



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

ผลของรังสีต่อสมบัติทางโครงสร้างของแก้วกระจกหน้าต่างรีไซเคิล

โดย

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เชิดศักดิ์ บุตรจอมชัย

กันยายน พ.ศ. 2558



รายงานวิจัยฉบับสมบูรณ์

ผลของรังสีต่อสมบัติทางโครงสร้างของแก้วกระจกหน้าต่างรีไซเคิล
Effect of irradiation on structural properties of recycled window glasses

คณะผู้วิจัย

สังกัด

1. ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เชิดศักดิ์ บุตรจอมชัย (ผู้วิจัย) คณะวิทยาศาสตร์
2. รองศาสตราจารย์ เรวัตน์ เหล่าไพบุลย์ (ที่ปรึกษาโครงการ) คณะวิทยาศาสตร์

โครงการวิจัยนี้ได้รับทุนอุดหนุนการวิจัยจากสำนักงบประมาณแผ่นดิน
ประจำปีงบประมาณ 2558

(ความเห็นในรายงานนี้เป็นของผู้วิจัย ม.อบ. ไม่จำเป็นต้องเห็นด้วยเสมอไป)

กิตติกรรมประกาศ

โครงการวิจัยเล่มนี้ได้รับการสนับสนุนเงินทุนในการทำวิจัยจากทุนงบประมาณแผ่นดินประจำปีงบประมาณ 2558 ทางผู้วิจัยจึงขอขอบคุณเป็นอย่างสูง นอกจากนี้ผู้วิจัยขอขอบคุณ ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี ที่ให้ความสนับสนุน และอำนวยความสะดวกในการทำงานวิจัย ผู้วิจัยขอขอบคุณศูนย์มะเร็ง อุบลราชธานี ในการให้ความอนุเคราะห์ในการฉายรังสีแกมมา ทำให้การวิจัยในครั้งนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี

ผู้วิจัยขอขอบคุณ รศ.เรวัฒน์ เหล่าไพบุลย์ นักวิจัยที่ปรึกษาของโครงการวิจัยครั้งนี้เป็นอย่างสูงในการให้คำแนะนำ ตลอดจนให้ข้อเสนอแนะในการทำงานวิจัยจนสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดี ผู้วิจัยรู้สึกขอบคุณศูนย์เชี่ยวชาญเทคโนโลยีแก้ว (Glass Technology Excellent Center: GTEC) ที่ทำให้ผู้วิจัยมีโอกาสได้ทำงานวิจัยในครั้งนี้

ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เชิดศักดิ์ บุตรจอมชัย
(ผู้วิจัย)

แบบสรุปการวิจัย

ชื่อโครงการวิจัย: ผลของรังสีต่อสมบัติทางโครงสร้างของแก้วกระจกหน้าต่างรีไซเคิล

ผู้วิจัยและผู้ร่วมวิจัย: ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เชิดศักดิ์ บุตรจอมชัย (ผู้วิจัย)
รองศาสตราจารย์ เรวัตน์ เหล่าไพบูลย์ (ที่ปรึกษาโครงการ)

ที่ทำงาน: ศูนย์เทคโนโลยีและความเชี่ยวชาญแก้ว (Glass technology excellent center: GTEC) ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี อ.วารินชำราบ จ.อุบลราชธานี 34190

ระยะเวลาการทำงานวิจัย: 1 ตุลาคม 2557 ถึง 30 กันยายน 2558

ความเป็นมา/ปัญหาในการวิจัย: พลังงานไฟฟ้าเป็นปัจจัยที่สำคัญต่อสังคมและชีวิตของมนุษย์ ทั้งในอดีตปัจจุบัน และอนาคต มนุษย์มีความต้องการใช้ไฟฟ้าเพิ่มขึ้นอย่างไม่มีขีดจำกัด ในขณะที่ทรัพยากรที่จะผลิตไฟฟ้ากลับลดลงสวนทางกัน ทำให้ในหลายๆ ประเทศที่พัฒนาแล้วหันมาใช้โรงไฟฟ้านิวเคลียร์เพื่อเป็นกำลังหลักในการผลิตไฟฟ้ามากขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากโรงไฟฟ้านิวเคลียร์สามารถผลิตไฟฟ้าได้ปริมาณมาก และเพียงพอต่อความต้องการใช้ไฟฟ้าได้อย่างแท้จริง

ไม่เพียงเท่านั้น การใช้ประโยชน์จากสารกัมมันตรังสี ในด้านอื่นๆ ก็มีมานานและแพร่หลายในหลายๆ ด้าน อาทิเช่น ทางด้านการเกษตร ด้านการแพทย์รังสีรักษา ทางด้านอุตสาหกรรมการผลิต การตรวจสอบวัสดุแบบไม่ทำลาย (NDT) เป็นต้น [1-2]

ด้วยเหตุนี้จึงทำให้มีนักวิจัยหลายท่านให้ความสนใจที่จะศึกษาทำงานวิจัยเกี่ยวกับรังสี เช่น การป้องกันอันตรายจากรังสี การกำบังรังสี การตรวจวัดปริมาณรังสี เป็นต้น [1-6] ซึ่งไม่ว่าจะเป็นงานเกี่ยวกับการป้องกันหรือตรวจวัดรังสี วัสดุเหล่านั้นล้วนแล้วแต่ต้องได้รับการอาบรังสีแทบทั้งสิ้น ซึ่งถ้าวัสดุนั้นได้รับการอาบรังสีซ้ำๆ จนมีปริมาณรังสีสะสมมากๆ ก็อาจจะทำให้โครงสร้างภายในของวัสดุเกิดการเปลี่ยนแปลง ส่งผลต่อสมบัติบางประการของวัสดุเหล่านั้น ดังนั้นจึงมีนักวิจัยได้ทำการศึกษาผลของปริมาณรังสีต่อโครงสร้างของวัสดุเป็นจำนวนมาก [7-13]

วัสดุแก้ว เป็นวัสดุที่ได้รับความนิยมเป็นอย่างมาก เนื่องจากมีความโปร่งใส สวยงาม สามารถมองเห็นทะลุผ่านได้ และยังสามารถรีไซเคิลได้อีกด้วย ส่งผลทำให้มีการนำเอาวัสดุแก้วมาใช้ประโยชน์ในหลายๆ ด้าน ไม่ว่าจะเป็นอุตสาหกรรมการก่อสร้างที่ปัจจุบันส่วนให้ตกแต่งด้วยกระจก เครื่องแก้วที่ใช้ในชีวิตประจำวัน อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ หรือหน้าจอแสดงผลทั่วไป หรือแม้แต่ในอุปกรณ์ขั้นสูง เช่น กระจกกำบังรังสีของเครื่อง XRD เป็นต้น ด้วยเหตุนี้ทำให้มีนักวิจัยทั่วโลกสนใจที่จะศึกษาสมบัติต่างๆ ของวัสดุแก้ว โดยเฉพาะอย่างยิ่งการนำเอาวัสดุแก้วไปใช้ในการกำบังรังสีแทนคอนกรีต เนื่องจากแก้วมีความโปร่งใสมองเห็นทะลุผ่านได้ หรือการฉีกหักก็ง่ายกว่าคอนกรีตก่อนนำไปกำจัด เช่น การกลบฝังดิน เนื่องจากแก้วเป็นวัสดุที่สามารถกั้นการซึมผ่านของน้ำได้ดี

ยิ่งไปกว่านั้น หลังจากเหตุการณ์การเกิดอุบัติเหตุทางรังสีครั้งใหญ่ที่สุด นับตั้งแต่เหตุการณ์ที่ Chernobyl เมื่อปี ค.ศ. 1986 นั่นก็คืออุบัติเหตุทางรังสีที่ฟูกูชิมะ ไดอิจิ (Fukushima Daiichi) ในปี ค.ศ. 2011 ทำให้นักวิจัยมีความสนใจเป็นอย่างมากในการศึกษาการตรวจวัดปริมาณรังสีย้อนหลังเมื่อเกิดอุบัติเหตุ

ทางรังสีขึ้น โดยวัสดุที่ได้รับความสนใจเป็นลำดับแรกๆ ก็คือวัสดุแก้ว เนื่องจากสามารถพบเห็นได้รอบตัว จึงเหมาะสมอย่างยิ่งที่จะนำมาเป็นวัสดุวัดปริมาณรังสีย้อนหลังได้ [14-20]

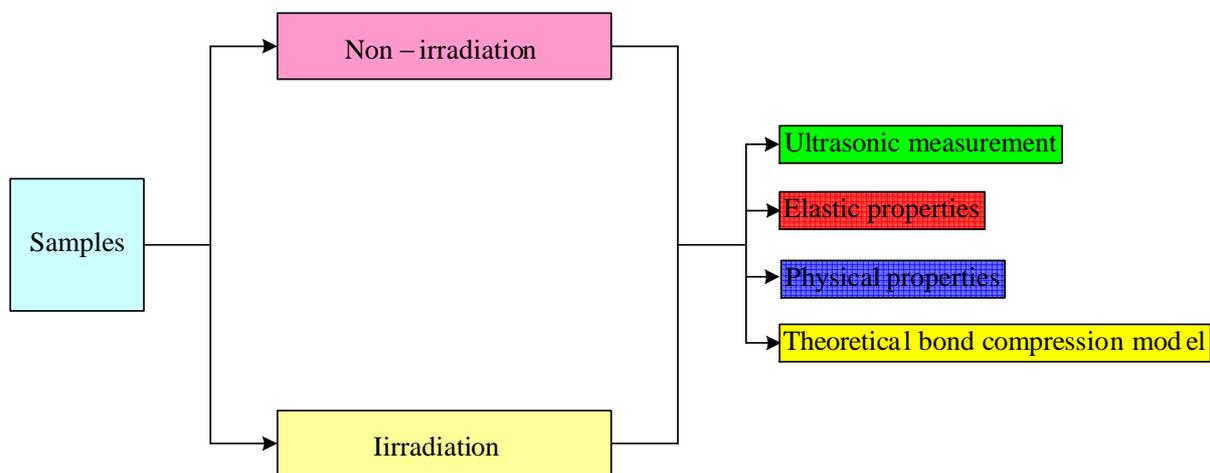
ด้วยเหตุผลทั้งหมดข้างต้น ผู้วิจัยจึงมีความสนใจที่จะศึกษาผลของรังสีต่อโครงสร้างของวัสดุแก้ว (โดยแก้วที่ใช้จะเป็นแก้วรีไซเคิลจากกระจกหน้าต่าง) โดยองค์ความรู้ที่จะได้จากงานวิจัยนี้จะเป็นส่วนสำคัญในการพิจารณาเลือกวัสดุแก้วเพื่อนำไปใช้เป็นนวัตกรรมใหม่สำหรับการตรวจวัดปริมาณรังสี หรือการใช้งานในด้านรังสี ในลำดับถัดไป

วัตถุประสงค์ของงานวิจัย:

1. เพื่อสังเคราะห์แก้วตัวอย่างที่ได้จากการรีไซเคิลกระจกหน้าต่าง
2. ศึกษาสมบัติทางโครงสร้างก่อนและหลังฉายรังสีแกมมาด้วยเทคนิคอัลตราโซนิก
3. ศึกษาสมบัติทางโครงสร้างก่อนและหลังฉายรังสีแกมมาด้วย FTIR
4. ศึกษาเปรียบเทียบผลที่ได้จากการทดลองด้วยเทคนิคอัลตราโซนิก กับผลจากทฤษฎีที่ได้จากการคำนวณด้วยโมเดลของ Bond compression

วิธีการดำเนินงานวิจัย:

วิธีการดำเนินงานวิจัยสามารถสรุปเป็นแผนภาพเพื่อให้ง่ายต่อการเข้าใจได้ดังแสดงในรูปที่ A โดยเริ่มจากการเตรียมตัวอย่าง จากนั้นศึกษาสมบัติทางโครงสร้างด้วยเทคนิคอัลตราโซนิก สมบัติความยืดหยุ่น สมบัติทางกายภาพ และคำนวณค่าทางทฤษฎีด้วยโมเดลของ Bond compression จากนั้นนำตัวอย่างไปอบรังสีแกมมา (irradiation) แล้วนำตัวอย่างที่อบรังสีแกมมา มาศึกษาผลที่เกิดขึ้นเพื่อเปรียบเทียบก่อนและหลังอบรังสีแกมมา ทำให้สามารถเข้าใจผลของการอบรังสีแกมมาต่อสมบัติต่างๆ ของแก้วตัวอย่างได้



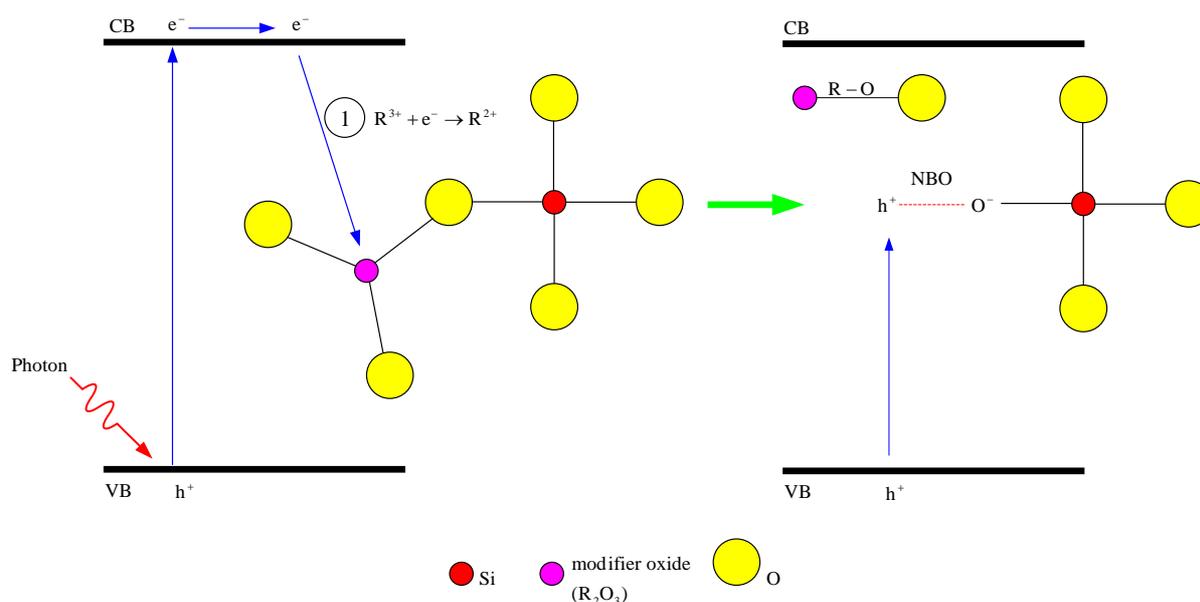
รูปที่ A แสดงไดอะแกรมการดำเนินงานวิจัย

ผลการวิจัย/ข้อค้นพบ:

จากผลการทดลองพบว่าสมบัติทางโครงสร้างของแก้วตัวอย่างที่ศึกษาด้วยเทคนิคการทดสอบแบบไม่ทำลายด้วยเครื่องอัลตราโซนิก มีการเปลี่ยนแปลงตามชนิดและความเข้มข้นของสารเจือ (dopants) สมบัติความยืดหยุ่นของแก้วตัวอย่างที่ได้บ่งบอกถึงความแข็งแรงของแก้วตัวอย่างเนื่องจากมีค่าของโมดูลัสที่สูง แต่

เมื่อมีการเติมสารเจือลงไปแล้วพบว่า สมบัติความยืดหยุ่นเปลี่ยนไปอันเนื่องมาจากเมื่อไอออนของสารเจือถูกเติมเข้าไปในโครงสร้างแล้วทำให้เกิดการสลายพันธะ (breaking bond) ระหว่างโครงสร้างหลักของแก้ว ทำให้แก้วมีความอ่อนตัวลง แต่อย่างไรก็ตาม ค่าโมดูลัสของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วยสารเจือก็ยังมีค่าที่สูงอยู่

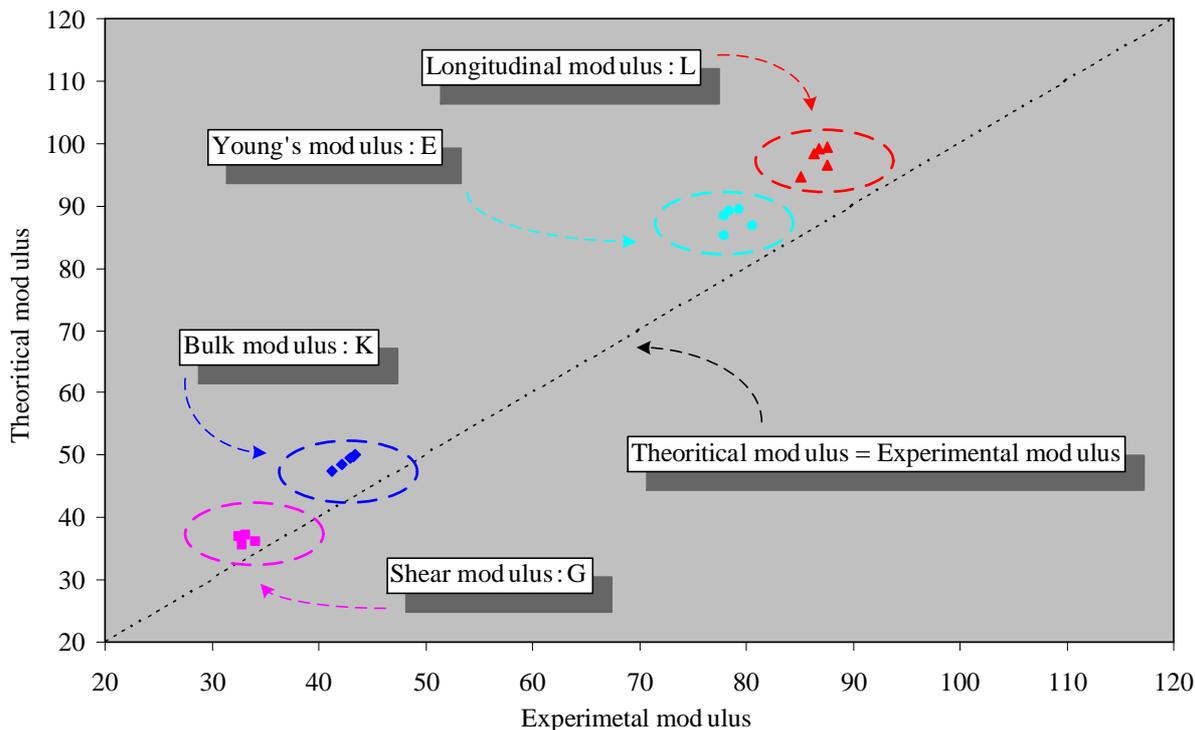
ผลของการอาบรังสีต่อสมบัติทางโครงสร้างของแก้วตัวอย่างพบว่า ผลของรังสีทำให้โครงสร้างของแก้วถูกทำลายโดยการสลายพันธะ (เกิด non-bridging oxygens: NBOs) ส่งผลให้โครงสร้างของแก้วอ่อนตัวลง ซึ่งกลไกการเกิดการสลายพันธะเมื่อโครงสร้างโดยอาบด้วยรังสีแสดงในรูปที่ B ซึ่งตัวที่มีบทบาทสำคัญต่อโครงสร้างแก้วที่จะมีผลต่อรังสีมากน้อยแค่ไหนนั้นตัวสำคัญก็คือชนิดของสารเจือ (modifier oxides: R_xO_y)



รูปที่ B แสดงกลไกการอาบรังสีของโครงสร้างแก้วแล้วทำให้เกิด NBO

ผลการทดลองที่ได้ของสมบัติความยืดหยุ่นจากการทดลองด้วยเทคนิคอัลตราโซนิก ถูกนำมาเปรียบเทียบกับค่าทางทฤษฎีที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model พบว่าผลที่ได้สอดคล้องกันเป็นอย่างดีดังแสดงไว้ในรูปที่ C

จากการศึกษาของโครงการพบว่าแก้วตัวอย่างมีความแข็งแรงของโครงสร้างที่ดี สามารถนำไปประยุกต์ใช้งานที่ต้องการความแข็งแรงสูงได้ นอกจากนี้ผลของรังสีที่มีต่อโครงสร้างนั้นก็ส่งผลเด่นชัด จึงไม่อาจหลีกเลี่ยงที่จะต้องคำนึงถึงหากต้องนำแก้วตัวอย่างดังกล่าวไปประยุกต์ใช้งานทางด้านรังสี นอกจากนี้ผลการทดลองยังเป็นที่น่าเชื่อถือเนื่องจากมีความสอดคล้องกับค่าทางทฤษฎีเป็นอย่างดี



รูปที่ C แสดงการเปรียบเทียบผลการทดลองกับค่าทางทฤษฎีที่ได้จากทฤษฎี bond compression model

ข้อเสนอแนะ: ผลที่ได้จากการทดลองนั้นควรได้รับการศึกษาสมบัติที่เฉพาะทางมากขึ้นเพื่อให้เห็นชัดถึงแนวทางการนำไปประยุกต์ใช้งาน เช่น ทดสอบสมบัติทางแสง หรือการตอบสนองต่อคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้า เป็นต้น หากได้ข้อมูลดังกล่าวมาประกอบการพิจารณาจะทำให้เป็นงานที่สมบูรณ์มากขึ้น

การนำไปประยุกต์ใช้: ดังที่ได้กล่าวมาแล้วคือความรู้ความเข้าใจที่ได้จากการศึกษาสมบัติทางโครงสร้างต่อกรออาร์งสีของแก้วนั้น สามารถนำไปพิจารณาประกอบการตัดสินใจสำหรับการใช้งานวัสดุแก้วชนิดนี้ที่ต้องการความแข็งแรงที่ค่อนข้างสูงได้ดี นอกจากนี้ความรู้ที่ได้จากการทำงานวิจัยนี้ยังถูกถ่ายทอดโดยการตีพิมพ์ผลงานในวารสารระดับนานาชาติ ซึ่งเป็นประโยชน์ต่อวงการนักวิจัย และนักศึกษาของมหาวิทยาลัยอุบลราชธานี อีกด้วย

บทคัดย่อ

รหัสโครงการ: 164316

รหัสข้อเสนอการวิจัย: 2558A11702008

ชื่อโครงการ: ผลของรังสีต่อสมบัติทางโครงสร้างของแก้วกระจกหน้าต่างรีไซเคิล

ผู้วิจัย: ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร.เชิดศักดิ์ บุตรจอมชัย

อีเมล: cherdsak_per@hotmail.co.th
cherdsak2303@gmail.com

ระยะเวลาโครงการ: 1 ปี (1 ตุลาคม 2557 ถึง 30 กันยายน 2558)

บทคัดย่อ:

แก้วกระจกหน้าต่างถูกนำมารีไซเคิลด้วยการเติมสารเจือ ในระบบ $(90)RWG - (10)Na_2O - xR_mO_n$ เมื่อ RWG และ R_mO_n คือ recycled window glasses และออกไซด์ของสารเจือ ตามลำดับ และ $x = 0.001$ 0.01 0.1 และ 1 เปอร์เซ็นต์โมล ความหนาแน่นของแก้วตัวอย่างถูกหาโดยใช้หลักการของอาร์คิมิดีส สมบัติทางโครงสร้างของแก้วตัวอย่างถูกศึกษาโดยใช้เทคนิคอัลตราโซนิก ความหนาแน่น และความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกถูกนำไปใช้เพื่อหาค่าโมดูลัสความยืดหยุ่น ทั้งก่อนและหลังถูกฉายด้วยรังสีแกมมาที่ปริมาณ 1 กิโลเกรย์ สมบัติความยืดหยุ่นของแก้วตัวอย่างถูกนำไปเปรียบเทียบกับค่าทางทฤษฎีที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model ผลการศึกษาพบว่า รังสีสามารถทำลายโครงสร้างของแก้วตัวอย่าง และทำให้เกิด NBOs ขึ้นในโครงสร้าง นอกจากนี้ผลการทดลองและค่าทางทฤษฎียังสอดคล้องกันเป็นอย่างดี

คำสำคัญ: แก้ว การอบรังสี สมบัติทางโครงสร้าง สมบัติความยืดหยุ่น ความเร็วเสียงอัลตราโซนิก

Abstract

Project Code: 164316

Proposal Code: 2558A11702008

Project Title: Effect of irradiation on structural properties of recycled window glasses

Investigator: Asst.Prof.Dr.Cherdsak Bootjomchai

Email Address: cherdsak_per@hotmail.co.th
cherdsak2303@gmail.com

Project Period: 1 Year (1 October 2014 to 30 September 2015)

Abstract:

Window glasses were recycling as (90)RWG – (10)Na₂O – xR_mO_n where RWG and R_mO_n are recycled window glasses and oxide of dopants, respectively and x = 0.001, 0.01, 0.1 and 1 mol%. Density of the glass samples were defined by using Archimedes's principle. Structural properties of the glass samples were carried out by using ultrasonic technique. The density and ultrasonic velocities were used to calculate elastic moduli before and after gamma irradiation at 1 kGy. The experimental elastic moduli were compared with theoretical values by using bond compression model. The results found that the structures of the glass samples were damaged by irradiation, occurring NBOs in the structure. Moreover, there was a good agreement between the theoretically calculated and experimental elastic moduli for the glass samples.

Keywords: Glasses; irradiation; structural properties; elastic properties; ultrasonic velocities.

สารบัญเนื้อเรื่อง

	หน้า
กิตติกรรมประกาศ	I
บทสรุปผู้บริหาร	II
บทคัดย่อ (ไทย)	VI
บทคัดย่อ (อังกฤษ)	VII
สารบัญเนื้อเรื่อง	VIII
สารบัญตาราง	X
สารบัญรูปภาพ	XI
คำอธิบายสัญลักษณ์	XIII
1. บทนำ	
1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหาที่ทำการวิจัย	1
1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย	1
1.3 ขอบเขตของโครงการวิจัย	2
2. ทฤษฎี	
2.1 แก้ว และการศึกษาสมบัติของแก้ว	2
2.2 ทฤษฎี bond compression model	6
2.3 การทบทวนวรรณกรรม/สารสนเทศ (information) ที่เกี่ยวข้อง	8
2.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	9
2.5 แผนการถ่ายทอดเทคโนโลยีหรือผลงานวิจัยสู่กลุ่มเป้าหมาย	9
3. วิธีการดำเนินงานวิจัย และสถานที่ทำการทดลอง/เก็บข้อมูล	
3.1 เตรียมตัวอย่างแก้ว	9
3.2 การอบรังสีแกมมา	10
3.3 วิเคราะห์โครงสร้างด้วยการดัดคลื่นรังสีอินฟราเรด	10
3.4 การวัดความหนาแน่นและปริมาตรโดยโมล	11
3.5 การวัดความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิก	11
3.6 สถานที่ทำการทดลองและเก็บข้อมูล	11
3.7 ระยะเวลาการทำงานวิจัย และแผนการดำเนินงานตลอดโครงการวิจัย	12
3.8 อุปกรณ์ และสารเคมี	13
3.9 ความสำเร็จและความคุ้มค่าของงานวิจัยที่คาดว่าจะได้รับ	14
4. ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง	
4.1 ความหนาแน่นและปริมาตรโดยโมล	14
4.2 ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิก และโมดูลัสความยืดหยุ่น	17
5. สรุปผลการทดลองและข้อเสนอแนะ	
5.1 สรุปผลการทดลอง	30
5.2 ข้อเสนอแนะ	31

สารบัญเนื้อเรื่อง (ต่อ)

เอกสารอ้างอิง	หน้า
ภาคผนวก	31
ภาคผนวก A (ผลงานตีพิมพ์)	A1
ภาคผนวก B (ประวัตินักวิจัย)	A2

สารบัญตาราง

		หน้า
ตารางที่ 1	ส่วนประกอบที่สำคัญและสมบัติสำคัญ เช่น สัมประสิทธิ์การขยายตัวเชิงเส้น (α) อุณหภูมิอ่อนตัว (T_s) ของแก้วแต่ละชนิด	3
ตารางที่ 2	แสดงโครงการวิจัยนี้จะใช้เวลาในการดำเนินการ 1 ปี โดยเริ่มดำเนินการในเดือน ตุลาคม 2557 ถึงเดือนกันยายน 2558	12
ตารางที่ 3	องค์ประกอบทางเคมี ความหนาแน่น และปริมาตรโดยโมลของแก้วตัวอย่าง	20
ตารางที่ 4	โมดูลัสความยืดหยุ่นของแก้วตัวอย่างก่อนและหลังถูกฉายด้วยรังสีแกมมา	28

สารบัญรูปภาพ

	หน้า	
รูปที่ A	แสดงไดอะแกรมการดำเนินงานวิจัย	III
รูปที่ B	แสดงกลไกการอาบรังสีของโครงสร้างแก้วแล้วทำให้เกิด NBO	IV
รูปที่ C	แสดงการเปรียบเทียบผลการทดลองกับค่าทางทฤษฎีที่ได้จากทฤษฎี bond compression model	V
รูปที่ 1	โครงสร้างของแก้วในลักษณะต่างๆ	3
รูปที่ 2	ตัวอย่างของโครงสร้างแก้วที่เปลี่ยนไปเมื่อถูกฉายด้วยรังสี	4
รูปที่ 3	การวัดความเร็วคลื่นเสียงตามยาว	4
รูปที่ 4	การอาบรังสีแกมมาของแก้วตัวอย่าง	10
รูปที่ 5	ความหนาแน่น (density) และปริมาตรโดยโมล (molar volume) ของแก้วที่ถูกเจือด้วย MnO_2	15
รูปที่ 6	ความหนาแน่น (density) และปริมาตรโดยโมล (molar volume) ของแก้วที่ถูกเจือด้วย Dy_2O_3	15
รูปที่ 7	ความหนาแน่น (density) และปริมาตรโดยโมล (molar volume) ของแก้วที่ถูกเจือด้วย Nd_2O_3	16
รูปที่ 8	(a) ความเร็วคลื่นเสียงตามยาว (longitudinal velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO_2 ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	17
	(b) ความเร็วคลื่นเสียงตามขวาง (shear velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO_2 ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	17
รูปที่ 9	(a) ความเร็วคลื่นเสียงตามยาว (longitudinal velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy_2O_3 ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	18
	(b) ความเร็วคลื่นเสียงตามขวาง (shear velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy_2O_3 ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	18
รูปที่ 10	(a) ความเร็วคลื่นเสียงตามยาว (longitudinal velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd_2O_3 ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	19
	(b) ความเร็วคลื่นเสียงตามขวาง (shear velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd_2O_3 ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	19
รูปที่ 11	การเกิด NBO เมื่อแก้วตัวอย่างถูกฉายด้วยรังสีแกมมา	21
รูปที่ 12	อิเล็กตรอนจากระดับพลังงานของโครงสร้างหลัก (valence band) ถูกกระตุ้นให้ขึ้นไปสู่ระดับพลังงานของแถบนำ ก่อนจะตกกลับลงมาแล้วถูกไอออนของอะตอม dysprosium (Dy) ที่ระดับพลังงาน E_D ดักจับไว้ทำให้เกิดการสร้างพันธะกับออกซิเจนเกิดขึ้น	21
รูปที่ 13	(a) โมดูลัสตามยาว (longitudinal modulus: L) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO_2 ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	22

สารบัญรูปร่างภาพ (ต่อ)

	หน้า
รูปที่ 13 (b) โมดูลัสตามขวาง (shear modulus: G) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO ₂ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	22
รูปที่ 14 (a) โมดูลัสตามยาว (longitudinal modulus: L) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy ₂ O ₃ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	23
(b) โมดูลัสตามขวาง (shear modulus: G) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy ₂ O ₃ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	23
รูปที่ 15 (a) โมดูลัสตามยาว (longitudinal modulus: L) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd ₂ O ₃ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	24
(b) โมดูลัสตามขวาง (shear modulus: G) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd ₂ O ₃ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	24
รูปที่ 16 (a) โมดูลัสตามยาว (bulk modulus: K) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO ₂ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	25
(b) โมดูลัสตามขวาง (Young's modulus: E) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO ₂ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	25
รูปที่ 17 (a) โมดูลัสตามยาว (bulk modulus: K) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy ₂ O ₃ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	26
(b) โมดูลัสตามขวาง (Young's modulus: E) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy ₂ O ₃ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	26
รูปที่ 18 (a) โมดูลัสตามยาว (bulk modulus: K) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd ₂ O ₃ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	27
(b) โมดูลัสตามขวาง (Young's modulus: E) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd ₂ O ₃ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)	27
รูปที่ 19 เปรียบเทียบค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นจากการทดลอง (experimental values) กับค่าทฤษฎี(theoretical values) ที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO ₂	29
รูปที่ 20 เปรียบเทียบค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นจากการทดลอง (experimental values) กับค่าทฤษฎี(theoretical values) ที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy ₂ O ₃	29
รูปที่ 21 เปรียบเทียบค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นจากการทดลอง (experimental values) กับค่าทฤษฎี(theoretical values) ที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd ₂ O ₃	30

คำอธิบายสัญลักษณ์

สัญลักษณ์	ความหมาย	หน่วย
α	สัมประสิทธิ์การขยายตัวเชิงเส้น	$^{\circ}\text{C}^{-1}$
ρ	ความหนาแน่นของวัตถุ	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$
v_l	ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกตามยาว	$\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$
v_s	ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกตามขวาง	$\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$
L	โมดูลัสตามยาว	Pa หรือ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$
G	โมดูลัสตามขวาง	Pa หรือ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$
K	โมดูลัสเชิงปริมาตร	Pa หรือ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$
E	โมดูลัสของยัง	Pa หรือ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$
σ	อัตราส่วนของปัวซอง	-
W_a	น้ำหนักของตัวอย่างที่ชั่งในอากาศ	kg
W_b	น้ำหนักของตัวอย่างที่ชั่งในของเหลว	kg
ρ_L	ความหนาแน่นของของเหลว	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$
V	ปริมาตรโดยโมล	$\text{m}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$
M_{glass}	มวลโมเลกุลของแก้ว	$\text{kg} \cdot \text{mol}^{-1}$
H	ความแข็งระดับไมโคร	Pa หรือ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$
θ_D	อุณหภูมิของเดอว์บาย	$^{\circ}\text{C}$ หรือ K
T_s	อุณหภูมิอ่อนตัว	$^{\circ}\text{C}$ หรือ K
h	ค่าคงที่ของพลังค์	$\text{J} \cdot \text{s}$
k_B	ค่าคงที่ของโบลซมานน์	$\text{J} \cdot \text{K}^{-1}$
N_A	เลขอาโวกราโดร	mol^{-1}
v_m	ความเร็วคลื่นเสียงเฉลี่ย	$\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$
K_{bc}	Bond compression bulk modulus	Pa หรือ $\text{N} \cdot \text{m}^{-2}$
r	ความยาวพันธะระหว่างไอออนบวกและไอออนลบ	m
n_b	จำนวนพันธะในโครงข่ายต่อหนึ่งหน่วยปริมาตร	-
\bar{F}	ค่าคงที่แรงเฉลี่ยของการยืด	$\text{N} \cdot \text{m}^{-1}$
l	ค่าเฉลี่ยวงแหวนของอะตอม	m
\bar{n}_c	ค่าเฉลี่ยความหนาแน่นของ cross-link ของโครงข่าย	-
N_c	จำนวนไอออนบวกต่อออกไซด์ของตัวอย่าง	-

1. บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของปัญหาที่ทำการวิจัย

พลังงานไฟฟ้าเป็นปัจจัยที่สำคัญต่อสังคมและชีวิตของมนุษย์ ทั้งในอดีต ปัจจุบัน และอนาคต มนุษย์มีความต้องการใช้ไฟฟ้าเพิ่มขึ้นอย่างไม่หยุดยั้ง ในขณะที่ทรัพยากรที่จะผลิตไฟฟ้ากลับลดลงสวนทางกัน ทำให้ในหลายๆ ประเทศที่พัฒนาแล้วหันมาใช้โรงไฟฟ้านิวเคลียร์เพื่อเป็นกำลังหลักในการผลิตไฟฟ้ามากขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากโรงไฟฟ้านิวเคลียร์สามารถผลิตไฟฟ้าได้ปริมาณมาก และเพียงพอต่อความต้องการใช้ไฟฟ้าได้อย่างแท้จริง

ไม่เพียงเท่านั้น การใช้ประโยชน์จากสารกัมมันตรังสี ในด้านอื่นๆ ก็มีมานานและแพร่หลายในหลายๆ ด้าน อาทิเช่น ทางด้านการเกษตร ด้านการแพทย์รังสีรักษา ทางด้านอุตสาหกรรมการผลิต การตรวจสอบวัสดุแบบไม่ทำลาย (NDT) เป็นต้น [1-2]

ด้วยเหตุนี้จึงทำให้มีนักวิจัยหลายท่านให้ความสนใจที่จะศึกษาทำงานวิจัยเกี่ยวกับรังสี เช่น การป้องกันอันตรายจากรังสี การกำบังรังสี การตรวจวัดปริมาณรังสี เป็นต้น [1-6] ซึ่งไม่ว่าจะเป็นงานเกี่ยวกับการป้องกันหรือตรวจวัดรังสี วัสดุเหล่านั้นล้วนแล้วแต่ต้องได้รับการอาบรังสีแทบทั้งสิ้น ซึ่งถ้าวัสดุนั้นได้รับการอาบรังสีซ้ำๆ จนมีปริมาณรังสีสะสมมากๆ ก็อาจจะทำให้โครงสร้างภายในของวัสดุเกิดการเปลี่ยนแปลง ส่งผลต่อสมบัติบางประการของวัสดุเหล่านั้น ดังนั้นจึงมีนักวิจัยได้ทำการศึกษาผลของปริมาณรังสีต่อโครงสร้างของวัสดุเป็นจำนวนมาก [7-13]

วัสดุแก้ว เป็นวัสดุที่ได้รับความนิยมเป็นอย่างมาก เนื่องจากมีความโปร่งใส สวยงาม สามารถมองเห็นทะลุผ่านได้ และยังสามารถรีไซเคิลได้อีกด้วย ส่งผลทำให้มีการนำเอาวัสดุแก้วมาใช้ประโยชน์ในหลายๆ ด้าน ไม่ว่าจะเป็นอุตสาหกรรมการก่อสร้างที่ปัจจุบันส่วนให้ตกแต่งด้วยกระจก เครื่องแก้วที่ใช้ในชีวิตประจำวัน อุปกรณ์อิเล็กทรอนิกส์ หรือหน้าจอแสดงผลทั่วไป หรือแม้แต่ในอุปกรณ์ชั้นสูง เช่น กระจกกำบังรังสีของเครื่อง XRD เป็นต้น ด้วยเหตุนี้ทำให้นักวิจัยทั่วโลกสนใจที่จะศึกษาสมบัติต่างๆ ของวัสดุแก้ว โดยเฉพาะอย่างยิ่งการนำเอาวัสดุแก้วไปใช้ในการกำบังรังสีแทนคอนกรีต เนื่องจากแก้วมีความโปร่งใสมองทะลุผ่านได้ หรือการผนึกกักกัมมันตรังสีก่อนนำไปกำจัด เช่น การกลบฝังดิน เนื่องจากแก้วเป็นวัสดุที่สามารถกั้นการซึมผ่านของน้ำได้ดี

ยิ่งไปกว่านั้น หลังจากเหตุการณ์การเกิดอุบัติเหตุทางรังสีครั้งใหญ่สุด นับตั้งแต่เหตุการณ์ที่ Chernobyl เมื่อปี ค.ศ. 1986 นั่นก็คืออุบัติเหตุทางรังสีที่ฟูกูชิมะ ไดอิจิ (Fukushima Daiichi) ในปี ค.ศ. 2011 ทำให้นักวิจัยมีความสนใจเป็นอย่างมากในการศึกษาการตรวจวัดปริมาณรังสีย้อนหลังเมื่อเกิดอุบัติเหตุทางรังสีขึ้น โดยวัสดุที่ได้รับความนิยมเป็นลำดับแรกๆ ก็คือวัสดุแก้ว เนื่องจากสามารถพบเห็นได้รอบตัว จึงเหมาะสมอย่างยิ่งที่จะนำมาเป็นวัสดุวัดปริมาณรังสีย้อนหลังได้ [14-20]

ด้วยเหตุผลทั้งหมดข้างต้น ผู้วิจัยจึงมีความสนใจที่จะศึกษาผลของรังสีต่อโครงสร้างของวัสดุแก้ว (โดยแก้วที่จะใช้เป็นแก้วรีไซเคิลจากกระจกหน้าต่าง) โดยองค์ความรู้ที่จะได้จากงานวิจัยนี้จะเป็นส่วนสำคัญในการพิจารณาเลือกวัสดุแก้วเพื่อนำไปใช้เป็นนวัตกรรมใหม่สำหรับการตรวจวัดปริมาณรังสี หรือการใช้งานในด้านรังสี ในลำดับถัดไป

1.2 วัตถุประสงค์ของโครงการวิจัย

1. เพื่อสังเคราะห์แก้วตัวอย่างที่ได้จากการรีไซเคิลกระจกหน้าต่าง
2. ศึกษาสมบัติทางโครงสร้างก่อนและหลังฉายรังสีแกมมาด้วยเทคนิคอัลตราโซนิก
3. ศึกษาสมบัติทางโครงสร้างก่อนและหลังฉายรังสีแกมมาด้วย FTIR
4. ศึกษาเปรียบเทียบผลที่ได้จากการทดลองด้วยเทคนิคอัลตราโซนิก กับผลจากทฤษฎีที่ได้จากการคำนวณด้วยโมเดลของ Bond compression

1.3 ขอบเขตของโครงการวิจัย

สังเคราะห์ตัวอย่างแก้วที่ได้จากการรีไซเคิลกระจกหน้าต่าง และทดสอบสมบัติความยืดหยุ่น เช่น โมดูลัสตามยาวและตามขวาง โมดูลัสของยัง โมดูลัสเชิงปริมาตร อัตราส่วนของปัวซอง อุณหภูมิของเดอบาย เป็นต้น สมบัติทางโครงสร้าง เช่น การเปลี่ยนแปลงโครงสร้างหลังฉายรังสี (เช่น พันธะอาจถูกทำลายเนื่องจากการฉายรังสี) และการดูดกลืนรังสีอินฟราเรด เพื่อยืนยันผลการทดลอง จากนั้นเปรียบเทียบผลการทดลองที่ได้กับค่าที่ได้จากทฤษฎีโดยการคำนวณด้วยโมเดลของ Bond compression

2. ทฤษฎี

2.1 แก้ว และการศึกษาสมบัติของแก้ว

วัสดุแก้ว ในธรรมชาติที่เป็นที่รู้จักกันดีก็คือ "แร่ obsidian" ซึ่งมักพบบริเวณภูเขาไฟเกิดจากลาวาที่มีการเย็นตัว อย่างรวดเร็ว เรามีการใช้งานแร่ obsidian ตั้งแต่ยุคหิน เนื่องจากแก้วเมื่อแตกแล้วจะมีความคม มนุษย์ยุคหินจึงนิยม ใช้เป็นเครื่องมือในการล่าสัตว์ หรือเป็นมีดแล่นเนื้อนั่นเองนอกจากนั้นแก้วจากธรรมชาติบางชนิดก็มีความสวยงาม ใช้เป็นเครื่องประดับได้ ส่วนการผลิตแก้วโดยมนุษย์นั้น พบมาตั้งแต่สมัยอียิปต์ ก่อนคริสต์ศักราชถึง 1500 ปี

แก้ว หมายถึงของเหลวที่เย็นจัดที่เกิดจากการเย็นตัวของของเหลวอย่างรวดเร็วของของเหลวโดยไม่ตกผลึก เพราะในขณะที่เย็นลงนั้นความหนืดของของเหลวเพิ่มขึ้นอย่างมากจนเกิดการแข็งตัวก่อนที่จะตกผลึก แก้วมีอยู่ 2 ประเภท คือ

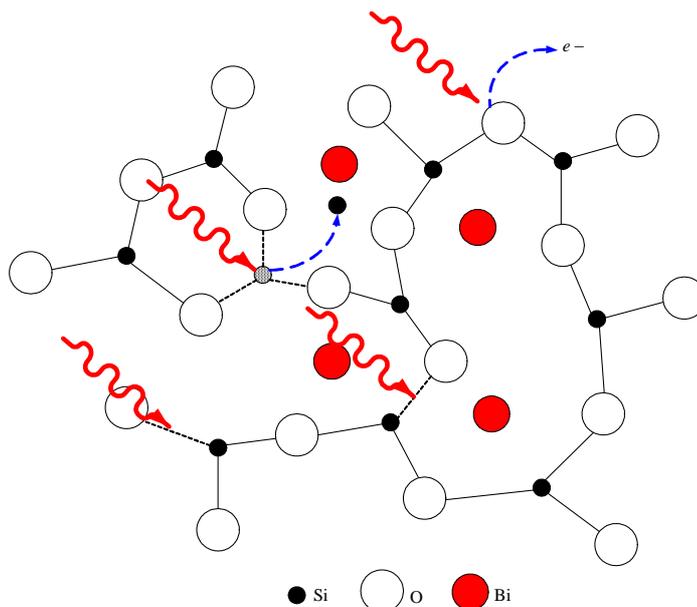
1. แก้วที่มีในธรรมชาติ

- 1) ออบซิเดียน มีกำเนิดจากภูเขาไฟ ประกอบด้วยซิลิการ้อยละ 66 – 67%
- 2) ซิลิกา มักพบในทะเลทราย ประกอบด้วยซิลิกาประมาณร้อยละ 98%
- 3) ที่อกต์ไต์ (มณีหยาดฟ้า) พบบริเวณลุ่มแม่น้ำ ตามเกาะบางแห่ง

2. แก้วที่สร้างขึ้นด้วยกระบวนการทางวิทยาศาสตร์

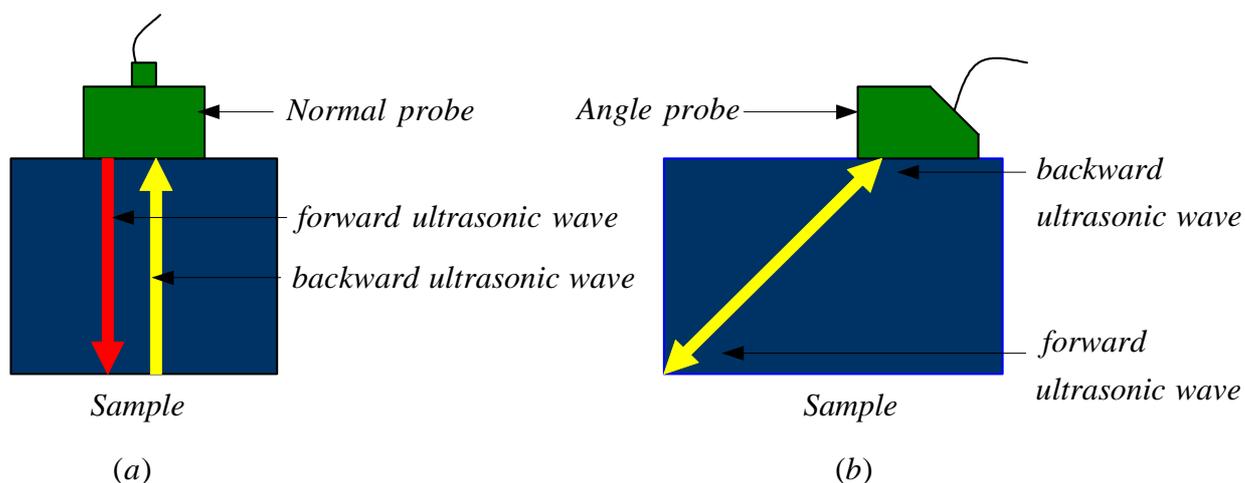
จากตารางที่ 1 สิ่งที่ทำให้แก้วทั้งสามชนิดมีสมบัติแตกต่างกันคือ ปริมาณซิลิกอนไดออกไซด์ แก้วที่มีคุณภาพดีควรใช้ ทรายแก้วหรือทรายซิลิกาซึ่งมีส่วนประกอบของ ซิลิกอนไดออกไซด์ (SiO_2) มาก เช่น ทรายจากจังหวัดระยอง แก้วควอตซ์เป็นแก้วที่มีราคาแพงมาก ทนกรด-เบส มักใช้ทำอุปกรณ์วิทยาศาสตร์บางชนิด แก้วทนไฟ เป็นแก้วที่ใช้ทำกระติกน้ำร้อน-เย็น แก้วธรรมดา เป็นแก้วที่ใช้อยู่ทั่วไป ราคาไม่แพง ในการผลิตแก้ว ถ้าต้องการให้มีสีในเนื้อแก้วจะมีการเติมออกไซด์ของโลหะลงไป ในการผลิต แก้วนั้นจะต้องนำส่วนผสมต่างๆ มาคลุกเคล้าในเครื่องผสมด้วยอัตราส่วนที่พอเหมาะ ต่อจากนั้นก็นำไปหลอมเหลวในเตาหลอม ซึ่งมีอุณหภูมิสูงไม่ต่ำกว่า 1,500 องศาเซลเซียส ในการหลอมส่วนผสมดังกล่าวได้มีการนำเศษแก้วที่แตกหักจากการใช้งานผสมลงไปด้วยเพื่อช่วยให้ส่วนผสมดังกล่าวหลอมเหลวง่ายขึ้นในภาพที่ 1 แสดงโครงสร้างของแก้วโดยที่ภาพ (a) เป็นโครงสร้างของ Crystalline Silicate (b) เป็นโครงสร้างของแก้วที่เป็นอสัณฐาน และ (c) เป็นโครงสร้างของแก้วที่เป็นอสัณฐานโดยการเติมโซเดียมลงไป ในโครงสร้าง ในอุตสาหกรรมการผลิตแก้ว จำเป็นต้องเติมสารอื่นๆ เพื่อให้แก้วมีสมบัติที่ดีเหมาะสมกับการใช้งาน เช่น

- 1) ถ้าเติมหินปูนบดละเอียด จะทำให้แก้วไม่เปราะง่าย
- 2) ถ้าเติมโบโรซิลิเกต จะทำให้แก้วทนความร้อนได้สูง
- 3) ถ้าเติมตะกั่ว จะทำให้แก้วใสและมีความแวววาวมากขึ้น



รูปที่ 2 ตัวอย่างของโครงสร้างแก้วที่เปลี่ยนไปเมื่อถูกฉายด้วยรังสี

ซึ่งการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างดังกล่าวเราสามารถวัดได้จากปริมาณของการเพิ่มขึ้นหรือลดลงของพันธะในโครงสร้าง ก็จะทำให้เราสามารถทราบการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของแก้วได้ ซึ่งเครื่องมือที่สามารถทำให้เราทราบการเปลี่ยนแปลงของจำนวนพันธะได้อย่างหนึ่งก็คือ การวัดความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิก เนื่องจากคลื่นเสียงอาศัยตัวกลางในการเคลื่อนที่ ถ้าในตัวกลางที่เป็นของแข็ง ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกจะขึ้นอยู่กับการสั่นของพันธะในโครงสร้าง ถ้าพันธะในโครงสร้างมีมาก การสั่นก็จะสั่นได้ดี คลื่นเสียงก็จะเดินทางได้ดีด้วย ในรูปที่ 3 เป็นภาพการวัดความเร็วคลื่นเสียงในวัสดุ



รูปที่ 3 การวัดความเร็วคลื่นเสียงตามยาว (a) และความเร็วคลื่นเสียงตามขวาง (b)

เมื่อวัดความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกทั้งตามยาวและตามขวางแล้วสามารถคำนวณหาค่าคุณสมบัติความยืดหยุ่นได้ดังสมการต่อไปนี้ [11]

$$L = \rho v_l^2 \quad (\text{GPa}) \quad (1)$$

$$G = \rho v_s^2 \quad (\text{GPa}) \quad (2)$$

$$K = L - \left(\frac{4}{3}\right)G \quad (\text{GPa}) \quad (3)$$

$$\sigma = \frac{L - 2G}{2(L - G)} \quad (4)$$

$$E = 2(1 + \sigma)G \quad (\text{GPa}) \quad (5)$$

- เมื่อ
- ρ คือความหนาแน่น (kg/m^3)
 - v_l คือความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกตามยาว (m/s)
 - v_s คือความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกตามขวาง (m/s)
 - L คือโมดูลัสตามยาว (Longitudinal modulus)
 - G คือโมดูลัสตามขวาง (Shear modulus)
 - K คือโมดูลัสเชิงปริมาตร (Bulk modulus)
 - σ คืออัตราส่วนปัวซอง (Poisson's ratio)
 - E คือยังโมดูลัส (Young's modulus)

การวัดความหนาแน่นของตัวอย่างแก้วทำได้โดยใช้หลักพื้นฐานของอาร์คิมิดีสโดยใช้เอ็นเฮ็กเซนเป็นของเหลวแล้วคำนวณดังสมการ [11]

$$\rho = \frac{W_a}{W_a - W_b} \rho_L \quad (6)$$

- เมื่อ
- ρ คือความหนาแน่น (g/cm^3)
 - ρ_L คือความหนาแน่นของของเหลว (เอ็นเฮ็กเซน) มีค่าเท่ากับ 0.66 g/cm^3
 - W_a คือน้ำหนักของตัวอย่างแก้วที่ชั่งในอากาศ (g)
 - W_b คือน้ำหนักของตัวอย่างแก้วที่ชั่งในของเหลว (g)

และการคำนวณหาปริมาตรโดยโมล (molar volume) ของตัวอย่างแก้วสามารถคำนวณได้ดังสมการ [11]

$$V = \frac{M_{\text{glass}}}{\rho_{\text{glass}}} \quad (7)$$

เมื่อ V คือปริมาตรโดยโมลของตัวอย่างแก้ว (cm^3)
 M_{glass} คือมวลโมเลกุลของแก้ว (g)
 ρ_{glass} คือความหนาแน่นของแก้วตัวอย่าง (g/cm^3)

ค่าความแข็งระดับไมโคร (micro-hardness: H) สามารถหาได้โดย [11]

$$H = \frac{(1-2\sigma)}{6(1+\sigma)} \quad (\text{GPa}) \quad (8)$$

ค่าอุณหภูมิของเดอบาย (Debye temperature: θ_D) หาได้โดย [11]

$$\theta_D = \left(\frac{h}{k_B}\right) \left(\frac{3zN_A}{4\pi V_a}\right)^{1/3} v_m \quad (\text{K}) \quad (9)$$

โดยที่ h คือค่าคงที่ของพลังค์
 k_B คือค่าคงที่ของโบลซมานน์
 N_A คือเลขอาโวกราโดร
 V_a คือปริมาตรโดยโมล
 v_m คือความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคเฉลี่ย ซึ่งหาได้โดย

$$v_m = \left[\frac{1}{3} \left(\frac{1}{v_l^3} + \frac{2}{v_s^3} \right) \right]^{-1/3} \quad (\text{m/s}) \quad (10)$$

2.2 ทฤษฎี bond compression model

ทฤษฎีนี้ใช้สำหรับอธิบายโครงสร้าง ซึ่งถ้าเป็นโครงสร้างที่เป็น 3 มิติหลายองค์ประกอบ (three dimensional polycomponent) ของออกไซด์ของแก้ว สามารถกำหนดค่า bond compression bulk modulus ได้จากสมการ [21]

$$K_{bc} = \frac{n_b \bar{F}}{9} r^2 \quad (11)$$

โดยที่ r คือความยาวพันธะระหว่างไอออนบวกและไอออนลบ
 n_b คือจำนวนพันธะในโครงข่ายต่อหนึ่งหน่วยปริมาตร ซึ่งสามารถหาได้โดย [21]

$$n_b = \frac{N_A}{V_a} \sum_i (xn_f)_i \quad (12)$$

โดยที่ x คือสัดส่วนโดยโมลขององค์ประกอบออกไซด์ตัวที่ i
 \bar{F} คือค่าคงที่แรงเฉลี่ยของการยืด (average stretching force constant)

ซึ่งค่าคงที่แรงเฉลี่ยของการยืด สามารถคำนวณได้ดังนี้ [22]

$$\bar{F} = \frac{\sum_i (xn_f F)_i}{\sum_i (xn_f)_i} \quad (13)$$

เมื่อ n_f คือจำนวน coordination ของไอออนบวก
 F คือค่าคงที่ของแรงยืดของออกไซด์

นอกจากนี้เรายังสามารถหาค่าเฉลี่ยวงแหวนของอะตอม (l) ของโครงสร้างใน 3 มิติ โดยอาศัยโมเดลดังนี้ [23]

$$l = \left[0.0106 \frac{\bar{F}}{K_{\text{exp}}} \right]^{0.26} \quad (14)$$

ค่าทฤษฎีของค่าอัตราส่วนปัวซอง หาได้โดยอาศัยโมเดลของ bond compression ได้ดังนี้ [21]

$$\sigma_{\text{cal}} = 0.28(\bar{n}_c)^{-0.25} \quad (15)$$

โดยที่ \bar{n}_c คือค่าเฉลี่ยความหนาแน่นของ cross-link ของโครงข่ายแก้ว ซึ่งสามารถกำหนดได้โดย [21]

$$\bar{n}_c = \frac{1}{\eta} \sum_i (n_c)_i (N_c)_i \quad (16)$$

เมื่อ n_c คือจำนวน cross-link ต่อไอออนบวก (หาได้จากเอาจำนวนพันธะต่อไอออนบวกลบสอง)
 N_c คือจำนวนไอออนบวกต่อออกไซด์ของแก้ว
 η คือจำนวนไอออนบวกทั้งหมดต่อสูตรแก้ว ($\eta = \sum_i (N_c)_i$)

นอกจากนี้เราสามารถกำหนดค่าทางทฤษฎีของโมดูลัสเชิงปริมาตร (theoretical bulk modulus) ซึ่งสามารถคำนวณได้โดย [22]

$$K_{\text{cal}} = 1.062 \times 10^{-29} \bar{F} l^{-4.0022} \quad (17)$$

เมื่อเราสามารถกำหนดค่าทางทฤษฎีของโมดูลัสเชิงปริมาตรได้แล้ว เราก็จะสามารถกำหนดค่าทางทฤษฎีของโมดูลัสตัวอื่นๆ ได้ดังนี้ [21]

$$G_{\text{cal}} = 1.5K_{\text{cal}} \left[\frac{1 - 2\sigma_{\text{cal}}}{1 + \sigma_{\text{cal}}} \right] \quad (18)$$

$$L_{\text{cal}} = K_{\text{cal}} + 1.33G_{\text{cal}} \quad (19)$$

$$E_{\text{cal}} = 2(1 + \sigma_{\text{cal}})G_{\text{cal}} \quad (20)$$

2.3 การทบทวนวรรณกรรม/สารสนเทศ (information) ที่เกี่ยวข้อง

อย่างที่ทราบกันในส่วนของทฤษฎีที่เกี่ยวข้องไปแล้วจะเห็นได้ว่าการใช้ประโยชน์จากแก้วนั้นมีมาแต่ช้านาน ซึ่งในที่นี้จะขอกล่าวทบทวนเฉพาะในส่วนงานวิจัยที่เกี่ยวข้องที่ได้มีการนำแก้วมาศึกษาทั้งทางการวัดปริมาณรังสี การศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของแก้วจากการถูกฉายรังสี และการศึกษาผลของสารเจือต่อโครงสร้างของแก้วชนิดต่างๆ ให้ได้ทราบพอเป็นแนวทางในการศึกษาทำความเข้าใจต่อไป โดยเริ่มจากปี ค.ศ. 2007 Kortov [5] ได้มีการศึกษา และประยุกต์ใช้วัสดุที่มีสมบัติการเรืองแสงเนื่องจากความร้อนเพื่อเป็นตัววัดปริมาณรังสี ซึ่งผลการวิจัยชี้ให้เห็นว่าวัสดุวัดปริมาณรังสีนั้นยังมีความต้องการในการพัฒนาให้สามารถวัดได้ในระดับต่ำๆ เพื่อเป็นตัววัดรังสีสำหรับบุคคลต่อไป

ซึ่งวัสดุ TL นั้นก็มีมากมาย เช่น ลิเทียมฟลูออไรท์ (LiF) แคลเซียมฟลูออไรท์ (CaF₂) แคลเซียมซัลไฟท์ (CaS) ลิเทียมบอเรท (LiBO₃) หรือควอตซ์ (quartz) ซึ่งถูกใช้ในงานทางด้านทางการแพทย์ เครื่องวัดรังสีส่วนบุคคล โบราณคดี และการวัดปริมาณรังสีในสิ่งแวดล้อม จนในปี ค.ศ. 2010 Olko [24] ได้มีการศึกษาข้อดีและข้อเสียของวัสดุเรืองแสงที่เป็นตัววัดปริมาณรังสี เขาพบว่าวัสดุที่เรืองแสงจากการกระตุ้นด้วยแสง (OSL) มีข้อดีมากกว่าวัสดุที่เรืองแสงจากการกระตุ้นด้วยความร้อน (TL) เนื่องจากมีความแม่นยำ และใช้งานง่าย ซึ่งไม่ว่าจะเป็นการวัดปริมาณรังสีด้วยเทคนิคใด ก็ล้วนแล้วแต่ต้องนำวัสดุไปอบรังสีก่อนทั้งสิ้น จึงได้เริ่มมีนักวิจัยสนใจที่จะศึกษาผลทางด้านรังสีต่อโครงสร้าง

Laopaiboon และคณะ (2011) [12] ได้ตรวจสอบสมบัติความยืดหยุ่นของแก้ว BaO-PbO-borosilicate ที่ถูกอบด้วยรังสีแกมมาโดยใช้เทคนิคอัลตราโซนิก พบว่าสมบัติความยืดหยุ่นเกิดการเปลี่ยนแปลงเมื่อแก้วถูกอบด้วยรังสีแสดงให้เห็นถึงการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว ต่อมาในปี 2012 ทีมวิจัยของ Bootjomchai และคณะ [11] ก็ได้ศึกษาโครงสร้างของแก้ว recycled borosilicate-BaO-Bi₂O₃ ภายใต้อิทธิพลของการอบรังสีแกมมา โดยศึกษาจากอัลตราโซนิก และ FTIR พบว่าโครงสร้างบางส่วน of แก้วถูกทำลายที่บางองค์ประกอบซึ่งเป็นที่น่าสนใจอย่างยิ่ง ทำให้ทีมวิจัยเดิมทำการศึกษาต่อไป [13] โดยศึกษาโครงสร้างของแก้วโดยเปลี่ยนองค์ประกอบของแก้วตัวอย่างเป็น Bi₂O₃-PbO-borosilicate โดยยังศึกษาภายใต้อิทธิพลของการอบรังสีแกมมาเช่นเดิม พบว่าโครงสร้างมีการตอบสนองในลักษณะที่เกิดการเหนี่ยวนำทำให้เกิดโครงสร้างแบบใหม่ขึ้นเนื่องจากการอบรังสี นอกจากนี้ยังมีนักวิจัยอีกหลายท่านทั่วโลกมีการศึกษาผลของการอบรังสีต่อโครงสร้างอยู่เรื่อยๆ และในปีล่าสุด 2013 ทีมวิจัยของ Kaur และคณะ [25] ได้ศึกษาผลของการอบรังสีแกมมาต่อสมบัติทางแสงของแก้ว BaO-Na₂O-B₂O₃-SiO₂ พบว่าการอบรังสีแกมมาทำให้แถบช่องว่างพลังงานเปลี่ยนแปลงเนื่องจากรังสีแกมมาทำให้โครงสร้างแก้วเกิดการเปลี่ยนแปลง

Farouk และคณะ [26] (2013) ได้วิจัยเกี่ยวกับผลของการอาบรังสีแกมมาต่อสมบัติการดูดกลืนแสงของแก้ว $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TeO}_2\text{-Li}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ที่ถูกเติมด้วย MgF_2 พบว่าการอาบรังสีแกมมาส่งผลให้เกิดโครงสร้างแบบ NBOs (Non-bridging oxygens) ส่งผลให้เกิดการลดลงของช่องว่างแถบพลังงานของแก้วตัวอย่าง

ที่กล่าวมาจะเห็นว่ามีการให้ความสำคัญกับการศึกษาผลของการอาบรังสีเป็นอย่างมากและเป็นที่น่าสนใจในปัจจุบันสังเกตได้จากปีที่ทำการตีพิมพ์เผยแพร่ผลงานวิจัย ซึ่งทั้งหมดที่กล่าวเป็นเพียงบางส่วนเท่านั้น ถ้าศึกษาเพิ่มเติมจะเห็นว่ายังมีงานที่เกี่ยวกับการศึกษาผลทางรังสีต่อโครงสร้างอีกมากมาย

2.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ เช่น การเผยแพร่ในวารสาร จดสิทธิบัตร ฯลฯ และหน่วยงานที่นำผลการวิจัยไปใช้ประโยชน์

1. ได้ทราบสัดส่วนที่เหมาะสมสำหรับการหลอมและการขึ้นรูป จากการนำเอาขยะแก้วกระจกหน้าต่างที่นำกลับมาใช้ใหม่ให้เกิดประโยชน์
2. ได้ทราบผลของรังสีต่อโครงสร้างของแก้วที่สังเคราะห์ขึ้น
3. ได้ตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ อย่างน้อย 1 เรื่อง

- Radiation effects on structural properties of recycled window glasses: Comparison with different doping, โดยคาดว่าจะตีพิมพ์ในวารสาร: Radiation effects and Defects in Solids

หรือ

- Elastic and structural properties of recycled window glasses doped rare earth oxides: Comparative studies between experimental and theoretical, โดยคาดว่าจะตีพิมพ์ในวารสาร: Journal of Molecular Structure

4. สร้างความเข้มแข็งและพัฒนาศักยภาพของนักวิจัยในภูมิภาคให้ทัดเทียมนานาชาติ
5. ผลิตนักศึกษาระดับปริญญาโท และปริญญาตรี จำนวน 1 และ 2 คนตามลำดับ ที่มีคุณภาพทั้งในเชิงวิชาการและการวิจัย อันจะเป็นการเพิ่มขีดความสามารถ ด้านกำลังคน และแหล่งความรู้ในการแข่งขันของประเทศกับนานาชาติต่อไป

2.5 แผนการถ่ายทอดเทคโนโลยีหรือผลการวิจัยสู่กลุ่มเป้าหมาย

นำผลงานที่ได้ตีพิมพ์ผ่านวารสาร และนำเสนอผลงานในการประชุมวิชาการต่างๆ ทั้งในและต่างประเทศ และถ่ายทอดองค์ความรู้ให้นักศึกษาที่จะทำวิทยานิพนธ์ อีกทั้งยังเป็นความรู้พื้นฐานสำคัญในการที่จะนำเอาวัสดุไปประยุกต์ใช้งานในด้านต่างๆ

3. วิธีการดำเนินการวิจัย และสถานที่ทำการทดลอง/เก็บข้อมูล

3.1 เตรียมตัวอย่างแก้ว

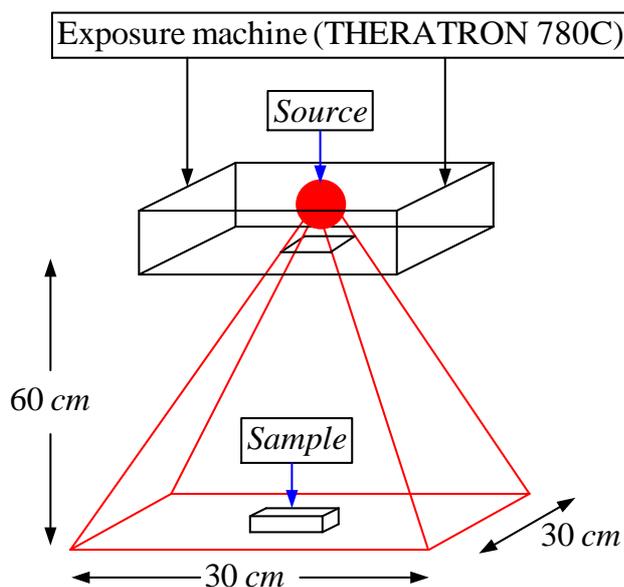
แก้วระบบ (90)RWG-(10)Na₂O-(x)R_mO_n เมื่อ R_mO_n คือออกไซด์ของตัวเติม (เช่น CeO₂ หรือ Fe₂O₃ เป็นต้น) RWG คือแก้วกระจกหน้าต่างที่ถูกนำมารีไซเคิล (Recycled window glass) และ x = 0.001, 0.01, 0.1 และ 1 mol% ถูกเตรียมขึ้นด้วยเทคนิคการหลอมละลาย โดยที่สารเคมีแต่ละตัวที่ใช้มีความบริสุทธิ์สูงในระดับงานวิจัย (analytical reagent grade) ส่วนแก้ว RWG เตรียมได้โดยการนำเอาเศษกระจกหน้าต่างมาทำความสะอาดด้วยน้ำกลั่น และอะซิโตน ตามลำดับ จากนั้นบดจนได้ผงแก้วละเอียด ซึ่งสารเคมีและผงแก้ว RWG ในอัตราส่วนที่เหมาะสม ด้วยเครื่องซังอิเล็คทรอนิกส์ที่มีความละเอียด 0.0001 g จากนั้นนำส่วนผสมที่เป็นเนื้อเดียวกันแล้วใส่ลงในเบ้าหลอมแก้ว (crucible) จากนั้นนำเข้าเตาหลอมที่อุณหภูมิ 1250° จนได้น้ำแก้วที่ละลายเป็นเนื้อเดียวกัน แล้วเทน้ำแก้วลงในแม่พิมพ์

แกรไฟต์ (graphite mould) แก้วตัวอย่างที่ได้จะถูกนำไปเข้าเตาอบอีกเตาหนึ่งที่ แล้วอบเป็นเวลา 2 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 400-550° จากนั้นปล่อยให้เย็นตัวอย่างที่เป็นธรรมชาติ ตัวอย่างแก้วที่ได้ถูกนำไปตัดและขัดให้ได้ระนาบ และความหนาที่เท่ากัน ด้วยเครื่องขัดที่ถูกสร้างขึ้นโดยกลุ่มวิจัย GTEC ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี ความหนาของแก้วตัวอย่างถูกวัดด้วยเวอร์เนียร์คาลิเปอร์

ทั้งนี้กระบวนการดังกล่าวจะมีการใช้แก้วที่เตรียมจากสารเคมีเป็นตัวควบคุมเปรียบเทียบกับชนิดต่างๆ ที่ได้

3.2 การอบรังสีแกมมา

การอบรังสีแกมมาของแก้วตัวอย่างจะใช้เครื่องฉายรังสี (THERTRON 780C) โดยต้นกำเนิดรังสีแกมมาคือ Co-60 ที่ให้อัตราปริมาณรังสีที่ 1.16 Gy/min ฉายด้วยพื้นที่ 30 x 30 cm² โดยมีระยะห่างระหว่างตัวอย่างกับต้นกำเนิดรังสีเท่ากับ 60 cm ตัวอย่างแก้วจะถูกฉายรังสีด้วยเวลาที่เพียงพอที่จะทำให้แก้วได้รับรังสีในปริมาณที่ต้องการ คือ 1 kGy หรือ 1 kSv (คิดค่า tissue weight factor เป็น 1 คือทั่วร่างกาย) ซึ่งตัวเลขนี้เป็นตัวเลขที่มากพอสำหรับการพิจารณานำวัสดุไปใช้งานจริง (ประชาชนทั่วไปไม่ควรได้รับรังสีเกิน 1 mSv/y หรือผู้ปฏิบัติงานทางรังสีไม่เกิน 20 mSv/y) ดังแสดงในรูปที่ 4 โดยการทำาทดลองในขั้นตอนการฉายรังสีนี้จะทำที่ศูนย์มะเร็ง จังหวัดอุบลราชธานี (MOU กับมหาวิทยาลัยอุบลราชธานี) หรือสถาบันเทคโนโลยีนิวเคลียร์แห่งชาติ



รูปที่ 4 การอบรังสีแกมมาของแก้วตัวอย่าง

3.3 วิเคราะห์โครงสร้างด้วยการดูดกลืนรังสีอินฟราเรด

แก้วตัวอย่างถูกบดให้เป็นผงละเอียดและผสมกับ KBr ในอัตราส่วน 1:100 mg จากนั้นจะนำไปวัดการดูดกลืนรังสีอินฟราเรดด้วยเครื่อง Perkin-Elmer โดยวัดที่กำลังของการแยกเลขคลื่นอยู่ที่ 4 cm⁻¹ และวัดในช่วงเลขคลื่น 400-4000 cm⁻¹

3.4 การวัดความหนาแน่นและปริมาตรโดยโมล

ความหนาแน่นของแก้วตัวอย่างถูกวัดโดยอาศัยหลักการของอาร์คิมิดีส (Archimedes's principle) ซึ่งของเหลวที่จะใช้สำหรับการวัดความหนาแน่นนี้คือ n-hexane ซึ่งเราสามารถหาค่าความหนาแน่นได้โดยใช้สมการที่ (6) จากนั้นเราก็จะคำนวณหาปริมาตรโดยโมลโดยอาศัยสมการที่ (7)

3.5 การวัดความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิค

การวัดความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคของแก้วตัวอย่างทำได้โดยใช้เครื่อง ultrasonic flaw detector ยี่ห้อ SONATEST รุ่น Sitiescan 230 โดยใช้หัววัดที่ให้ความถี่ 4 MHz โดยเราจะวัดความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคทั้งตามยาว (v_L) และตามขวาง (v_S) จากนั้นเราก็จะสามารถหาค่าความยืดหยุ่นและค่าต่างๆ ที่เกี่ยวข้องกับสมบัติทางโครงสร้างของแก้วตัวอย่างได้โดยอาศัยสมการที่ (1-5) และ (8-10) จากนั้นจะเปรียบเทียบค่าที่ได้กับค่าทฤษฎีที่คำนวณได้จากโมเดลของ Bond compression

3.6 สถานที่ทำการทดลอง และเก็บข้อมูล

- ศูนย์เทคโนโลยีและความเชี่ยวชาญแก้ว (Glass technology excellent center: GTEC) ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี
- ศูนย์มะเร็ง จังหวัดอุบลราชธานี
- สถาบันเทคโนโลยีนิวเคลียร์แห่งชาติ

3.8 อุปกรณ์การวิจัย และสารเคมี

3.8.1 อุปกรณ์

- เตาหลอมแก้ว สร้างโดย ศูนย์เทคโนโลยีและความเชี่ยวชาญแก้ว (Glass technology excellent center: GTEC) ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี
- เตาอบแก้ว สร้างโดย ศูนย์เทคโนโลยีและความเชี่ยวชาญแก้ว (Glass technology excellent center: GTEC) ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี
- ครกอาร์เกตสำหรับบดเศษแก้วกระจกหน้าต่าง
- เครื่องชั่งอิเล็กทรอนิกส์
- เบ้าหลอมแก้ว
- แม่พิมพ์แกรไฟต์
- เครื่องตัดแก้ว
- เครื่องขัดแก้ว สร้างโดย ศูนย์เทคโนโลยีและความเชี่ยวชาญแก้ว (Glass technology excellent center: GTEC) ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี
- เครื่องอัลตราโซนิค (Ultrasonic flaw detector)
- เครื่องฉายรังสี
- เครื่อง FTIR spectroscopy

3.8.2 สารเคมี

- ขยะแก้วกระจกหน้าต่าง
- โซเดียมออกไซด์
- ไทเทเนียมออกไซด์
- เหล็กออกไซด์
- โคบอลต์ออกไซด์
- วานาเดียมออกไซด์
- ซีเรียออกไซด์
- นีโอดีเมียมออกไซด์
- ดิสโพรเซียมออกไซด์
- เออร์เบียมออกไซด์
- แมกนีเซียมออกไซด์
- ยูเรเนียมออกไซด์
- ซีลีเนียมออกไซด์
- ซิงค์ออกไซด์
- โครเมียมออกไซด์
- คอปเปอร์ออกไซด์
- นิกเกิลออกไซด์
- แมงกานีสออกไซด์
- เอ็นเอ็กเซน

3.9 ผลสำเร็จและความคุ้มค่าของการวิจัยที่คาดว่าจะได้รับ

ความสำเร็จ:

1. ได้เสริมสร้างทักษะการวิจัยแก่นักศึกษาปริญญาตรีจำนวน 2 คน และผลิตนักศึกษาระดับปริญญาโทจำนวน 1 คน
2. เป็นงานวิจัยขั้นพื้นฐานที่จะทำให้ทราบผลของรังสีที่มีต่อโครงสร้างของวัสดุประเภทแก้ว และหลังจากที่ทราบผลทางรังสีต่อโครงสร้างของแก้วที่สังเคราะห์ขึ้นจะสามารถนำไปใช้ประโยชน์ในการพิจารณาเป็นวัสดุวัดปริมาณรังสีในลำดับถัดไป
3. ทราบผลของสารเจือที่เติมลงไปโครงสร้างของแก้ว และการส่งผลต่อโครงสร้างที่แตกต่างกันอย่างไร และส่งผลต่อการฉายรังสีที่มีต่อโครงสร้างต่างกันอย่างใด ซึ่งงานวิจัยขั้นพื้นฐานเหล่านี้จะเป็นประโยชน์ในการต่อยอดงานวิจัยและการอ้างอิงของบทความต่อไป
4. ตีพิมพ์ในวารสาร/proceeding ทั้งในและต่างประเทศ อย่างน้อย 1 เรื่อง ดังที่ได้กล่าวไว้ในข้างต้น
5. สามารถนำไปสู่การผลิตในเชิงอุตสาหกรรมในอนาคต เช่นการผลิตกระจกหน้าต่างที่สามารถตรวจวัดปริมาณรังสีย้อนหลังได้ หรือการนำแก้วไปผนึกการกำบังรังสี เป็นต้น

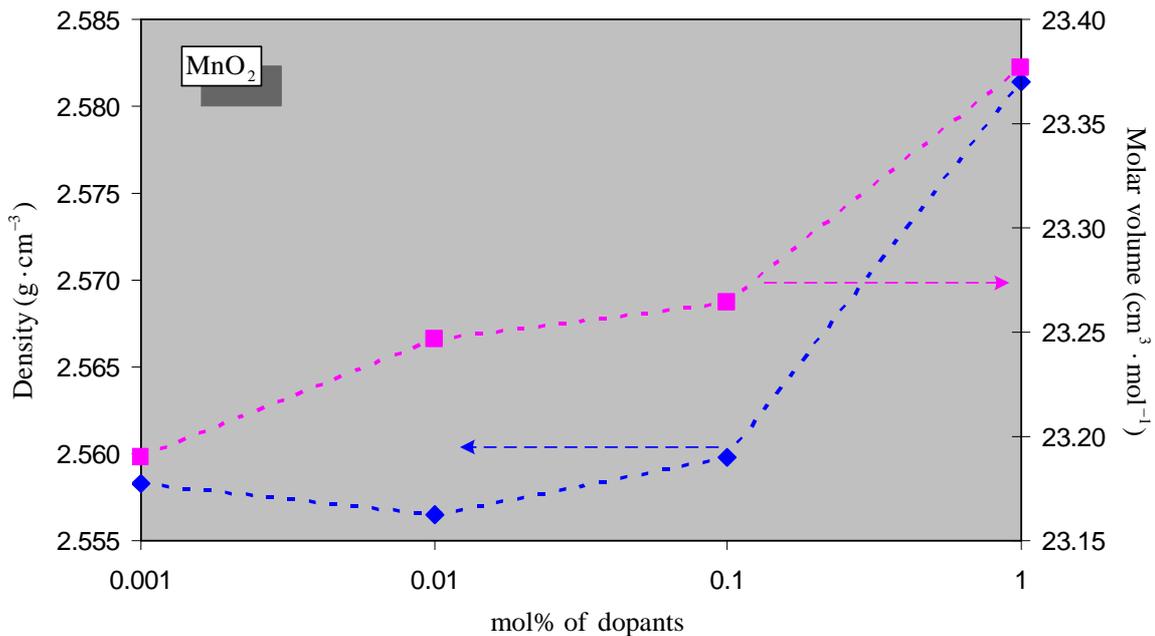
ความคุ้มค่าของงานวิจัย:

1. เพื่อเพิ่มศักยภาพในการทำงานวิจัยให้นักศึกษาทั้งระดับปริญญาตรี และปริญญาโท ที่ร่วมโครงการ ให้มีความเข้มแข็งในทางวิชาการมากยิ่งขึ้น
2. เป็นการศึกษาเตรียมความพร้อมกับการที่ประเทศเวียดนามจะสร้างโรงไฟฟ้านิวเคลียร์ ซึ่งอยู่ห่างจากจังหวัดอุบลราชธานี เพียงประมาณ 800 กิโลเมตร ซึ่งจะส่งผลกระทบต่อประเทศไทยไม่ทางตรงก็ทางอ้อมที่เกี่ยวข้องกับการทำงานทางด้านรังสีนิวเคลียร์อย่างแน่นอน
3. สร้างโอกาสกับนักศึกษาที่ร่วมโครงการให้มีความรู้พื้นฐานและการทำวิจัยเกี่ยวกับวัสดุและนิวเคลียร์ ซึ่งเป็นสาขาที่ขาดแคลน อีกทั้งยังสร้างงานให้กับนักศึกษา เมื่อเปิด AEC ในการทำงานเกี่ยวกับนิวเคลียร์
4. ผลงานวิจัยที่ได้จะเป็นฐานข้อมูลสำหรับการวิจัยเพื่อพัฒนาเป็นนวัตกรรมในลำดับถัดไป

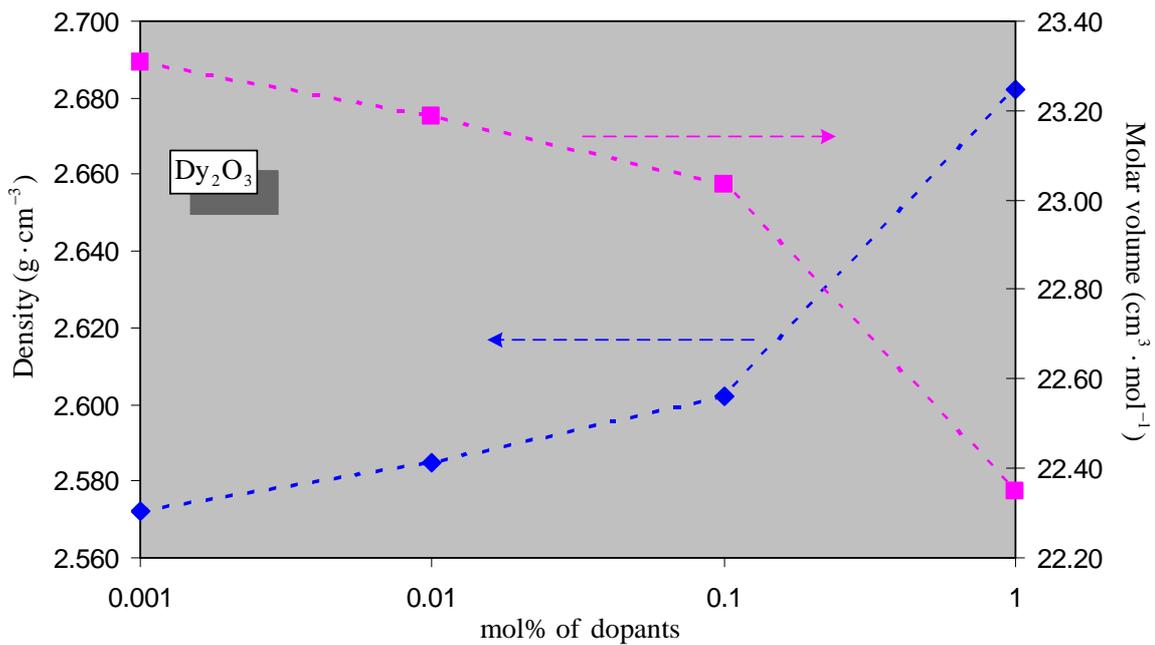
4. ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

4.1 ความหนาแน่นและปริมาตรโดยโมล

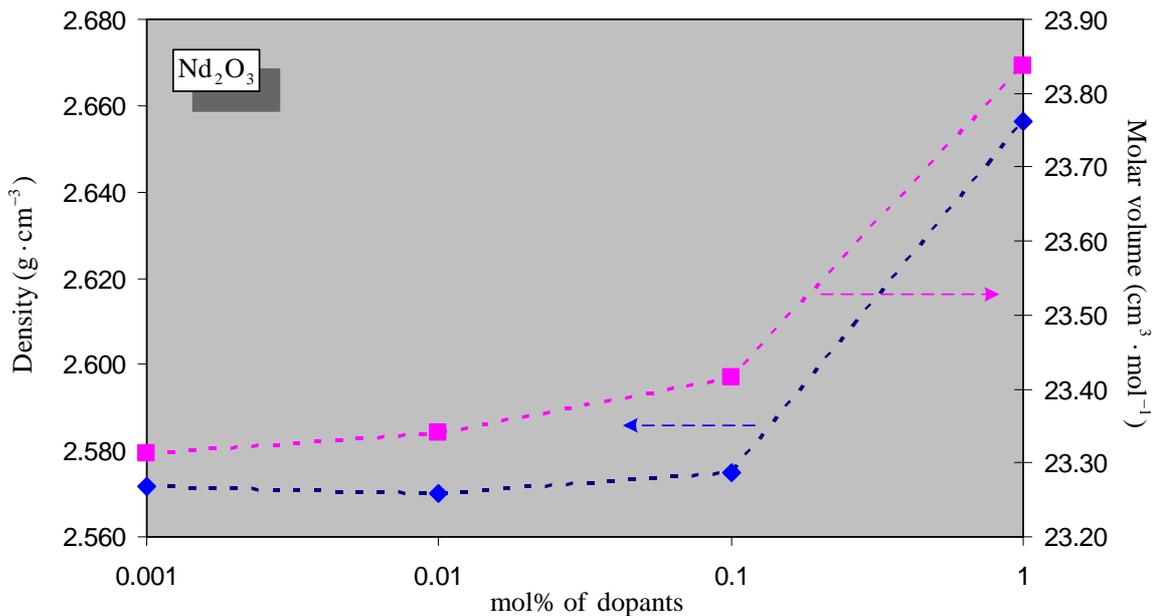
แก้วตัวอย่างที่ถูกเจือด้วย MnO_2 , Dy_2O_3 และ Nd_2O_3 ถูกวัดความหนาแน่น (density) และปริมาตรโดยโมล (molar volume) ที่ความเข้มข้นต่างๆ กัน ดังแสดงในรูปที่ 5 - 7 ตามลำดับ ผลการศึกษาพบว่าเมื่อเพิ่มปริมาณสารเจือ (0.001 mol% ถึง 1 mol%) ค่าความหนาแน่นของแก้วตัวอย่างมีค่าเพิ่มขึ้นตามปริมาณของสารเจือ ทั้งนี้เนื่องมาจากการเติมสารเจือเข้าไปในโครงสร้างเป็นผลทำให้มวลโมเลกุลของแก้วตัวอย่าง (M_{glass}) มีค่าเพิ่มขึ้นทำให้ความหนาแน่นของแก้วเพิ่มขึ้น นอกจากนี้การเพิ่มขึ้นของความหนาแน่นของแก้วตัวอย่างอาจเกิดเนื่องมาจากการเพิ่มขึ้นของโครงสร้างที่ยึดแน่น (compact structure) อันเนื่องมาจากการเกิดพันธะระหว่างไอออนของสารเจือกับโครงสร้างหลัก [13]



รูปที่ 5 ความหนาแน่น (density) และปริมาตรโดยโมล (molar volume) ของแก้วที่ถูกเจือด้วย MnO₂



รูปที่ 6 ความหนาแน่น (density) และปริมาตรโดยโมล (molar volume) ของแก้วที่ถูกเจือด้วย Dy₂O₃

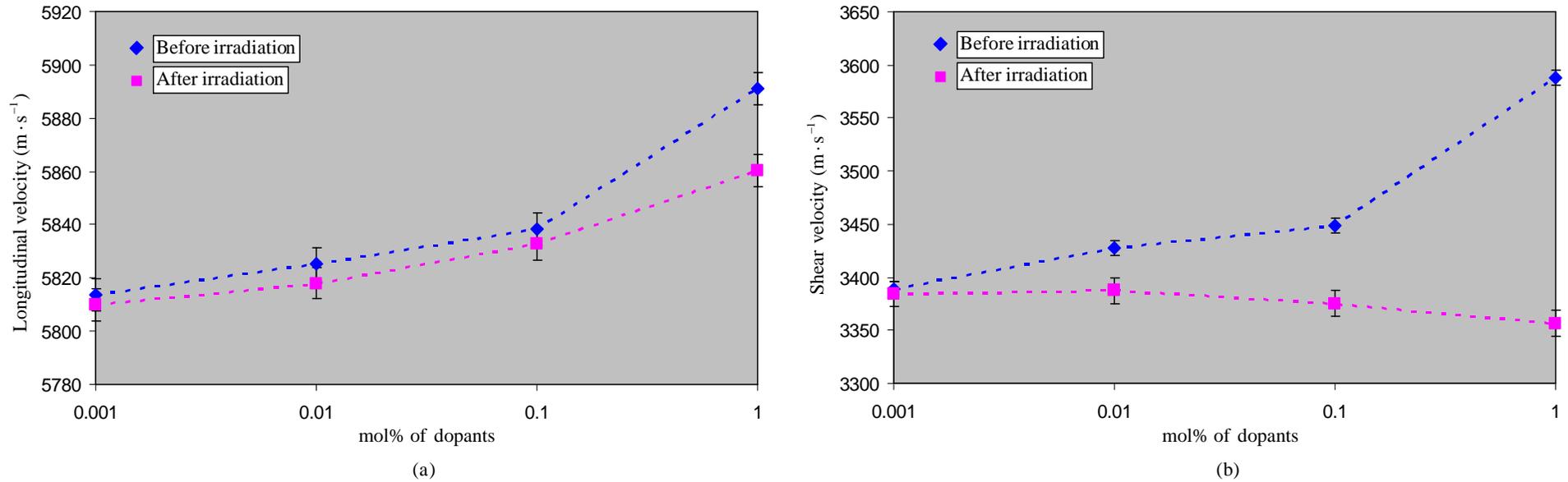


รูปที่ 7 ความหนาแน่น (density) และปริมาตรโดยโมล (molar volume) ของแก้วที่ถูกเจือด้วย Nd_2O_3

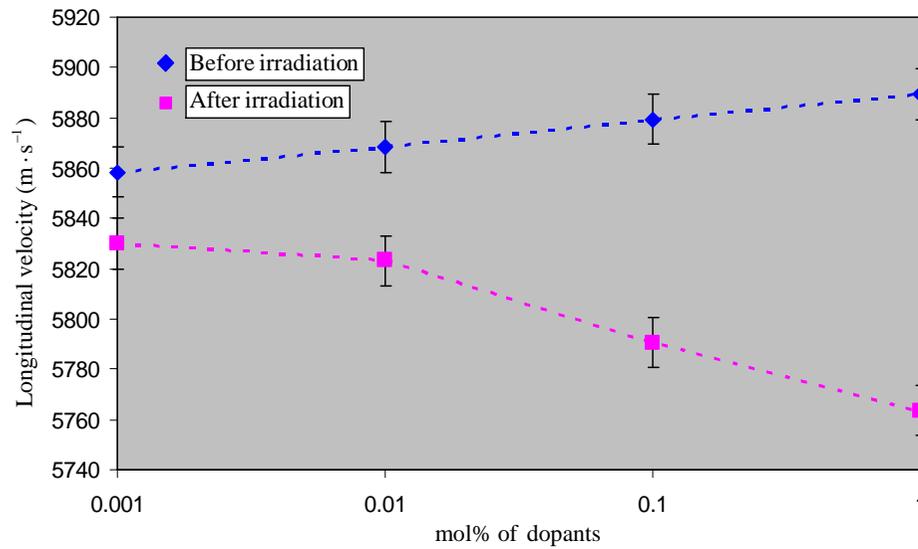
ปริมาตรโดยโมลอธิบายได้คือปริมาตรที่ถูกครอบครองโดยหนึ่งหน่วยมวลของแก้วตัวอย่าง ซึ่งจะขึ้นกับรัศมีไอออนของตัวปรับปรุง (modifiers) ที่เติมเข้าไปในโครงสร้าง [11] จากรูปที่ 5 – 7 พบว่า ปริมาตรโดยโมลของแก้วตัวอย่างที่เติมด้วย MnO_2 และ Nd_2O_3 มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณของสารเจือมากขึ้น ในทางตรงกันข้ามปริมาตรโดยโมลของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy_2O_3 มีค่าลดลงเมื่อเพิ่มปริมาณของสารเจือ ซึ่งสามารถอธิบายได้โดยการเปรียบเทียบรัศมีไอออนของสารเจือที่เติมเข้าไปกับรัศมีไอออนของโครงสร้างหลัก คือรัศมีไอออนของโครงสร้างหลักคือ Si^{4+} มีรัศมีไอออนเท่ากับ 0.40 Å และรัศมีไอออนของสารเจือเป็นดังนี้ Mn^{4+} และ Nd^{3+} เท่ากับ 0.67 Å และ 1.12 Å ตามลำดับ จะพบว่ารัศมีไอออนของสารเจือนั้นมีค่ามากกว่ารัศมีไอออนของโครงสร้างหลักก็คือซิลิกอน (IV) ออกไซด์ สำหรับแก้วตัวอย่างที่มีการเจือ Dy_2O_3 ต่างออกไปเราจึงนำมาแยกพิจารณาได้ดังนี้ โดยรัศมีไอออนของ Dy^{3+} เท่ากับ 0.912 Å ซึ่งใหญ่กว่าของโครงสร้างหลักของแก้วตัวอย่างที่เป็นซิลิกอน (IV) ออกไซด์ แต่เมื่อเราพิจารณาถึงระบบแก้วที่มี Na_2O เป็นองค์ประกอบด้วยแล้วจะพบว่ารัศมีไอออนของ Na^+ มีขนาดใกล้เคียงกับรัศมีไอออนของ Dy^{3+} มาก จึงสันนิษฐานได้ว่าไอออนของ Dy^{3+} ที่ถูกเติมลงไปโครงสร้างได้เข้าไปเติมเต็มช่องว่างในโครงสร้างทำให้ปริมาตรโดยโมลมีค่าลดลง [27]

องค์ประกอบทางเคมี ความหนาแน่นและปริมาตรโดยโมลของแก้วตัวอย่าง ที่ถูกเติมด้วย MnO_2 , Dy_2O_3 และ Nd_2O_3 แสดงไว้ในตารางที่ 3

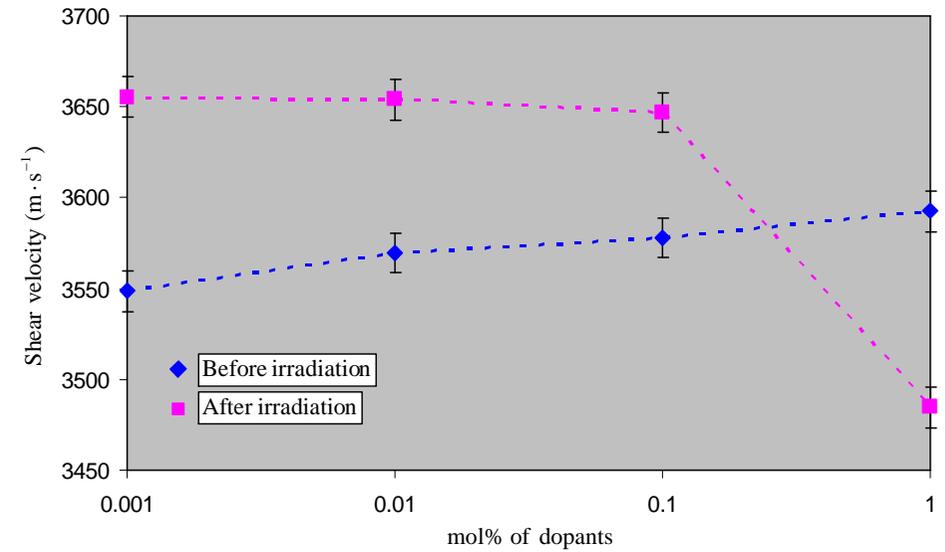
4.2 ความเร็วเสียงอัลตราโซนิก และโมดูลัสความยืดหยุ่น



รูปที่ 8 (a) ความเร็วคลื่นเสียงตามยาว (longitudinal velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO₂ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) ความเร็วคลื่นเสียงตามขวาง (shear velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO₂ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)

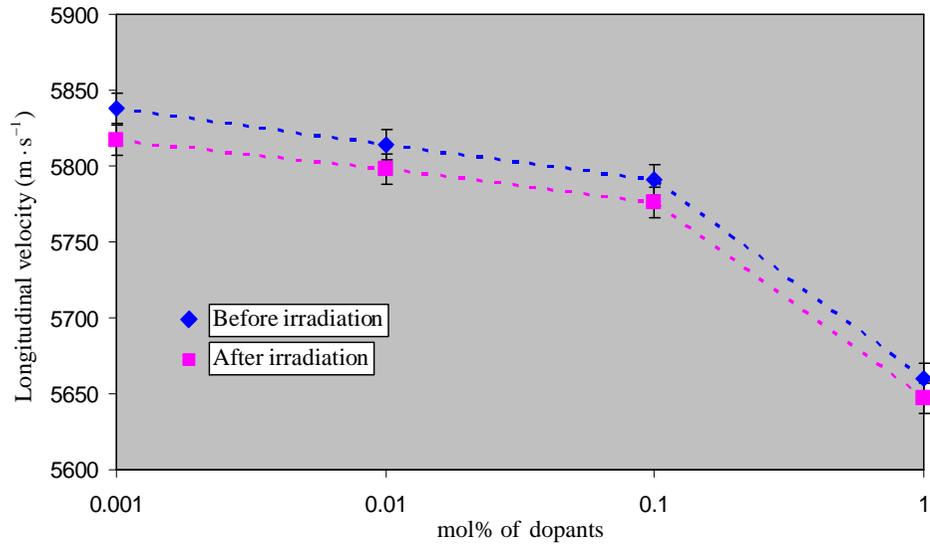


(a)

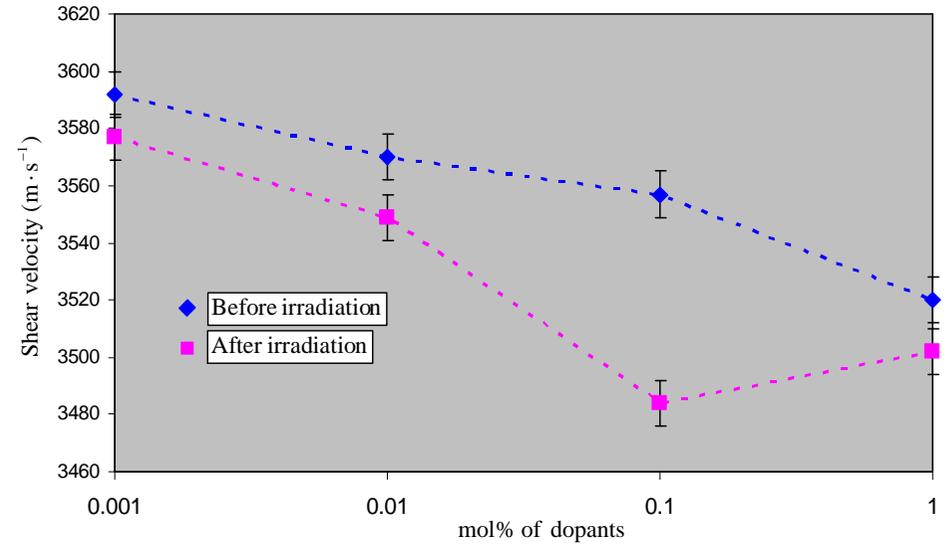


(b)

รูปที่ 9 (a) ความเร็วคลื่นเสียงตามยาว (longitudinal velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy_2O_3 ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) ความเร็วคลื่นเสียงตามขวาง (shear velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy_2O_3 ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)



(a)



(b)

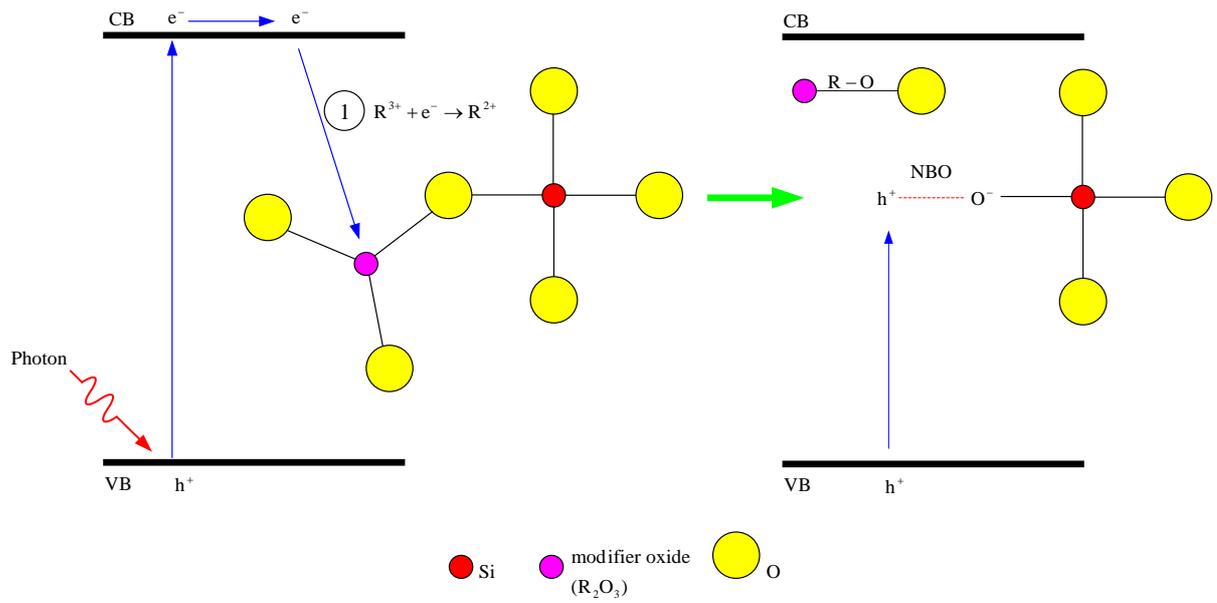
รูปที่ 10 (a) ความเร็วคลื่นเสียงตามยาว (longitudinal velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd_2O_3 ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) ความเร็วคลื่นเสียงตามขวาง (shear velocity) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd_2O_3 ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)

ตารางที่ 3 องค์ประกอบทางเคมี ความหนาแน่น และปริมาตรโดยโมลของแก้วตัวอย่าง

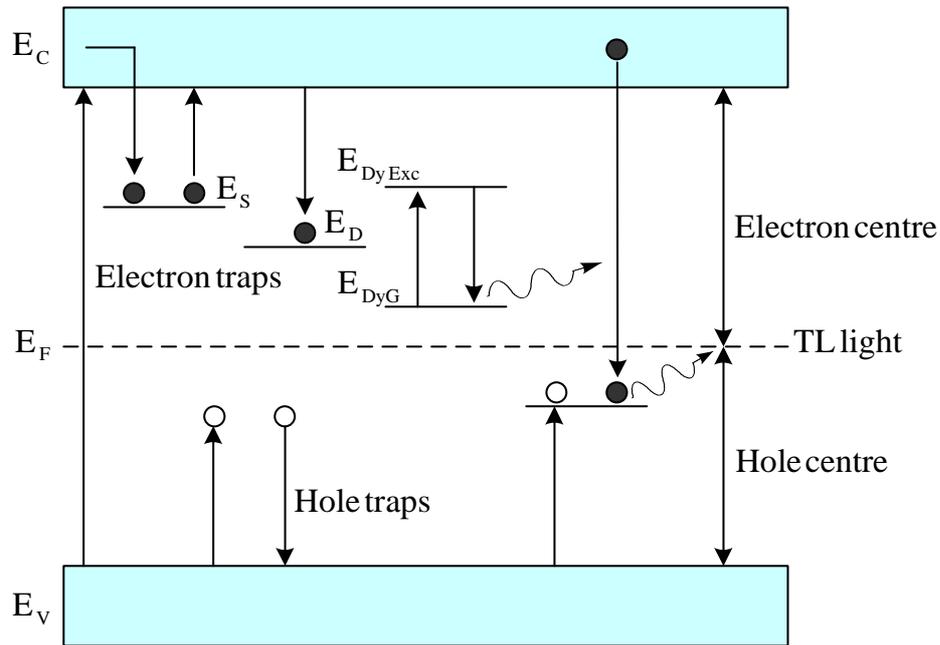
Glass samples	Chemical composition					Density ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	Molar volume ($\text{cm}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$)
	RWG	Na ₂ O	MnO ₂	Dy ₂ O ₃	Nd ₂ O ₃		
Mn1	90	10	0.001	-	-	2.558	23.190
Mn2	90	10	0.010	-	-	2.557	23.247
Mn3	90	10	0.100	-	-	2.560	23.264
Mn4	90	10	1.000	-	-	2.581	23.377
Dy1	90	10	-	0.001	-	2.572	23.307
Dy2	90	10	-	0.010	-	2.585	23.186
Dy3	90	10	-	0.100	-	2.602	23.036
Dy4	90	10	-	1.000	-	2.682	22.349
Nd1	90	10	-	-	0.001	2.572	23.313
Nd2	90	10	-	-	0.010	2.570	23.340
Nd3	90	10	-	-	0.100	2.575	23.416
Nd4	90	10	-	-	1.000	2.656	23.837

จากรูปที่ 8 – 10 แสดงความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคตามยาว (longitudinal velocity: v_l) และตามขวาง (shear velocity: v_s) ก่อนและหลังถูกฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation) สำหรับแก้วตัวอย่างที่ถูกเจือด้วย MnO₂ Dy₂O₃ และ Nd₂O₃ ตามลำดับ โดยปกติความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคจะเป็นสัดส่วนกับปริมาตรพันธะในโครงผลึกของแก้วตัวอย่าง กล่าวคือถ้าในโครงสร้างของแก้วตัวอย่างมีจำนวนพันธะอยู่มาก ก็จะทำให้เกิดการสั่นได้ดี ซึ่งจะส่งผลให้คลื่นเสียงเดินทางได้ดี ทำให้ความเร็วคลื่นเสียงมีค่าเพิ่มขึ้น ในทางตรงกันข้ามถ้าโครงสร้างของแก้วตัวอย่างเกิดการถูกทำลายพันธะ จนทำให้เกิด NBOs ขึ้นในโครงสร้าง จะส่งผลให้ความเร็วคลื่นเสียงเดินทางได้ไม่ดี ทำให้ความเร็วคลื่นเสียงของอัลตราโซนิคมีค่าลดลง จากรูปจะเห็นว่าตัวอย่างแก้วเมื่อถูกฉายด้วยรังสีแกมมาที่ปริมาณรังสี 1 kGy ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคมีค่าลดลงสำหรับทุกตัวอย่างทั้งความเร็วคลื่นเสียงตามยาวและตามขวาง ยกเว้นในกรณีความเร็วคลื่นเสียงตามขวางของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy₂O₃ ที่ความเข้มข้นของสารเจือ 0.001 0.01 และ 0.1 mol% เท่านั้น สำหรับในกรณีที่เกิดการลดลงของคลื่นเสียงอัลตราโซนิคของแก้วตัวอย่างหลังถูกฉายด้วยรังสีแกมมา อธิบายได้โดยง่ายนั้นเนื่องมาจากรังสีแกมมาทำให้เกิดการสลายพันธะ หรือทำให้เกิด NBOs ขึ้นในโครงสร้างของแก้ว ดังแสดงให้เห็นอย่างง่ายในรูปที่ 11

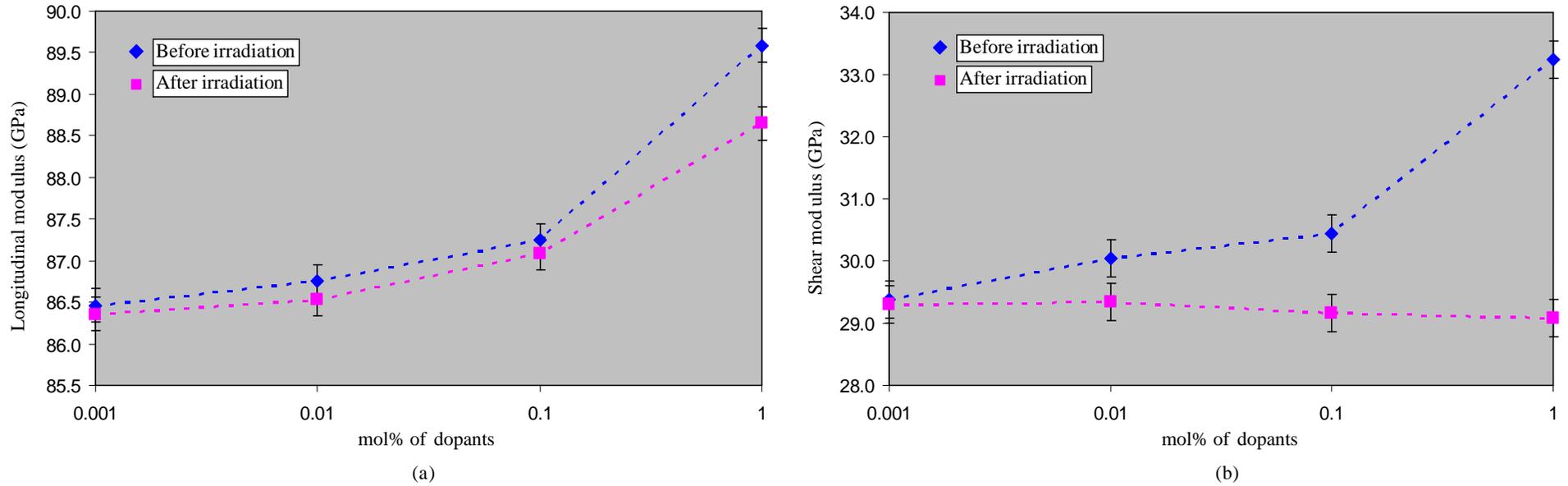
สำหรับในกรณีที่ความเร็วคลื่นเสียงมีค่าสูงขึ้นหลังจากฉายด้วยรังสีแกมมาแล้วนั้น ผู้วิจัยสันนิษฐานว่า รังสีแกมมาจะทำให้เกิดการไอออนไนเซชันของธาตุในโครงสร้างหลักทำให้อิเล็กตรอนมีพลังงานสูงขึ้นไปยังระดับชั้นพลังงานแถบนำ และสูญเสียพลังงานและพยายามตกกลับมายังระดับพลังงานเดิม แต่ถูกไอออนของ Dy³⁺ ดักจับไว้ทำให้เกิดการสร้างพันธะขึ้นกับออกซิเจน ดังแสดงให้เห็นอย่างง่ายในรูปที่ 12 ส่งผลให้ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคในกรณีดังกล่าวมีค่าเพิ่มขึ้น แต่เมื่อเติมสารเจือจำนวนมากทำให้โครงสร้างหลักเกิดความเครียดมากขึ้น จึงทำให้สัดส่วนของพันธะที่ถูกทำลายกับพันธะที่เพิ่มขึ้น มีแนวโน้มที่จะมีจำนวนพันธะที่ถูกทำลายมากกว่า ส่งผลให้ที่ความเข้มข้น 1 mol% ของ Dy₂O₃ ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิคหลักถูกฉายด้วยรังสีแกมมามีค่าลดลงจากก่อนฉาย



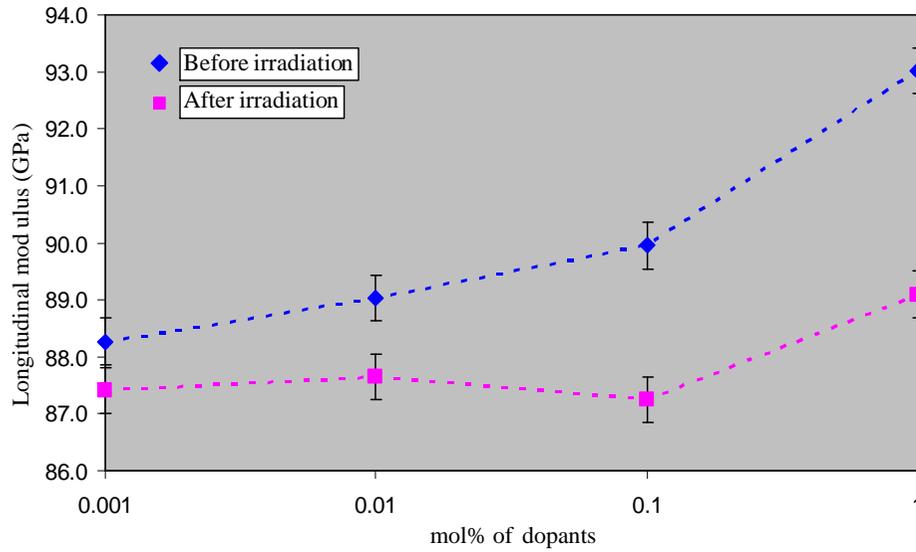
รูปที่ 11 การเกิด NBO เมื่อแก้วตัวอย่างถูกฉายด้วยรังสีแกมมา



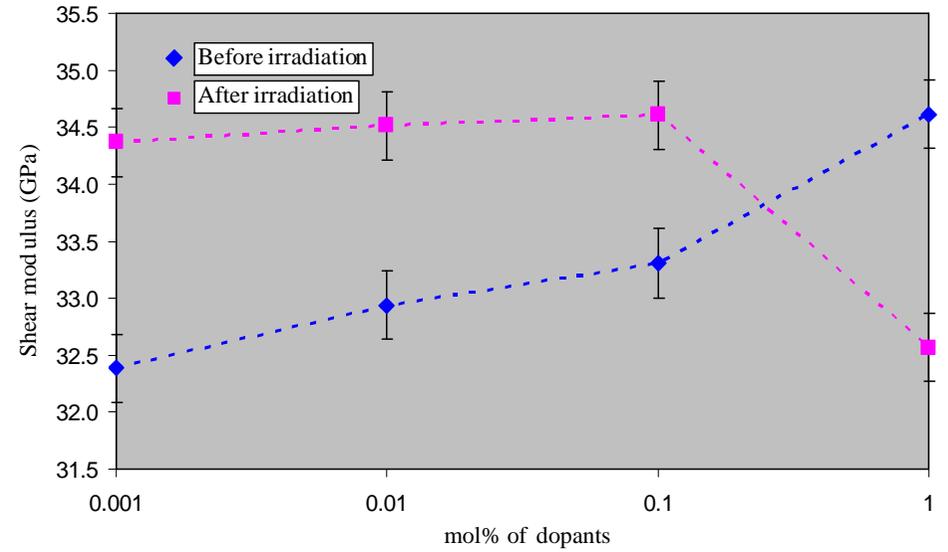
รูปที่ 12 อิเล็กตรอนจากระดับพลังงานของโครงสร้างหลัก (valence band) ถูกกระตุ้นให้ขึ้นไปสู่ระดับพลังงานของแถบนำ ก่อนจะตกกลับลงมาแล้วถูกไอออนของอะตอม dysprosium (Dy) ที่ระดับพลังงาน E_D ดักจับไว้ทำให้เกิดการสร้างพันธะกับออกซิเจนเกิดขึ้น



รูปที่ 13 (a) โมดูลัสตามยาว (longitudinal modulus: L) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO₂ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) โมดูลัสตามขวาง (shear modulus: G) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO₂ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)

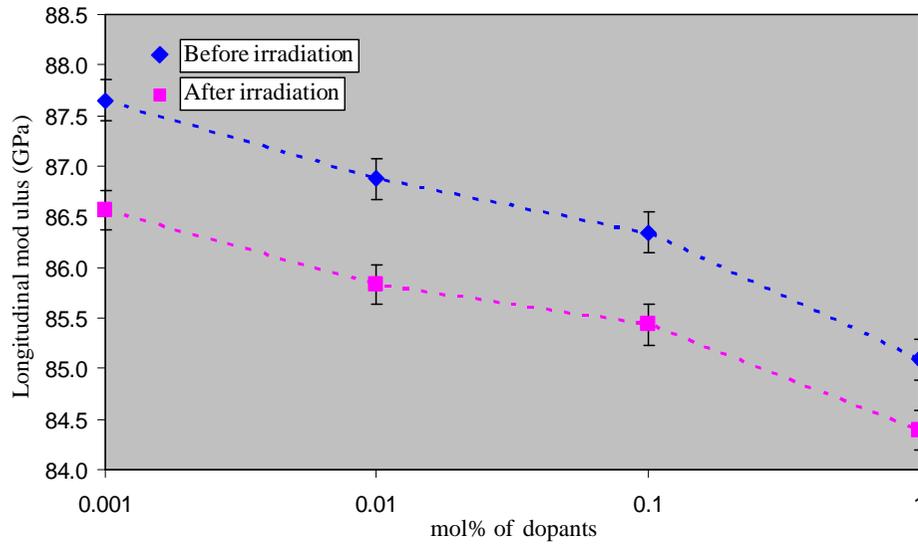


(a)

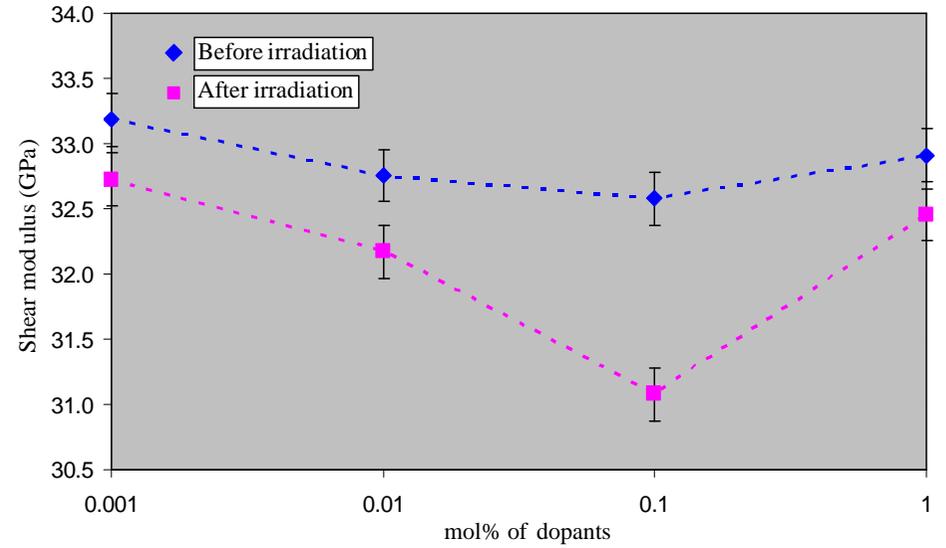


(b)

รูปที่ 14 (a) โมดูลัสตามยาว (longitudinal modulus: L) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy₂O₃ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) โมดูลัสตามขวาง (shear modulus: G) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy₂O₃ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)

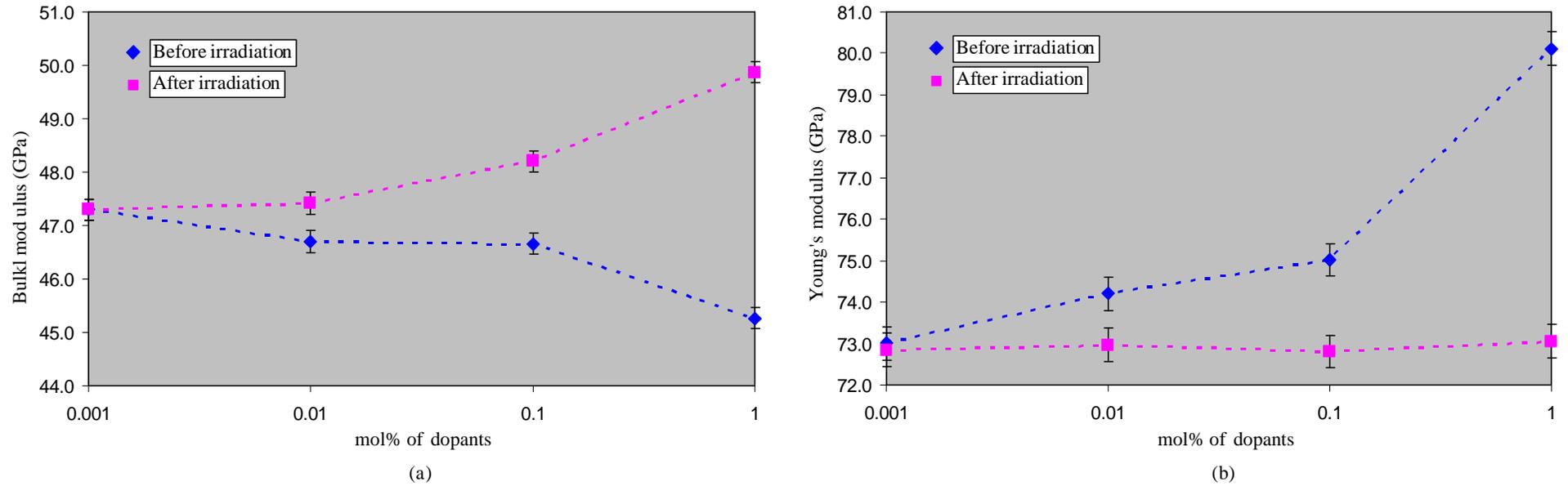


(a)

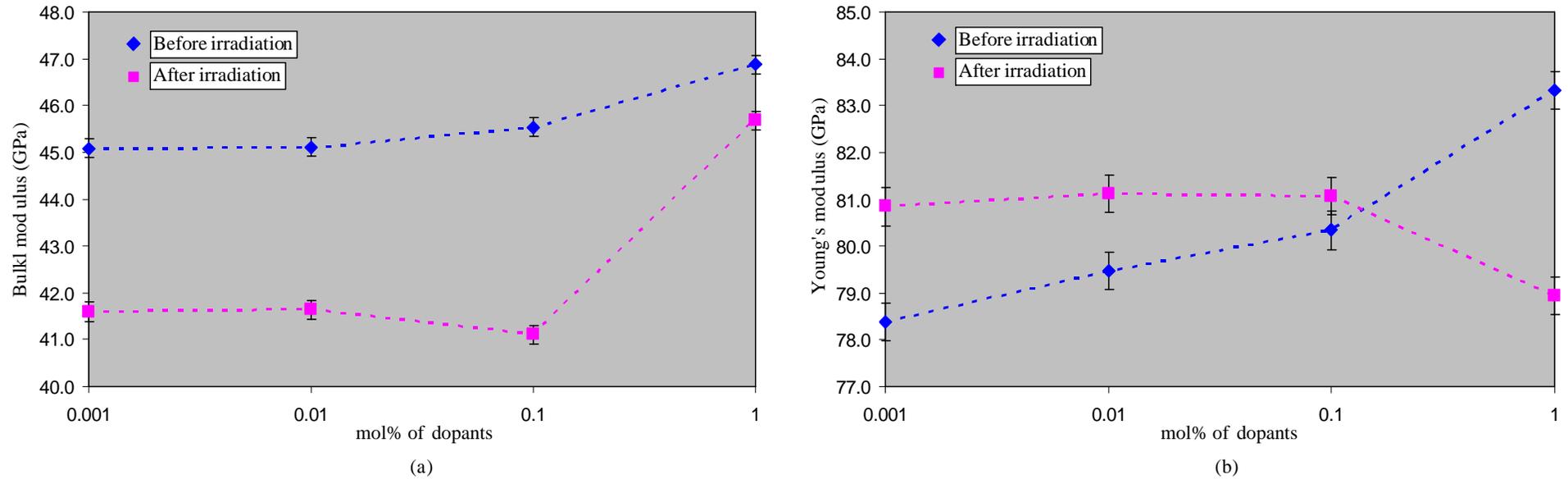


(b)

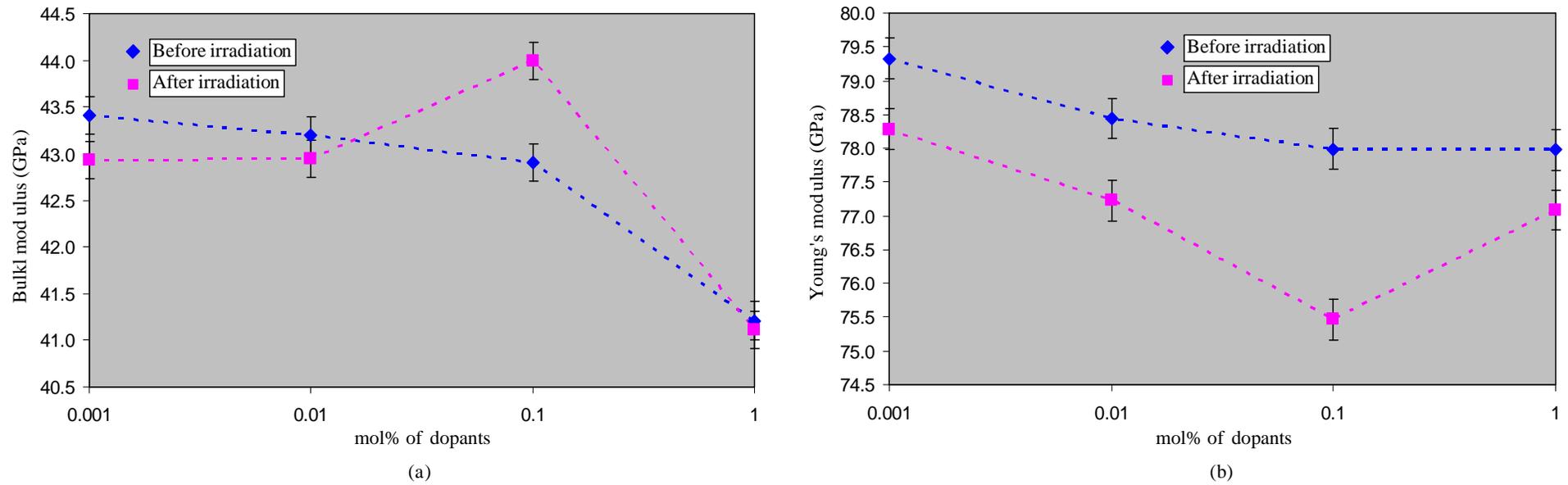
รูปที่ 15 (a) โมดูลัสตามยาว (longitudinal modulus: L) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd₂O₃ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
(b) โมดูลัสตามขวาง (shear modulus: G) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd₂O₃ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)



รูปที่ 16 (a) โมดูลัสตามยาว (bulk modulus: K) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO₂ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) โมดูลัสตามขวาง (Young's modulus: E) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO₂ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)



รูปที่ 17 (a) โมดูลัสตามยาว (bulk modulus: K) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy_2O_3 ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) โมดูลัสตามขวาง (Young's modulus: E) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy_2O_3 ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)

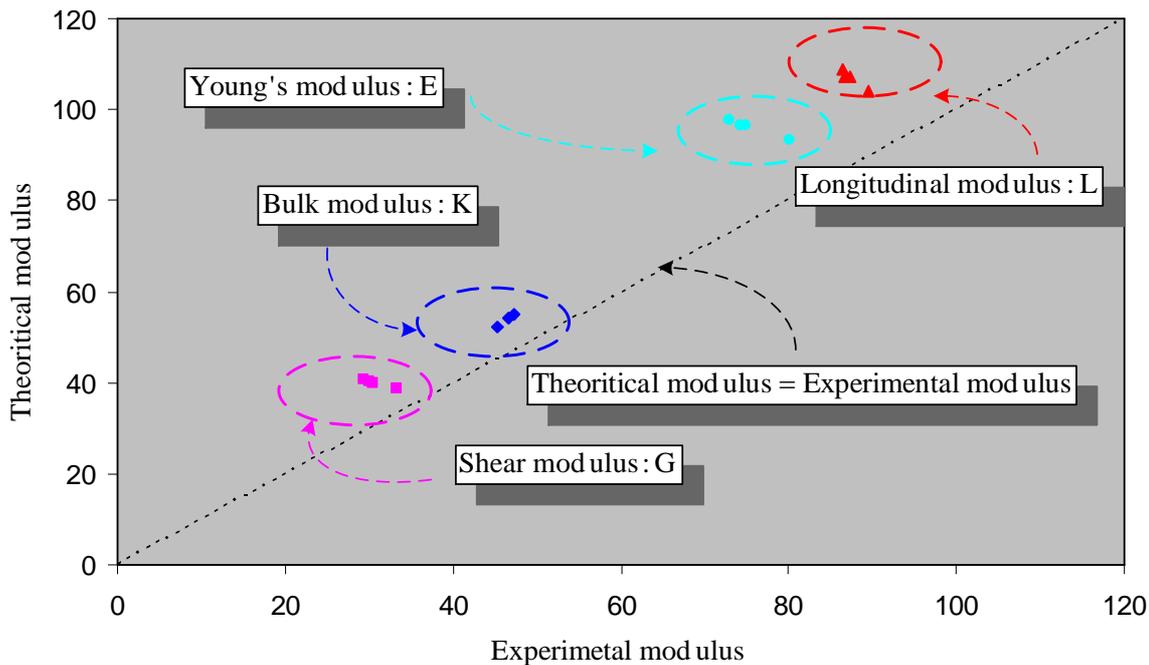


รูปที่ 18 (a) โมดูลัสตามยาว (bulk modulus: K) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd₂O₃ ก่อนฉายและหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)
 (b) โมดูลัสตามขวาง (Young's modulus: E) ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd₂O₃ ก่อน และหลังฉายด้วยรังสีแกมมา (before and after irradiation)

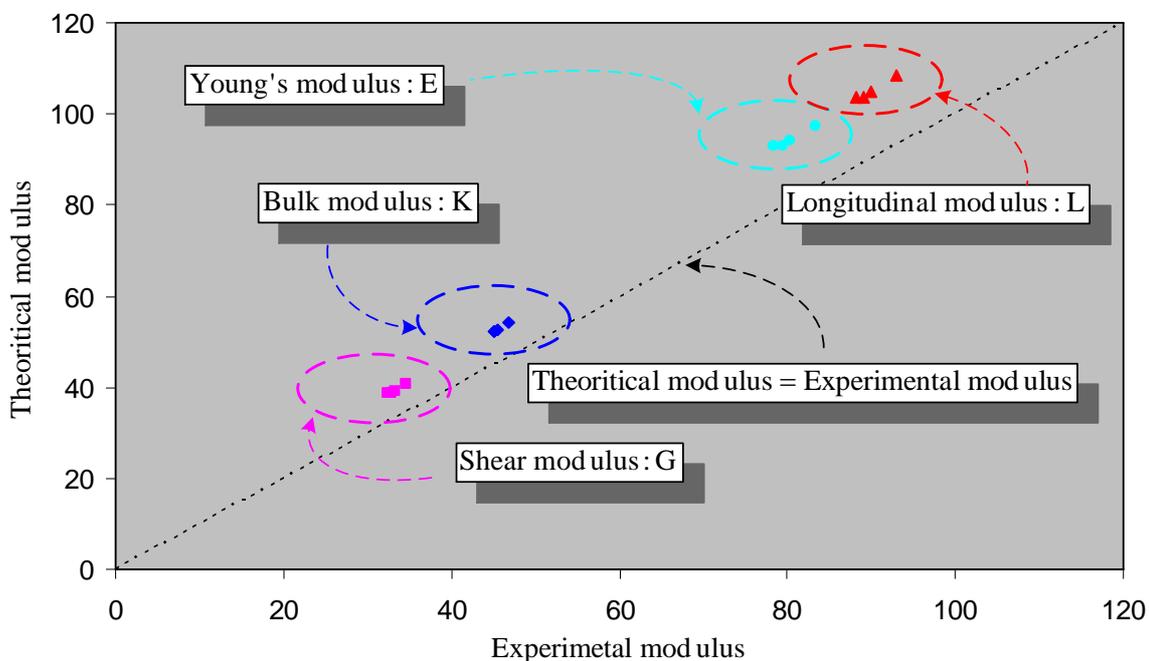
ตารางที่ 4 โมดูลัสความยืดหยุ่นของแก้วตัวอย่างก่อนและหลังถูกฉายด้วยรังสีแกมมา

Glass samples	L (GPa)		G (GPa)		K (GPa)		E (GPa)	
	Before	After	Before	After	Before	After	Before	After
Mn1	86.46	86.36	29.37	29.30	47.30	47.30	73.01	72.85
Mn2	86.75	86.54	30.04	29.34	46.70	47.42	74.21	72.96
Mn3	87.25	87.08	30.44	29.17	46.66	48.20	75.02	72.81
Mn4	89.59	88.65	33.24	29.09	45.26	49.87	80.11	73.05
Dy1	88.27	87.42	32.39	34.37	45.09	41.59	78.39	80.84
Dy2	89.02	87.66	32.94	34.51	45.11	41.64	79.47	81.13
Dy3	89.95	87.25	33.31	34.61	45.54	41.11	80.34	81.07
Dy4	93.03	89.10	34.61	32.56	46.88	45.68	83.33	78.93
Nd1	87.65	86.56	33.18	32.73	43.41	42.93	79.33	78.28
Nd2	86.87	85.83	32.75	32.17	43.20	42.94	78.44	77.22
Nd3	86.34	85.43	32.58	31.08	42.91	44.00	77.99	75.46
Nd4	85.09	84.39	32.91	32.46	41.21	41.12	77.98	77.09

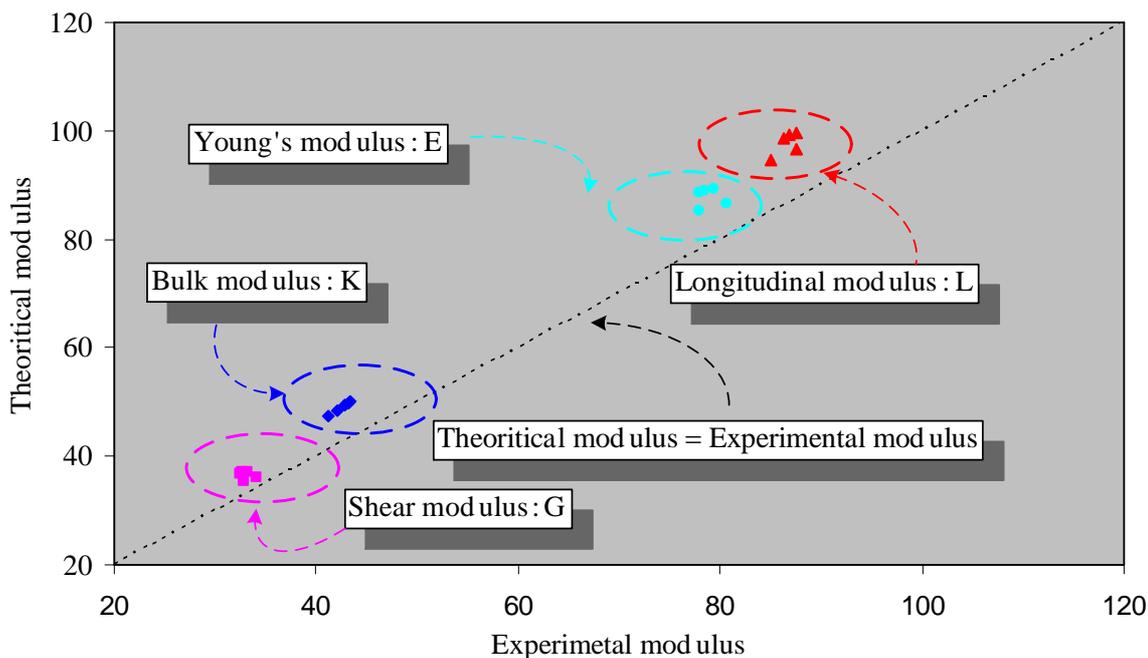
จากรูปที่ 13 – 18 จะเห็นว่าผลของการอบด้วยรังสีแกมมามีผลอย่างมีนัยสำคัญกับค่าโมดูลัสความยืดหยุ่น โดยทั่วไปแล้วโมดูลัสความยืดหยุ่นจะบอกถึงความต้านทานต่อแรงที่มีกระทำให้เกิดการเสียรูปของวัสดุ ดังนั้นจึงสัมพันธ์โดยตรงกับความแข็งแรงของพันธะในโครงสร้าง ซึ่งทำให้ค่าโมดูลัสของวัสดุสัมพันธ์กับค่าความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิก โดยที่ค่า L G K และ E ของแก้วตัวอย่างหลังฉายรังสีแสดงให้เห็นถึงความเปลี่ยนแปลงอย่างเด่นชัด โดยที่ค่าที่มักจะนำมาอธิบายความแข็งแรงของวัสดุมักใช้ค่าโมดูลัสของยัง (Young's modulus) ซึ่งจะเห็นได้ว่าค่าโมดูลัสของยัง นั้นมีค่าลดลงเมื่อแก้วตัวอย่างถูกฉายด้วยรังสีแกมมา นั้นแสดงว่ารังสีแกมมาได้เข้าไปทำลายพันธะในโครงสร้างทำให้เกิด NBOs ดังที่ได้อธิบายไว้ในผลของความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิก ยิ่งไปกว่านั้นผลของโมดูลัสของยังของแก้วตัวอย่างที่เติมด้วย Dy_2O_3 ให้ผลที่สอดคล้องกับผลของความเร็วคลื่นเสียงเป็นอย่างดี



รูปที่ 19 เปรียบเทียบค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นจากการทดลอง (experimental values) กับค่าทฤษฎี (theoretical values) ที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO₂



รูปที่ 20 เปรียบเทียบค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นจากการทดลอง (experimental values) กับค่าทฤษฎี (theoretical values) ที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Dy₂O₃



รูปที่ 21 เปรียบเทียบค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นจากการทดลอง (experimental values) กับค่าทฤษฎี (theoretical values) ที่คำนวณจากทฤษฎี bond compression model ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย Nd_2O_3

จากรูปที่ 19 – 21 แสดงการเปรียบเทียบผลที่ได้จากการทดลองของค่าโมดูลัสความยืดหยุ่น (L G K และ E) กับค่าที่ได้จากการคำนวณทางทฤษฎีด้วยทฤษฎี bond compression model ของแก้วตัวอย่างที่ถูกเติมด้วย MnO_2 Dy_2O_3 และ Nd_2O_3 ตามลำดับ จะเห็นว่าค่าที่ได้จากการทดลอง และค่าที่ได้จากทฤษฎี สอดคล้องกันเป็นอย่างดี

5. สรุปผลการทดลอง และข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการทดลอง

การศึกษาผลของรังสีต่อสมบัติทางโครงสร้างของแก้วในระบบ (90)RWG – (10) Na_2O – (x) R_mO_n โดยวัดความหนาแน่น และปริมาตรโดยโมลของแก้วตัวอย่าง พบว่าความหนาแน่นและปริมาตรโดยโมล ของแก้วตัวอย่างขึ้นกับชนิดของสารเจืออย่างมีนัยสำคัญ ความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกของแก้วตัวอย่างถูกวัดเพื่อศึกษาลักษณะของโครงสร้างของแก้วหลังถูกฉายด้วยรังสีแกมมาที่ปริมาณ 1 kGy พบว่าโครงสร้างแก้วตัวอย่างถูกทำให้เกิด NBOs ขึ้นในโครงสร้างจากฉายด้วยรังสีแกมมา ความหนาแน่นและความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกถูกนำมาคำนวณหาค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นของแก้ว (L G K และ E) พบว่าค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นของแก้วตัวอย่างมีค่าสูง นั้นแสดงว่าแก้วตัวอย่างที่เตรียมได้มีความแข็งแรงเหมาะสมแก่การนำไปใช้งานในสถานะที่ทนต่อแรงมากกระทำได้ดี ผลของรังสีต่อสมบัติความยืดหยุ่นของแก้วตัวอย่างหลังฉายด้วยรังสีแกมมา พบว่าแก้วตัวอย่างมีแนวโน้มของค่าโมดูลัสลดลงหลังถูกฉายด้วยรังสีแกมมา ทั้งนี้เนื่องมาจากการเกิด NBOs ขึ้นในโครงสร้างของแก้ว ผลที่ได้นี้สนับสนุนผลที่ได้จากการวัดความเร็วคลื่นเสียงอัลตราโซนิกเป็นอย่างดี ผลการทดลองของสมบัติความยืดหยุ่น ได้ถูกนำมาเปรียบเทียบกับผลทางทฤษฎีที่ได้จากการคำนวณโดยใช้ทฤษฎีของ bond compression model พบว่าค่าที่ได้สอดคล้องกันเป็นอย่างดี

5.2 ข้อเสนอแนะ

จากผลการศึกษามลของรังสีที่มีต่อโครงสร้างแก้วที่ได้จากการรีไซเคิลกระจกหน้าต่าง พบว่ารังสีมีผลอย่างมีนัยสำคัญต่อสมบัติทางโครงสร้าง ดังนั้นการนำเอาแก้วตัวอย่างไปประยุกต์ใช้งานทางด้านรังสีจึงมีความจำเป็นที่ต้องพิจารณาในส่วนนี้อย่างมาก นอกจากนี้ผลที่ได้จากการทดลองมีความน่าสนใจในแง่ที่ว่าโมดูลัสของความยืดหยุ่นของแก้วมีค่าสูง ซึ่งเป็นผลดีในการนำไปใช้งานที่ต้องทนต่อสภาวะที่มีแรงมากระทำได้ดี แต่ทั้งนี้ทั้งนั้นยังมีสมบัติอีกหลายประการที่ควรได้รับการศึกษา เช่น สมบัติทางแสง ซึ่งเป็นสมบัติที่สำคัญอีกประการหนึ่ง เพื่อประกอบการพิจารณาการนำวัสดุแก้วตัวอย่างชนิดนี้ไปใช้ประโยชน์ ซึ่งวัสดุแก้วมีข้อได้เปรียบสำหรับสมบัติทางแสงมากกว่าวัสดุอื่นๆ เนื่องจากมีความโปร่งใสนั่นเอง

เอกสารอ้างอิง

- [1] S. Singh, A. Kumar, D. Singh, K.S. Thind, G.S. Mudahar, Barium-borate-flyash glasses: as radiation shielding materials, Nucl. Instr. and Methods B 266 (2008) 140-146.
- [2] C. Bootjomchai, J. Laopaiboon, C. Yenchai, R. Laopaiboon, Gamma-ray shielding and structural properties of barium-bismuth-borosilicate glasses, Radiat. Phys. Chem. 81 (2012) 785-790.
- [3] M. Kurudirek, Y. Ozdemir, O. Simsek, R. Durak, Comparison of some lead and non-lead based glass systems, standard shielding concretes and commercial window glasses in terms of shielding parameters in the energy region of 1 keV-100 GeV: a comparative study, J. Nucl. Mater. 407 (2010) 110-115.
- [4] F.A. Balogun, F.O. Ogundare, M.K. Fasasi, TL response of sodalime glass at high doses, Nucl. Instr. and Methods A 505 (2003) 407-410.
- [5] V. Kortov, Materials for thermoluminescent dosimetry: Current status and future trends, Radiat. Meas. 42 (2007) 576-581.
- [6] M. Gu, X.J. Jin, S. M. Huang, X.L. Liu, B. Liu, C. Ni, The effects of GeO₂ adulterant on the luminescence properties of Tb-doped silicate glasses, Opt. Mater. 32 (2010) 1022-1027.
- [7] E. Malchukova, B. Boizot, D. Ghaled, G. Petite, Optical properties of pristine and γ -irradiated Sm doped borosilicate glasses, Nucl. Instr. and Methods A 537 (2005) 411-414.
- [8] M. Arora, S. Baccaro, G. Sharma, D. Singh, K.S. Thind, D.P. Singh, Radiation effects on PbO-Al₂O₃-B₂O₃-SiO₂ glasses by FTIR spectroscopy, Nucl. Instr. and Methods B 267 (2009) 817-820.
- [9] M.V. Prymak, Yu.M. Axhniuk, A.M. Solomon, V.M. Krasilinets, V.V. Lopushansky, I.V. Bodnar, A.V. Gomonnai, D.R.T. Zahn, Effect of X-ray irradiation on the optical absorption of CdSe_{1-x}Te_x nanocrystals embedded in borosilicate glass, Radiat. Phys. Chem. 81 (2012) 766-770.
- [10] X. Deschanel, S. Peuget, J.N. Cachia, T. Charpentier, Plutonium solubility and self-irradiation effects in borosilicate glass, Prog. Nucl. Energy. 49 (2007) 623-634.

- [11] C. Bootjomchai, J. Laopaiboon, S. Nontachat, U. Tipparach, R. Laopaiboon, Structural investigation of borosilicate recycled-barium-bismuth glasses under the influence of gamma-irradiation through ultrasonic and FTIR studies, *Nucl. Eng. Des.* 248 (2012) 28-34.
- [12] R. Laopaiboon, C. Bootjomchai, M. Chanphet, J. Laopaiboon, Elastic properties investigation of gamma-radiated barium lead borosilicate glass using ultrasonic technique, *Annal. Nucl. Energy* 38 (2011) 2333-2337.
- [13] C. Bootjomchai, J. Laopaiboon, R. Laopaiboon, Structural investigations of bismuth lead borosilicate glasses under the influence of gamma irradiation through ultrasonic studies, *Radiat. Effects & Defects in Solids* 167 (2012) 247-255.
- [14] B. Engin, C. Aydas, H. Demirtas, Study of the thermoluminescence dosimetric properties of widow glass, *Radiat. Effects & Defects in Solids* 165 (2010) 54-64.
- [15] M. Ignatovych, M. Fasoli, A. Kelemen, Thermoluminescence study of Cu, Ag and Mn doped lithium tetraborate single crystals and glasses, *Radiat. Phys. Chem.* 81 (2012) 1528-1532.
- [16] M.M. Elkholy, Thermoluminescence of B_2O_3 - Li_2O glass system doped with MgO, *J. Lumin.* 130 (2010) 1880-1892.
- [17] M.H. Kharita, S. Yousef, S. Bakr, The use of commercial glass as a potential gamma accidental dosimeter through the absorption spectra, *Nucl. Instr. and Methods B* 278 (2012) 50-57.
- [18] M. Marrale, A. Longo, A. Bartolotta, S. Basile, M.C. D'Oca, E. Tomarchio, G.A.P. Cirrone, F. Di Rosa, F. Romano, G. Cuttone, M. Brai, Thermoluminescence response of sodalime glass irradiated with proton and neutron beams, *Nucl. Instr. and methods B* 292 (2012) 55-58.
- [19] Y.S.M. Alajerami, S. Hashim, A.T. Ramli, M.A. Saleh, T. Kadni, Thermoluminescence characteristic of the Li_2CO_3 - K_2KO_3 - H_3BO_3 glass system co-doped with CuO and MgO, *J. Lumin.* 143 (2013) 1-4.
- [20] B.J.R. Swamy, B. Sanyal, Y. Gandhi, R.M. Kadam, V.N. Rajan, P.R. Rao, N. Veeraiah, Thermoluminescence study of MnO doped borophosphate glass samples for radiation dosimetry, *J. Non-Cryst. Solids* 368 (2013) 40-44.
- [21] R. El-Mallawany, *Tellurite Glasses Handbook, Physical Properties and Data*, CRC Press (2002) 540.
- [22] A. Abd El-Moneim, Quantitative analysis of elastic moduli and structure of B_2O_3 - SiO_2 and Na_2O - B_2O_3 - SiO_2 glasses, *Physica B* 325 (2003) 319-332.
- [23] R. El-Mallawany, Structural interpretations on tellurite glasses, *Mater. Chem. Phys.* 63 (2000) 109-115.
- [24] P. Olko, Advantages and disadvantages of luminescence dosimetry, *Radiat. Meas.* 45 (2010) 506-511.
- [25] R. Kaur, S. Singh, O.P. Pandey, Gamma-ray irradiation effects on the optical properties of BaO - Na_2O - B_2O_3 - SiO_2 glasses, *J. Molecul. Struct.* 1048 (2013) 78-82.

- [26] M. Farouk, S.A. Fayek, M. Ibrahim, M. El Okr, Effect of γ -irradiation on optical absorption of Al_2O_3 - TeO_2 - $\text{Li}_2\text{B}_4\text{O}_7$ glasses doped with MgF_2 , *Ann. Nucl. Energy* 56 (2013) 39-43.
- [27] R. Laopaiboon, C. Bootjomchai, Thermoluminescence studies on alkali-silicate glass doped with dysprosium oxide for use in radiation dosimetry measurement, *Journal of Luminescence* 158 (2015) 275-280.

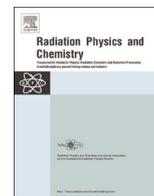
ภาคผนวก A
(ผลงานตีพิมพ์)



ELSEVIER

Contents lists available at ScienceDirect

Radiation Physics and Chemistry

journal homepage: www.elsevier.com/locate/radphyschem

Comparative studies between theoretical and experimental of elastic properties and irradiation effects of soda lime glasses doped with neodymium oxide

C. Bootjomchai

Glass Technology Excellent Center (GTEC), Department of Physics, Faculty of Science, Ubon Ratchathani University, Ubon Ratchathani 34190, Thailand

HIGHLIGHTS

- Results show good agreement between experimental and theoretical of elastic moduli.
- Network bonding was distorted with the Nd_2O_3 was added and irradiated.
- Transformation of the glass network structure from Q_4 to Q_3 after irradiation.

ARTICLE INFO

Article history:

Received 9 December 2014

Received in revised form

12 January 2015

Accepted 28 January 2015

Available online 29 January 2015

Keywords:

Glasses

Elastic properties

Irradiation effects

Ultrasonic measurements

FTIR

ABSTRACT

A comparative studies on the theoretical and experimental values of elastic moduli of $(90 - x)\text{RWG} - (10)\text{Na}_2\text{O} - (x)\text{Nd}_2\text{O}_3$ glass system, where RWG is recycled window glass and x is 0.001, 0.01, 0.1 and 1 mol%, was investigated. The radiation effects on structural properties and elastic moduli were evaluated by measuring the ultrasonic velocities. In addition, the FTIR spectra were measured to investigate the effects of irradiation on the structure of the glass. Moreover, the theoretical bond compression model was used to confirm the obtained results from the experiments. The results show that evidently changes in the structure of the glass depend on the concentration of the neodymium oxide and gamma irradiation. Furthermore, the experimental elastic moduli are in good agreement with the theoretical values.

© 2015 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

Glasses materials are receiving extensive attention due to their unique properties such as hardness, transparency at room temperature, high strength and excellent corrosion resistance. Continued effort for the improvement of new glassy materials and the study of their properties is highly relevant because of the potential in various technological fields. Glassy systems have physical isotropy, the absence of grain boundaries, continuously variable composition and good work ability over their crystalline counterparts (Joseph et al., 2002). Moreover, the radiation damage processes which emerge in glass are generically the same as those which occur in crystals. In the simplest provision, there are three basic processes: (i) radiolysis, (ii) displacement (or knock on) damage, and (iii) electron rearrangement. In all processes, what we define as damage is the existence of after irradiation local structures (either atomic or electronic) which differ from the structure

E-mail address: cherdsak_per@hotmail.co.th

present before irradiation (Ezz-Eldin et al., 1996). Irradiation affects the structure of the glass matrix, resulting in changes in the optical, physical and electrical properties. Therefore, the scientific information of the glass structure before and after irradiation is a requirement for understanding the structural evolution of nuclear glasses under long term irradiation during storage of radioactive wastes or isotopes sources, radiation shielding, radiation detection by using glass dosimeter, etc. (Neuville et al., 2003). Studies on irradiated glasses have been previously published on simple glass systems such as silicate glasses (Devine, 1994) or on multi-component glasses such as borosilicate glasses (Kaur et al., 2013; Abdelghany et al., 2014; AbdelAziz et al., 2014).

Glasses containing rare-earth ions have attracted a great deal of interest due to their important properties. For examples, the glasses are heat-resistant, present interesting optical and magnetic behavior (Clare, 1994; Lemerrier et al., 1996; Clayden et al., 1999). The properties of rare-earth glasses include greater glass transition temperatures, greater hardness and elastic modulus, and greater chemical durability than many other glasses (Lemerrier 1996; Clayden et al., 1999). Therefore, the rare-earth glasses have been successfully used as laser

ion hosts, optical lenses, seals, and vivo radiation delivery vehicles (Lin and Hwang, 1996; Shelby and Kohli, 1990). Among all the rare-earth ions doped in glasses, the neodymium (III) ion has been distinguished as one of the most efficient ones for obtaining laser emission, frequency up-conversion and optical fiber amplification (Jayasimhadir et al., 2007). Thus, the effects of gamma irradiation on structural properties of rare-earth glasses have been interested to investigation.

The properties of glass are closely related to the inter-atomic forces and potentials in the lattice structure. Therefore, changes in the lattice, due to doping and/or irradiation, can be directly noted. The elastic properties and other related parameters are of great interest, in order to study the linear and anomalous variations as a function of composition of glass, and have been interpreted in terms of the structure or transformation of cross-linkages in the glass network (Rajendran et al., 2001; Sharma et al., 2009). To study the structural properties of glass, the coordination numbers of the network structure and the change of oxygen bonds in the network former, induced by the cation modifiers and/or irradiation, need to be investigated. The information can be obtained from FTIR spectroscopy. Furthermore, many researchers use ultrasonic techniques for investigation the effects of irradiation on structural properties of glass (Sharma et al., 2009; Zahran, 1998; El-Mallawany et al., 1998; Laopaiboon and Bootjomchai 2014a, 2014b). Therefore, the ultrasonic technique is an appropriate tool for characterizing the microstructure, the deformation process and the structural properties of materials after successive irradiation. Moreover, the depth scientific results of structural properties by using bond compression model were reported (Abd El-Moneim, 2001; Marzouk and Gaafar, 2007). Thus, the theoretical values of elastic moduli were calculated by using the bond compression model to compare between the experimental and theoretical modulus (Gaafar and Marzouk, 2007; Abd El-Moneim, 2003).

Therefore, the investigation of the influence of rare-earth oxides (ROs) contents and gamma irradiation on the structural properties of silicate glasses has been interested. In this article, the effects of rare-earth oxides contents and irradiation on structural properties of glass samples were studied via ultrasonic techniques and FTIR spectroscopy. The elastic moduli of the glass samples before and after irradiation with different concentration of neodymium oxide will be discussed. Information about the structure of the glass samples can be deduced after calculating the number of network bonds per unit volume, the average cross-link density, the number of vibrating atoms per unit volume, the average stretching force constant and the average ring size. Moreover, the theoretical and experimental of elastic moduli have been compared.

2. Experimental work

2.1. Glass Preparation

The glass samples were prepared in rectangular shapes from the $(90 - x)\text{RWG} - (10)\text{Na}_2\text{O} - (x)\text{Nd}_2\text{O}_3$ glass system (where RWG

is recycled window glass and x are 0.001, 0.01, 0.1 and 1 mol%) using the melt-quenching method. The oxides of Na_2O and Nd_2O_3 used in this work were of an analytical reagent grade. The RWG was common window glass sold in Ubon Ratchathani, Thailand. The chemical composition of RWG was determined in my previous work (Bootjomchai and Laopaiboon, 2014). Preparation of recycling glass from window glass to be used in this work is to thoroughly clean and grind until powdery. To prepare the glass samples, appropriate amounts of Na_2O , Nd_2O_3 and RWG powders were weighed using an electronic balance with the accuracy of the order of 0.0001 g. The starting materials were mixed thoroughly in ceramic crucibles. The mixture was preheated at 573 K for 1 h to remove H_2O and CO_2 . The preheated mixture was then melted in an electric furnace whose temperature was controlled at 1523 K to ensure homogeneity. The melted glass was then poured into preheated stainless steel molds at about 723 K and then annealing was carried out for a period of 2 h at 773 K. Bulk glass samples of about $1.5 \times 1.5 \times 1.0 \text{ cm}^3$ were thus obtained. The glass samples were polished using different silicon carbide grades. The sample thicknesses were measured to the micrometer.

2.2. Density and molar volume measurements

The density (ρ) of each sample was measured by using Archimedes' principle with n -hexane as immersion liquid. The experiments were repeated three times for accurate value of the density. The estimated error in these measurements was approximately $\pm 0.001 \text{ g cm}^{-3}$. The molar volume (V_a) was calculated for each glass from the expression; $V_a = M/\rho$, where M is the molecular weight of the glass, calculated according to the relation (1) (Abd El-Moneim et al., 2006).

$$M = \sum_i x_i M_i \quad (1)$$

where x_i is the mole fraction of the component oxide i and M_i is its molecular weight. The glass packing density can be calculated from the following Eqs. (2)–(3) (Hager, 2012)

$$V_t = \frac{\rho}{M} \sum_i x_i V_i \quad (2)$$

where V_i is given by,

$$V_i = \frac{4\pi N_A}{3} (x r_M^3 + y r_O^3) \quad (3)$$

where N_A is Avogadro's number, and where r_M and r_O are the ionic radii of the cation and anion of the oxide M_xO_y , respectively. The errors in molar volume and packing density were acquired from experiments repeated three times of densities. The estimated error in these results was $\pm 0.021 \text{ cm}^3 \text{ mol}^{-1}$ and $\pm 0.0013 \times 10^{-6} \text{ m}^3$, respectively and shown in Table 1.

Table 1

Glass composition, density (ρ), molar volume (V_a) and packing density (V_t) of the glass samples before and after gamma irradiation.

Sample no.	Composition (mol%)			ρ (g cm^{-3}) ± 0.001		V_a ($\text{cm}^3 \text{ mol}^{-1}$) ± 0.021		$V_t \times 10^{-6}$ (m^3) ± 0.0013	
	RWG	Na_2O	Nd_2O_3	Before	After	Before	After	Before	After
G-0	90	10	0	2.567	2.565	23.351	23.3747	0.4592	0.4588
G-1	89.999	10	0.001	2.572	2.558	23.313	23.4391	0.4609	0.4584
G-2	89.990	10	0.01	2.570	2.554	23.340	23.4911	0.4690	0.4660
G-3	89.900	10	0.1	2.575	2.560	23.416	23.5458	0.5530	0.5500
G-4	89	10	1	2.656	2.647	23.837	23.9225	1.3838	1.3789

2.3. Gamma-ray irradiation

The glass samples were irradiated by an exposure machine (THREATRON 780C) using a Co-60 gamma-ray source at a dose rate of 1.16 Gy min⁻¹ and field size of 30 × 30 cm², at a distance of 30 cm from the gamma-ray source, and at room temperature. The samples were irradiated for sufficiently long enough to achieve to overall dose of 1 kGy.

2.4. Ultrasonic velocity measurements

An ultrasonic flaw detector, SONATEST Sitiescan 230, was used to measure ultrasonic velocity. The ultrasonic waves were generated from a ceramic transducer (Probe model: SLG4-10 for longitudinal velocity and SA04-45 for shear velocity) with a resonant frequency of 4 MHz, and acting as transmitter-receiver at the same time. The ultrasonic wave velocity (v) can be calculated by the following Eq. (4) (El-Mallawany et al., 2006):

$$v = \frac{2d}{\Delta t} (\text{cm s}^{-1}) \quad (4)$$

where d is the samples thickness (cm) and Δt is the time interval (s). The measurements were repeated three times to check the reproducibility of the data. The errors in velocity measurements were $\pm 7 \text{ m s}^{-1}$ for longitudinal velocity (v_L) and $\pm 14 \text{ m s}^{-1}$ for shear velocity (v_S).

2.5. FTIR measurements

FTIR spectra of powdered glass samples were recorded at room temperature using KBr disk technique. The spectra in the wave number range of 400 – 4000 cm⁻¹ with a resolution of 4 cm⁻¹ were obtained using Perkin-Elmer spectrometer.

2.6. Determination of elastic moduli

Elastic moduli include longitudinal (L), shear (G), bulk (K), and Young's (E) modulus as well as Debye temperature (θ_D), softening temperature (T_s), micro-hardness (H) and Poisson's ratio (σ) of glass samples have been determined from the measured the ultrasonic velocities and densities using the standard relations (5)–(12) (Sidkey and Gaafar, 2004):

Longitudinal modulus

$$L = \rho v_L^2 \quad (5)$$

Shear modulus

$$G = \rho v_S^2 \quad (6)$$

Bulk modulus

$$K = L - \frac{4}{3}G \quad (7)$$

Young's modulus

$$E = (1 + \sigma)2G \quad (8)$$

Poisson's ratio

$$\sigma = \frac{L - 2G}{2(L - G)} \quad (9)$$

Micro-hardness

$$H = \frac{(1 - 2\sigma)E}{6(1 + \sigma)} \quad (10)$$

Debye temperature

$$\theta_D = \left(\frac{h}{k_B} \right) \left(\frac{3zN_A}{4\pi V_a} \right)^{1/3} v_m \quad (11)$$

Softening temperature

$$T_s = \frac{v_s M}{C^2 z} \quad (12)$$

where h is Planck's constant, k_B is Boltzmann's constant, N_A is Avogadro's number, z is the number of atoms in the chemical formula, C is the constant of proportionality (equals 507.4 m s⁻¹ K^{1/2}) and v_m is the mean ultrasonic velocity defined by the relationship (13) (Marzouk, 2009).

$$v_m = \left[\frac{3v_L^3 v_S^3}{v_L^3 + v_S^3} \right]^{1/3} \quad (13)$$

The uncertainty in mean ultrasonic velocity was shown in Table 2. The uncertainties in elastic moduli, Poisson's ratio, micro-hardness, Debye temperature and softening temperature were acquired from experiments repeated three times of the densities and the ultrasonic velocities. The estimated errors in these results are shown in Table 3.

3. Theoretical models

A bond compression model is a helpful introduce for structures containing only on type of bond. For a three dimensional multi-component oxide glass, the bond compression bulk modulus is given by Eq. (14) (Bridge and Higazy, 1986)

$$K_{bc} = \frac{n_b \bar{F}}{9} r^2 \quad (14)$$

where r is the bond length between anion and cation and n_b is the number of network bonds per unit volume of the glass given by Eq. (15) (Bridge and Higazy, 1986)

$$n_b = \frac{N_A}{V_a} \sum_i (x n_f)_i \quad (15)$$

where x is the mole fraction of the component oxide i . \bar{F} is the average of stretching force constant and can be calculated from

Table 2
Longitudinal (v_L), shear (v_S) and mean (v_m) velocities of the glass samples before and after gamma irradiation.

Sample no.	v_L (m s ⁻¹) ± 7			v_S (m s ⁻¹) ± 14			v_m (m s ⁻¹) ± 11	
	Before	After	% different	Before	After	% different	Before	After
G-0	5842	5827	0.257	3646	3635	0.302	4017	4005
G-1	5838	5817	0.348	3592	3577	0.427	3964	3947
G-2	5814	5798	0.281	3570	3549	0.565	3940	3919
G-3	5791	5776	0.259	3557	3484	2.062	3926	3852
G-4	5660	5647	0.230	3520	3502	0.516	3880	3861

Table 3

Longitudinal (L), shear (G), bulk (K), Young's (E) modulus, Poisson's ratio (σ), micro-hardness (H), Debye (θ_D) and softening (T_s) temperature of the glass samples before and after gamma irradiation.

Sample no.	L (GPa) ± 0.03		G (GPa) ± 0.01		K (GPa) ± 0.02		E (GPa) ± 0.04		$\sigma \pm 0.003$		H (GPa) ± 0.01		θ_D (K) ± 2		T_s (K) ± 5	
	Before	After	Before	After	Before	After	Before	After	Before	After	Before	After	Before	After	Before	After
G-0	87.63	87.10	34.13	33.89	42.12	41.91	80.62	80.09	0.181	0.181	7.26	7.20	354	353	612	609
G-1	87.64	86.56	33.18	32.73	43.39	42.93	79.33	78.28	0.195	0.196	6.74	6.63	349	347	593	591
G-2	86.87	85.83	32.75	32.17	43.21	42.94	78.43	77.22	0.198	0.200	6.60	6.43	347	344	586	583
G-3	86.35	85.43	32.58	31.08	42.92	44.00	78.00	75.46	0.197	0.214	6.58	5.92	345	338	584	563
G-4	85.09	84.39	32.91	32.46	41.21	41.12	77.98	77.09	0.185	0.188	6.92	6.76	339	337	582	578

following Eq. (16) (Abd El-Moneim, 2003)

$$\bar{F} = \frac{\sum (xn_f F)_i}{\sum (xn_f)_i} \quad (16)$$

where n_f is the coordination number of the cation and F is the stretching force constant of the oxide. The average atomic ring size (l) of a structure consisting of a three-dimensional network according to the ring deformation model is shown in the form of Eq. (17) (El-Mallawany, 2000).

$$l = \left[0.0106 \frac{\bar{F}}{K_{\text{exp}}} \right]^{0.26} \quad (17)$$

The calculation of Poisson's ratio for the multicomponent oxide glasses according to the bond compression model is given by Eq. (18) (Bridge and Higazy, 1986)

$$\sigma_{\text{cal}} = 0.28(\bar{n}_c)^{-0.25} \quad (18)$$

where \bar{n}_c is the average cross-link density of the glass network and is given by Eq. (19) (Bridge and Higazy, 1986)

$$\bar{n}_c = \frac{1}{\eta} \sum_i (n_c)_i (N_c)_i \quad (19)$$

where n_c is the number of cross-links per cation (number of bridging bonds per cation minus two) in oxide i . N_c is the number of cations per glass formula unit and $\eta = \sum (N_c)_i$ is the total number of cations per glass formula unit. The theoretical bulk modulus (K_{cal}) can be calculated from Eq. (20) (Abd El-Moneim, 2003).

$$K_{\text{cal}} = 1.062 \times 10^{-29} \bar{F} l^{-4.0022} \quad (20)$$

The other theoretical elastic moduli can be obtained from the bulk modulus and Poisson's ratio for each glass system as Eqs. (21)–(23) (Abd El-Moneim, 2003).

$$G_{\text{cal}} = (1.5)K_{\text{cal}} \left[\frac{1 - 2\sigma_{\text{cal}}}{1 + \sigma_{\text{cal}}} \right] \quad (21)$$

$$L_{\text{cal}} = K_{\text{cal}} + (1.33)G_{\text{cal}} \quad (22)$$

$$E_{\text{cal}} = 2(1 + \sigma_{\text{cal}})G_{\text{cal}} \quad (23)$$

The number of vibrating atoms per unit volume (N/V) will be expressed as follows (24) (El-Mallawany and Afifi, 2013).

$$\frac{N}{V} = \frac{N_A}{V_a} \sum_i x(n+m)_i \quad (24)$$

where $(n+m)$ is the sum of the atoms present in the i -th oxide of the chemical formula.

4. Results and discussion

4.1. Density and molar volume

The glass composition, density, molar volume and packing density are given in Table 1. The density of the glass samples are shown in Fig. 1. The results shows that the densities of the glass samples increase with increasing the concentration of Nd_2O_3 but decrease after irradiated by gamma radiation. The decreased of the density of the glass can be attributed to three factors, namely (Alajerami et al., 2013):

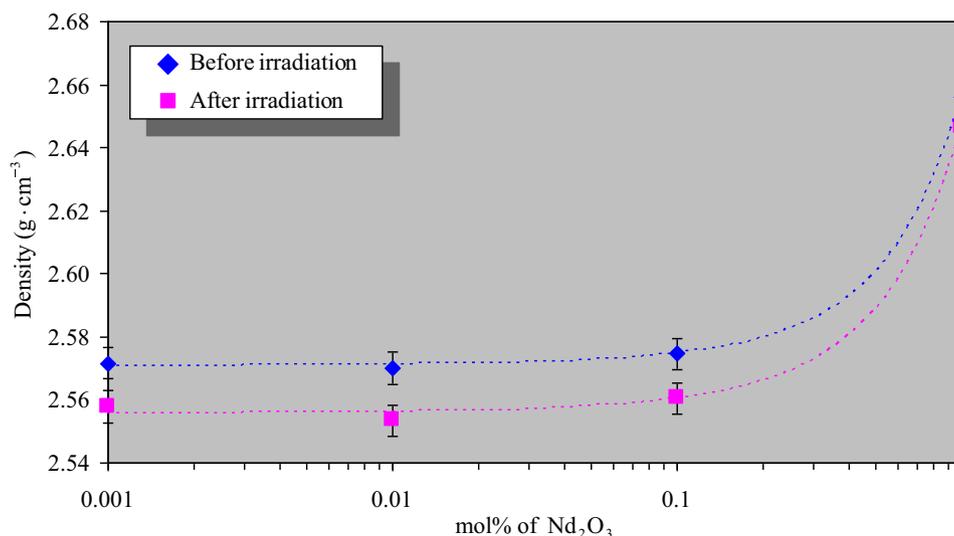


Fig. 1. Variation of densities (ρ) before and after irradiation with γ -radiation of the glass samples with the difference of doping (lines are drawn as guides to the eyes).

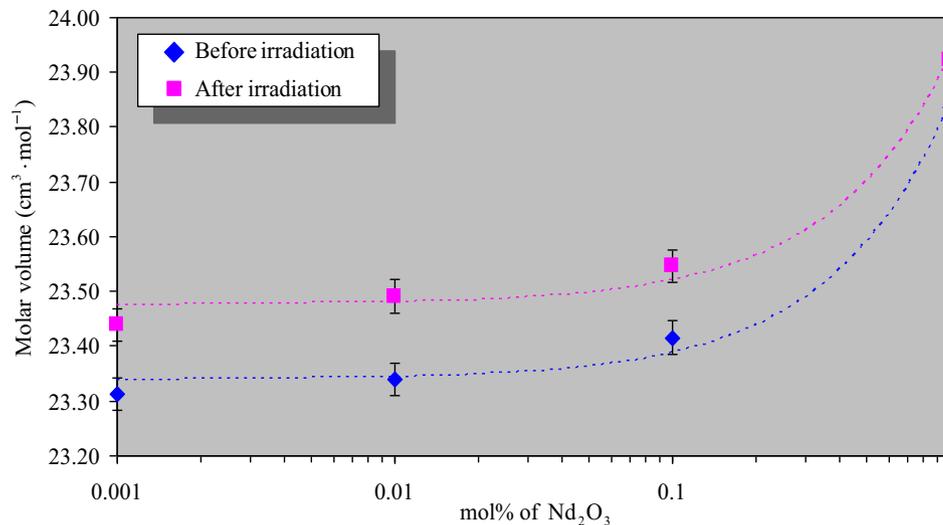


Fig. 2. Variation of molar volume (V_m) before and after irradiation with γ -radiation of the glass samples with the difference of doping (lines are drawn as guides to the eyes).

(i) transformation of the main glass network structure from trigonal (Q_4) to tetrahedral (Q_3),

(ii) decrease in the molecular mass of the glass because of the glass because of the higher atomic weight of the modifier, and

(iii) decrease of the bridging oxygen (BO) ratio in the glass composition, due to the adding of modifier and/or irradiation.

From mentioned above, damage by an irradiation species can create displacement of atoms and/or breaks in the network bonds, leading to a rise of the number of non-bridging oxygens (NBOs) and/or transformation of the main glass network structure from tetrahedral (Q_4) to trigonal (Q_3) and resulting in a decrease of the densities of the glass samples after irradiation (Ezz El-Din et al., 1992; Prado et al., 2001).

The molar volume is defined as the volume occupied by the unit mass of the glass, molar volume can be used as a parameter to identify an open structure (Singh et al., 2003). Fig. 2 shows that the molar volume increases with increasing Nd_2O_3 concentrations and after gamma irradiation. These results are easily explained; they are due to the modifier ions ionic radius (the Nd^{3+} ionic radius is 1.123 Å), which is larger than the network structure interstices (the ionic radius of Si^{4+} is 0.400 Å). The modifier ion attraction to oxygen ions can yield a greater interstices size and molar volume. Irradiation with gamma rays is assumed to create displacement of atoms, electronic defects and/or breaks in the network bonds, which allow the structure to relax and fill the relatively large interstices in the interconnected silicon and/or boron and oxygen atom network, which produces volume expansion followed by compaction (Ezz El-Din et al., 1992). To confirm this results the packing density of the glasses were calculated and shown in Table 1. The packing density is the ratio between the minimum theoretical volume occupied by the ions and the corresponding effective volume of the glass (Bootjomchai et al., 2014). Therefore, the increase of packing density with increases concentration of Nd_2O_3 due to the volume occupied by the ions increase (the ionic radius of Nd^{3+} is large). Adding Nd_2O_3 into the glass matrix resulting to produces volume expansion followed by compaction. Therefore, the molar volume increases with the mol% of Nd_2O_3 . After irradiation, the packing density was decreases in all samples. This is due to the increase of the effective volume of the glass matrix. The damage of radiation can create the opens structure lead to increase of molar volume of the glass samples. Moreover, this results good agree with the transformation of the main glass network structure from tetrahedral (Q_4) to trigonal (Q_3) after irradiation.

4.2. Ultrasonic velocity and elastic moduli

The plots before and after irradiation of longitudinal (v_L) and shear (v_S) velocities in the glass samples with the concentration of Nd_2O_3 are shown in Figs. 3 and 4, respectively and exact values are shown in Table 2. In addition, elastic moduli (L , G , K and E), Poisson's ratio (σ), micro-hardness (H), Debye temperature (θ_D) and softening temperature (T_S) of the glass samples are shown in Table 3. The ultrasonic velocities (v_L and v_S) in the glasses decrease as the mol% of the dopant increase and after irradiation. The changes in geometrical configuration, co-ordination number, cross-link density and dimension of interstitial space of glass determine the ultrasonic velocity and, therefore, ultrasonic velocity is an appropriate tool in revealing the degree of the structural change in the glass (Marzouk, 2009). In general, the decrease of ultrasonic velocity is related to the increase in the number of non-bridging oxygens (NBOs) and, consequently, the decrease in connectivity of the glass network (Gaafar and Marzouk, 2007). Therefore, the decrease in ultrasonic velocities is due to the fact that Nd^{3+} ions are involved in the glass network as modifiers by breaking up the tetrahedral bond of SiO_4 units. Moreover, damage by an irradiation species can create displacement of atoms and/or breaks in the network bonds, leading to a rise of the number of NBOs. Hence, the ultrasonic velocities decrease with mol% of Nd_2O_3 increases and after gamma-irradiation. Moreover, difference of ultrasonic velocity before and after irradiation as shown in Table 2 (%different). The results indicated that highest damage of irradiation on the structure is occurred in G-3 glass sample. In the asseveration of these results, the number of bonds per unit volume (n_b) is calculated by using a theoretical bond compression model is shown in Table 4. From the results, all samples show the decrease in the number of bonds per unit volume with increase of the mol% of dopants. Furthermore, the decrease of bonds per unit volume of glass samples after irradiation due to the greater the formation of non-bridging oxygens (NBOs). These results supported our discussions of the ultrasonic velocities of glass samples.

The elastic moduli (L , G , K and E) as shown in Table 3 decrease with the increase of Nd_2O_3 concentrations and after irradiation. All of the elastic moduli are related to the average strength of the bond. The average strength of the bond depends on the value of cation-anion forces. For a given A–O–A bond angle, the A–A separation would be directly proportional to the stretching force constant (\bar{F}) of the glass network (Higazy and Bridge, 1985). As the A–O–A bond force constants decrease, the energy required to

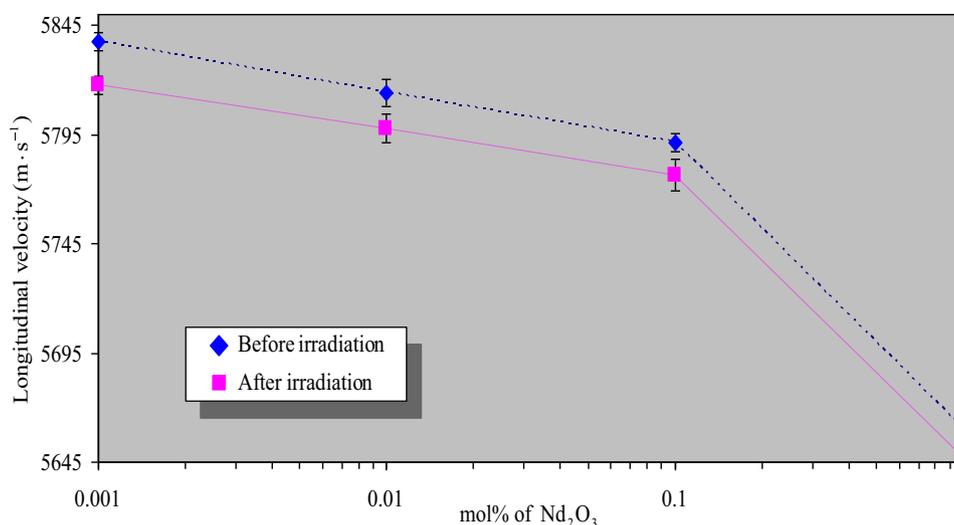


Fig. 3. Variation of longitudinal velocity (v_L) before and after irradiation with γ -radiation of the glass samples with the difference of doping.

produce a given degree of bond angle or length distortion and/or bond distortion decreases which leads to the decrease in the average strength of the bond. To confirm these results, the stretching force constants (\bar{F}) are calculated by using a theoretical bond compression model, the exact values were collected in Table 4. The stretching force constants decrease with the increase of the mol% of the dopant. These results indicate that the glass doped with Nd_2O_3 leads to the decrease in the average strength of the bond (elastic moduli were decreased). While the elastic moduli decrease after gamma irradiation can be speculate that the bond distortion occurred by irradiation.

Variation of Poisson's ratio and micro-hardness of the glass samples as a function of the dopants are listed in Table 3. Point to influence of Nd_2O_3 on Poisson's ratio can be seen that the Poisson's ratio nearly constant with concentration of Nd_2O_3 from 0.001 mol% to 0.1 mol% (G-1 to G-3) and then decreases with increasing of mol% dopants from 0.1 mol% to 1.0 mol% (G-3 to G-4). The variation of Poisson's ratio related to cross-link density. Poisson's ratio decrease as the cross-link density increases. At low concentration of dopants, effect of modifier is insignificant as a result the nearly constant of Poisson's ratio. However, when the concentration of modifier reach to 0.1 mol% or higher resulting to the decrease of Poisson's ratio due to the

increase of cross-link density in the glass network. After irradiation, the Poisson's ratio is higher than the before irradiation especially at 0.1 mol% (G-3 glass sample) indicate that the highest effects of irradiation occurred in G-3 glass sample. These results support our discussion of the ultrasonic velocities. In addition, the average numbers of cross-link density (\bar{n}_c) was calculated by using the theoretical bond compression model for confirm the effects of Nd_2O_3 on Poisson's ratio and are shown in Table 4. The average numbers of cross-link density (\bar{n}_c) extremely increase when the mol% of the dopant increase from 0.1 to 1.0 mol%. These results strongly support the results of Poisson's ratio. Moreover, the theoretical of Poisson's ratio (σ_{cal}) was calculated to compare the results (Table 4). It is observed that a theoretical of Poisson's ratio is in a good agreement with the experimental values. The micro-hardness is defined as the resistance of a material to permanent indentation or penetration (Abd El-Moneim et al., 2006). It can be seen that (Table 3) the micro-hardness decrease with increase concentration of dopant reach to 0.1 mol% and then it is return to increase at 1.0 mol% of dopant. The micro-hardness decrease of all samples after irradiated with gamma ray. These results show that the rigidity and/or compactness of the sample depend on the concentration and irradiation. The results good agreement with the results of molar volume as was described.

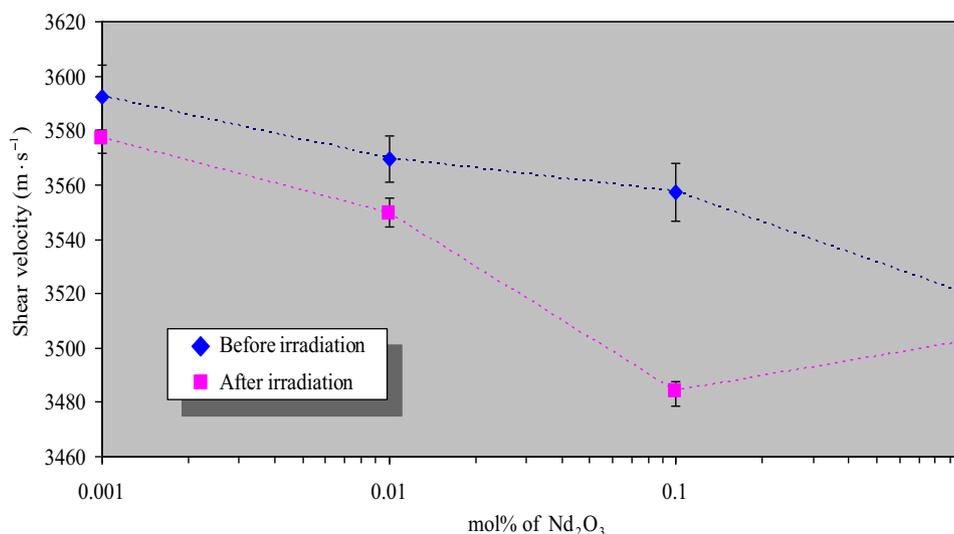


Fig. 4. Variation of shear velocity (v_s) before and after irradiation with γ -radiation of the glass samples with the difference of doping.

Table 4
Average cross-link density (\bar{n}_c), calculation of Poisson's ratio (σ_{cal}), number of vibrating atoms per unit volume (N/V), average stretching force constant (\bar{F}), average ring diameter (l) of the glass samples. Theoretical bond compression bulk modulus (K_{bc}), number of bonds per unit volume (n_b) and K_{bc}/K_{exp} ratio of the glass samples before and after gamma irradiation.

Sample no.	\bar{n}_c	σ_{cal}	$\frac{N}{V} \times 10^{21}(\text{cm}^{-3})$	F (N/m)	l (nm)	K_{bc} (GPa)		$n_b \times 10^{22} (\text{cm}^{-3})$		K_{bc}/K_{exp}
						Before	After	Before	After	
G-0	3.6364	0.2028	7.7341	377.96	0.5424	170.99	170.81	14.9526	14.9375	4.0595
G-1	3.6365	0.2028	7.7467	377.95	0.5382	171.26	170.34	14.9770	14.8966	3.9471
G-2	3.6375	0.2027	7.7390	377.89	0.5388	171.08	169.98	14.9611	14.8651	3.9593
G-3	3.6479	0.2026	7.7256	377.29	0.5396	170.70	169.76	14.9268	14.8443	3.9772
G-4	3.7500	0.2012	7.7026	371.42	0.5431	169.33	168.72	14.7990	14.7464	4.1088

Debye temperature (θ_D) and softening temperature (T_s) before and after irradiation of the glass samples are listed in Table 3. Debye temperature is an important parameter of a solid, describes the properties arising from atomic vibration and is directly proportional to the mean ultrasonic velocity (v_m). The variations of the mean ultrasonic velocity are shown in Table 2. Debye temperature represents the temperature at which all the high-frequency "lattice" vibrational modes are excited (Gaafar et al., 2009). Softening temperature is another important parameter defined as the temperature point at which viscous flow changes to plastic flow (Marzouk and Gaafar, 2007; Gaafar and Marzouk, 2007). It can be observed that the decrease of the Debye temperature, softening temperature and mean ultrasonic velocity with adding Nd_2O_3 and after irradiation are mainly contributed from the increase in formation of NBOs as a direct effect of the insertion of Nd_2O_3 and effect of irradiation. For clarity of obtained results, the dependence of Debye temperature could be discussed on the basis of the number of vibrating atoms per unit volume (El-Mallawany and Affi, 2013). Therefore, the number of vibrating atoms per unit volume (N/V) was calculated and shown in Table 4. The number of vibrating atoms per unit volume was found to decrease with the increasing mol% of the Nd_2O_3 .

The values of average ring diameter (l), theoretical bond compression bulk modulus (K_{bc}) and K_{bc}/K_{exp} ratio are shown in Table 4. From Table 4, it is rather clear that the values of the theoretical bond compression bulk modulus (K_{bc}) decrease when the content of Nd_2O_3 increases and decrease after irradiation. This indicates that adding Nd_2O_3 to the pure composition of the glass plays a

major role in the average coordination of the network structure (Burkhard, 1997) or the average stretching force constant which was found as a similar trend with the theoretical bond compression bulk modulus (K_{bc}). In general, the ratio of K_{bc}/K_{exp} is a measure of the extent to which bond bending is governed by the configuration of the network bonds. The variation of K_{bc}/K_{exp} ratio increase with increase of concentration of dopant. This indicates that the network bonds are expanding of extent. This ratio is assumed to be directly proportional to the average ring diameter. The average ring diameter is shown in Table 4. It is very clear that the average ring diameter increase with increase of the concentration of Nd_2O_3 .

Comparison of experimental estimated elastic moduli (K , G , L and E) with those obtained theoretically by using bond compression model are shown in Fig. 5. From Fig. 5, the calculated elastic moduli are in the range of the experimental values. It is observed that a theoretical bond compression model is in a good agreement with the experimental values of elastic moduli.

4.3. FTIR measurements

FTIR spectral curves in $400 - 4000 \text{ cm}^{-1}$ region of the glass samples before and after irradiation are illustrated in Fig. 6(a) and (b), respectively. The water groups are indicated by frequency bands over 2000 cm^{-1} . The main absorption band and corresponding vibration modes of FTIR spectrum of glass samples are shown in Table 5. The frequency bands from the glasses network

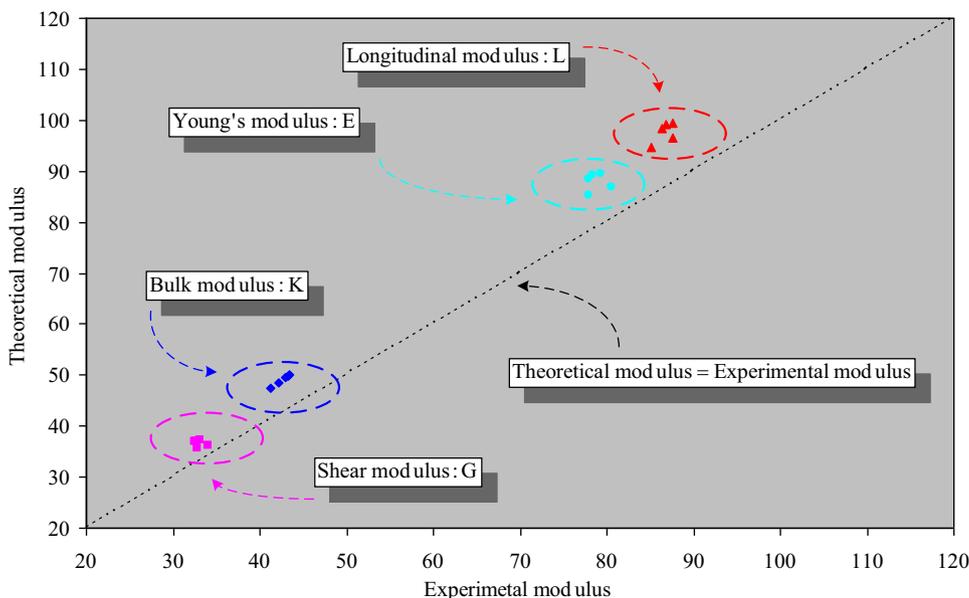


Fig. 5. Variation of theoretical modulus vs experimental modulus of the glass samples with the difference of doping.

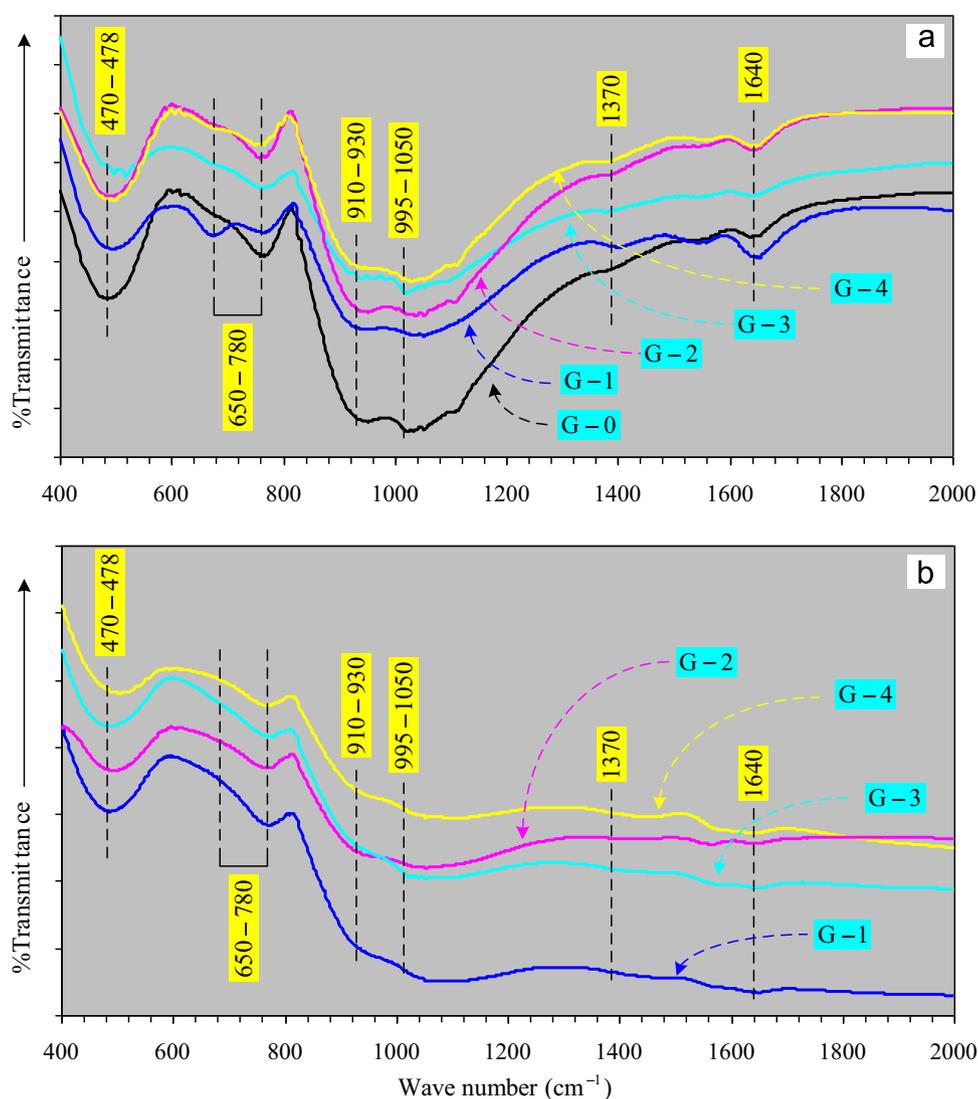


Fig. 6. FTIR spectra of the glass samples before (a) and after (b) gamma irradiation.

vibrations appear in the range $400 - 1500 \text{ cm}^{-1}$ (Wang et al., 2014; ElBatal et al., 2014). The FTIR absorption spectra for the glass samples examined herein have four main frequency bands. Fig. 6(a) shows apparently decrease of Si – O– Si anti-symmetric stretching of BOs within tetrahedral ($995 - 1050 \text{ cm}^{-1}$) peak when the mol% of Nd_2O_3 increases. Furthermore, the Si – O– Si bending vibrations ($470 - 485 \text{ cm}^{-1}$) peak and the Si – O– Si and

O–Si–O symmetrical stretching of BOs between tetrahedral ($650 - 780 \text{ cm}^{-1}$) peak shows decrease of absorption with mol% of Nd_2O_3 increases. The results from FTIR spectroscopy support our discussion on the transformation of SiO_4 tetrahedral units from Q_4 to Q_3 with consequent rising in NBO when mol% of Nd_2O_3 increases. Fig. 6(b) shows decrease of FTIR absorption bands at $470 - 485$, $650 - 780$ and $995 - 1050 \text{ cm}^{-1}$ all samples after irradiation. These results reveal that the formation of NBOs occurred when the glass sample were irradiated with gamma ray. The results of the FTIR spectra are evidence of the discussion the change in structure of the glass network was added Nd_2O_3 and after irradiated.

Table 5
Main absorption band and corresponding vibration modes of FTIR spectrum of glass samples in $400 - 2000 \text{ cm}^{-1}$ region.

Wave number (cm^{-1})	Assignment	References
470 – 485	Si – O– Si Bending vibrations	[Wang et al., 2014; Zahran, 1998]
650 – 780	Si – O– Si and O–Si–O symmetrical stretching of BOs between tetrahedra	[Wang et al., 2014; Zahran, 1998]
910 – 930	Si – O– Si stretching of NBOs	[Zahran, 1998]
995 – 1050	Si – O– Si anti-symmetric stretching of BOs within tetrahedra	[Wang et al., 2014; Zahran, 1998]
1370	Carbonate group	[Zahran, 1998]
1640	Molecular water vibrations	[Wang et al., 2014]

5. Conclusions

The present study gives the understanding of the structural properties of soda lime glasses doped with Nd_2O_3 and effect of gamma irradiation by measuring ultrasonic velocities. Influence of Nd_2O_3 and irradiation makes the distorted network structure. The values of the theoretical bond compression model were calculated for asseveration of the obtained results. The agreement between the theoretically calculated and experimental elastic moduli is excellent for the studied samples.

Acknowledgments

The author gratefully acknowledges the financial support from the Thailand Research Fund (TRF), Office of the Higher Education Commission (CHE) and Ubon Ratchathani University (UBU). Research Grant no. MRG5680114. The author special thanks to National Research Council of Thailand (NRCT) for financial support (Fiscal year 2015).

References

- AbdelAziz, T.D., EzzElDin, F.M., ElBatal, H.A., Abdelghany, A.M., 2014. Optical and FT Infrared spectral studies of vanadium ions in cadmium borate glass and effects of gamma irradiation. *Spectrochim. Acta A* 131, 497–501.
- Abdelghany, A.M., ElBatal, F.H., ElBatal, H.A., EzzElDin, F.M., 2014. Optical and FTIR structural studies of CoO-doped sodium borate, sodium silicate and sodium phosphate glasses and effects of gamma irradiation—a comparative study. *J. Mol. Struct.* 1074, 503–510.
- Abd El-Moneim, A., 2001. Bond compression bulk modulus and Poisson's ratio of polycomponent silicate glasses. *Mater. Chem. Phys.* 70, 340–343.
- Abd El-Moneim, A., 2003. Quantitative analysis of elastic moduli and structure of B_2O_3 - SiO_2 and Na_2O - B_2O_3 - SiO_2 glasses. *Physica B* 325, 319–332.
- Abd El-Moneim, A., Yousof, I.M., Adb El-Latif, L., 2006. Structural role of RO and Al_2O_3 in borate glasses using an ultrasonic technique. *Acta Mater.* 54, 3811–3819.
- Alajerami, Y.S.M., Hashim, S., Ghoshal, S.K., Ramli, A.T., Saleh, M.A., Ibrahim, Z., Kadni, T., Bradley, D.A., 2013. Luminescence characteristics of Li_2CO_3 - K_2CO_3 - H_3BO_3 glasses co-doped with TiO_2/MgO . *Appl. Radiat. Isot.* 82, 12–19.
- Bootjomchai, C., Laopaiboon, R., 2014. Thermoluminescence dosimetric properties and effective atomic numbers of window glass. *Nucl. Instrum. Methods B* 323, 42–48.
- Bootjomchai, C., Laopaiboon, R., Pencharee, S., Laopaiboon, J., 2014. Elastic moduli of borosilicate glasses doped with heavy metal oxides. *J. Non-Cryst. Solids* 388, 37–45.
- Bridge, B., Higazy, A.A., 1986. Model of the compositional dependence of the elastic moduli of polycomponent oxide glasses. *Phys. Chem. Glasses* 27, 1–14.
- Burkhard, D.J.M., 1997. Elastic properties of alkali silicate glasses with iron oxide: relation to glass structure. *Solid State Commun.* 101, 903–907.
- Clare, A.G., 1994. Key engineering materials. In: Shelby, J.E., et al. (Eds.), *Rare Elements in Glasses*, 94–95. Trans Tech Publications, Switzerland, pp. 161–180.
- Clayden, N.J., Esposito, S., Aronne, A., 1999. Solid state ^{27}Al NMR and FTIR study of lanthanum aluminosilicate glasses. *J. Non-Cryst. Solids* 258, 11–19.
- Devine, R.A.B., 1994. Macroscopic and microscopic effects of radiation in amorphous SiO_2 . *Nucl. Instrum. Methods B* 91, 378–390.
- ElBatal, F.H., Abdelghany, A.M., ElBatal, H.A., 2014. Characterization by combined optical and FT infrared spectra of 3d-transition metal ions doped-bismuth silicate glasses and effects of gamma irradiation. *Spectrochim. Acta A* 122, 461–468.
- El-Mallawany, R., 2000. Structural interpretations on tellurite glasses. *Mater. Chem. Phys.* 63, 109–115.
- El-Mallawany, R., Abousehly, A., El-Rahamani, A.A., Yousef, E., 1998. Radiation effect on the ultrasonic attenuation and internal friction of tellurite glasses. *Mater. Chem. Phys.* 52, 161–165.
- El-Mallawany, R., Afifi, H., 2013. Elastic moduli and crosslinking of some tellurite glass systems. *Mater. Chem. Phys.* 143, 11–14.
- El-Mallawany, R., El-Khoshkhany, N., Afifi, H., 2006. Ultrasonic studies of $(TeO_2)_{50-x}(V_2O_5)_{50-x}(TiO_2)_x$ glasses. *Mater. Chem. Phys.* 95, 321–327.
- Ezz El-Din, F.M., El-Alaily, N.A., El-Batal, H.A., 1992. Density and refractive index of some γ -irradiated alkali silicate glasses. *J. Radioanal. Nucl. Chem.* 163 (2), 267–275.
- Ezz-Eldin, F.M., Elalaily, N.A., El-Batal, H.A., Ghoneim, N.A., 1996. Formation and bleaching of induced colour centers in gamma-irradiated vanadium-containing alkali-borate glasses. *Radiat. Phys. Chem.* 48, 659–664.
- Gaafar, M.S., Afifi, H.A., Mekawy, M.M., 2009. Structural studies of some phosphor-borate glasses using ultrasonic pulse-echo technique, DSC and IR spectroscopy. *Physica B* 404, 1668–1673.
- Gaafar, M.S., Marzouk, S.Y., 2007. Mechanical and structural studies on sodium borosilicate glasses doped with Er_2O_3 using ultrasonic velocity and FTIR spectroscopy. *Physica B* 388, 294–302.
- Hager, I.Z., 2012. Effect of Er_2O_3 and ErF_3 on the structural and elastic properties of sodium oxyfluoroborate glasses. *J. Alloys Compd.* 539, 256–263.
- Higazy, A.A., Bridge, B., 1985. Elastic constants and structure of the vitreous system Co_3O_4 - P_2O_5 . *J. Non-Cryst. Solids* 72, 81–108.
- Jayasimhadir, M., Rama Moorthy, L., Ravikumar, R.V.S.S.N., 2007. An investigation of the optical properties of Nd^{3+} ions in alkali tellurofluorophosphate glasses. *Opt. Mater.* 29, 1321–1326.
- Joseph, C.M., Binu, P.R., Shreekrishnakumar, K., Menon, C.S., 2002. Preparation and physical properties of CuPc substituted sodium borate glass matrix. *Mater. Lett.* 53, 326–328.
- Kaur, R., Singh, S., Pandey, O.P., 2013. Influence of CdO and gamma irradiation on the infrared absorption spectra of borosilicate glass. *J. Mol. Struct.* 1049, 409–413.
- Laopaiboon, R., Bootjomchai, C., 2014a. Glass structure responses to gamma irradiation using infrared absorption spectroscopy and ultrasonic techniques: a comparative study between Co_2O_3 and Fe_2O_3 . *Appl. Radiat. Isot.* 89, 42–46.
- Laopaiboon, R., Bootjomchai, C., 2014b. Radiation effects on structural properties of glass by using ultrasonic techniques and FTIR spectroscopy: a comparison between local sand and SiO_2 . *Ann. Nucl. Energy* 68, 220–227.
- Lemerrier, H., rouxel, T., Fargeot, D., Besson, J.L., Piriou, B., 1996. Yttrium SiAlON glasses: structure and mechanical properties elasticity and viscosity. *J. Non-Cryst. Solids* 201, 128–145.
- Lin, S.L., Hwang, C.S., 1996. Structures of CeO_2 - Al_2O_3 - SiO_2 glasses. *J. Non-Cryst. Solids* 202, 61–67.
- Marzouk, S.Y., 2009. Ultrasonic and infrared measurements of copper-doped sodium phosphate glasses. *Mater. Chem. Phys.* 114, 188–193.
- Marzouk, S.Y., Gaafar, M.S., 2007. Ultrasonic study on some borosilicate glasses doped with different transition metal oxides. *Solid State Commun.* 144, 478–483.
- Neuville, D.R., Cormier, L., Boizot, B., Flank, Anne-Marie, 2003. Structure of β -irradiated glasses studied by X-ray absorption and Raman spectroscopies. *J. Non-Cryst. Solids* 323, 207–213.
- Prado, M.O., Messi, N.B., Plivelic, T.S., Torriani, I.L., Bevilacqua, A.M., Arribère, M.A., 2001. The effects of radiation on the density of an aluminoborosilicate glass. *J. Non-Cryst. Solids* 289, 175–184.
- Rajendran, V., Palanivelu, N., Palanichamy, P., Jayakumar, T., Raj, B., Chaudhuri, B.K., 2001. Ultrasonic characterization of ferroelectric $BaTiO_3$ doped lead bismuth oxide semiconducting glasses. *J. Non-Cryst. Solids* 296, 39–49.
- Sharma, G., Rajendran, V., Thind, K.S., Singh, G., Singh, A., 2009. Structural investigation of bismuth borate glasses under the influence of γ -irradiation through ultrasonic studies. *Physica B* 404, 3371–3378.
- Shelby, J.E., Kohli, J.T., 1990. Rare-earth aluminosilicate glasses. *J. Am. Ceram. Soc.* 73, 39–42.
- Sidkey, M.A., Gaafar, M.S., 2004. Ultrasonic studies on network structure of ternary TeO_2 - WO_3 - K_2O glass system. *Physica B* 348, 46–55.
- Singh, H., Singh, K., Gerward, L., Singh, K., Sahota, H.S., Nathuram, R., 2003. ZnO - PbO - B_2O_3 glasses as gamma-ray shielding materials. *Nucl. Instrum. Methods B* 207, 257–262.
- Wang, M., Li, M., Cheng, J., He, F., 2014. Structure and viscosity of soda lime silicate glasses with varying Gd_2O_3 content. *J. Mol. Struct.* 1063, 139–144.
- Zahran, R.R., 1998. Effect of γ -irradiation on the ultrasonic and structural properties of polyoxymethylene. *Mater. Lett.* 37, 83–89.

ภาคผนวก B
(ประวัตินักวิจัย)

ภาคผนวก B (ประวัตินักวิจัย)

1. ชื่อ - นามสกุล (ภาษาไทย) นายเชิดศักดิ์ บุตรจอมชัย
ชื่อ - นามสกุล (ภาษาอังกฤษ) Mr. Cherdsak Bootjomchai
2. เลขหมายบัตรประจำตัวประชาชน 3300200697635
3. ตำแหน่งปัจจุบัน ผู้ช่วยศาสตราจารย์
4. หน่วยงานและสถานที่อยู่ติดต่อได้สะดวก
ภาควิชาฟิสิกส์ คณะวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี ต. เมืองศรีโค
อ.วารินชำราบ จ.อุบลราชธานี 34190
โทรศัพท์ 045-353-401-4 ต่อ 4305 โทรสาร 045-288-381
โทรศัพท์มือถือ 085-3078883
Email: cherdsak_per@hotmail.co.th

5. ประวัติการศึกษา

ปีที่จบ	วุฒิการศึกษา	สถาบันการศึกษา	แหล่งทุน
2554	ปร.ด (ฟิสิกส์)	มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี	ทุนเรียนดีวิทยาศาสตร์แห่งประเทศไทย
2551	วท.ม (ฟิสิกส์)	มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี	ทุนเรียนดีวิทยาศาสตร์แห่งประเทศไทย
2548	วท.บ (ฟิสิกส์)	มหาวิทยาลัยอุบลราชธานี	ทุนเรียนดีวิทยาศาสตร์แห่งประเทศไทย

6. สาขาวิชาการที่มีความชำนาญพิเศษ (แตกต่างจากวุฒิการศึกษา) ระบุสาขาวิชาการ

1. วัสดุแก้ว และสมบัติของวัสดุแก้ว
2. ฟิสิกส์นิวเคลียร์ และรังสีประยุกต์
3. สมบัติของวัสดุต่อรังสี
4. การทดสอบด้วยคลื่นเสียงอัลตราโซนิก
5. FTIR และ UV-visible spectroscopy
6. วัสดุกำบังรังสี (radiation shielding materials)

7. ผลงานตีพิมพ์

7.1 งานที่ตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติในฐานข้อมูล ISI

- R. Laopaiboon, C. Bootjomchai*, *Physical properties and thermoluminescence of glasses designed for radiation dosimetry measurements*, Materials and Design 80 (2015) 20-27 (Impact factor: 3.501)

Raewat Laopaiboon, **Cherdsak Bootjomchai***, *Thermoluminescence studies on alkali-silicate glass doped with dysprosium oxide for use in radiation dosimetry measurement*, **Journal of Luminescence** 158 (2015) 275-280 (Impact factor: 2.719)

C. Bootjomchai*, *Comparative studies between theoretical and experimental of elastic properties and irradiation effects of soda lime glasses doped with neodymium oxide*, **Radiation Physics and Chemistry** 110 (2015) 96-104. (Impact factor: 1.380)

R. Laopaiboon, **C. Bootjomchai***, *Characterization of elastic and structural properties of alkali-borosilicate glasses doped with vanadium oxide using ultrasonic technique*, **Glass Physics and Chemistry** 41 (2015) 352-358. (Impact factor: 0.491)

R. Laopaiboon, S. Nontachat, S. Pencharee, J. Laopaiboon, **C. Bootjomchai***, *Structural investigation of glasses with doped some transition metal oxides under the influence of gamma irradiation*, **Radiation Effects & Defects in Solids** 169 (2014) 862-873. (Impact factor: 0.513)

Cherdsak Bootjomchai*, Raewat Laopaiboon, Somkid Pencharee, Jintana Laopaiboon, *Elastic moduli of borosilicate glasses doped with heavy metal oxides*, **Journal of Non-Crystalline Solids** 388 (2014) 37-45. (Impact factor: 1.766)

R. Laopaiboon, **C. Bootjomchai***, *Glass structure responses to gamma irradiation using infrared absorption spectroscopy and ultrasonic techniques: A comparative study between Co_2O_3 and Fe_2O_3* , **Applied Radiation and Isotopes** 89 (2014) 42-46. (Impact factor: 1.231)

Raewat Laopaiboon, **Cherdsak Bootjomchai***, *Radiation effects on structural properties of glass by using ultrasonic techniques and FTIR spectroscopy: A comparison between local sand and SiO_2* , **Annals of Nuclear Energy** 68 (2014) 220-227. (Impact factor: 0.960)

Cherdsak Bootjomchai*, Raewat Laopaiboon, *Thermoluminescence dosimetric properties and effective atomic numbers of window glass*, **Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B** 323 (2014) 42-48. (Impact factor: 1.124)

Raewat Laopaiboon, **Cherdsak Bootjomchai***, *Influence of CeO_2 on structural properties of glasses by using ultrasonic technique: Comparison between the local sand and SiO_2* , **Ultrasonics** 53 (2013) 907-912. (Impact factor: 1.942)

R. Laopaiboon, **C. Bootjomchai**, S. Pencharee, J. Laopaiboon*, *Comparative studies of glow peaks and kinetic trapping parameters of $LiF(Mg,Cu)$, $LiF(Mg,Cu,P)$, $LiF(Mg,Cu,Si)$ and $LiF(Mg,Cu,Na,Si)$ single crystals*, **Radiation Effects and Defects in Solids**, 169 (2014) 129-136. (Impact factor: 0.513)

Cherdsak Bootjomchai, Jintana Laopaiboon, Raewat Laopaiboon*. *Structural investigations of bismuth lead borosilicate glasses under the influence of gamma irradiation through ultrasonic studies*. **Radiation Effects & Defects in Solids** 167 (2012) 247-255. (Impact factor: 0.513)

C. Bootjomchai, J. Laopaiboon, S. Nontachat, U. Tipparach, R. Laopaiboon*. *Structural investigation of borosilicate recycled-barium-bismuth glasses under the influence of gamma-irradiation through ultrasonic and FTIR studies*. **Nuclear Engineering and Design** 248 (2012) 28-34. (Impact factor: 0.952)

Cherdsak Bootjomchai, Jintana Laopaiboon, Chadet Yenchai, Raewat Laopaiboon*. *Gamma-ray shielding and structural properties of barium-bismuth-borosilicate glasses*. **Radiation Physics and Chemistry** 81 (2012) 785-790. (Impact factor: 1.380)

R. Laopaiboon, **C. Bootjomchai**, M. Chanphet, J. Laopaiboon. *Elastic properties investigation of gamma-radiated barium lead borosilicate glass using ultrasonic technique*. **Annals of Nuclear Energy** 38 (2011) 2333-2337. (Impact factor: 0.960)

7.2 งานวิจัยที่เข้าร่วมในการนำเสนอผลงานทั้งในระดับชาติและนานาชาติ

C. Bootjomchai*, J. Laopaiboon, R. Laopaiboon. *Determination of effective atomic numbers and effective electron densities for recycled borosilicate- Na_2O - BaO - Sb_2O_3 glasses*. **The 7th Asian Meeting of Ferroelectricity and 7th Asian Meeting of ElectroCeramics, June 28-July 1, 2010 at Ramada Plaza Jeju Hotel, Jeju, Korea.**

Cherdsak Bootjomchai*, Jintana Laopaiboon, Raewat Laopaiboon. *Elastic properties and structural investigation of SiO_2 - Na_2O - B_2O_3 glasses containing TiO_2 derived from ultrasonic technique*. **Laos Journal on Applied Science 2 (Special issue)** (2011) 304-311.

Cherdsak Bootjomchai, Jintana Laopaiboon, Raewat Laopaiboon*. *Ultrasonic studies of Recycled borosilicate- Na_2O - BaO - Sb_2O_3 glasses.* The 2nd Science Research Conference, March 9-12, 2009 at Naresuan University, Phitsanulok, Thailand.