปลูกฟิล์มหรือการตกสะสมโดยพลาสมา

จะถูกนำมาใช้ในกระบวนการผลิตอุปกรณ์สารกึ่งตัวนำโดยการปลูกฟิล์มลงบนแผ่นเวเฟอร์ที่เป็นโลหะ ซิลิกอนไดออกไซด์สามารถตกสะสมหรือปลูกจาก tetraehoxysilane (TEOS) ในรูปแบบของพลาสมาออกซิเจนหรือออกซิเจน-อาร์กอน ซึ่งฟิล์มนี้สามารถที่จะเกิดการปนเปื้อนจากคาร์บอนและไฮโดรเจน และสามารถที่จะเกิดความไม่เสถียรภาพได้ในอากาศ ดังนั้นความดันที่ใช้ในการปลูกมีค่าต่ำและช่องว่างระหว่างขั้วไฟฟ้าที่น้อยและการปลูกที่ความถี่แบบคู่ สามารถช่วยทำให้การตกสะสมหรือการปลูกฟิล์มในอัตราที่สูงและได้ฟิล์มที่มีความเสถียรภาพดี



รูปที่ 2.16 แสดงกระบวนการปลูกฟิล์มแบบ PECVD [36]

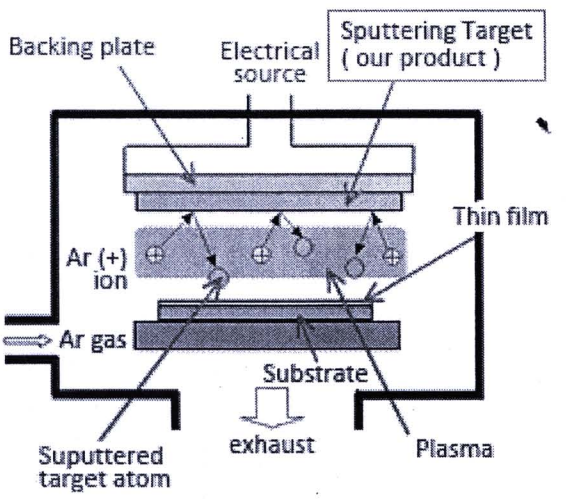
2.11.4 ข้อดีและข้อเสียของเทคนิค PECVD

เป็นกระบวนการที่เกิดขึ้นที่อุณหภูมิต่ำ เมื่อเปรียบเทียบกับ CVD แบบเดิม ความเค้นที่เกิดขึ้นสามารถที่ทำการควบคุมได้โดยเทคนิคการรวมกันของความถี่ต่ำและความถี่สูง สามารถควบคุมองค์ประกอบหรือสมบัติของฟิล์มได้ดี ใช้ระยะและเวลาในการปลูกสั้นและรวดเร็ว เหมาะกับงานที่ต้องการใช้แผ่นฐานรองจำนวนน้อย แต่ในเรื่องความหนาแน่นของชั้นฟิล์ม การยึดเกาะบนผิวชิ้นงาน ความสม่ำเสมอของฟิล์มไม่ค่อยดี เมื่อเปรียบเทียบกับเทคนิคการปลูกฟิล์มแบบ LECVD

2.11.5 การปลูกฟิล์มด้วยเทคนิคสปัตเตอริง (sputtering) [27, 35, 37]

การทำสปัตเตอริง (sputtering) จะทำในห้องเคลือบระบบปิดจะถูกทำให้เกิดสภาพสุญญากาศก่อน และบรรจุก๊าซเฉื่อย เข้าไปแทนที่ กระบวนการเคลือบแบบสปัตเตอริงเป็นการระดมยิงโลหะที่ใช้เคลือบด้วยประจุบวกที่ มีความเร็วสูงของก๊าซ Ar เพื่อให้อะตอมของโลหะหลุดออกไปติดที่ผิวแผ่นฟิล์ม

หลักการทำงานทั่วไปคือฐานรองจะถูกนำไปวางในตู้สุญญากาศและยึดติดกับฐานในตู้สุญญากาศที่มีบรรยากาศของก๊าซเฉื่อย เช่น ก๊าซอาร์กอน (Ar) ที่มีความดันประมาณ torr เริ่มการ sputtering ให้กับวัสดุที่ต้องการเคลือบเป็น target ต่อกับขั้วลบ power supply ดังแสดงในรูป 2.17 จากนั้นปล่อยกระแสไฟฟ้าเข้าไปในวงจรทำให้เกิดการเคลื่อนที่ของกระแสอิเล็กตรอนจากขั้วลบไปขั้วบวกโดยอิเล็กตรอนที่เกิดขึ้นนี้จะไปชนกับก๊าซเฉื่อยแตกตัวได้ไอออนบวกและไอออนลบ ไอออนบวกของก๊าซเฉื่อยที่มีขนาดใหญ่จะวิ่งชน target ทำให้อะตอมของวัสดุที่ต้องการเคลือบกระเด็นหลุดออกมากลายเป็นไอของอะตอมฟุ้งกระจายไป โดยบางส่วนจะกระเด็นไปตกที่ substrate ทำให้เกิดการเคลือบเป็นฟิล์มที่ต้องการ



รูปที่ 2.17 แสดงกระบวนการปลูกฟิล์มแบบ sputtering [37]

2.11.6 ข้อดีและข้อเสียของเทคนิค sputtering

ชั้นโลหะบนฟิล์มจะบาง และอนุภาคโลหะที่ติดบนแผ่นฟิล์มก็มีขนาดเล็ก รวมทั้งการเคลือบสปัตเตอริง (sputtering) สามารถใช้กับโลหะได้หลากหลายชนิด เช่น ไทเทเนียม อะลูมิเนียม

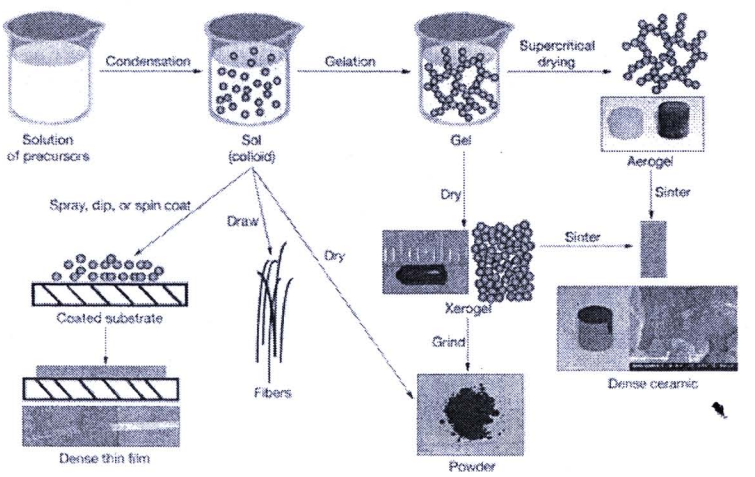
ทองแดง อื่นๆ ส่วนจุดด้อยของการเคลือบวิธีนี้คือ มันมีต้นทุนการผลิตสูงกว่า และต้องใช้ระยะเวลาในกระบวนการเคลือบนานกว่า

2.11.7 การปลูกฟิล์มด้วยเทคนิคโซล-เจล (sol gel) [27, 38]

โซล เป็นสารประกอบประเภทคอลลอยด์คือมีอนุภาคแขวนลอยอยู่ในสารละลายทำให้ไม่เป็นเนื้อเดียวกัน

เจล เป็นโพลิเมอร์ที่มีสายโซ่ยาวขึ้นเมื่อเทียบกับอนุภาคคอลลอยด์

โซล เจล เป็นเทคนิคที่เปลี่ยนจากโซล เป็นเจล ที่สามารถเคลือบลงบนฐานรองได้



รูปที่ 2.18 แสดงกระบวนการโซล เจล [38]

การเตรียมฟิล์มในกระบวนการโซลเจลเริ่มจากเตรียมโซลตกสะสมลงบนแผ่นฐานรอง จะได้ฟิล์มบาง จะพบว่าโซลมีความหนาแน่นเพิ่มมากขึ้นเนื่องจากเกิดกระบวนการการเปลี่ยนแปลงจากโซล ไปเป็น เจล ซึ่งเรียกกระบวนการนี้ว่า ไฮโดรไลซีส (hydrolysis) จากนั้นไล่ตัวทำละลายออกจากฟิล์มโดยให้ความร้อน ถ้าไม่ไล่ตัวทำละลายออกจากฟิล์มจะทำให้ตัวทำละลายค้างอยู่ข้างในเกิดรูพรุนขึ้นภายในฟิล์ม อุณหภูมิที่ใช้ในการไล่ตัวทำละลายจะอยู่ที่ประมาณ 400 °ซ หลังจากนั้นฟิล์มที่ผ่านการให้ความร้อนเพื่อไล่ตัวทำละลายก็จะนำไปผ่านกระบวนการทำให้เกิดผลึก (crystallization) โดยนำไปเผาที่อุณหภูมิสูงขึ้น ซึ่งขึ้นอยู่กับสารโดยปกติจะมากกว่าหรือเท่ากับ 500 °ซ และขึ้นอยู่กับอุณหภูมิของการเกิดผลึกของสารด้วย (รูป 2.18)

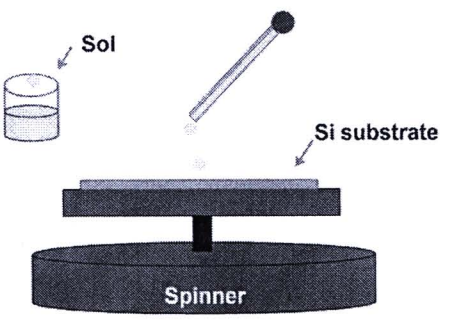
การเตรียมฟิล์มบางโดยกระบวนการโซล-เจล มีหลายวิธีต่อไปนี้

1. Dip Coating

เตรียมโดยการจุ่มฐานรองในสารละลายโซลแล้วค่อยๆดึงขึ้นซึ่งความเร็วในการดึงจะมีผลต่อความหนาของฟิล์ม นั่นคือเราจะทำการควบคุมความหนาด้วยเราสามารถทำซ้ำได้ถ้ายังไม่ได้ความหนาตามต้องการ แต่ถ้าดึงช้าเกินไปจะทำให้ได้ความหนาของฟิล์มไม่สม่ำเสมอเนื่องจากข้างบนที่ดึงขึ้นก่อนจะมีความหนาน้อยกว่าด้านล่าง

2. Spin Coating

วิธีนี้จะใช้โซลในปริมาณน้อย



รูปที่ 2.19 แสดงการเตรียมฟิล์มด้วยกระบวนการ spin coating

ขั้นตอนการ spin coating แบ่งเป็น 4 ขั้นตอน
ขั้นตอนที่ 1 การตกสะสมหรือหยดสารละลายตั้งต้นลงบนฐานรอง (substrate)

ทำได้โดยใช้หลอดหยดหยดสารละลายตั้งต้นให้ทั่วผิวหน้าของฐานรอง สารตั้งต้นส่วนใหญ่มักหยดสารผ่านตัวกรอง (filter) เพื่อกรองอนุภาคขนาดใหญ่หรือสารแปลกปลอมออกจากสารตั้งต้น เพื่อลดปัญหาการเกิดรอยร้าวขณะเตรียมฟิล์ม
ขั้นตอนที่ 2 เครื่องสปินหมุนก่อนถึงความเร็วรอบที่ตั้งไว้

สารตั้งต้นจะถูกเหวี่ยงออกสู่ศูนย์กลางทำให้ความหนาของสารในขั้นตอนที่ 1 ลดลงอย่างรวดจะเกิดความหนาและความหนืดที่พอเหมาะก่อนถึงความเร็วรอบที่ตั้งไว้ ขั้นตอนนี้จะเกิดในช่วงระยะเวลาสั้นๆ

ขั้นตอนที่ 3 เครื่องสปินหมุนด้วยความเร็วคง

ขั้นตอนนี้สารตั้งต้นจากขั้นตอนที่ 1 จะถูกสปินด้วยความเร็วคงที่ การเตรียมฟิล์มมักสปินที่ความเร็วรอบประมาณ 500 – 7000 รอบต่อช่วงเวลาการหมุนในช่วง 0-1 นาทีตามที่ตั้งไว้ ทำให้เกิดฟิล์มหนาตามต้องการและจะสังเกตเห็นฟิล์มเกิดระดับสีที่ต่างกันขณะสปินเนื่องจากความหนาของฟิล์มถูกเหวี่ยงให้บางลงเรื่อยๆ

ขั้นตอนที่ 4 การระเหยของตัวทำละลาย (solvent evaporation dominate)

ขั้นตอนนี้ความหนาของฟิล์มอยู่ในระดับที่ความหนืดและการไหลของสารละลาย (fluid flow) มีอิทธิพลน้อยลงเนื่องจากฟิล์มค่อนข้างบางทำให้เกิดการระเหยออกไปของตัวทำละลายตรงผิวหน้าหรือด้านบนของฟิล์ม ทำให้ความหนืดของฟิล์มเพิ่มขึ้นทำให้เกิดฟิล์มที่เรียกว่าเจล เมื่อหยุดการสปินฟิล์มจะถูกนำไปผ่านกระบวนการทางความร้อนต่อไป โดยปกติขั้นตอนที่ 3 และ 4 มักจะเกิดขึ้นในช่วงเดียวกัน

2.12 การวิเคราะห์สารด้วยวิธีการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction; XRD) [39-40]

เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์เป็นเทคนิคการวิเคราะห์แบบไม่ทำลายสารตัวอย่าง (non-destructive analysis) เพื่อศึกษาเกี่ยวกับโครงสร้างของผลึก (crystal structure) การจัดเรียงตัวของอะตอมในโมเลกุลของสารประกอบต่างๆทั้งในเชิงคุณภาพ และเชิงปริมาณ โดยอาศัยหลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ ซึ่งนำมาใช้ในการวิเคราะห์ชนิดของเฟสที่ปรากฏในวัสดุเบื้องต้นได้ ข้อมูลที่ได้จากการตรวจวิเคราะห์ด้วยเทคนิค XRD ประกอบด้วยชุดข้อมูลของค่าระยะห่างระหว่างระนาบ (d-spacing) และความเข้มของรังสีที่ตรวจได้ซึ่งสามารถนำไปใช้ในการคำนวณหาค่าแลตทิซพารามิเตอร์ (lattice parameter) ชนิดของเฟสที่ปรากฏ โครงสร้างผลึกอย่างคร่าวๆและขนาดของเกรนได้

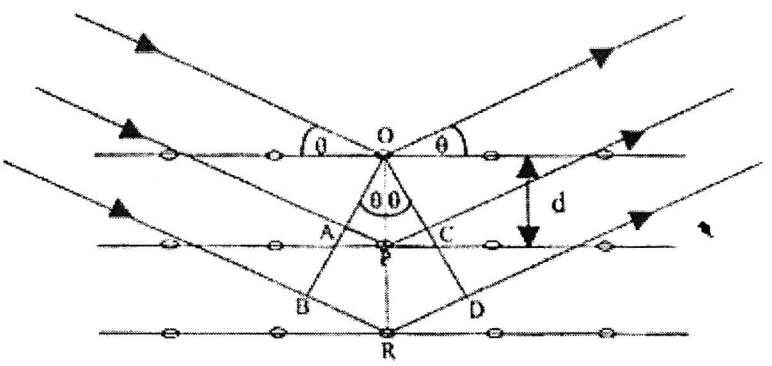
รังสีเอกซ์เป็นคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าที่มีค่าความยาวคลื่นอยู่ในช่วง 0.01 ถึง 10 นาโนเมตร เมื่อรังสีเอกซ์เกิดอันตรกิริยากับสารจะทำให้เกิดปรากฏการณ์ต่างๆ เช่น การเปล่งแสง การดูดกลืน การกระเจิง หรือการเลี้ยวเบนของรังสี ซึ่งปรากฏการณ์เหล่านี้มีลักษณะเฉพาะที่ขึ้นอยู่กับชนิดของสารตัวอย่าง เนื่องจากของแข็งที่เป็นผลึกมีการจัดเรียงอะตอมอย่างเป็นระเบียบในสามมิติ และมีหลายชุดระนาบ ดังนั้นเมื่อรังสีเอกซ์มาตกกระทบบนผิวของชุดระนาบต่างๆด้วยมุมที่เหมาะสมทำให้เกิดพฤติกรรมการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ขึ้นได้

การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์เป็นเทคนิคที่ใช้ศึกษาโครงสร้างของผลึกของแข็งในระดับอะตอมแบ่งออกเป็น 2 ชนิดดังนี้

1. การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ชนิดผง (Powder X-ray Diffraction) ซึ่งสามารถวิเคราะห์

ชนิดของวัสดุได้เนื่องจากการเกิดรังสีเอกซ์ การเลี้ยวเบนให้เสปกตรัมที่เป็นลักษณะเฉพาะของแต่ละธาตุ สามารถบอกวัฏภาคเชิงผลึกของวัสดุได้ว่ามีความเป็นผลึก หรือเป็นอสัณฐาน เทคนิคนี้ยังมีประโยชน์ในการวิเคราะห์ลักษณะของตัวเร่งปฏิกิริยาวิวิธพันธุ์ เพราสามารถบอกชนิดของสารที่อยู่ในตัวเร่งปฏิกิริยารวมทั้งวัฏภาคของวัสดุได้

2. การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ชนิดผลึกเดี่ยว (single-crystal X-ray diffraction หรือ X-ray crystallography) สามารถใช้หาโครงสร้างของโมเลกุลได้คือ สามารถบอกการจัดเรียงตัวของอะตอม ความยาวพันธะ มุมระหว่างอะตอมในโมเลกุลได้เนื่องจากวัสดุตัวอย่างสำหรับเทคนิคนี้ต้องเป็นผลึกเดี่ยว ดังนั้นขั้นตอนการตกผลึกจึงมีความสำคัญมากในการศึกษาตัวเร่งปฏิกิริยาวิวิธพันธ์นั้น เมื่อลำรังสีเอกซ์ตกกระทบผิวหน้าของผลึกโดยทำมุม θ บางส่วนของรังสีเอกซ์เกิดการกระเจิงด้วยชั้นของอะตอมที่ผิวหน้า อีกส่วนหนึ่งของลำรังสีเอกซ์ผ่านไปยังชั้นที่ 2 ของอะตอมซึ่งบางส่วนก็จะเกิดการกระเจิง และส่วนที่เหลือก็จะผ่านเข้าไปยังชั้นที่ 3 ของอะตอม ดังแสดงในรูป 2.20



รูปที่ 2.20 การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ [40]

ถ้าอะตอมในผลึกมีการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบและมีระยะห่างระหว่างอะตอมเท่าๆกัน ลำรังสีเอกซ์ที่ผ่านเข้ามาไปในแต่ละชั้นของอะตอมเกิดการเลี้ยวเบนเป็นลำขนานกัน การเลี้ยวเบนนี้คล้ายกับการเลี้ยวเบนด้วยเกรตติงแบบสะท้อน (reflection grating) สิ่งสำคัญในการเกิดการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ขึ้นอยู่กับภาวะ 2 ประการคือ

2.1 รังสีที่ตกกระทบ รังสีเลี้ยวเบน และเส้นตั้งฉากกับผิวหน้าต้องอยู่ในระนาบเดียวกัน

2.2 ระยะห่างระหว่างชิ้นงานของอะตอมควรมีค่าใกล้เคียงกับค่าความยาวคลื่นของรังสีเอกซ์

ในปี ค.ศ. 1912 แบรกก์ (W.L Bragg) ได้ยิงรังสีเอกซ์แคบๆ กระทบผิวหน้าผลึกเป็นมุม θ เพื่อให้เกิดการเลี้ยวเบนและการกระเจิงเมื่อเกิดอันตรกิริยากับอะตอม O P และ R ตามรูป 2.20 ถ้า

$$AP + PC = n\lambda \qquad (2.23)$$

เมื่อ n คือ ตัวเลขจำนวนเต็ม รังสีที่กระเจิงอยู่ในเฟสที่เส้น OCD ผลึกก็จะทำหน้าที่สะท้อนรังสีเอกซ์ จากรูป 2.20 พบว่า

$$AP = PC = d\sin\theta \qquad (2.24)$$

เมื่อ d คือระยะห่างระหว่างชั้นของผลึก

ถ้ารังสีเอกซ์เลี้ยวเบนจากชุดระนาบเดียวกันมีเฟสตรงกัน (in phase) จะเป็นไปตามกฎของแบรกก์ ดังสมการที่

$$2d\sin\theta = n\lambda \qquad (2.25)$$

เมื่อ θ คือ มุมตกกระทบ

λ คือ ความยาวคลื่นรังสีเอกซ์

ในการวิเคราะห์สมัยใหม่จะใช้ X-ray diffractometer ที่มีหัววัด (detector) รังสีเอกซ์เพื่อหามุมการเลี้ยวเบนและความเข้มของรังสีเอกซ์ที่เลี้ยวเบนออกมาและมี ตัวบันทึกทำหน้าที่ plot ความเข้มของรังสีเอกซ์เทียบกับค่ามุมที่เลี้ยวเบน 2θ ซึ่งสารแต่ละชนิดจะมีค่าความเข้มและค่ามุม 2θ แตกต่างกัน สำหรับการวิเคราะห์การเกิดเฟสของสารที่เตรียมได้ทำโดยนำข้อมูลการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่กล่าวข้างต้นมาเปรียบเทียบข้อมูลการเลี้ยวเบนอ้างอิงในฐานข้อมูล JCPDS หรือรูปแบบการเลี้ยวเบนที่ได้รับการตรวจสอบแล้ว

ข้อจำกัดของการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์สำหรับตัวอย่างแบบผงคือ พีคในสเปกตรัมคมชัดเมื่อวัสดุนั้นมีการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบในช่วงกว้าง (long range order) ถ้าไม่เช่นนั้นพีคจะกว้างออก (broadening) อย่างไรก็ตามเรายังสามารถประมาณขนาดของอนุภาคได้ ถ้าอนุภาคมีขนาดเล็กกว่า 100 นาโนเมตร เนื่องจากการกว้างของพีคเกิดจากการแทรกสอดแบบหักล้างที่เกิดไม่สมบูรณ์ในระหว่างการเลี้ยวเบนซึ่งสามารถนำมาหาค่าขนาดของผลึกสารตัวอย่างได้เช่นกัน

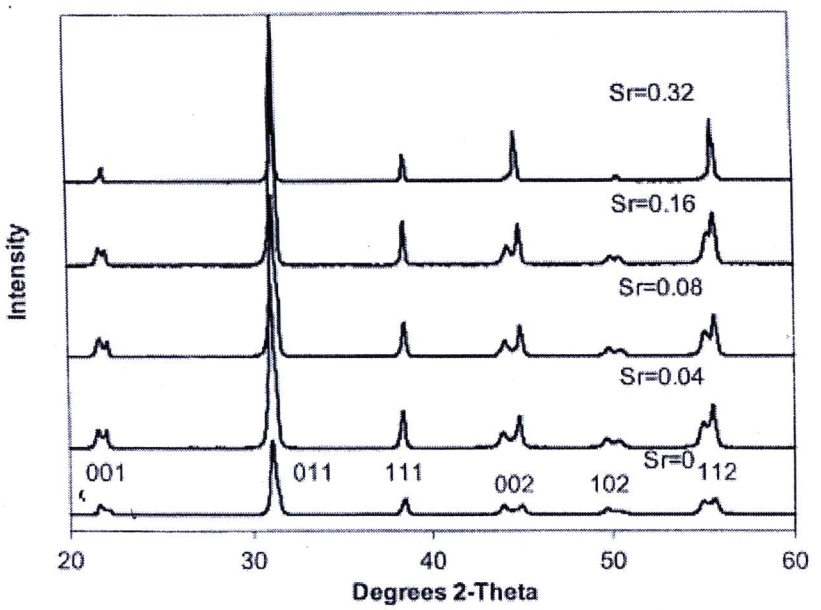
2.13 ทบทวนเอกสารที่เกี่ยวข้อง

สำหรับข้อมูลของการศึกษาการเตรียมสารเพียโซอิเล็กทริกที่มีเลดเซอร์โคเนตไทเทเนต เป็นองค์ประกอบหลัก และการนำไปประยุกต์ใช้งานในอุปกรณ์เซนเซอร์ โดยมีกลุ่มนักวิจัยหลายๆ กลุ่มได้มีการพัฒนาและปรับปรุงเป็นลำดับต่อไปนี้

นับตั้งแต่ มีผู้ค้นพบปรากฏการณ์เพียโซอิเล็กทริกขึ้นเป็นครั้งแรกในปี ค.ศ. 1921 ก็ได้มีการศึกษาและพัฒนาสารเพียโซอิเล็กทริกขึ้นมา ทั้งนี้รวมไปถึงการศึกษาและการพัฒนาสาร PZT และรวมถึงการนำไปประยุกต์ใช้งานซึ่งเป็นส่วนหนึ่งในบรรดาสารประกอบเฟร์โรอิเล็กทริกที่โดดเด่น

ในปี 1981 Hankey และ Biggers [41] ได้ศึกษาถึงอุณหภูมิแคลไซน์ที่เหมาะสมต่อการเกิดเฟสของ PZT ที่เตรียมด้วยวิธีอันตรกิริยาสถานะของแข็ง (solid state reaction) พบว่าโครงสร้างเฟส PZT จะเกิดอย่างสมบูรณ์ที่อุณหภูมิประมาณ 775 °ซ ก่อนที่จะมีการระเหยของตะกั่วออกไป และในปีเดียวกัน Chandratreya และ คณะ [42] ได้ทำการเตรียมสาร PZT จากการใช้ PZ และ PT เป็นสารตั้งต้น และพบว่า PZ จะเกิดการขยายตัวเชิงปริมาตร (volume expansion) ในช่วงอุณหภูมิประมาณ 450-600 °ซ ในขณะที่ PT จะมีการขยายตัวเชิงปริมาตรในช่วงอุณหภูมิ ประมาณ 700 - 800 °ซ และนอกจากนี้ยังพบว่า PZT เฟสจะเริ่มเกิดขึ้นที่อุณหภูมิสูงกว่า 700 °ซ ขึ้นไป

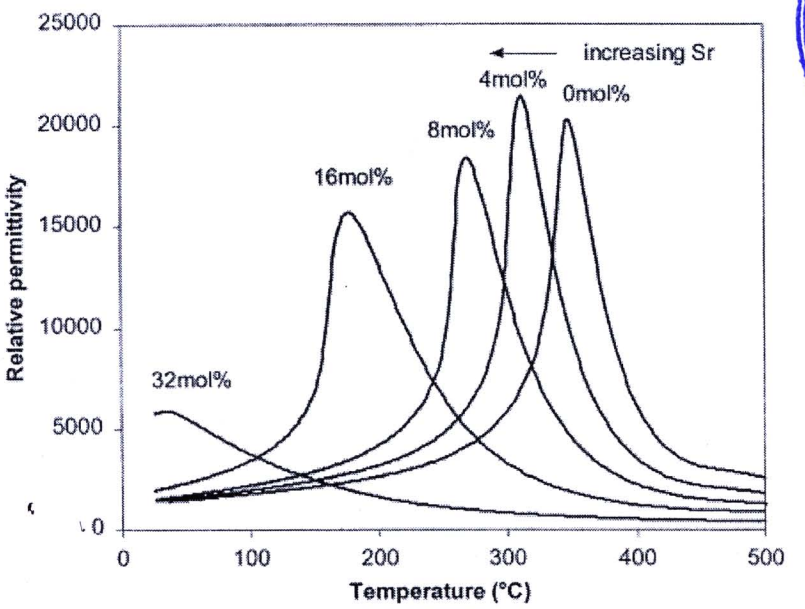
ในปี 2001 Zheng และ คณะ [43] ทำการศึกษาผลของการแทนที่ของสตรอนเทียม (Sr) ในเซรามิก PZT ที่เจือด้วยไนโอเบียม (Nb) 2.4 mol% โดยการเตรียมผงแบบผสมขั้นตอนเดียว จากนั้นนำไปเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 925 °ซ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1140 – 1220°ซ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง แล้วทำการตรวจสอบโครงสร้างเฟสด้วยเทคนิค XRD สมบัติไดอิเล็กทริกที่อุณหภูมิสูง และสัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก ผลที่ได้แสดงดังรายละเอียดต่อไปนี้ จากการตรวจสอบโครงสร้างด้วยเทคนิค XRD เมื่อปริมาณของ Sr เพิ่มขึ้นจาก 0, 4, 8, 16 และ 32 mol% พบว่าที่ปริมาณของ Sr น้อยกว่า 16 mol% สารที่เตรียมได้แสดงเฟสเตตระโกนอล ในขณะที่ปริมาณของ Sr 32 mol% จะเปลี่ยนเป็นรูปแบบที่เข้าสู่เฟสคิวบิก (pseudecubic) ชิ้นงานที่เจือด้วย Sr เท่ากับ 0 mol% เฟสที่ได้จะแสดงการอยู่ร่วมกันของเฟสทั้งรอมโบฮีดรอลและเฟสเตตระโกนอล โดยแสดงที่ตำแหน่งไหล่ของพีค 002 เมื่อปริมาณของ Sr เพิ่มขึ้นพีคที่เกิดขึ้นในตำแหน่งไหล่ของพีค 002 เริ่มหายไป และจะเริ่มแสดงเฟสของเตตระโกนอลที่ชัดเจนมากยิ่งขึ้นดังแสดงในรูปที่ 2.21



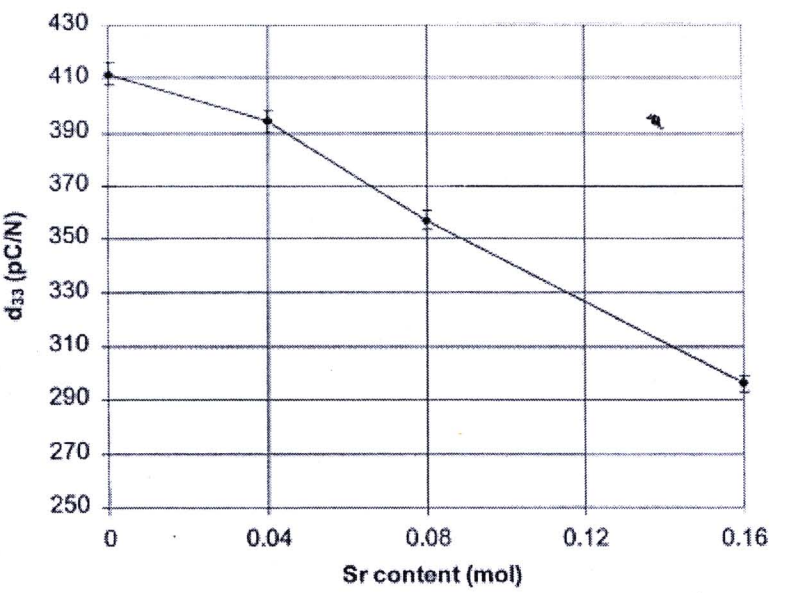
รูปที่ 2.21 รูปแบบ XRD ของ PZT ที่เจือด้วย 2.4 mol% Nb เทียบกับปริมาณของ Sr ที่เพิ่มขึ้น [43]

ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสัมพัทธ์เทียบกับอุณหภูมิแสดงในรูปที่ 2.22 พบว่าอุณหภูมิคูรี (Curie temperature; T_c) ของ PZT ที่เจือด้วย 2.4 mol% Nb เมื่อปริมาณของ Sr เพิ่มขึ้น จะลดลงจาก 360 ถึง 30 °ซ โดยที่อุณหภูมิคูรีต่ำสุดพบที่ปริมาณของ Sr เท่ากับ 32 mol% Nb ในเงื่อนไขนี้แสดงอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสที่เข้าใกล้อุณหภูมิห้องซึ่งจะสอดคล้องกับรูปแบบของ XRD คือจะเข้าใกล้เฟสของคิวบิก (cubic) และนอกจากนี้การลดลงของอุณหภูมิคูรี พบว่าที่การเปลี่ยนแปลงเฟสสูงสุดจะแสดงการบวมของกราฟมากยิ่งขึ้น และนอกจากนี้ยังพบว่ามีการลดลงในอุณหภูมิของค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงสุด ซึ่งผลที่ได้แสดงว่าเกิดจากกลไกของการเคลื่อนที่ของผนังโดเมนที่สามารถเกิดขึ้นได้ง่าย

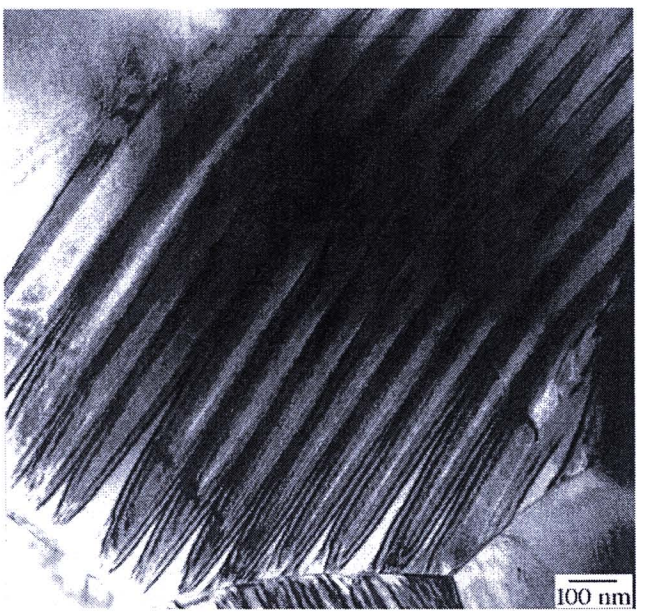
ส่วนสัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็ก ทริก (d_{33}) พบว่าลดลงกับปริมาณของ Sr ที่เพิ่มขึ้นแสดงในรูปที่ 2.23 ซึ่งผลที่ได้ในการศึกษานี้สามารถบอกได้ว่าการเพิ่มขึ้นของ Sr มีผลต่อสมบัติและโครงสร้างของ PZT ที่เจือด้วย 2.4 mol% Nb และการควบคุมสัดส่วนองค์ประกอบของอัตราส่วนระหว่าง Zr:Ti จะส่งผลต่อการเคลื่อนที่ของผนังโดเมนได้ง่ายขึ้นทำให้ไปลดอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟสของสาร PZT



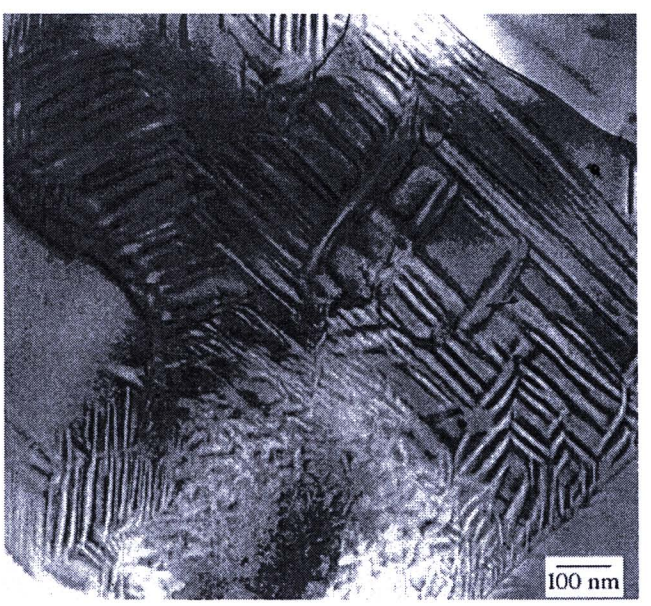
รูปที่ 2.22 ค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสัมพัทธ์ของ PZT ที่เจือด้วย 2.4 mol% Nb (อัตราส่วนระหว่าง Zr:Ti = 1.095) เทียบกับปริมาณของ Sr [43]



รูปที่ 2.23 ค่า d_{33} เทียบกับปริมาณของ Sr ในเซรามิก PZT ที่เจือด้วย 2.4 mol% Nb (Zr:Ti = 1.095) [43]



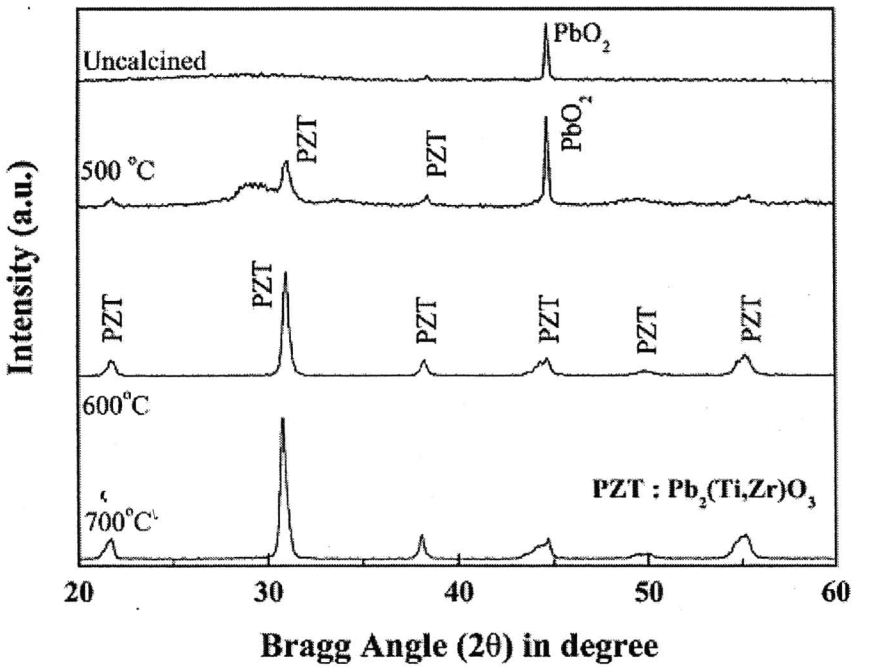
รูปที่ 2.24 ภาพถ่ายจาก bright-field (BF) TEM ซึ่งแสดงถึงโดเมนในโครงสร้าง เป็นตัวอย่างของชิ้นงานที่ไม่ได้เจือ Sr [43]



รูปที่ 2.25 ภาพถ่ายจาก bright-field (BF) TEM ซึ่งแสดงถึงโดเมนในโครงสร้างของ PZT ที่เจือด้วย Sr เท่ากับ 16 mol% 2.4 mol% Nb [43]

จากรูป 2.24 แสดงผนังโดเมนแบบระนาบ (plane) ของผลึกและมีลักษณะของการหมุนหรือเป็นแบบโดมเมน 90 ° ซึ่งโครงสร้างโดเมนจะมีลักษณะคล้ายกันกับชิ้นงานที่เติม Sr แต่ขนาดของโดเมนจะกว้างกว่าโดยขึ้นอยู่กับปริมาณของ Sr ที่ต่างกัน ในรูปที่ 2.25 แสดงโดเมนของ PZT ที่ปริมาณของ Sr เท่ากับ 16 mol% ซึ่งพบว่าโครงสร้างของโดเมนจะมีช่วงที่ต่างกันโดยปราศจากเกรน ผลที่ได้นี้จะตรงกับการบวมหรือความกว้างของค่าคงที่ไดอิเล็กทริกสูงสุดกับปริมาณของ Sr ที่เพิ่มขึ้นที่เนื่องมาจากการลดลงของอุณหภูมิการเปลี่ยนเฟส (T_c)

ในปี 2004 Ansari และคณะ [44] ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการตรวจจับความชื้นของฟิล์มหนา PZT ที่ทำการเจือด้วยสตรอนเทียม (Sr) (PSZT) โดยความเข้มข้นของ Sr อยู่ในช่วง 0.1 ถึง 0.5 M เตรียมโดยเทคนิค โซล-เจล ความต้านทาน d.c. จะถูกวัดเทียบกับความชื้นสัมพัทธ์ (%RH) พบว่าความต้านทานจะลดลงเมื่อปริมาณความชื้นเพิ่มขึ้น ความไวของการตรวจจับจะสูงขึ้นเมื่อปริมาณของสารเจือ Sr สูงขึ้นซึ่งผลที่ได้จะเกี่ยวข้องกับการลดลงในความสูงของ barrier โดยประจุจะสามารถข้ามผ่านชั้นความสูงของ barrier ที่ต่ำได้อย่างง่าย Ansari ได้ทำการเตรียมผงอนุภาคนาโนของ PSZT ด้วยเทคนิคโซล เจล จากนั้นนำผงที่เตรียมได้ไปทำการเผาแคลไซน์ที่อุณหภูมิ 600 °ซ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ทำการตรวจสอบโครงสร้างเฟสด้วยเทคนิค XRD ผลที่ได้แสดงในรูปที่ 2.26 แสดงรูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของเซรามิก PSZT ที่ความเข้มข้น 0.3 M ที่อุณหภูมิแคลไซน์ต่างกัน ซึ่งพบว่า ผงที่ไม่ได้ผ่านการแคลไซน์จะแสดงพีคหลักของเลดออกไซด์ (PbO_2) เพียงอย่างเดียว ในขณะที่เมื่ออุณหภูมิในการเผาแคลไซน์เพิ่มมากขึ้นจะปรากฏเฟสเพร์รอฟสไกต์ของเลดเซอร์โคเนตไททาเนตออกไซต์ แสดงให้เห็นว่าความเป็นผลึกของ PSZT เพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิการเผาเพิ่มขึ้น ที่อุณหภูมิ 500 °ซ และ 600 °ซ เกิดพีคของ PZT ส่วนที่อุณหภูมิ 700 °ซ จะไม่มีการเปลี่ยนแปลงในสเปกตรัมของ XRD ซึ่งพบว่าความเข้มของพีคเพิ่มมากขึ้นและพีคมีความกว้างมากขึ้น ซึ่งการแสดงเฟสที่อุณหภูมิ 700 °ซ นี้แสดงว่าอนุภาคของผงเริ่มจับตัวกันเป็นกลุ่มเพิ่มมากขึ้น ซึ่งอาจจะไปลดพื้นที่ผิวสำหรับทำการดูดซับ เนื่องจากเหตุผลนี้ทำให้ Ansari เลือกอุณหภูมิในการเผาสารที่อุณหภูมิ 600 °ซ ขนาดอนุภาคของผง PSZT ที่เผาที่อุณหภูมิ 600 °ซ แสดงในตารางที่ 2.5 ซึ่งพบว่าขนาดอนุภาคที่คำนวณจากรูปแบบเฟส XRD โดยการใช้ Scherrer formula พบว่าอยู่ในช่วง 35 ถึง 13 nm เมื่อปริมาณของ Sr เพิ่มมากขึ้น

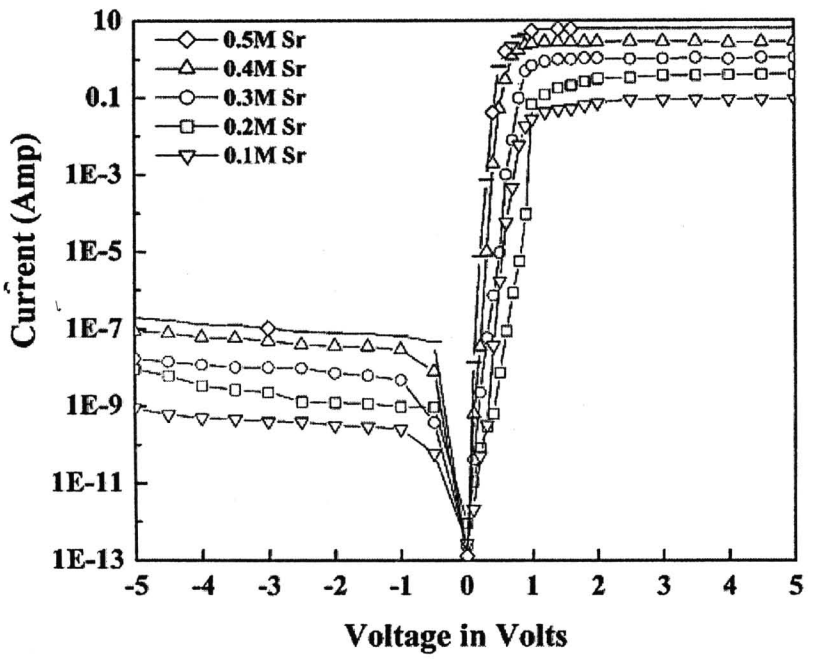


รูปที่ 2.26 รูปแบบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ของผง PSZT ที่ความเข้มข้น 0.3 M เมื่ออุณหภูมิการแคลไซน์ต่างกัน [44]

ตารางที่ 2.5 ขนาดเกรน แถบพลังงาน กระแสอิ่มตัวแบบ reverse ความสูงของ barrier และ ความไวของ RH เทียบกับตัวเจือ Sr ที่ความเข้มข้นต่างกัน [44]

Doping Concentration (M)	**Grain Site (nm)**	**Band Gap (eV)**	**Reverse Saturation Current (A)**	**Barrier Height (eV)**	**Ideality Factor n**	**%RH Sensitivity (kΩ/RH %)**
0.1	35	3.7	4.02×10^{-10}	0.99	2.17	51
0.2	28	3.33	2.3×10^{-9}	0.93	2.45	54
0.3	22	3.18	1.0×10^{-8}	0.87	2.85	115
0.4	17	2.92	4.91×10^{-8}	0.81	3.09	208
0.5	13	2.7	1.05×10^{-7}	0.77	3.47	293

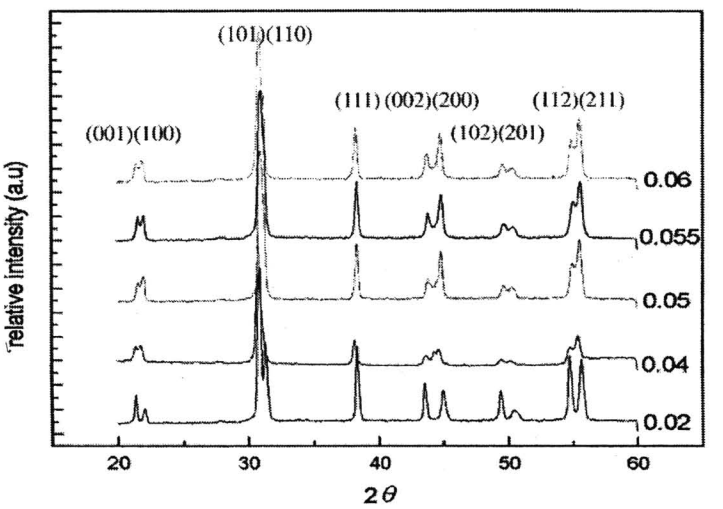
ลักษณะของกราฟความสัมพันธ์ระหว่างกระแสและศักย์ไฟฟ้า (I-V characterization) ของ PSZT แสดงในรูปที่ 2.27 ซึ่งแสดงในลักษณะที่คล้ายกับกราฟของไดโอด โดยแสดงกระแสแบบไปข้างหน้า (forward) เพิ่มขึ้นเทียบกับศักย์ไฟฟ้าที่เพิ่มขึ้นเมื่อความเข้มข้นของ Sr เพิ่มขึ้น



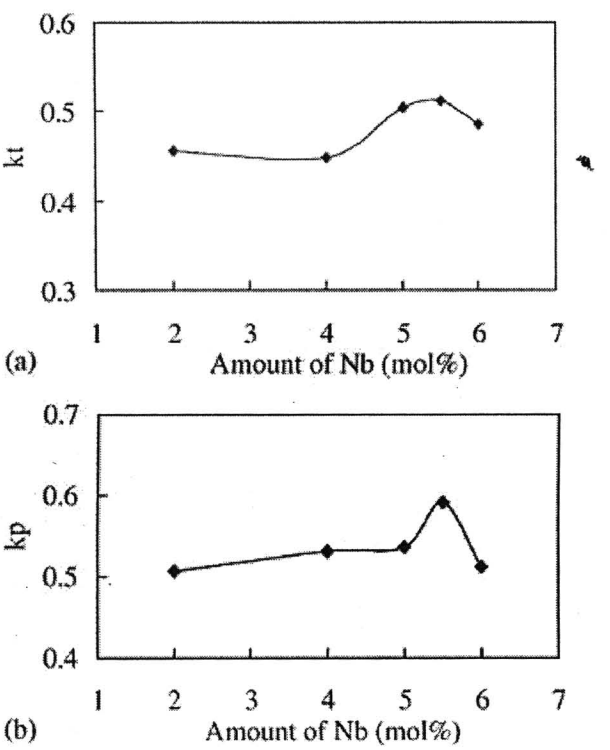
รูปที่ 2.27 กราฟ I-V ของตัวตรวจจับฟิล์มหนาที่เตรียมจากผงที่เจือด้วยสทรอนเทียม (Sr) ความเข้มข้น 0.1 - 0.5 M ทำการแคลไซน์ที่ 600 °ซ [44]

ในปีเดียวกัน Chu และ คณะ [11] ได้ศึกษาผลของการเจือด้วย Nb ต่อสมบัติเพียโซอิเล็กทริกและสมบัติไดอิเล็กทริกของเซรามิก PZT และการประยุกต์ใช้ในอุปกรณ์ SAW โดยทำการเตรียมเซรามิก PZT เจือด้วย Nb 0.02-0.06 mol% ด้วยกระบวนการผสมแบบออกไซด์ ขึ้นรูปเซรามิกขนาด 21 mm x 20 mm x 1 mm สำหรับวัดสมบัติของอุปกรณ์ SAW และเส้นผ่านศูนย์กลางขนาด 12 mm ความหนา 1 mm เพื่อใช้ในการวัดสมบัติของเซรามิกแบบ bulk เผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1250 °ซ นาน 2 ชั่วโมง ความหนาแน่นของเซรามิกมีค่าเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณตัวเจือเพิ่มขึ้นและจากนั้นจะลดลงเมื่อปริมาณตัวเจือมากกว่า 0.055 (5.5 mol%) โครงสร้างเฟสของเซรามิกทำการตรวจสอบด้วยการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์แสดงในรูปที่ 2.28 ซึ่งพบว่าทุกเงื่อนไขของเซรามิกแสดงโครงสร้างเฟสของเตตระโกนอล และมีโครงสร้างเฟสเป็นเพร์รอฟสไกต์ ผลของแฟกเตอร์คู่ควบไฟฟ้ากลในแนวความหนา (thickness; k_t) และเชิงระนาบ (planar; k_p) เมื่อปริมาณของ Nb เปลี่ยนแสดงในรูปที่ 2.29 พบว่าค่า k_t และ k_p เพิ่มขึ้นกับปริมาณของ Nb ที่เพิ่มขึ้น โดยค่า k_t มีค่าสูงสุด

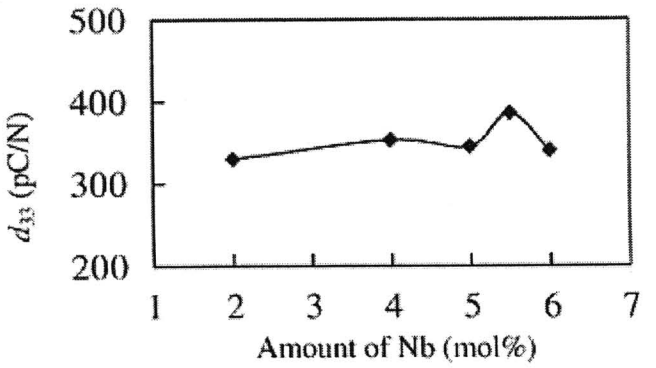
เท่ากับ 0.51 k_p มีค่าสูงสุดเท่ากับ 0. 59 พบใน Nb = 5.5 mol% ดังนั้นแสดงว่าการเจือด้วย Nb เพิ่มมากขึ้น แต่น้อยกว่า 5.5 mol% จะไปปรับปรุงแฟกเตอร์คู่ควบไฟฟ้าเชิงกลในทั้งสองโหมด



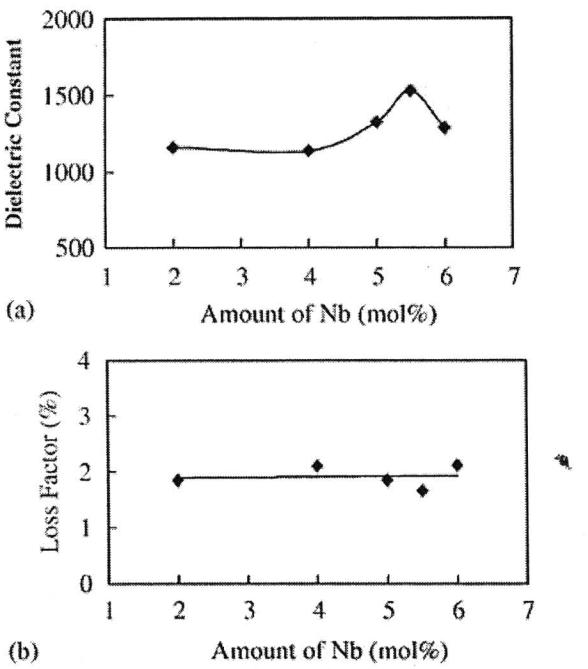
รูปที่ 2.28 รูปแบบ XRD ของเซรามิกในระบบ $Pb_{1-0.5x}(Zr_{0.52}Ti_{0.48})_{1-x}Nb_xO_3$ [11]



รูปที่ 2.29 การขึ้นอยู่ปริมาณตัวเจือ Nb ต่อค่า k_t และ k_p ของเซรามิก PZT [11]



รูปที่ 2.30 การขึ้นอยู่กับปริมาณของตัวเจือ Nb ต่อค่า d_{33} ของเซรามิก PZT [11]



รูปที่ 2.31 การขึ้นอยู่กับปริมาณของตัวเจือ Nb ต่อค่าคงที่ไดอิเล็กทริก (a) และค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริก (b) ของเซรามิก PZT [11]

สัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก (d_{33}) สูงสุดพบใน Nb = 5.5 mol% โดยมีค่าเท่ากับ 386 pC/N แสดงในรูป 2.30 รูปที่ 2.31 แสดงค่าคงที่ไดอิเล็กทริกและค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริกเทียบกับปริมาณของ Nb พบว่าค่าคงที่ไดอิเล็กทริกเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณตัวเจือเพิ่มขึ้น โดยมีค่าสูงสุดเท่ากับ 1529 พบที่ Nb = 5.5 mol% ส่วนค่าการสูญเสียพบว่ามีการเปลี่ยนแปลงที่น้อยมากเมื่อปริมาณของ Nb เปลี่ยนไป และมีค่าที่น้อยกว่า 0.02 ผลที่ได้จากการศึกษาแสดงให้เห็นว่าการเจือสาร Nb ใน

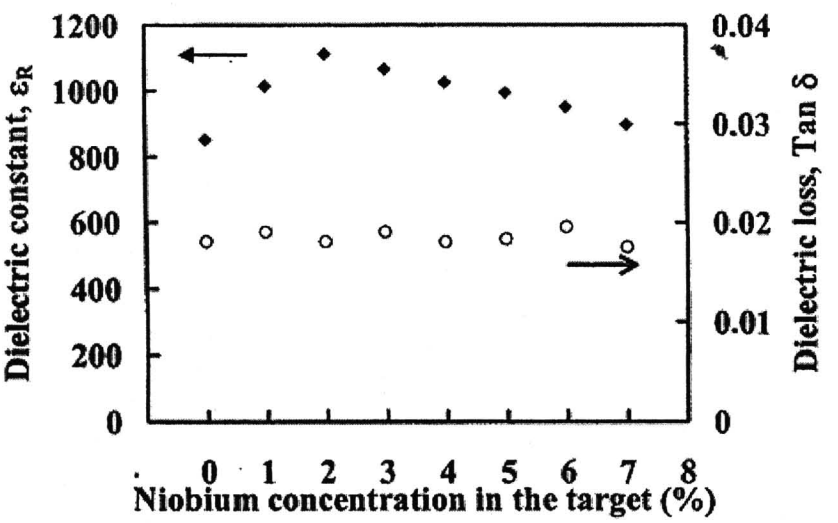
ระบบ PZT จะไปปรับปรุงสมบัติทางไฟฟ้าของเซรามิก เช่นสมบัติคู่ควบไฟฟ้าเชิงกลที่สูงสามารถนำไปประยุกต์ใช้ในอุปกรณ์เพียโซอิเล็กทริก เช่น ทรานฟอร์เมอร์ แอกทูเอเตอร์ ทรานดิวเซอร์ และการประยุกต์ใช้ในอุปกรณ์ SAW ได้หลากหลาย

ในปี 2009 Veríssimo และคณะ [45] ได้ศึกษาการเตรียม PZT discs เพื่อใช้ในเซนเซอร์ตรวจจับคลื่นเสียง (acoustic wave sensor) พบว่าเซรามิก PZT discs แสดงการทำงานของโหมดการสั่นจากศูนย์กลางอย่างมากในช่วงของความถี่ kHz ซึ่งสามารถนำไปใช้ในอุปกรณ์ตรวจจับทางเคมีทั้งในรูปของการตรวจจับแบบของของเหลวและ gaseous และนอกจากนี้ยังพบว่าความไวต่อการตรวจจับยังขึ้นกับความหนาแน่นของเซรามิก PZT อย่างมากโดยจะมีค่าสูงมากที่ความหนาแน่นมากกว่า 95% Veríssimo และคณะ ได้ทำการเตรียมแผ่นเซรามิกเฟร์โรอิเล็กทริกในระบบ $Pb(Zr_{0.530}Ti_{0.455}Nb_{0.015})O_3$, $Pb(Zr_{0.525}Ti_{0.465}Mn_{0.01})O_3$ และ $Pb(Zr_{0.530}Ti_{0.470})O_3$ โดยการเปลี่ยนปริมาณส่วนเกินของตะกั่ว ลักษณะเฉพาะและองค์ประกอบเงื่อนไขของแผ่นเซรามิกแสดงในตารางที่ 2.6 โดยเตรียมด้วยวิธีผสมออกไซด์ขั้นตอนเดียว เส้นผ่านศูนย์กลางของเซรามิกมีขนาดประมาณ 2 ซม. และเผาซินเตอร์ที่อุณหภูมิ 1200 °ซ

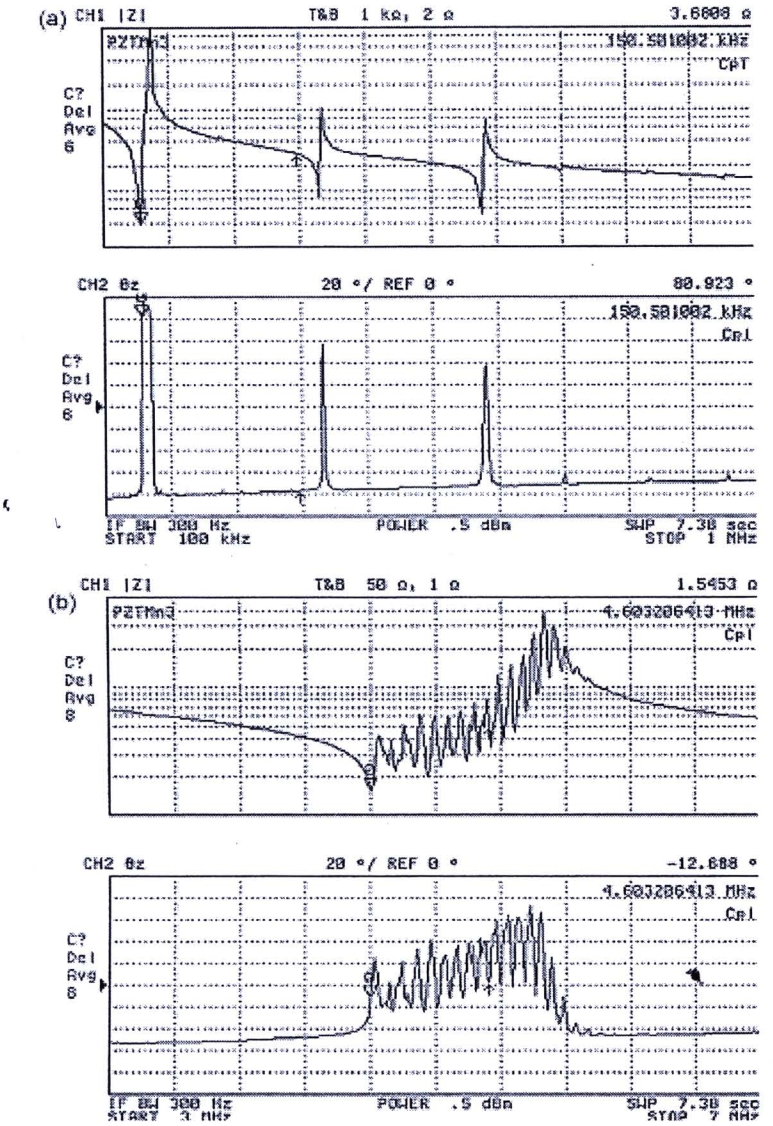
ตารางที่ 2.6 ลักษณะและการเปลี่ยนแปลงองค์ประกอบของเซรามิก [45]

Compo-sition	%PbO (w/w)	% MnO_2 (w/w)	Sintering conditions	Weight loss (%)	Density (g/cm^{-3})	Relative Density ρ (%)
1a	$Pb(Zr_{0.54}Ti_{0.47})O_3$	1	2h/1150°C	1.7	7.45	95
2a	$Pb(Zr_{0.54}Ti_{0.47})O_3$	1	2h/1200°C	1.6	7.69	98
2a	$Pb(Zr_{0.5247}Ti_{0.4653}Mn_{0.010})O_3$	1	2h/1150°C	-	7.24	92
2b	$Pb(Zr_{0.5247}Ti_{0.4653}Mn_{0.010})O_3$	1	8h/1150°C	0.8	7.32	93
2c	$Pb(Zr_{0.5247}Ti_{0.4653}Mn_{0.010})O_3$	1	2h/1200°C	1.4	7.36	93
2d	$Pb(Zr_{0.5247}Ti_{0.4653}Mn_{0.010})O_3$	5	8h/1150°C	1.3	7.66	96
2f	$Pb(Zr_{0.5247}Ti_{0.4653}Mn_{0.010})O_3$	5	2h/1200°C	-	7.40	94
3a	$Pb(Zr_{0.530}Ti_{0.45}Nb_{0.015})O_3$	1	2h/1200°C	4.2	7.32	93
3b	$Pb(Zr_{0.530}Ti_{0.455}Nb_{0.015})O_3$	5	2h/1200°C	1.0	7.59	96
4a	P841	20	2h/930 °C	3.9	7.42	-

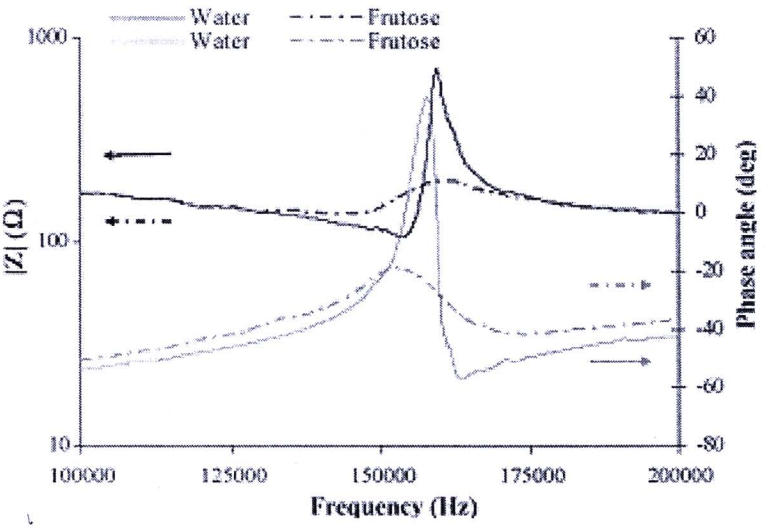
เซรามิกที่ผ่านการโพลด้วยสนามไฟฟ้า dc ที่ 40 kV cm^{-1} นำมาทำการตรวจสอบสมบัติเพียโซอิเล็กทริก (d_{33}) ซึ่งแสดงในรูปที่ 2.32 โดยทำการวัดค่า d_{33} เทียบกับเวลาที่ใช้ในการโพล พบว่าค่า d_{33} เพิ่มขึ้นเมื่อ และจะลดลงอย่างช้าๆเมื่อเวลาในการโพลเพิ่มจาก 30 นาทีเป็นต้นไป รูปที่ 2.33 แสดงการพล็อตกราฟระหว่างค่าอิมพิแดนซ์และเฟสเทียบกับความถี่ของเซรามิก $Pb(Zr_{0.530}Ti_{0.455}Nb_{0.015})O_3$ เติม MnO_2 %(w/w) (Nb-Mn-PZT) รูป 2.33a ในช่วงความถี่ kHz รูป 2.32b ในช่วงความถี่ MHz พบว่าในช่วงความถี่ MHz จะแสดงโหมดของการสั่นที่ไม่จริงเกิดขึ้น ดังนั้นจึงเลือกสัญญาณในช่วง kHz มาใช้ในการตรวจสอบในการทดลองครั้งนี้ ซึ่งการสั่นในช่วงนี้เป็นโหมดของการสั่นในแนวระนาบหรือในแนวรัศมี (radial) ดังนั้นเซรามิก Nb-Mn-PZT ที่มีค่า d_{33} และ Q ปานกลางซึ่งแสดงสัญญาณในรูปที่ 2.33a จะแสดงการทำงานเป็นตัวตรวจจับเพียโซอิเล็กทริกต่อสารเคมีได้ และในรูปที่ 2.34 แสดงผลของน้ำและสารละลายฟลักโตรส (fructose) ต่อค่าอิมพิแดนซ์สูงสุดกับมุมการเปลี่ยนเฟสของแผ่นเซรามิก Nb-Mn-PZT แสดงถึงความเป็นไปได้ที่จะแสดงความกว้างและการลดลงในความเข้มของพีค เรโซแนนท์ นอกจากนี้สัญญาณยังคงเกิดขึ้นได้ดีและสามารถทำการตรวจสอบได้ และยังพบว่าชิ้นงานที่แสดงการเลื่อนของความถี่ (frequency shifts; Δf) ที่มีค่ามากนั้นจะมีค่าความหนาแน่นค่อนข้างสูงคือ มากกว่าหรือเท่ากับ 95% และยังสามารถบอกได้ว่าที่ความหนาแน่นนี้จะส่งผลต่อค่าความไวในการตรวจสอบ (sensitivity) ที่สูงได้



รูปที่ 2.32 การเปลี่ยนแปลงค่าสัมประสิทธิ์เพียโซอิเล็กทริก d_{33} กับเวลาที่ใช้ในการโพล ของเซรามิก 3b [45]



รูปที่ 2.33 ค่าอิมพิแดนซ์และมุมการเปลี่ยนเฟสเทียบกับความถี่ของแผ่นเซรามิก Nb-Mn-PZT (3b) ในช่วงความถี่ kHz (a) และในช่วงความถี่ MHz (b) [45]



รูปที่ 2.34 ค่าอิมพิแดนซ์และมุมการเปลี่ยนเฟสเทียบกับความถี่ของเซรามิกที่สัมผัสกับสารละลาย Milli-Q water และ fructose [45]

ในปี 2010 Zhai และคณะ [46] ได้ทำการศึกษาผลของ B-site ions ในฟิล์มบางเลดสทรอนเทียมเซอร์โคเนียมไททาเนียม (PSZT) เพื่อประยุกต์ใช้ในอุปกรณ์ที่สามารถปรับค่าทางไฟฟ้าได้ (electrically tunable) โดยการศึกษาการเปลี่ยนแปลงค่าของเซอร์โคเนียม (x = 0.0 – 0.7) ซึ่งพบว่าอุณหภูมิคูรีของ PSZT มีการเปลี่ยนแปลงตามปริมาณของ Zr การเพิ่มขึ้นของปริมาณ Zr ส่งผลทำให้ค่าคงที่ไดอิเล็กทริก ค่าการสูญเสียทางไดอิเล็กทริก ลดลง ดังนั้นจึงสามารถอธิบายได้ว่า B-site ions จะทำหน้าที่ในการดัดแปลงสมรรถนะของอุปกรณ์ที่สามารถปรับค่าทางไฟฟ้าได้ต่างกันและสามารถนำมาประยุกต์ใช้งานในเครื่องมือ tunable microwave