



ใบรับรองวิทยานิพนธ์
บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ)

ปริญญา

วิศวกรรมวัสดุ

วิศวกรรมวัสดุ

สาขา

ภาควิชา

เรื่อง

การปรับความเครียดตกค้างสำหรับการขึ้นรูปกลาสเซรามิกชนิดง่าย
ต่อการหล่อแต่ง เพื่อเป็นวัสดุทางทันตกรรมสำหรับซ่อมแซมด้วยระบบCAD/CAM

Residual Strain Adjustment to Enhance Machinable Glass-Ceramics Forming as a Restorative
Dental Material using CAD/CAM System

นามผู้วิจัย

นางสาวพรพิมล ชันธจินดา

ได้พิจารณาเห็นชอบโดย

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

(ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดวงฤดี นายสุวรรณ, Ph.D.)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

(อาจารย์เทพีวรรณ จิตรวัชร โกมล, Dr.-Ing.)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม

(อาจารย์ชนะ รักศิริ, D.Eng.)

หัวหน้าภาควิชา

(อาจารย์ปฎิภาณ จุ้ยเจิม, Dr.-Ing.)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์รับรองแล้ว

(รองศาสตราจารย์กัญญา ชีระกุล, D.Agr.)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

วันที่

เดือน

พ.ศ.

สิงสถิตี มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิทยานิพนธ์

เรื่อง

การปรับความเครียดตกค้างสำหรับพัฒนาการขึ้นรูปกลาสเซรามิกชนิดง่าย
ต่อการหล่อแต่ง เพื่อเป็นวัสดุทางทันตกรรมสำหรับซ่อมแซมด้วยระบบ CAD/CAM

Residual Strain Adjustment to Enhance Machinable Glass-Ceramics Forming as a Restorative
Dental Material using CAD/CAM System

โดย

นางสาวพรพิมล ขันธจินดา

เสนอ

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
เพื่อขอความสมบูรณ์แห่งปริญญาวิทยาศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ)

พ.ศ. 2554

พรพิมล ชันธจินดา 2554: การปรับความเครียดตกค้างสำหรับพัฒนาการขึ้นรูปกลาส
เซรามิกชนิดง่ายต่อการหล่อแต่ง เพื่อเป็นวัสดุทางทันตกรรมสำหรับซ่อมแซมด้วยระบบ
CAD/CAM วิทยานิพนธ์วิทยาศาสตรมหาบัณฑิต (วิศวกรรมวัสดุ) สาขาวิศวกรรมวัสดุ
ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก: ผู้ช่วยศาสตราจารย์
ดวงฤดี ฉายสุวรรณ, Ph.D. 120 หน้า.

วัตถุประสงค์ของงานวิจัยนี้มุ่งเน้นการลดปริมาณความเครียดตกค้างในแท่งแก้วของกลาส
เซรามิกในระบบ $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-MgF}_2\text{-SrCO}_3\text{-CaCO}_3\text{-CaF}_2\text{-P}_2\text{O}_5$ ซึ่งประกอบด้วยฟลูอออะพา
ไทต์เท่ากับ 2.5 3.5 และ 4.0 โมลเปอร์เซ็นต์ตามลำดับ ด้วยการอบอ่อน ณ อุณหภูมิ $T_g+20\text{ }^\circ\text{C}$
และ $T_g-50\text{ }^\circ\text{C}$ เพื่อศึกษาผลของปริมาณความเครียดตกค้างในแก้วที่มีผลต่อสมบัติทางกลของ
กลาสเซรามิก เช่น ความแข็ง ความแข็งแรง เป็นต้น โดยเริ่มจากขั้นตอนการเตรียมแท่งแก้ว
หลังจากนั้นนำแท่งแก้วไปอบอ่อน ณ อุณหภูมิ $T_g+20\text{ }^\circ\text{C}$ และ $T_g-50\text{ }^\circ\text{C}$ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และ
นำไปวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างด้วยเครื่อง Strain viewer ทั้งก่อนและหลังการอบอ่อน
จากนั้นนำแท่งแก้วไปผ่านกระบวนการทางความร้อนที่เหมาะสมเพื่อให้ได้เป็นกลาสเซรามิก
ทดสอบกลาสเซรามิกเพื่อใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมตามมาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E) และ
นำกลาสเซรามิกที่ตัดเป็นรูปทรงสี่เหลี่ยมจัตุรัสให้เรียบ แล้วนำไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง CNC ที่
ควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM ให้ได้เป็นวัสดุทางทันตกรรม

ผลการวิจัยพบว่า การอบอ่อน ณ อุณหภูมิ $T_g-50\text{ }^\circ\text{C}$ ทำให้ปริมาณความเครียดตกค้าง
ลดลงมากกว่าที่อุณหภูมิ $T_g+20\text{ }^\circ\text{C}$ กลาสเซรามิกที่ได้มีสมบัติทางกล เช่น ความแข็ง ความ
แข็งแรง และความเหนียวด้านการแตกหักที่เหมาะสมตามมาตรฐานสากลดังกล่าว โดยจัดอยู่
ในชั้นที่สอง ประเภทที่สอง ซึ่งเป็นส่วนวัสดุแกนชนิดเซรามิกสำหรับซ่อมแซมทางทันตกรรม
และกลาสเซรามิกที่นำไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง CNC ที่ควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM ขึ้นงานไม่มีการ
แตกร้าว และมีรูปทรงแม่นยำตามต้องการ ในงานวิจัยนี้กลาสเซรามิก GCF 3.5 มีความเหมาะสม
สำหรับนำไปใช้ในเป็นวัสดุทางทันตกรรมมากที่สุด

Pornpimol Kuntajinda 2011: Residual Strain Adjustment to Enhance Machinable Glass-Ceramics Forming as a Restorative Dental Material using CAD/CAM System. Master of Engineering (Materials Engineering), Major Field: Materials Engineering, Department of Materials Engineering. Thesis Advisor: Assistant Professor Duangrudee Chaysuwan, Ph.D. 120 pages.

The purpose of this research was to reduce residual strain with in the glass rod of glass ceramics of the $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-MgF}_2\text{-SrCO}_3\text{-CaCO}_3\text{-CaF}_2\text{-P}_2\text{O}_5$ glass system in which contained fluorapatite of 2.5, 3.5 and 4.0 mole%, respectively, by annealing process at $T_g+20\text{ }^\circ\text{C}$ and $T_g-50\text{ }^\circ\text{C}$. The effect of residual strain on mechanical properties, e.g., biaxial flexural strength and Vickers hardness was focused. Glass rods were first prepared and reduced residual strain by annealing process for 2 h at $T_g+20\text{ }^\circ\text{C}$ and $T_g-50\text{ }^\circ\text{C}$. A strain viewer was used to observe the residual strain in the glass rod before and after annealing. Thereafter, the glass rod was heat-treated with the suitable heat treatment to transform to a glass ceramic rod. The glass ceramics were analyzed with the standard for restorative dental materials according to ISO 6872:2008(E). Each glass ceramic was cut, ground and polished as a block and was formed by CNC controlled with CAD/CAM system to apply for dental materials.

As a result, the annealing process at $T_g-50\text{ }^\circ\text{C}$ was more effective than that at $T_g+20\text{ }^\circ\text{C}$ to reduce residual strain. The mechanical properties, e.g., strength, hardness and fracture toughness were suitable according to ISO 6872:2008(E) and it was classified as Type 2 Class 2 substructure (core) dental ceramics. After forming by CNC controlled with CAD/CAM, the glass ceramic specimens presented without microcracks and accurately desired shapes. It was found that in the research GCF 3.5 was the most suitable to use as a dental restorative materials.

Student's signature

Thesis Advisor's signature

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยความช่วยเหลืออย่างดียิ่งของผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ดวงฤดี นายสุวรรณ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก ดร. เทพีวรรณ จิตรวัชรโกมล และ ดร. ชนะ รัชศิริ อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ซึ่งท่านได้ให้คำแนะนำและข้อคิดเห็นต่างๆ ในการวิจัยด้วยดีโดยตลอด

ขอขอบพระคุณกรมวิทยาศาสตร์บริการ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ที่มอบทุนอุดหนุนสนับสนุนการวิจัยในโครงการความร่วมมือในการผลิตนักวิจัยและพัฒนาด้าน วิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ระหว่างกรมวิทยาศาสตร์บริการกับสถาบันอุดมศึกษา

ขอขอบคุณ ดร. ปริญญา ฤกษานโรดม ดร. นันทพร ฤกษานโรดม ดร. เอกรัฐ มีชูวาศ คุณพัชนี เทพนุ้ย คุณสมภพ สามสี คุณเลศ ทองเจือ คุณฉันทฐา ภัทรวิสิฐเศรษฐ์ ขอขอบคุณเจ้าหน้าที่ เพื่อนๆ พี่ๆ น้องๆ ทุกคน ที่คอยให้ความช่วยเหลือในทุกๆ ด้านในการวิจัยครั้งนี้

นอกจากนี้ขอขอบพระคุณเป็นพิเศษสำหรับการสละเวลาอันมีค่าในการช่วยเหลือการวิจัย คุณกรองกาญจน์ ศิริบุญวัฒนา คุณรัสรินทร์ ชีระชาลเกียรติ คุณธีราภา สุพรรณโรจน์ คุณนุอร ชูทอง และขอบคุณเพื่อนๆ ที่น่ารักกับกำลังใจที่ยิ่งใหญ่เสมอมา

สุดท้ายนี้ ผู้วิจัยขอกราบขอบพระคุณครอบครัวที่ยิ่งใหญ่ซึ่งให้การสนับสนุนในทุกๆ ด้าน แก่ผู้วิจัยด้วยดีโดยตลอด

พรพิมล ชันธจินดา

พฤษภาคม 2554

สารบัญ

หน้า

สารบัญ	(1)
สารบัญตาราง	(2)
สารบัญภาพ	(4)
คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ	(9)
คำนำ	1
วัตถุประสงค์	3
การตรวจเอกสาร	4
อุปกรณ์และวิธีการ	15
อุปกรณ์	15
วิธีการ	18
ผลและวิจารณ์	36
สรุปและข้อเสนอแนะ	58
สรุป	58
ข้อเสนอแนะ	59
เอกสารและสิ่งอ้างอิง	60
ภาคผนวก	65
ภาคผนวก ก ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง Differential Thermal Analysis (DTA)	66
ภาคผนวก ข ผลการวิเคราะห์ความเครียดตกค้างด้วยเครื่อง Strain viewer	82
ภาคผนวก ค ผลการวิเคราะห์การวัดสีด้วยเครื่อง ColorFlux	92
ภาคผนวก ง ผลการวิเคราะห์ห่อหุ้มประกอบทางเคมีและเฟสผลึกของกลาสเซรามิก	94
ภาคผนวก จ ผลการวิเคราะห์ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน ความแข็ง และความเหนียวต้านทานการแตกหัก	97
ภาคผนวก ฉ ผลการวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน	101
ภาคผนวก ช ผลการวิเคราะห์การละลายของกลาสเซรามิกในสารเคมี	104
ภาคผนวก ซ รายงานการประชุม	109
ประวัติการศึกษาและการทำงาน	120

สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
1 การจัดประเภทของเซรามิกเพื่อใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมตามมาตรฐานสากล ISO 6872: 2008(E)	14
2 สูตรกลาสเซรามิกชนิดไมก้า-ฟลูอออะพาไทต์ (Mica-Fluorapatite)	18
3 ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0	37
4 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของแก้ว (°C)	38
5 ผลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ที่ใช้ในการหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของแก้วสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ	39
6 ผลจากการวิเคราะห์ปริมาณธาตุและสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอ็กซ์ของกลาสเซรามิกสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ	45
7 ผลการวิเคราะห์การวัดสีของกลาสเซรามิก	48
8 สมบัติทางกลของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ	51
9 สมบัติทางกลของการบดพื้นด้วยเซรามิกล้วน	52
10 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ ที่อุณหภูมิระหว่าง 25 °C และ 500 °C	53
11 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของวัสดุทางทันตกรรม	53
12 การทดสอบการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำ 4% โดยปริมาตร	54
13 การทดสอบการละลายทางเคมีของเซรามิกทางทันตกรรมอ้างอิงตามมาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E)	55
14 การเปรียบเทียบสมบัติต่างๆของกลาสเซรามิกกับมาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E)	

สารบัญตาราง (ต่อ)

ตารางผนวกที่	หน้า
ก1 ข้อมูลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 2.5	78
ก2 ข้อมูลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 3.5	78
ก3 ข้อมูลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 4.0	78
ก4 การหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ YGFC 2.5	79
ก5 การหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ YGFC 3.5	79
ก6 การหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ YGFC 4.0	79
ข1 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 2.5 ที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$	83
ข2 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 3.5 ที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$	84
ข3 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 4.0 ที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$	85
ข4 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 2.5 ที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$	86
ข5 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 3.5 ที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$	87
ข6 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 4.0 ที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$	88
ค1 ผลการวิเคราะห์การวัดสีของกลาสเซรามิก	93
ง1 Calcium-mica, JCPDS File หมายเลข 25-0155	95
ง2 Fluorapatite, JCPDS File หมายเลข 71-0880	95
ง3 Silicon oxide, JCPDS File หมายเลข 82-1571	95
ง4 Strontium oxide, JCPDS File หมายเลข 48-1477	96
ง5 Forsterite, JCPDS File หมายเลข 71-1083	96
ง6 Cordierite, JCPDS File หมายเลข 76-1794	96
จ1 ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิก	98
จ2 ความแข็งของกลาสเซรามิก	99
จ3 ความเหนียวต้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิก	100
ช1 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร	105
ช2 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ 0.1 โมลาร์	106
ช3 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในน้ำกลั่น	107

สารบัญภาพ

ภาพที่	หน้า
1 กลาสเซรามิกที่นำไปใช้งานด้านทันตกรรม	4
2 โครงสร้างการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบและสมมาตรของผลึก	6
3 กระบวนการทางความร้อนในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วเป็นกลาสเซรามิก	10
4 (ก) การออกแบบวัสดุทางทันตกรรมด้วยคอมพิวเตอร์ (CAD)	
(ข) การขึ้นรูปวัสดุทางทันตกรรมด้วย CAM	12
5 ขณะเทน้ำแก้วลงในถังน้ำเพื่อให้ได้เม็ดแก้ว	19
6 ลักษณะเม็ดแก้ว (Frit)	19
7 ขณะเทน้ำแก้วลงแม่พิมพ์คาร์บอน เพื่อทำแท่งแก้วใส	20
8 ลักษณะของแท่งแก้วใส (Glass-rod)	21
9 ชิ้นงานกลาสเซรามิกหลังการติดกับฐานโลหะสำหรับการขึ้นรูปด้วย CAD/CAM	23
10 เครื่องวิเคราะห์เชิงความร้อน (Differential thermal analysis, DTA)	23
11 กราฟแสดงการหาอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส	24
12 กราฟแสดงการหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส	25
13 เครื่อง Strain viewer : ilis รุ่น Strain Matic M2-800	26
14 (ก) แท่งแก้วใส (ข) ปริมาณความเครียดตกค้างก่อนการอบอ่อน	
(ค) ปริมาณความเครียดตกค้างหลังการอบอ่อน	26
15 เครื่องวัดสี	27
16 CIELAB 1976 ซึ่งแสดง L, a, b Color Space	27
17 เครื่องทดสอบวัสดุอเนกประสงค์ (Universal testing machine, UTM)	29
18 ลักษณะหัวกดและรอยกดของเครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส	30
19 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffractometer, XRD)	31
20 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)	32
21 เครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอ็กซ์ (X-ray fluorescence spectrometers, XRF)	33

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
22	เครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Dilatometer)	34
23	การทดสอบการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิก	34
24	เครื่องกัดซีเอ็นซี CHEVALIER 2040 VMC	35
25	การวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของ GCF (ก) 2.5 (ข) 3.5 และ (ค) 4.0	36
26	(ก) ปริมาณความเครียดตกค้างก่อนการอบอ่อน ณ $T_g+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ข) ปริมาณความเครียดตกค้างก่อนการอบอ่อน ณ $T_g+20\text{ }^{\circ}\text{C}$	40
27	(ก) ปริมาณความเครียดตกค้างก่อนการอบอ่อน ณ $T_g-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ข) ปริมาณความเครียดตกค้างก่อนการอบอ่อน ณ $T_g-50\text{ }^{\circ}\text{C}$	40
28	การเปรียบเทียบปริมาณความเครียดก่อนและหลังกระบวนการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $T_g+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ และ $T_g-50\text{ }^{\circ}\text{C}$	41
29	(ก) แท่งแก้ว และ (ข) กลาสเซรามิกที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$	43
30	ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกของกลาสเซรามิก GCF (ก) 2.5 (ข) 3.5 และ (ค) 4.0	44
31	ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกแตก (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่าน กระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1000X	46
32	ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกแตก (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่าน กระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5000X	46
33	ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกแตก (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่าน กระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10000X	47
34	ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกที่ผ่านการขัดและกัดด้วยกรด HF (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1000X	47
35	ค่าความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิก	49
36	ค่าความแข็งของกลาสเซรามิก	50
37	ค่าความเหนียวด้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิก	51

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
38	การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร	54
39	CAD ไฟล์ที่ใช้ในการกัดชิ้นงาน	55
40	การกัดชิ้นงานด้วยเครื่อง CNC ที่ควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM	56
41	กลาสเซรามิกหลังจากการขึ้นรูปด้วยเครื่อง CNC	56
42	กลาสเซรามิกที่ขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรมหลังจากการเคลือบด้วยทอง (Gold sputtering)	56
43	ลักษณะของพื้นผิวกลาสเซรามิกที่ขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรม	57
44	ลักษณะของพื้นผิวกลาสเซรามิกที่ขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรม	57
ภาพผนวกที่		
ก1	ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนของแก้วสูตร GCF 2.5 ด้วยเครื่อง DTA	67
ก2	ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนของแก้วสูตร GCF 3.5 ด้วยเครื่อง DTA	67
ก3	ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนของแก้วสูตร GCF 4.0 ด้วยเครื่อง DTA	67
ก4	Optimum nucleation temperature ที่ T_g-30 ของแก้วสูตร GCF 2.5	68
ก5	Optimum nucleation temperature ที่ T_g-15 ของแก้วสูตร GCF 2.5	68
ก6	Optimum nucleation temperature ที่ T_g ของแก้วสูตร GCF 2.5	68
ก7	Optimum nucleation temperature ที่ T_g+15 ของแก้วสูตร GCF 2.5	69
ก8	Optimum nucleation temperature ที่ T_g+30 ของแก้วสูตร GCF 2.5	69
ก9	Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5	69
ก10	Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5	70
ก11	Optimum Nucleation Time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5	70
ก12	Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5	70
ก13	Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 10 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5	71
ก14	Optimum nucleation temperature ที่ $T_g-30^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 3.5	71
ก15	Optimum nucleation temperature ที่ $T_g-15^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 3.5	71
ก16	Optimum nucleation temperature ที่ T_g ของแก้วสูตร GCF 3.5	72

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพผนวกที่	หน้า
ก17 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g+15^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 3.5	72
ก18 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g+30^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 3.5	72
ก19 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5	73
ก20 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5	73
ก21 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5	73
ก22 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5	74
ก23 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 10 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5	74
ก24 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g-30^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 4.0	74
ก25 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g-15^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 4.0	75
ก26 Optimum nucleation temperature ที่ T_g ของแก้วสูตร GCF 4.0	75
ก27 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g+15^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 4.0	75
ก28 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g+30^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 4.0	76
ก29 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0	76
ก30 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0	76
ก31 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0	77
ก32 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0	77
ก33 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 10 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0	77
ก34 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 2.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}	80
ก35 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 3.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}	80
ก36 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 4.0 ที่อุณหภูมิ T_{p1}	80
ก37 เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 2.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}	81
ก38 เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 3.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}	81
ก39 เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 4.0 ที่อุณหภูมิ T_{p1}	81

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพผนวกที่	หน้า
ข1 (ก) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 2.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$ (ข) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 2.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$	89
ข2 (ก) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 3.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$ (ข) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 3.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$	90
ข3 (ก) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 4.0 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$ (ข) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 4.0 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$	91
ฉ1 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 ด้วยเครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน	102
ฉ2 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 3.5 ด้วยเครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน	102
ฉ3 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 4.0 ด้วยเครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน	103
ช1 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ความเข้มข้น 0.1 โมลาร์	106
ช2 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในน้ำกลั่น	107

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ

a	=	ความยาวครึ่งหนึ่งของเส้นทแยงมุม
a^*	=	ใช้กำหนดสีแดงหรือสีเขียว
$\text{\AA}$	=	อังสตรอม
Al_2O_3	=	อะลูมิเนียมออกไซด์หรืออะลูมินา
b^*	=	ใช้กำหนดสีเหลืองหรือสีน้ำเงิน
B_2O_3	=	โบรอนออกไซด์
c	=	ความยาวครึ่งหนึ่งของระยะทางของปลายรอยแตกที่อยู่ตรงข้ามกัน
$^{\circ}\text{C}$	=	องศาเซลเซียส
CaCO_3	=	แคลเซียมคาร์บอเนต
CAD	=	การใช้โปรแกรมคอมพิวเตอร์ช่วยในการออกแบบ
CaF_2	=	แคลเซียมฟลูออไรด์
CAM	=	การใช้โปรแกรมคอมพิวเตอร์ช่วยการทำงานของเครื่องจักรกลอัตโนมัติ
CaO	=	แคลเซียมออกไซด์
CH_3COOH	=	กรดน้ำส้ม
CNC	=	การใช้คอมพิวเตอร์มาช่วยควบคุมการทำงานของเครื่องจักรกลอัตโนมัติ
COE	=	สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน
d	=	ความยาวเฉลี่ยของเส้นทแยงมุม
	=	ความหนาของชิ้นงาน ณ จุดแตกหัก
DTA	=	เครื่องวิเคราะห์เชิงความร้อน
K	=	องศาเคลวิน
kg	=	กิโลกรัม
K_{IC}	=	ความเหนียวด้านทานการแตกหัก
K_2O	=	โพแทสเซียมออกไซด์
g	=	กรัม
GPa	=	จิกะปาสคาล
HF	=	กรดไฮโดรฟลูออริก
hr	=	ชั่วโมง
H_v	=	ความแข็งแบบวิกเกอร์ส
α	=	สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

L	=	ความยาวของชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงสุด
L^*	=	ค่าความสว่าง
L_0	=	ความยาวชิ้นงานเริ่มต้น
m	=	เมตร
mg	=	มิลลิกรัม
MgF_2	=	แมกนีเซียมฟลูออไรด์
ml	=	มิลลิลิตร
mm	=	มิลลิเมตร
MgO	=	แมกนีเซียมออกไซด์
μg	=	ไมโครกรัม
μm	=	ไมโครเมตร
Na_2O	=	โซเดียมออกไซด์
$NaOH$	=	โซเดียมไฮดรอกไซด์
P	=	น้ำหนักที่กด
	=	แรงที่ทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหัก
P_2O_5	=	ฟอสฟอรัสเพนทอกไซด์
r_1	=	รัศมีลูกบอล
r_2	=	รัศมีของพื้นที่รับแรงกระทำ
r_3	=	รัศมีของชิ้นงานทดสอบ
σ	=	ความเค้นสูงสุดที่ตำแหน่งศูนย์กลาง
SEM	=	กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด
SiF_4	=	ซิลิกอนเตตระฟลูออไรด์
$SrCO_3$	=	สตรอนเทียมคาร์บอเนต
T	=	อุณหภูมิสูงสุดที่ใช้
T_0	=	อุณหภูมิเริ่มต้น
T_g	=	อุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว
T_m	=	อุณหภูมิในการหลอมเหลวของแก้ว
T_p	=	อุณหภูมิในการเกิดผลึกของแก้ว
T_{p1}	=	อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่งของแก้ว

คำอธิบายสัญลักษณ์และคำย่อ (ต่อ)

T_{p2}	=	อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สองของแก้ว
T_{p1}^*	=	อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่งของแก้วที่คงไว้ ณ อุณหภูมิที่ต่างกัน
TiO_2	=	ไทเทเนียมออกไซด์
UTM	=	เครื่องทดสอบวัสดุอุณหภูมิต่ำ
v	=	สัดส่วนผิวของ
V_2O_5	=	วานาเดียมออกไซด์
XRD	=	เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอ็กซ์
XRF	=	เครื่องวิเคราะห์ธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอ็กซ์
Y_2O_3	=	ยทียมออกไซด์

การปรับความเครียดตกค้างสำหรับพัฒนาการขึ้นรูปกลาสเซรามิกชนิดง่ายต่อการกรอแต่ง เพื่อเป็นวัสดุทางทันตกรรมสำหรับซ่อมแซมด้วยระบบ CAD/CAM

Residual Strain Adjustment to Enhance Machinable Glass-Ceramics Forming as a Restorative Dental Material using CAD/CAM System

คำนำ

ปัจจุบันมีการนำกลาสเซรามิกมาใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซม เช่น อุดฟัน (Inlay) อุดครอบ (Onlay) ครอบฟัน (Crown) และแผ่นปิดหน้าฟัน (Veneer) เนื่องจากกลาสเซรามิกมีสมบัติด้านการกรอแต่งที่ดีมาก (Excellent machinability) ทนต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิสูงได้ (High thermal shock resistance) มีความต้านทานต่อการแตกหักสูง (High fracture toughness) และมีสีใกล้เคียงกับฟันธรรมชาติ (Colour close to natural teeth) (Lake *et al.*, 2007) แต่เนื่องจากกระบวนการผลิตกลาสเซรามิก ในขั้นการผลิตเป็นแท่งแก้ว (Glass-rod) อาจทำให้เกิดความเครียดตกค้าง (Residual strain) ซึ่งส่งผลต่อการนำกลาสเซรามิกไปขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซม ได้แก่ การเกิดรอยแตกระดับจุลภาค (Micro crack) ภายในแท่งแก้ว ทำให้ยังต้องมีการปรับปรุงในกระบวนการผลิต เพื่อให้มีสมบัติทางกลที่เหมาะสมต่อการนำไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง CAD/CAM (Computer-aided design and computer-aided manufacturing) การปรับปรุงสมบัติของกลาสเซรามิกชนิดนี้ให้ดีขึ้นนั้นทำได้โดยการลดปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้ว ด้วยวิธีการอบอ่อน (Annealing) ที่อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม (Fischer *et al.*, 2005) แล้วจึงนำแท่งแก้วที่ผ่านกระบวนการปรับปรุงสมบัติไปทดสอบหาความเครียดตกค้างภายในด้วยเครื่องวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างในแก้ว (Strain viewer) จากนั้นจึงนำแท่งแก้วไปผ่านกระบวนการทางความร้อน (Heat treatment) ที่อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม เพื่อให้แก้วเปลี่ยนโครงสร้างเป็นกลาสเซรามิก แล้วจึงนำกลาสเซรามิกที่ได้ไปขึ้นรูปด้วยระบบ CAD/CAM

กระบวนการขึ้นรูปด้วย CAD/CAM เป็นการนำเครื่องมือมาแก้ปัญหาในการผลิตชิ้นงานที่มีความละเอียด ซับซ้อน จากภาพสแกนสู่การผลิตวัสดุเทียม (Prostheses) ในขั้นตอนสุดท้าย โดยระบบ CAD/CAM สามารถทำงานร่วมกันได้อย่างสมบูรณ์ เพื่อให้ตรงตามความต้องการของขั้นตอนเฉพาะทาง จากข้อมูลที่ได้จากการจับภาพสแกน ไปสู่การสร้างโมเดล CAD สู่การกัดงานด้วย CAM เพื่อให้

ได้วัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซมที่มีรูปทรงตามที่ต้องการ จึงมีความเป็นไปได้ที่จะพัฒนาให้สามารถใช้งานได้ภายในประเทศ เพื่อเป็นการลดการนำเข้าของวัสดุสำเร็จรูป

งานวิจัยนี้เป็นงานวิจัยต่อเนื่องจากการพัฒนาพลาสติกเซรามิกชนิดไม่ก้ำด้วยฟลูอออะพาไทต์ สำหรับการประยุกต์ใช้ในงานด้านทันตกรรม โดยมุ่งเน้นที่จะลดปริมาณความเครียดตกค้างในแก้ว ด้วยกระบวนการอบอ่อน ณ อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($T_g + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) และ ณ อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($T_g - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$) เพื่อศึกษาผลของปริมาณความเครียดตกค้างในแก้วที่ส่งผลต่อสมบัติทางกล และลักษณะ โครงสร้างทางจุลภาคของพลาสติกเซรามิก

วัตถุประสงค์

1. ศึกษาปริมาณความเครียดตกค้างของกลาสเซรามิกที่ส่งผลต่อสมบัติทางกล เช่น โครงสร้างทางจุลภาคของผิวและเนื้อในกลาสเซรามิก ความแข็งของกลาสเซรามิก ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิก องค์ประกอบทางเคมีและโครงสร้างผลึกของกลาสเซรามิก ปริมาณของธาตุและสารประกอบในกลาสเซรามิก สมบัติทางกายภาพ เช่น ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิกและการวัดสีของกลาสเซรามิก และสมบัติทางเคมี เช่น การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิก
2. เพื่อพัฒนาการขึ้นรูปกลาสเซรามิกชนิดง่ายต่อการหล่อแต่งในการใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซมด้วยระบบ CAD/CAM

การตรวจเอกสาร

1. กลาสเซรามิก (Glass ceramics)

“กลาสเซรามิก” มีการผลิตครั้งแรกเมื่อปี ค.ศ. 1957 โดยสตูกี้ (Stookey S.D.) โดยบริษัท คอร์นิงกลาส ประเทศสหรัฐอเมริกา (McMillan, 1979) ในปัจจุบันได้มีจากนำกลาสเซรามิกมาใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซม เช่น อุดฟัน (Inlay) อุดครอบ (Onlay) ครอบฟัน (Crown) และแผ่นปิดหน้าฟัน (Veneer)



ภาพที่ 1 กลาสเซรามิกที่นำไปใช้งานด้านทันตกรรม

ที่มา: Anonymous (2005)

เนื่องจากกลาสเซรามิกมีสมบัติด้านการกรอแต่งที่ดีมาก (Excellent machinability) ทนต่อการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิสูงได้ (High thermal shock resistance) มีความต้านทานต่อการแตกหักสูง (High fracture toughness) และมีสีใกล้เคียงกับฟันธรรมชาติ (Colour close to natural teeth) (Lake *et al.*, 2007) จึงมีการพัฒนาและปรับปรุงกลาสเซรามิกให้มีประสิทธิภาพในการนำไปใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซมอย่างต่อเนื่อง ทำให้กลาสเซรามิกมีความเหมาะสมต่อการนำไปประยุกต์ใช้งาน ดังเห็นได้จากงานวิจัยดังต่อไปนี้

การศึกษากลาสเซรามิกเพื่อใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรม โดยการควบคุมโครงสร้างทางจุลภาคของ 1N2C2S (Gvanabara, 2004)

การศึกษาการควบคุมการเกิดนิวเคลียสและการเติบโตของผลึกของกลาสเซรามิกในระบบ $64.2\%\text{SiO}_2$ - $16.1\%\text{Al}_2\text{O}_3$ - $10.9\%\text{K}_2\text{O}$ - $4.3\%\text{Na}_2\text{O}$ - $1.7\%\text{CaO}$ - $0.5\%\text{LiO}_2$ และ $0.4\%\text{TiO}_2$ เพื่อการประยุกต์ใช้งานด้านทันตกรรม (Cattell *et al.*, 2006) ซึ่งพบว่าการควบคุมกระบวนการทางความร้อน (Heat treatment) ที่เหมาะสมจะเป็นการเพิ่มจำนวนของผลึกของกลาสเซรามิก

การศึกษาและพัฒนากลาสเซรามิกชนิดไม่ก้ำซึ่งมีความแข็งแรงสูงและง่ายต่อการหล่อแต่งสำหรับนำไปประยุกต์ใช้ในงานด้านทันตกรรม จากระบบแก้ว SiO_2 - Al_2O_3 - MgO - MgF_2 - SrCO_3 - CaCO_3 - CaF_2 - P_2O_5 โดยมุ่งเน้นไปที่การลดการแอ่นตัวของกลาสเซรามิก เนื่องจากความร้อน ด้วยการเตรียมกลาสเซรามิกเป็น 3 สูตร ที่แปรผันปริมาณอะลูมินาเป็น 1 1.1 และ 1.422 โดยมวล (กิตติพัทธ์, 2549)

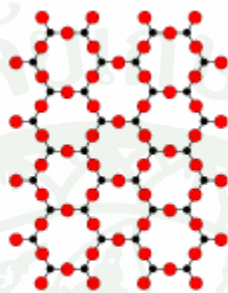
การศึกษานาฬิกาของผลึกออกไซด์อะพาไทต์ (Oxyapatite) ของกลาสเซรามิก (Hoen *et al.*, 2007) โดยวิเคราะห์จากระบบแก้ว SiO_2 - B_2O_3 - Al_2O_3 - Y_2O_3 - CaO - Na_2O - K_2O - F 3 สูตร เพื่อศึกษาความแตกต่างหลังผ่านกระบวนการทางความร้อนวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคและสมบัติ เพื่อใช้เป็นวัสดุทดแทนทางทันตกรรม

ธีรภา และปาลิดา (2551) ทำการวิจัยและพัฒนาสูตรของกลาสเซรามิกชนิดไม่ก้ำด้วยฟลูอออะพาไทต์ โดยพัฒนากลาสเซรามิกให้มีความเหมาะสมต่อการนำไปใช้งานด้านทันตกรรม และศึกษาผลของปริมาณฟลูอออะพาไทต์ที่มีผลต่อสมบัติทางกล (ความแข็ง, ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน, ความสามารถในการหล่อแต่ง และค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน) และสมบัติทางกายภาพ (โครงสร้างจุลภาค และองค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึก)

Keawsupsak (2010) ทำการวิจัยและพัฒนาสูตรของกลาสเซรามิกชนิดไม่ก้ำด้วยฟลูอออะพาไทต์ โดยพัฒนากลาสเซรามิกให้มีความเหมาะสมต่อการนำไปใช้งานด้านทันตกรรม และศึกษาผลของปริมาณฟลูอออะพาไทต์ที่มีผลต่อพฤติกรรมทางความร้อน โครงสร้างจุลภาค สมบัติทางกล ความสามารถในการหล่อแต่ง และการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในสารเคมี

กลาสเซรามิกเป็นเซรามิกที่มีหลายผลึกได้นั้น (McMillan, 1979) เริ่มจากกระบวนการผลิตกลาสเซรามิก เริ่มจากการหลอมเนื้อแก้วให้เป็นของเหลว และต้องนำกลาสเซรามิกไปผ่านกระบวนการทางความร้อน ซึ่งทำให้ตัวสร้างนิวเคลียส (Nucleating agent) ที่ผสมอยู่ในเนื้อแก้วเกิดการสร้างนิวเคลียส (Nucleation) ขึ้นมาจำนวนมากเพียงพอ และเป็นแกนกลางให้เนื้อแก้วส่วนอื่นๆ มาเกาะ

ทำให้ผลึกเติบโตขึ้น (Crystal growth or Crystallization) โดยมีการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบและสมมาตร (Periodic and symmetry) ดังภาพที่ 2 ซึ่งการควบคุมชนิด ปริมาณ รูปร่างและขนาดของผลึกที่เกิดขึ้น จะทำให้สมบัติของกลาสเซรามิกที่มีส่วนผสมเดียวกัน มีความแตกต่างกันไปได้ตามความต้องการ โดยปกติขนาดของผลึกของกลาสเซรามิกจะอยู่ระหว่าง 0.1-1.0 μm (Hill *et al.*, 2004)



Crystal

ภาพที่ 2 โครงสร้างการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบและสมมาตรของผลึก

ที่มา: Anonymous (2008)

สารที่ใช้เป็นตัวสร้างนิวเคลียส (McMillan, 1979) จะทำหน้าที่สำคัญเพื่อสร้างนิวเคลียสในกระบวนการทางความร้อนให้เกิดผลึกมากเพียงพอ (ซึ่งกระบวนการทางความร้อนจะอธิบายในหัวข้อที่ 4) ตัวสร้างนิวเคลียส ได้แก่ ไทเทเนียมออกไซด์ (TiO_2) วานาเดียมออกไซด์ (V_2O_5) สำหรับตัวสร้างนิวเคลียสที่ใช้ในการเกิดโครงสร้างผลึกของฟลูอออะพาไทต์ คือ แคลเซียมฟลูออไรด์ (CaF_2) ฟอสฟอรัสเพนทอกไซด์ (P_2O_5) และ แมกนีเซียมฟลูออไรด์ (MgF_2)

การเกิดนิวเคลียส (Nucleation) ซึ่งหาได้จากวิธีของ Marotta *et al.* (Marotta *et al.*, 1981) การเติบโตของผลึก ซึ่งหาได้จากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA โดยอาศัยหลักการดูด (Endothermic) และคายความร้อน (Exothermic) การเกิดนิวเคลียสจะเริ่มจากการรวมตัวกันของอะตอมกลายเป็นนิวเคลียส (Nucleus) หรือนิวคลีโอ (Nuclei) ถ้านิวคลีโอมีขนาดใหญ่กว่าขนาดวิกฤติ (Critical size) สามารถเติบโตเป็นผลึกต่อไปได้ แต่ถ้านิวคลีโอมีขนาดเล็กกว่าขนาดวิกฤติ เรียกว่า เอ็มบริโอ (Embryo) ซึ่งไม่มีความเสถียรมากพอและจะหลอมกลับสู่สถานะแก้วหลอมเหลว

2. ความเครียดตกค้าง (Residual Strain)

ความเครียด (Strain) เกิดจากการเปลี่ยนแปลงรูปร่างของวัสดุ (Deformation) เมื่อมีแรงภายนอกมากระทำ (เกิดความเค้น) การเปลี่ยนรูปของวัสดุนี้เป็นผลมาจากการเคลื่อนที่ภายในเนื้อวัสดุ

ความเครียดตกค้างเป็นความเครียดที่คงเหลือภายในชิ้นงาน แม้ในยามที่ชิ้นงานนั้นไม่ถูกแรงภายนอกมากระทำ ความเครียดตกค้างเกิดจากความไม่สม่ำเสมอในการเปลี่ยนเฟสแบบยืดหยุ่น (Elastic deformation) และความร้อน (Thermal) ความเครียดตกค้างในแท่งแก้วเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหักภายใน (Crack) ซึ่งไม่สามารถตรวจสอบได้จากการมองเห็น ความเครียดตกค้างเกิดได้จากหลายสาเหตุ ตัวอย่างเช่น ความเครียดตกค้างเนื่องจากการขึ้นรูปเกิดเนื่องจากการเปลี่ยนเฟส (Phase transformation) ที่ไม่เหมาะสมกัน (Fischer *et al.*, 2005)

ความเครียดตกค้างที่เกิดจากการขึ้นรูป เกิดจากการเปลี่ยนรูปของชิ้นงานเมื่อถูกแรงภายนอกมากระทำแล้วเกิดความเครียดภายใน เช่น ในกระบวนการขึ้นรูปแท่งแก้วจะเกิดการไหลของน้ำแก้วลงบนแม่พิมพ์คาร์บอน ผลึกสร้างขึ้นก่อนที่ผิวของแท่งแก้ว ในขณะที่ผลึกภายในแท่งแก้วถูกสร้างตามมา และเนื่องจากชิ้นงานมีความพยายามที่จะรักษาความต่อเนื่อง (Continuous) จึงทำให้เกิดความเครียดที่บริเวณภายในแท่งแก้ว (Termsuksawad, 2004)

การเกิดความเครียดตกค้างของวัสดุเซรามิกนั้น เริ่มจากเมื่อวัสดุเซรามิกเย็นตัวจากอุณหภูมิสูง จะเกิดความเครียดตกค้างภายในชิ้นที่เรียกว่า ความเครียดจากความร้อน (Thermal strain) ซึ่งเกิดจากความแตกต่างระหว่างอัตราการเย็นตัว ทำให้เกิดการหดตัวที่ไม่เท่ากันระหว่างพื้นผิวภายนอกและบริเวณเนื้อภายใน ความเครียดตกค้างนี้มีผลอย่างมากต่อสมบัติทางกลของเซรามิก เนื่องจากเซรามิก เช่น แก้วมีความเปราะ ซึ่งทำให้ความแข็งแรงของวัสดุต่ำลง และในบางกรณีทำให้เกิดการแตกหักของชิ้นงานได้ เรียกว่าเกิดการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างฉับพลัน (Thermal shock) โดยทั่วไปในกระบวนการผลิตจะพยายามหลีกเลี่ยงเพื่อให้ไม่เกิดความเครียดตกค้างจากความร้อน โดยให้มีการเย็นตัวของชิ้นงานอย่างช้าๆ แต่เมื่อเกิดความเครียดตกค้างขึ้นภายในชิ้นงานแล้วสามารถลดปริมาณความเครียดลงได้ด้วยกรรมวิธีทางความร้อนที่เรียกว่า การอบอ่อน ซึ่งจะอธิบายกระบวนการอบอ่อนในขั้นตอนต่อไป

3. การอบอ่อน (Annealing)

การอบอ่อน คือ การนำวัสดุไปอบที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลาหนึ่งแล้วทำให้เย็นตัวอย่างช้าๆ ปกติการอบคลายความเครียดทำเพื่อลดความเครียดตกค้าง (Residual strain) เพิ่มความเหนียว ด้านทานการแตกหัก (Fracture toughness) และให้เกิดโครงสร้างจุลภาคเฉพาะ

การอบอ่อนทำได้ในวัสดุหลายประเภท เช่น โลหะ เซรามิก การอบอ่อนในวัสดุเซรามิก เช่น แก้วนั้น พิมพัลส์และคณะ (พิมพัลส์ และคณะ, 2549) กล่าวว่าโดยปกติช่วงการอบอ่อนของแก้วทำเพื่อไล่ความเครียดในเนื้อแก้ว การอบอ่อนเป็นขั้นตอนที่สำคัญทำให้แก้วมีความเสถียรไปตลอด สำหรับช่วงการอบอ่อน (Annealing zone) มีอยู่สามจุดสำคัญที่ต้องคำนึงถึง คือ

1. อุณหภูมิสูงสุดของการอบอ่อนของแก้ว จุดที่เริ่มกลับตัวเป็นของแข็ง
2. อุณหภูมิอบอ่อนของแก้ว โมเลกุลของแก้วเริ่มคลายความเครียดจัดตัวเป็นของแข็งตลอดทั้งชิ้น
3. อุณหภูมิต่ำสุดของการอบอ่อนของแก้ว (Strain point) แก้วจะแข็งตัวอย่างสมบูรณ์ในทางทฤษฎีกล่าวว่ายืนไฟ (Soaking) ณ อุณหภูมิใดก็ได้ที่อยู่ในช่วงการอบอ่อนแก้ว แต่ถ้ารู้อุณหภูมิในการอบอ่อนของแก้วที่แน่นอน ก็ทำให้การอบอ่อนแก้วมีประสิทธิภาพมากขึ้น ณ จุดอบอ่อนของแก้วต้องมีการยืนไฟเช่นกัน เพื่อให้เวลาแก้วเปลี่ยนโครงสร้างจากของเหลวเป็นของแข็ง หลังจากการยืนไฟต้องลดอุณหภูมิลงอย่างช้าๆ จนกระทั่งต่ำกว่า Strain point การลดอุณหภูมิช้าๆนี้ทำให้แน่ใจว่าความเครียดจะไม่เกิดขึ้นมาอีกก่อนจะถึงอุณหภูมิห้อง ซึ่งแก้วแต่ละชนิดมีอุณหภูมิการอบอ่อนและช่วงการอบอ่อนที่ไม่เหมือนกัน แม้แต่แก้วชนิดเดียวกัน สีที่ไม่เหมือนกันก็ทำให้อุณหภูมิเหล่านี้แตกต่างกันด้วย

ช่วงอุณหภูมิการอบอ่อนของกลาสเซรามิกนั้น ทำในช่วงเวลาตั้งแต่ 15 นาที ถึง 16 ชั่วโมง ซึ่งสามารถประมาณความเครียดที่ตกค้างอยู่ภายในได้ (McMillan, 1979)

เนื่องจากกระบวนการผลิตกลาสเซรามิกนั้น ในขั้นกระบวนการผลิตเป็นแท่งแก้ว (Glass-rod) อาจทำให้เกิดความเครียดตกค้าง ซึ่งส่งผลต่อการนำกลาสเซรามิกไปขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซม ได้แก่ การเกิดรอยแตกระดับจุลภาค (Micro crack) ภายในแท่งแก้ว ทำให้ยังต้องมีการปรับปรุงในกระบวนการผลิต เพื่อให้มีสมบัติทางกลที่เหมาะสมต่อการนำไปขึ้นรูป

การปรับปรุงสมบัติของกลาสเซรามิกชนิดนี้ให้ดีขึ้นนั้น ทำได้โดยการลดปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้ว ด้วยวิธีการอบอ่อนที่อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม ดังเห็นได้จากงานวิจัยดังต่อไปนี้

Narayan and Kelton (1998) ศึกษาผลกระทบของขั้นตอนการอบอ่อนของการเกิดนิวเคลียสของผลึกของ $\text{Na}_2\text{O}-2\text{CaO}-3\text{SiO}_2$ ในแก้ว

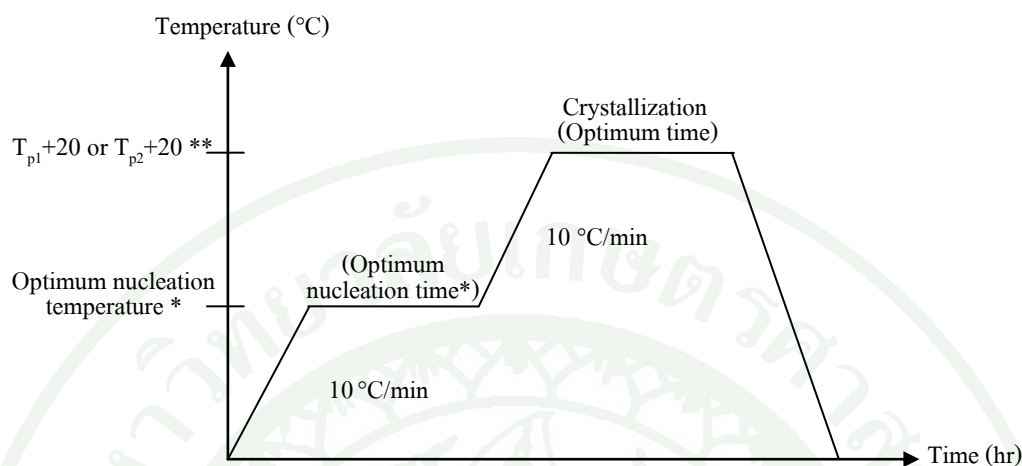
Fischer *et al.* (2005) ศึกษาอิทธิพลของการลดความเครียดตกค้าง (Residual strain) ภายในกลาสเซรามิก พบว่าความเครียดตกค้างภายในกลาสเซรามิกเกิดเนื่องมาจากกระบวนการผลิตในบางขั้นตอน และสามารถลดความเครียดตกค้างภายในกลาสเซรามิกได้โดยใช้กระบวนการอบอ่อนด้วยอุณหภูมิที่เหมาะสม ทำให้ได้กลาสเซรามิกที่มีความแข็งแรงสูง เหมาะสมกับการนำไปใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซม

4. กระบวนการทางความร้อน (Heat treatment)

กระบวนการทางความร้อนเป็นกระบวนการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วเป็นกลาสเซรามิก ซึ่งกระบวนการทางความร้อนประกอบด้วยสองกระบวนการ คือ กระบวนการเกิดนิวเคลียส (Nucleation) และกระบวนการเติบโตของผลึก (Crystallization) ดังแสดงในภาพที่ 3 โดยกระบวนการทางความร้อนจะทำให้แก้วมีการตกผลึกออกมาและเปลี่ยนโครงสร้างเป็นกลาสเซรามิก โดยผ่านกระบวนการเกิดนิวเคลียส ซึ่งมีลักษณะการเกิดได้สองแบบ คือ การเกิดนิวเคลียสโดยการเกาะของกลุ่มอะตอมภายในเนื้อแก้วโดยปราศจากตัวสร้างนิวเคลียส เรียกว่าการเกิดนิวเคลียสแบบอนุพันธ์ (Homogeneous nucleation) และการเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ (Heterogeneous nucleation) เป็นการเกิดนิวเคลียสโดยที่มีตัวช่วยลดพลังงานพื้นผิว เช่น ฟองอากาศภายในเนื้อแก้ว หรือตัวสร้างนิวเคลียส เช่น ไทเทเนียมไดออกไซด์ แคลเซียมฟลูออไรด์ และฟอสฟอรัสเพนทอกไซด์ เป็นต้น

โดยทั่วไปกระบวนการเกิดนิวเคลียสของกลาสเซรามิกนั้นจะเกิดการเกิดนิวเคลียสแบบวิวิธพันธ์ โดยอาจจะเกิดการแยกเฟสภายในเนื้อแก้ว หรือเกิดการเปลี่ยนแปลงขององค์ประกอบของแก้วในบริเวณใกล้เคียงกัน หลังจากขั้นตอนการเกิดนิวเคลียสแล้วนั้นก็จะเป็นการเติบโต (Growth) ของผลึก บนนิวเคลียส โดยที่ขนาดและประเภทของผลึกถูกควบคุมโดยกระบวนการทางความร้อน ซึ่งประกอบไปด้วยอุณหภูมิ เวลา อัตราการให้ความร้อน และการเย็นตัวกับชิ้นงานเพื่อเปลี่ยนโครงสร้างจากแก้วให้เป็นกลาสเซรามิก กระบวนการทางความร้อนเหล่านี้มีผลต่อสมบัติต่างๆ ที่

เกิดขึ้น เช่น สมบัติทางกายภาพ สมบัติทางเคมี และสมบัติทางกลของกลาสเซรามิก เป็นต้น (McMillan, 1979)



ภาพที่ 3 กระบวนการทางความร้อนในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วเป็นกลาสเซรามิก

หมายเหตุ: * Optimum nucleation temperature และ Optimum nucleation time หาได้จากวิธีของ Marotta *et al.*

** อุณหภูมิ T_{p1} และ T_{p2} ได้มาจาก Exotherm Peak ที่หนึ่งและสองตามลำดับ ซึ่งได้จากการวิเคราะห์ผลด้วยเครื่องมือวิเคราะห์เชิงความร้อน (DTA)

5. การใช้ CAD/CAM/ CNC ร่วมกันในการผลิต

การผลิตโดยทั่วไปจะเริ่มต้นจากการใช้ CAD ในออกแบบชิ้นส่วนหรือแก้ไขข้อมูลเชิงตัวเลขที่ได้จากการสแกนชิ้นงาน จากนั้นจะส่งข้อมูล CAD ไปยัง CAM เพื่อจำลองเส้นทางเดินของเครื่องมือกัดขึ้นรูป เพื่อให้เครื่อง CNC สามารถกัดขึ้นรูปได้ โดย CAD/CAM และ CNC มีรายละเอียดดังต่อไปนี้

CAD/CAM ย่อมาจาก Computer aided design / Computer aided manufacturing หมายถึง การนำคอมพิวเตอร์มาช่วยในการออกแบบหรือการนำคอมพิวเตอร์มาช่วยการผลิต โดย CAD/CAM จะทำงานร่วมกันสองส่วน คือ ส่วน CAD และ CAM

CAD คือการนำคอมพิวเตอร์มาสร้างภาพ แทนกระดาษเขียนแบบ ทำให้การสร้างภาพทางวิศวกรรมหรือการออกแบบ ทำได้สะดวก ถูกต้อง แม่นยำและทำได้ง่ายขึ้น โดย แบบงานที่ได้สามารถบันทึกเป็นไฟล์ข้อมูลดิจิทัล ซึ่งสามารถปรับปรุงแก้ไขได้ตลอดเวลา

CAM เป็นการนำข้อมูลดิจิทัลของภาพหรือแบบงานที่ได้จาก CAD มาช่วยในงานผลิต เช่น ปรุปร่างชิ้นส่วนต่างๆ จะถูกแทนด้วยข้อมูลดิจิทัล แม้ว่ามีวิธีการผลิตที่แตกต่างกันหลายวิธี เช่น การใช้แม่พิมพ์ การตัดขึ้นรูป ฯลฯ

CAM จัดอยู่ในกลุ่มเดียวกับ CAD จึงนิยมเรียกรวมกันว่า “CAD/CAM” ซึ่งเป็นกระบวนการที่ต่อเนื่องกัน โดยใช้เครื่องจักรขึ้นชิ้นส่วนรูปทรงเรขาคณิตที่ได้จากไฟล์ข้อมูล CAD เครื่องจักรที่ว่าคือเครื่อง CNC ลำพังคอมพิวเตอร์กับเครื่องจักร จะไม่สามารถผลิตหรือขึ้นรูปชิ้นงานได้ แต่ด้วยระบบของ CAD/CAM ข้อมูลในรูปดิจิทัลของไฟล์ CAD สามารถใช้สร้างเป็นไฟล์อีกรูปแบบหนึ่งด้วย CAM คือไฟล์ทางเดินมีด (Tool path) จากไฟล์ข้อมูลทางเดินมีดก็ทำให้เป็นโปรแกรม NC (NC-program ; G-code) แล้วส่งไฟล์ที่ได้ไปควบคุมเครื่อง CNC เพื่อผลิตเป็นชิ้นงานตามต้องการ

CNC เป็นคำย่อของ Computer Numerical Control แปลว่าการควบคุมเชิงตัวเลขด้วยคอมพิวเตอร์ เป็นการใช้คอมพิวเตอร์ควบคุมการทำงานของเครื่องจักรกลต่าง ๆ เช่น เครื่องกัด ซีเอ็นซี เครื่องกลึงซีเอ็นซี เครื่องเจียระไน ฯลฯ ซึ่งสามารถทำให้ผลิตชิ้นส่วนได้รวดเร็วถูกต้อง และเที่ยงตรง เครื่อง CNC ทั้งหมดมีข้อดีเหมือน ๆ กันคือ เครื่อง CNC มีการทำงานอัตโนมัติทำให้ลดความวุ่นวายของผู้ควบคุมเครื่องจักรในการผลิตชิ้นงาน เครื่อง CNC หลายเครื่องสามารถทำงานโดยที่ผู้ควบคุมไม่ต้องคอยนั่งเฝ้าในระหว่างการทำงานของเครื่อง และเครื่อง CNC มีความที่และความถูกต้องแม่นยำในการผลิตชิ้นงาน (สมนึก, 2554)

ปัจจุบันเครื่อง CNC ที่ควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM มีความสำคัญเป็นอย่างมาก ช่วยเพิ่มประสิทธิภาพการออกแบบและการผลิตในอุตสาหกรรม ทั้งด้านคุณภาพและราคา ช่วยลดระยะเวลาการออกแบบและผลิต ทำให้การออกแบบและการผลิตมีความน่าเชื่อถือสูง และเป็นกระบวนการผลิตที่เป็นระบบอัตโนมัติ (Automation) มากยิ่งขึ้น ซึ่งรวมถึงการใช้หุ่นยนต์ (Robots) ในอุตสาหกรรมการผลิต (Tourmgatt, 2008)



ภาพที่ 4 (ก) การออกแบบวัสดุทางทันตกรรมด้วยคอมพิวเตอร์ (CAD)
(ข) การขึ้นรูปวัสดุทางทันตกรรมด้วย CAM

ที่มา: (ก) Duncan (2007), (ข) Anonymous (2007)

กระบวนการขึ้นรูปด้วยระบบ CAD/CAM จึงเป็นการนำเครื่องมือมาแก้ปัญหาในการผลิตชิ้นงานที่มีความละเอียด ซับซ้อน จากภาพสแกนสู่การผลิตวัสดุเทียม (Prostheses) ในขั้นตอนสุดท้าย โดย CAD/CAM สามารถทำงานร่วมกันได้อย่างสมบูรณ์ เพื่อให้ตรงตามความต้องการของขั้นตอนเฉพาะทาง จากข้อมูลที่ได้จากการจับภาพสแกน ไปสู่การสร้างโมเดล CAD สู่การกัดงานด้วย CAM เพื่อให้ได้วัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซมที่มีรูปทรงตามที่ต้องการ จึงมีความเป็นไปได้ที่จะพัฒนาให้สามารถใช้งานได้ภายในประเทศ เพื่อเป็นการลดการนำเข้าของเครื่องมือสำเร็จรูป ดังเห็นได้จากงานวิจัย ดังต่อไปนี้

Raigrodski (2004) ศึกษาและรวบรวมกระบวนการขึ้นรูปฟันที่มีความแข็งแรงสูงในกระบวนการขึ้นรูปแบบต่างๆ รวมถึงกระบวนการขึ้นรูปฟันด้วย CAD/CAM ตั้งแต่ปี 1966 ถึง 2004 โดยกระบวนการขึ้นรูปฟันที่ศึกษาจะสอดคล้องกันในส่วนของความแข็งแรง และความสวยงามของวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซม

Yin *et al.* (2006) รวบรวมการขึ้นรูปวัสดุทางทันตกรรมสำหรับการซ่อมแซมด้วยระบบ CAD/CAM ซึ่งวัสดุทางทันตกรรมที่ศึกษาประกอบด้วยกลาสเซรามิก พอร์ซเลน (Porcelain) เซอร์โคเนีย (Zirconia) อะลูมินา (Alumina) และวัสดุผสม (Composites) โดยจะกล่าวถึงประสิทธิภาพของวัสดุทางทันตกรรมเพื่อการซ่อมแซม คือทนต่อการขัดถู (Wear) ความล้า

(Fatigue) และความคงทน (Durability) และยังคงกล่าวถึงแนวโน้มในอนาคตของวัสดุทางทันตกรรม เพื่อการซ่อมแซมที่เกิดขึ้นจากกระบวนการขึ้นรูปด้วยระบบ CAD/CAM เช่น ตัวฟัน และสะพานฟัน เป็นต้น

6. มาตรฐานสากล (International standard) ISO 6872:2008(E) (ISO 6872:2008(E), 2008)

มาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E) ใช้เป็นมาตรฐานในการทดสอบสมบัติของวัสดุเซรามิก ที่นำมาใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรม เช่น สมบัติทางกล สมบัติทางกายภาพ และสมบัติทางเคมี ซึ่งจะ สามารถจำแนกชนิดและการนำไปใช้ในงานด้านทันตกรรมสำหรับซ่อมแซมได้

6.1 การจำแนกประเภท (Type) และชั้น (Class) ได้แบ่งเซรามิกทางทันตกรรมออกเป็น สองประเภท คือ

1. ประเภทที่หนึ่ง (Type I) เป็นเซรามิกที่อยู่ในรูปของผง
2. ประเภทที่สอง (Type II) เป็นเซรามิกอื่นที่ไม่ใช่ผง

6.2 การทดสอบสมบัติทางกลและสมบัติทางเคมี

การทดสอบสมบัติทางกลและสมบัติทางเคมีของเซรามิกเพื่อใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรม นั้น ทดสอบตามมาตรฐานสากล ISO 6872: 2008(E) ดังแสดงในตารางที่ 1

ตารางที่ 1 การจัดประเภทของเซรามิกเพื่อใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมตามมาตรฐานสากล
ISO 6872: 2008(E)

Class	Clinical indications	Properties		
		Flexural strength (MPa)	Fracture toughness (MPa.m ^{1/2})	Chemical solubility (µg.cm ⁻²)
1	a) Aesthetic ceramic for coverage of a metal or a ceramic substructure	>50	>0.7	<100
	b) Aesthetic-ceramic: single-unit anterior prostheses, veneers, inlays or onlays.			
2	a) Aesthetic-ceramic: adhesively cemented, single-unit, anterior or prostheses.	>100	>1.0	<100
	b) Adhesively cemented, substructure ceramic for single-unit anterior or posterior prostheses.	>100	>1.0	<2000
3	Aesthetic-ceramic: non-adhesively cemented, single-unit, anterior or posterior prostheses.	>300	>2.0	<100
4	a) Substructure ceramic for non-adhesively cemented, single-unit, anterior or posterior prostheses.	>300	>3.0	<2000
	b) Substructure ceramic for three-unit prostheses not involving molar restoration.			
5	Substructure ceramic for three-unit prostheses involving molar restoration.	>500	>3.5	<2000
6	Substructure ceramic for prostheses involving four or more units.	>800	>5.0	<100

อุปกรณ์และวิธีการ

อุปกรณ์

1. สารเคมีที่ใช้ในการวิจัย

- 1.1 แมกนีเซียมออกไซด์ (Magnesium oxide, MgO), $\geq 98\%$, MERCK
- 1.2 ควอร์ทซ์ (Silicon dioxide, SiO_2), $\geq 99.865\%$, Fluka
- 1.3 อะลูมิเนียมออกไซด์ (Aluminum oxide, Al_2O_3), $\geq 99.695\%$, Fluka
- 1.4 แมกนีเซียมฟลูออไรด์ (Magnesium fluoride, MgF_2), Granules about 1.25 mm,

MERCK

- 1.5 สตรอนเทียมคาร์บอเนต (Strontium carbonate, SrCO_3), $>98.4\%$, ALDRICH
- 1.6 แคลเซียมฟลูออไรด์ (Calcium fluoride, CaF_2), $\geq 97\%$, GPR
- 1.7 แคลเซียมคาร์บอเนต (Calcium carbonate, CaCO_3), 99.0% , Analar
- 1.8 ฟอสฟอรัสเพนทอกไซด์ (Phosphorous pentoxide, P_2O_5), $>97\%$, Fluka
- 1.9 กรดไฮโดรฟลูออริก (Hydrofluoric acid, HF), 48% และ 10% , MERCK
- 1.10 กรดน้ำส้ม (Acetic acid, CH_3COOH), 99.9% , CARLO ERBA
- 1.11 น้ำกลั่น (Distilled water)

2. อุปกรณ์และเครื่องมือที่ใช้ในการวิจัย

- 2.1 เตาเผา (Electric furnace) Naberthem therm อุณหภูมิ 1800°C , Linn high therm
อุณหภูมิ 1200°C ประเทศอังกฤษ
- 2.2 เตาอบ (Hot oven), ESPEC รุ่น PH-101, ประเทศญี่ปุ่น
- 2.3 เครื่องตัดความเร็วต่ำ, Buehler Isomer, ประเทศเยอรมนี
- 2.4 เครื่องขัด (Grinding/Polishing machine), GloJeng รุ่น TNP-200F ประเทศไต้หวัน
- 2.5 เครื่องชั่ง (Balance), Denver รุ่น TB-403 ความละเอียด 0.001 กรัม, ประเทศเยอรมนี
- 2.6 อ่างล้างความถี่สูง (Ultrasonic bath), KURRY ประเทศอังกฤษ
- 2.7 ตู้ผสมสารเคมีกันความชื้น (Glove box)
- 2.8 รางหมุนที่ใช้ในการผสมสารเคมี (Roller)
- 2.9 กระบอกพลาสติก (Plastic bottle)
- 2.10 ครกอาเกต (Agate mortar)
- 2.11 ถ้วยแพลทินัม (Platinum crucibles)

- 2.12 ถ้วยอะลูมินา (Alumina crucibles)
- 2.13 ถังน้ำสแตนเลสขนาดใหญ่ (Stainless steel tank)
- 2.14 ภาชนะกันความชื้น (Desiccator)
- 2.15 ตะแกรงร่อน (Sieve) และถาด (Pan)
- 2.16 กระดาษทรายเบอร์ 600 800 1000 1200 และ 2500
- 2.17 ผงขัดอะลูมินา (Alumina powder) ขนาด 1 μm
- 2.18 ผงขัดเพชร (Diamond pastes) ขนาด 3 μm
- 2.19 ขวดก้นกลม (Round bottom flask) ขนาด 250 ml.
- 2.20 ฐานโลหะ
- 2.21 กาวอีพ็อกซี่ (Epoxy Adhesive)
- 2.22 พาราฟิล์ม (Parafilm)
- 2.23 แม่พิมพ์คาร์บอน (Carbon mould)
- 2.24 คีมคีบยาว (Tong)
- 2.25 ชุดกันความร้อน (Flame retardant coat)
- 2.26 หน้ากากกันความร้อนและรังสี (Heat and light resistant mask)
- 2.27 ถุงมือกันความร้อน (Heat resistant gloves)
- 2.28 ถุงมือผ้า (Glove)
- 2.29 ถุงมือยาง (Acid resisting gloves)
- 2.30 แว่นตา (Goggles)
- 2.31 ผ้าปิดจมูก (Dust resisting mask)
- 2.32 บีกเกอร์ (Beaker)

3. เครื่องมือที่ใช้ในการวิเคราะห์

- 3.1 เครื่องวิเคราะห์ทางความร้อน (Differential thermal analysis, DTA), Perkin Elmer รุ่น DTA 7 ประเทศเยอรมนี ณ ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
- 3.2 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffractometer, XRD), Philips รุ่น X'Pert ประเทศเนเธอร์แลนด์ ณ ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
- 3.3 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM), JEOL รุ่น JSM-6610LV ประเทศญี่ปุ่น ณ คณะทันตแพทยศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล

- 3.4 เครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส (Micro Vickers hardness test), Buehler Lake Bluff ประเทศสหรัฐอเมริกา ณ ฝ่ายนวัตกรรมวัสดุ สถาบันวิจัยวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งประเทศไทย (วว.)
- 3.5 เครื่องทดสอบวัสดุอเนกประสงค์ (Universal testing machine, UTM), Hounsfield รุ่น 50 KN ประเทศอังกฤษ ณ ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
- 3.6 เครื่องวัดความเครียดของแก้ว (Strain viewer), ilis รุ่น Strain Matic M2-800 ประเทศเยอรมนี ณ กรมวิทยาศาสตร์บริการ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี
- 3.7 เครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Dilatometer), Netzsch รุ่น DIL 402 PC ประเทศเยอรมนี ณ กรมวิทยาศาสตร์บริการ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี
- 3.8 เครื่องวิเคราะห์ธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอ็กซ์ (X-ray fluorescence spectrometers), Bruker รุ่น S8 Tiger ณ กรมวิทยาศาสตร์บริการ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี
- 3.9 กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope), Nikon รุ่น ECLIPSE ME 600 ประเทศญี่ปุ่น ณ ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
- 3.10 เครื่องวัดสี (Colorimeter), ColorFlex ประเทศเยอรมนี ณ คณะทันตแพทยศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล
- 3.11 เครื่องกัดซีเอ็นซี (CNC milling machines), CHEVALIER 2040 VMC ประเทศไต้หวัน ณ สถาบันวิจัยและพัฒนาเทคโนโลยีทางอุตสาหกรรม (RDIP) มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
- 3.12 เวอร์เนีย (Vernier caliper), Mitutoyo ประเทศญี่ปุ่น ศูนย์นวัตกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิธีการ

1. ขั้นตอนการเตรียมกลาสเซรามิก

1.1 ขั้นตอนการเตรียมแก้ว

ซึ่งน้ำหนักสารเคมีในอัตราส่วนที่กำหนดตามสูตร ซึ่งน้ำหนักของสารเคมีที่ใช้จะมีความแตกต่างของเปอร์เซ็นต์ของน้ำหนักฟลูอออะพาไทต์ คือ 2.5 3.5 และ 4.0 เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก โดยน้ำหนักของสารเคมีแสดงในตารางที่ 2 ซึ่งเรียกว่า GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ

ตารางที่ 2 สูตรกลาสเซรามิกชนิดไมก้า-ฟลูอออะพาไทต์ (Mica-Fluorapatite)

GCF	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgF ₂	SrCO ₃	CaF ₂	CaCO ₃	P ₂ O ₅	TOTAL
2.5	a	b	c	d	e	0.42	4.76	2.25	100
3.5	f	g	h	i	j	0.56	6.47	3.06	100
4.0	k	l	m	n	p	0.63	7.29	3.45	100

หมายเหตุ หน่วยเป็นน้ำหนักเปอร์เซ็นต์

จากนั้นนำสารเคมีที่ได้บรรจุลงในกระบอกพลาสติก ปิดฝาให้แน่นสนิท พร้อมกับพันด้วยพาราฟิล์มอีกชั้นหนึ่งเพื่อป้องกันความชื้นเข้าไปทำปฏิกิริยากับสารเคมี จากนั้นนำสารเคมีที่บรรจุในกระบอกพลาสติกไปวางบนรางหมุนเพื่อหมุนผสมสารเคมี เป็นเวลา 2 ชั่วโมง และนำไปเก็บไว้ในภาชนะกันความชื้นเพื่อรอการเผาในขั้นต่อไป

1.2 ขั้นตอนการทำเม็ดแก้ว

นำสารเคมีที่ผสมเข้ากันทั้งหมดเทใส่เบ้าอะลูมินา ปิดฝาเบ้าอะลูมินาเพื่อป้องกันซิลิกอนเตตระฟลูออไรด์ (Silicontetrafluoride, SiF₄) ระเหยไปก่ดกร่อนขดลวดไฟฟ้าภายในเตา ระหว่างทำการเผา นำเบ้าอะลูมินาเข้าเตาเผา Nabertherm ที่อุณหภูมิประมาณ 1420 องศาเซลเซียส (°C) โดยอัตราการให้ความร้อนอยู่ที่ 10 °C ต่อนาที และคงอุณหภูมิไว้ประมาณ 1 ชั่วโมง 15 นาที

เพื่อให้สารเคมีทั้งหมดหลอมเป็นน้ำแก้วอย่างสมบูรณ์และมีความเป็นเนื้อเดียวกัน เมื่อครบกำหนดเวลา ใช้คีมคีบยาวคีบฝาเปิดออก และใช้คีมคีบยาวคีบเป้าอะลูมิเนียมออกมา จากนั้นเทน้ำแก้วลงในน้ำซึ่งบรรจุอยู่ในถังสเตนเลสขนาดใหญ่ โดยตะแกรงร่อนขนาดรูเปิด 1 มิลลิเมตร (18 เมช) และถาดรองอยู่ภายในถังน้ำ วิธีการนี้เพื่อเป็นการทำให้แก้วเกิดการเย็นตัวอย่างรวดเร็ว (Quench) ดังภาพที่ 5 จะได้แก้วที่มีลักษณะเป็นเม็ดแก้ว หรือเกล็ดแก้ว ที่เรียกว่า Frit ซึ่งมีลักษณะใส ไม่มีสี ดังภาพที่ 6 ปิดฝาดังสเตนเลสเพื่อป้องกันการกระเด็นของเม็ดแก้ว เนื่องจากเม็ดแก้วยังมีความร้อนค้างอยู่สูง จากนั้นนำเม็ดแก้วไปอบแห้งด้วยเตาอบ อุณหภูมิประมาณ 60 °C เพื่อให้น้ำระเหยออก แล้วจึงนำเม็ดแก้วที่ได้มาคัดขนาด โดยใช้ตะแกรงร่อนขนาดรูเปิด 2 มิลลิเมตร (10 เมช), 1 มิลลิเมตร (18 เมช), 90 ไมครอน (170 เมช) และ 45 ไมครอน (325 เมช)



ภาพที่ 5 ขณะเทน้ำแก้วลงในถังน้ำเพื่อให้ได้เม็ดแก้ว



ภาพที่ 6 ลักษณะเม็ดแก้ว (Frit)

สำหรับเม็ดแก้วขนาด 1 มิลลิเมตร นำมาบดด้วยครกอาเกต ให้มีขนาดเล็กกลางและละเอียดมากขึ้น แล้วจึงนำไปแยกขนาดด้วยตะแกรงร่อนขนาดรูเปิด 45 ไมครอน (325 เมช) จากนั้น

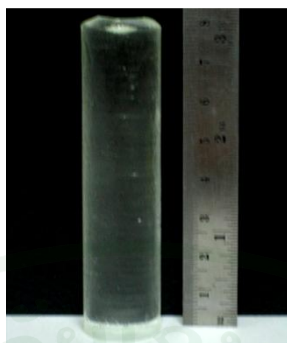
นำเม็ดแก้วที่บดจนเป็นผงขนาดเล็กกว่า 45 ไมครอน ไปวิเคราะห์สมบัติทางความร้อนและอุณหภูมิของแก้ว ด้วยเครื่องมือวิเคราะห์เชิงความร้อน (Differential thermal analysis, DTA)

1.3 ขั้นตอนการทำแท่งแก้ว (Glass-rod)

นำเม็ดแก้วทั้งหมดใส่ลงในเบ้าอะลูมินา ปิดฝาเบ้าอะลูมินา นำเบ้าอะลูมินาเข้าเตาเผา Nabertherm โดยอัตราการให้ความร้อนอยู่ที่ 10°C ต่อนาที ถึงอุณหภูมิประมาณ 1420°C และคงอุณหภูมิไว้ประมาณ 1 ชั่วโมง 15 นาที เพื่อให้เม็ดแก้วทั้งหมดหลอมเป็นน้ำแก้วอย่างสมบูรณ์และมีความเป็นเนื้อเดียวกัน หลังจากให้ความร้อนแก่เม็ดแก้วเป็นระยะเวลาประมาณ 2 ชั่วโมง 15 นาที จะเริ่มให้ความร้อนแก่แม่พิมพ์คาร์บอน ในเตา Linn high therm จนถึงอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว 20°C ($T_g + 20^{\circ}\text{C}$) เมื่อครบกำหนดเวลา ใช้คีมค้ำยาวคิบบ้างเปิดออก และใช้คีมค้ำยาวคิบบ้างอะลูมินาออกมา จากนั้นเทน้ำแก้วที่ได้จากการหลอมเทใส่แม่พิมพ์คาร์บอนที่เอียงทำมุมประมาณ 45 องศา เพื่อเป็นการกำจัดฟองอากาศ (Bubble) ที่เกิดขึ้นให้สามารถหนีออกมาได้ทัน จากนั้นนำแม่พิมพ์คาร์บอนกลับไปใส่ในเตา Linn high therm ที่อุณหภูมิ $T_g + 20^{\circ}\text{C}$ คงอุณหภูมินั้นไว้เป็นเวลา 2 ชั่วโมง เพื่ออบอุ่น ซึ่งเป็นการลดความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้ว เนื่องจากความแตกต่างกันระหว่างอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วกับอุณหภูมิห้อง มีความไม่เหมาะสมกัน หากแก้วเย็นตัวเร็วเกินไป จะส่งผลให้เกิดการแตกหักภายในชิ้นงานได้ ซึ่งอาจส่งผลต่อสมบัติทางกลของกลาสเซรามิก ได้แก่ ความแข็งแรงของกลาสเซรามิก เมื่อคงอุณหภูมิไว้จนครบกำหนดเวลาแล้ว จึงปิดเตาและปล่อยให้แท่งแก้วเย็นตัวภายในเตาเตรียมแท่งแก้วสำหรับการอบอุ่นที่อุณหภูมิ $T_g + 20^{\circ}\text{C}$ จำนวนสุตรละ 5 ชิ้น



ภาพที่ 7 ขณะเทน้ำแก้วลงแม่พิมพ์คาร์บอน เพื่อทำแท่งแก้วใส



ภาพที่ 8 ลักษณะของแท่งแก้วใส (Glass-rod)

นอกจากนี้ในการวิจัยได้ทำการอบอ่อนของแก้ว ณ อุณหภูมิ $T_g - 50^\circ\text{C}$ อีกด้วย ทั้งนี้ เพื่อเปรียบเทียบปริมาณความเครียดตกค้างหลังกระบวนการอบอ่อน ณ อุณหภูมิ $T_g + 20^\circ\text{C}$ และ $T_g - 50^\circ\text{C}$ เนื่องจาก Fischer *et al.* (Fischer *et al.*, 2005) พบว่าช่วงการอบอ่อนของกลาสเซรามิกควร จะอยู่ในช่วงต่ำกว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว 100 K และพบว่าช่วงอุณหภูมิของการ อบอ่อนที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วนั้นจะทำให้กลาสเซรามิกที่มี สมบัติทางกล นั้นคือความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้น ในขณะที่ McMillan (McMillan, 1979) กล่าวว่า สามารถลดปริมาณความเครียดตกค้างได้ภายในเวลา 15 นาทีถึง 16 ชั่วโมง

การเตรียมแท่งแก้วสำหรับการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างหลังกระบวนการ อบอ่อนที่อุณหภูมิ $T_g - 50^\circ\text{C}$ นั้น สามารถเตรียมได้จากขั้นตอนข้างต้น แต่เปลี่ยนความร้อนที่ให้แก่ แม่พิมพ์คาร์บอนในเตา Linn high therm จากอุณหภูมิที่สูงกว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยน โครงสร้าง ของแก้ว 20°C ($T_g + 20^\circ\text{C}$) เป็นอุณหภูมิที่ต่ำกว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว 50°C ($T_g - 50^\circ\text{C}$) เตรียมแท่งแก้วสำหรับการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $T_g - 50^\circ\text{C}$ จำนวนสูตรละ 3 ชิ้น

1.4 ขั้นตอนการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้าง (Residual strain)

จากนั้นนำแท่งแก้วที่ได้ไปวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วด้วย เครื่องวิเคราะห์ความเครียดในแก้ว (Strain viewer) เพื่อวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างที่อยู่ ภายในแท่งแก้วของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ก่อนและหลังกระบวนการอบ อ่อน เพื่อวิเคราะห์ปริมาณความเครียดที่เปลี่ยนแปลงจากการอบอ่อนของแก้วที่อุณหภูมิการอบอ่อน $T_g + 20^\circ\text{C}$ และ $T_g - 50^\circ\text{C}$

1.5 ขั้นตอนการอบอ่อน (Annealing)

นำแท่งแก้วที่ผ่านกระบวนการวิเคราะห์หาปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้ว ด้วยเครื่อง Strain viewer ใส่เข้าไปในเตา Linn high therm ที่อุณหภูมิ $T_g + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ และที่อุณหภูมิ $T_g - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ โดยอัตราการให้ความร้อนอยู่ที่ $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ต่อนาที และคงอุณหภูมิไว้ประมาณ 2 ชั่วโมง เพื่อเป็นการอบอ่อนให้แก่แท่งแก้ว เมื่อครบกำหนดเวลา ปิดเตาและให้แท่งแก้วเย็นตัวในเตา

การวิเคราะห์หาปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วก่อนและหลังจากผ่านกระบวนการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $T_g + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ และ $T_g - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ เพื่อเป็นการเปรียบเทียบอุณหภูมิที่เหมาะสม และมีประสิทธิภาพในการลดปริมาณความเครียดตกค้างสำหรับกระบวนการอบอ่อนของ กลาสเซรามิก

1.6 ขั้นตอนการเปลี่ยนโครงสร้างจากแก้วเป็นกลาสเซรามิกหรือกระบวนการทางความร้อน (Heat treatment)

นำแท่งแก้วที่ผ่านกระบวนการวิเคราะห์หาปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้ว จากขั้นตอนที่แล้ว ใส่เข้าไปในเตาเผา Nabertherm ณ อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม ซึ่งได้มาจากการวิเคราะห์หาอุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส (Optimum nucleation temperature and time) โดยอัตราการให้ความร้อนอยู่ที่ $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ต่อนาที จากอุณหภูมิห้องจนถึงอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสและคงอุณหภูมิไว้เป็นเวลาเท่ากับเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส จากนั้นเพิ่มอุณหภูมิจนถึงอุณหภูมิที่นิวเคลียสเกิดการเติบโตเป็นผลึก และคงอุณหภูมินั้นไว้เป็นระยะเวลาที่เหมาะสม เมื่อครบกำหนดเวลา ปิดเตา และปล่อยให้ชิ้นงานเย็นตัวในเตา ซึ่งควรได้แท่งกลาสเซรามิกที่มีลักษณะเป็นผลึกสีขาว มีการกระจายตัวของโครงสร้างผลึกสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้นงาน

1.7 ขั้นตอนการเตรียมชิ้นงานสำหรับการขึ้นรูปด้วย CAD/CAM

นำแท่งกลาสเซรามิกมาตัดด้วยเครื่องตัดความเร็วต่ำ เพื่อเตรียมชิ้นงานรูปทรงสี่เหลี่ยม ขนาด $10 \times 12 \times 15$ มิลลิเมตร³ และขนาด $8 \times 10 \times 15$ มิลลิเมตร³ หลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ได้มาขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 800 1000 และ 1200 ตามลำดับ จนชิ้นงานมีความเรียบทุกด้านของชิ้นงาน ซึ่งตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง จากนั้นนำชิ้นงานกลาสเซรามิกมาติดกับฐานโลหะด้วย

กาวอีพ็อกซี (Epoxy adhesive) แล้วจึงนำไปขึ้นรูปด้วย CAD/CAM ให้มีรูปร่างตามกำหนด โดยมีลักษณะเป็นวัสดุทางทันตกรรมสำหรับซ่อมแซม โดยเครื่องมือที่นำมาใช้ในการขึ้นรูปส่วนของ CAM จะใช้เครื่อง CHEVALIER 2040 VMC 3 แกนในการขึ้นรูป



ภาพที่ 9 ชิ้นงานกลาสเซรามิกหลังการติดกับฐาน โลหะสำหรับการขึ้นรูปด้วย CAD/CAM

2. ขั้นตอนการวิเคราะห์ผล

2.1 ขั้นตอนการวิเคราะห์หาอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส (Optimum nucleation temperature) โดยวิธีของ Marotta

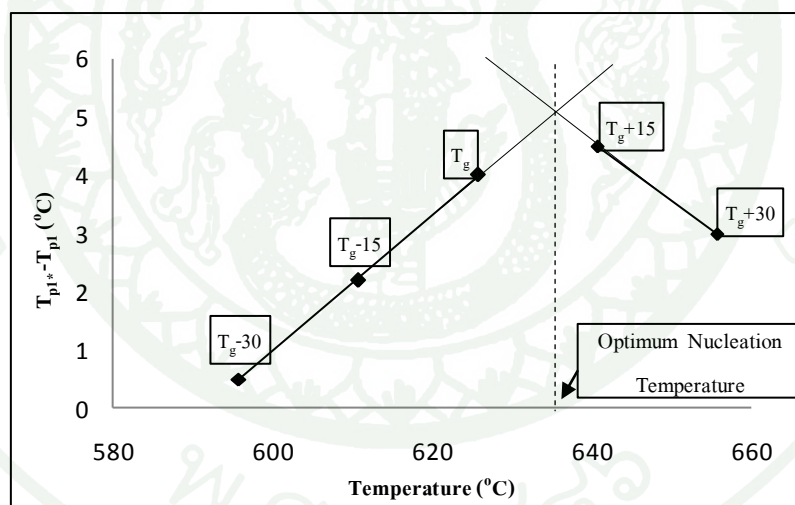
บรรจุผงแก้วที่มีขนาดเล็กกว่า 45 ไมครอน น้ำหนักประมาณ 55 มิลลิกรัมและผง แอลฟา-อะลูมินา ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) ที่ใช้เป็นสารอ้างอิง (Reference) น้ำหนักเท่ากันลงในถ้วยเพลตินัม ตามลำดับ จากนั้นนำเข้าเครื่อง DTA เพื่อให้ความร้อนแก่ผงแก้ว โดยกำหนดอัตราการให้ความร้อน $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ต่อนาที โดยให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิ $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ เพื่อหาค่า T_g (Glass transition temperature) T_p (Peak crystallization temperature) และ T_m (Melting temperature) ของแก้วแต่ละสูตร



ภาพที่ 10 เครื่องวิเคราะห์เชิงความร้อน (Differential thermal analysis, DTA)

จากนั้นเมื่อทราบอุณหภูมิต่างๆ ในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วแต่ละสูตรแล้ว จะสามารถนำไปหาอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดผลึกได้ โดยการให้ความร้อนอีก 5 ครั้งด้วยอัตราการให้ความร้อน 10°C ที่ $T_g-30^{\circ}\text{C}$, $T_g-15^{\circ}\text{C}$, T_g , $T_g+15^{\circ}\text{C}$ และ $T_g+30^{\circ}\text{C}$ โดยคงอุณหภูมิไว้เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เพื่อให้แก้วเกิดนิวเคลียสและได้รับความร้อนอย่างทั่วถึง จากนั้นให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิ 1000°C

เมื่อได้ผลการทดลองทางความร้อน ด้วยเครื่อง DTA มาทั้งหมด 5 ครั้งแล้ว นำค่าของอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) ของแก้วในการทดลองทั้ง 5 ครั้ง ไปหาอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส โดยการสร้างกราฟระหว่างอุณหภูมิที่ใช้ในการคงที่ไว้กับผลต่างของอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่งของแก้ว (T_{p1}) กับอุณหภูมิการเกิดผลึกที่หนึ่งของแก้วที่คงที่ไว้ ณ อุณหภูมิต่างๆ ทั้ง 5 ค่า (T_{p1}^*) จากนั้นหาจุดตัดสูงสุดของกราฟระหว่างเส้นแนวโน้มทั้งสองเส้น ดังภาพที่ 11 แล้วลากเส้นจากจุดตัดลงมาตั้งฉากกับแกน X ซึ่งจุดนั้นคือ อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของกลาสเซรามิกสูตรนั้นๆ



ภาพที่ 11 กราฟแสดงการหาอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส

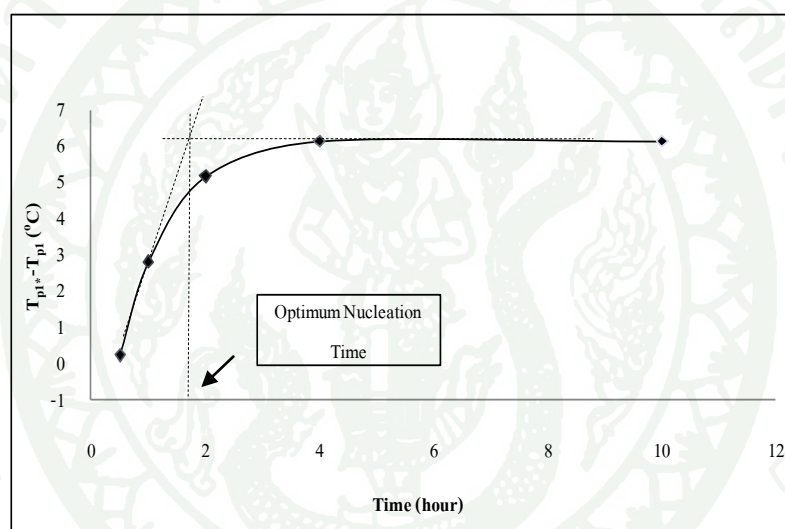
2.2 ขั้นตอนการวิเคราะห์หาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส

(Optimum nucleation time) โดยวิธีของ Marotta *et al.*

บรรจุผงแก้วที่มีขนาดเล็กกว่า 45 ไมครอน น้ำหนักประมาณ 55 มิลลิกรัมและผงแอลฟา-อะลูมินา ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) ที่ใช้เป็นสารอ้างอิง (Reference) น้ำหนักเท่ากันลงในถ้วยเพลตินัม

ตามลำดับ จากนั้นนำเข้าเครื่อง DTA เพื่อให้ความร้อนแก่ผงแก้ว โดยกำหนดอัตราการให้ความร้อน $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ ต่อนาที ให้ความร้อนแก่ผงแก้วจนถึงอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสที่หามาได้จาก ขั้นตอน 2.1 โดยคงอุณหภูมินั้นไว้ที่ระยะเวลาต่างๆ กัน คือ 0.5 1 2 4 และ 10 ชั่วโมงตามลำดับ

จากนั้นนำผลที่ได้ทั้งหมดมาสร้างกราฟระหว่างเวลาที่คงอุณหภูมินั้นไว้กับผลต่างของ อุณหภูมิการเกิดผลึกที่หนึ่งของแก้วที่คงค่าไว้ที่อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดผลึกกับอุณหภูมิการเกิดผลึกที่หนึ่ง ($T_{p1}^* - T_{p1}$) จากนั้นลากเส้นสัมผัสกับแนวเส้นกราฟในแนวตั้ง และลากเส้นสัมผัสกับเส้นกราฟในแนวนอน ซึ่งจะได้จุดตัดจุดหนึ่ง ดังภาพที่ 12 จากนั้นลากเส้นจากจุดตัดลงมาตั้งฉากกับแกน X ซึ่งจะได้เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส



ภาพที่ 12 กราฟแสดงการหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส

2.3 ขั้นตอนวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วด้วยเครื่อง Strain viewer

นำแท่งแก้วที่ได้จากขั้นตอนการทำแท่งแก้วไปวิเคราะห์หาปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วด้วยเครื่อง Strain viewer มีชุดแหล่งกำเนิดแสงโพลาไรซ์ (Polarized light source) โดยสามารถหาระดับความเครียดตกค้าง (Real temper number) และสามารถวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วในรูปสี โดยสีจะบอกถึงค่าปริมาณความเครียดที่มีอยู่ภายใน เริ่มต้นจากสีน้ำเงิน แสดงถึงความเครียดตกค้างอยู่ไม่มีในบริเวณนั้น ไปจนถึงสีแดง แสดงถึงความเครียดตกค้างมีอยู่ในบริเวณนั้นเป็นจำนวนมาก

3. ขั้นตอนการทดสอบสมบัติ

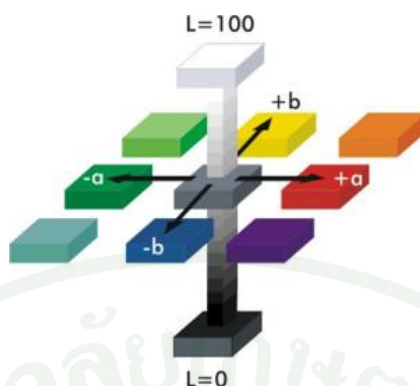
3.1 การวัดสีของกลาสเซรามิก

นำแท่งกลาสเซรามิกมาตัดตามแนวขวางให้มีลักษณะเป็นแผ่น ด้วยเครื่องตัดความเร็วต่ำให้มีความหนาแผ่นละประมาณ 2 มิลลิเมตร จำนวนสูตรละ 10 แผ่น หลังจากนั้นนำชิ้นงานที่ได้มาขัดด้วยเครื่องขัด โดยใช้กระดาษทรายเบอร์ 600 800 1000 1200 และ 2500 ตามลำดับ เพื่อให้ชิ้นงานเกิดความเรียบและขนานกันทั้งด้านบนและด้านล่าง ซึ่งตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง จากนั้นนำชิ้นงานมาขัดละเอียดอีกครั้งด้วยเครื่องขัด โดยใช้แผ่นขัดกัมมะหยี่ร่วมกับผงขัดเพชรขนาด 3 ไมครอน และผงอะลูมินาขนาด 1 ไมครอน เพื่อให้ชิ้นงานเกิดความเรียบและเป็นเงาทั้งด้านบนและด้านล่าง ซึ่งตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง นำชิ้นงานทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่องวัดสี



ภาพที่ 15 เครื่องวัดสี

เครื่องวัดสีที่ใช้ในการวิเคราะห์ จะใช้ระบบ CIE $L^*a^*b^*$ (CIELAB) ซึ่งเป็นการระบุสีที่สามารถบอกความแตกต่างของสีได้อย่างสม่ำเสมอ ซึ่งสมการที่ใช้ในการระบุสีที่เป็นที่นิยมน้อยกว่าในปัจจุบัน คือ CIELAB 1976 ซึ่งมีลักษณะของ Color Space ดังภาพที่ 16



ภาพที่ 16 CIELAB 1976 ซึ่งแสดง L, a, b Color Space

ที่มา: Dhorowitz (1995)

โดยที่ L^* ใช้กำหนดค่าความสว่าง (Lightness)

$L = 0 =$ Perfect black sample

$L = 100 =$ Perfect white sample

a^* ใช้กำหนดสีแดง หรือสีเขียว

$a =$ บวก (+) = วัตถุมีสีออกแดง

$a =$ ลบ (-) = วัตถุมีสีออกเขียว

b^* ใช้กำหนดสีเหลือง หรือสีน้ำเงิน

$b =$ บวก (+) = วัตถุมีสีออกเหลือง

$b =$ ลบ (-) = วัตถุมีสีออกน้ำเงิน

3.2 ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน (Biaxial flexural strength)

นำชิ้นงานกลาสเซรามิกที่ได้จากการทดสอบการวัดสี มาทดสอบสมบัติความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน ด้วยเครื่องทดสอบวัสดุอเนกประสงค์ ตามมาตรฐานสากล ISO 6872:2008 (E) โดยการนำชิ้นงานกลาสเซรามิกที่มีลักษณะเป็นแผ่นวางบนลูกเหล็กทรงกลม 3 ลูก (Piston-on-three-ball) และใช้แผ่นพลาสติกปิดบนชิ้นงานกลาสเซรามิก โดยให้ความเร็วในการเคลื่อนที่ของ Cross-head เท่ากับ 0.1 มิลลิเมตรต่อวินาที ส่วนวัดแรง (Load Cell) ที่ใช้ คือ 1000 นิวตัน ทดสอบ

ชิ้นงานกลาสเซรามิกสูตรละ 10 ชิ้น จากนั้นนำไปคำนวณหาค่าความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน ตามสมการ (1)

$$\sigma = -0.2387 P \frac{(x-y)}{d^2} \quad (1)$$

โดยที่ σ คือ ความเค้นสูงสุดที่ตำแหน่งศูนย์กลาง (Maximum center tensile stress) (MPa)

P คือ แรงที่ทำให้ชิ้นงานเกิดการแตกหัก (Load at fracture) (N)

$$x = (1 + \nu) \ln \left[\frac{r_2}{r_3} \right]^2 + \left[\frac{(1-\nu)}{2} \right] \left[\frac{r_2}{r_3} \right]^2 \quad (2)$$

$$y = (1 + \nu) \left[1 + \ln \left[\frac{r_1}{r_3} \right]^2 \right] + (1 - \nu) \left[\frac{r_1}{r_3} \right]^2 \quad (3)$$

d คือ ความหนาของชิ้นงาน ณ จุดแตกหัก (Specimen thickness at fracture origin) (mm)

ซึ่ง ν คือ สัดส่วนปัวซอง (Poisson's ratio) (หากไม่รู้ค่าสัดส่วนปัวซองของเซรามิกที่ใช้ ให้กำหนดค่าสัดส่วนปัวซองเท่ากับ 0.25)

r_1 คือ รัศมีของลูกบอล (Radius of support circle) (mm)

r_2 คือ รัศมีของพื้นที่รับแรงกระทำ (Radius of load area) (mm)

r_3 คือ รัศมีของชิ้นงานทดสอบ (Radius of specimen) (mm)



ภาพที่ 17 เครื่องทดสอบวัสดุอเนกประสงค์ (Universal testing machine, UTM)

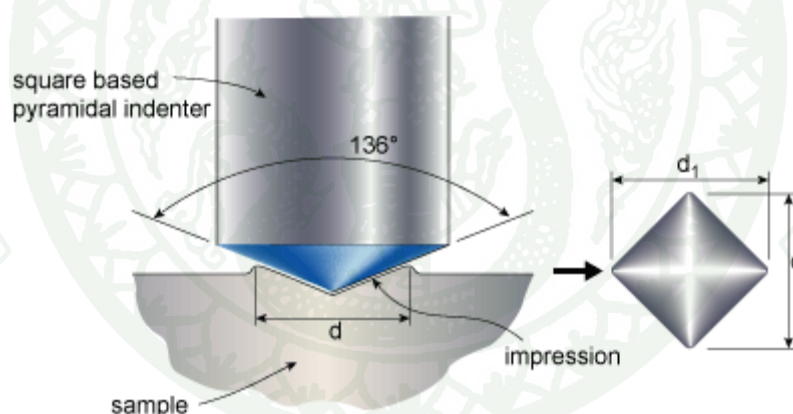
3.3 ความแข็ง (Hardness)

นำชิ้นงานกลาสเซรามิกส่วนที่แตกออกที่ได้จากการทดสอบสมบัติความแข็งแรงรับโมเมนต์คดสองแกน ด้วยเครื่องทดสอบวัสดุอนุกรมประสงค์ มาทดสอบความแข็งด้วยเครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส โดยกดชิ้นงานกลาสเซรามิกชิ้นงานละ 15 จุด ซึ่งจะแบ่งออกเป็น 3 ส่วน คือ ส่วนนอก ส่วนกลางและส่วนใน ส่วนละ 5 จุด โดยใช้แรงกดขนาด 0.5 กิโลกรัม กดค้างไว้เป็นเวลา 15 วินาที จากนั้นนำไปคำนวณหาความแข็ง (H_v) ตามสมการ (4)

$$H_v = 1.8544 \left(\frac{P}{d^2} \right) \quad (4)$$

โดยที่ P คือ น้ำหนักที่กด (Applied load) (Kg)

d คือ ความยาวเฉลี่ยของเส้นทแยงมุม (Mean length of diagonals of the indentation) (mm)



ภาพที่ 18 ลักษณะหัวกดและรอยกดของเครื่องทดสอบความแข็งแบบวิกเกอร์ส (Micro Vickers hardness)

ที่มา: Mathers (2009)

3.4 ความเหนียวต้านทานการแตกหัก (Fracture toughness)

การคำนวณค่าความเหนียวต้านทานการแตกหัก (K_{IC}) สามารถคำนวณได้จากสมการของ Charles และ Evans (McColm, 1990) ซึ่งแสดงในสมการ (5)

$$K_{IC} = 0.016H_v a^{1/2} \left[\frac{c}{a} \right]^{-3/2} \quad (5)$$

โดยที่ H_v คือ ความแข็งแบบวิกเกอร์ส (Vickers hardness) (MPa)

a คือ ความยาวครึ่งหนึ่งของเส้นทแยงมุม (Half diagonal of the indentation) (m)

c คือ ความยาวครึ่งหนึ่งของระยะทางของปลายรอยแตกที่อยู่ตรงข้ามกัน (Half distance between the opposite crack tips) (m)

3.5 องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกของกลาสเซรามิก

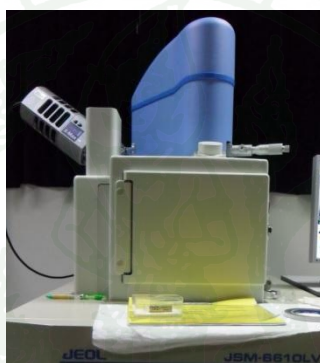
นำเม็ดแก้วที่มีขนาดเล็กกว่า 1 มิลลิเมตรที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนของแก้วแต่ละสูตรมาบดด้วยครกอาเกต จนมีลักษณะเป็นผงละเอียด นำไปวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกในกลาสเซรามิกด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ โดยใช้มุมการกวาดเท่ากับ 5 ถึง 80 องศา Step size 0.05 Count time 0.5 วินาที



ภาพที่ 19 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนด้วยรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffractometer, XRD)

3.6 โครงสร้างจุลภาคของผิวและเนื้อในของกลาสเซรามิก

นำชิ้นงานกลาสเซรามิกส่วนที่แตกออกที่ได้จากการทดสอบความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน และเม็ดแก้วที่มีขนาดใหญ่กว่า 2 มิลลิเมตรที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนของแก้วแต่ละสูตร มาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของผิวและเนื้อในของกลาสเซรามิกด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด โดยนำชิ้นงานกลาสเซรามิกของแต่ละสูตรมาล้างทำความสะอาด จากนั้นนำชิ้นงานมากัดด้วยกรดไฮโดรฟลูออริก ความเข้มข้น 10% เป็นเวลา 15 วินาที ล้างชิ้นงานให้สะอาด นำชิ้นงานที่ได้ทั้งหมดไปเคลือบด้วยทอง จากนั้นนำไปวิเคราะห์ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ความต่างศักย์ 30 kV กำลังขยาย 1,000 ถึง 10,000 เท่า



ภาพที่ 20 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM)

3.7 การวิเคราะห์หาปริมาณองค์ประกอบของธาตุในกลาสเซรามิก

เตรียมชิ้นงานกลาสเซรามิกตามขั้นตอนที่ 3.1 จากนั้นนำชิ้นงานกลาสเซรามิกที่มาทาบด้วยค้อนให้แตกออกเป็นชิ้นเล็กๆ จากนั้นนำไปบดด้วยครกอาเกตให้เป็นผงละเอียด ร่อนด้วยตะแกรงร่อนขนาด 170 เมช เพื่อให้ได้กลาสเซรามิกที่มีลักษณะเป็นผงละเอียดขนาดเล็กลงกว่า 90 ไมครอน จากนั้นนำไปวิเคราะห์ด้วยเครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอกซ์



ภาพที่ 21 เครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอ็กซ์ (X-ray fluorescence spectrometers, XRF)

3.8 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Coefficient of thermal expansion, COE)

นำแท่งกลาสเซรามิกมาตัดด้วยเครื่องตัดความเร็วต่ำ ให้มีความยาวอย่างน้อย 25 มิลลิเมตร และมีความกว้างมากกว่า 5 มิลลิเมตร นำชิ้นงานไปทดสอบการวัดการขยายตัวเนื่องจากความร้อนด้วยเครื่องวัดสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนที่อุณหภูมิระหว่าง 25 °C และ 500 °C โดยอัตราการให้ความร้อน 10 °C ต่อนาที โดยคำนวณค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนดังสมการ (6)

$$\alpha = \frac{\Delta L}{L_0 \Delta T} = \frac{L - L_0}{L_0 (T - T_0)} \quad (6)$$

โดยที่ α คือ สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน

L_0 คือ ความยาวของชิ้นงานเริ่มต้น

L คือ ความยาวของชิ้นงานที่อุณหภูมิสูงสุด

T_0 คือ อุณหภูมิเริ่มต้น

T คือ อุณหภูมิสูงสุดที่ใช้



ภาพที่ 22 เครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Dilatometer)

3.9 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิก (Chemical solubility)

เตรียมชิ้นงานกลาสเซรามิกตามมาตรฐานสากล ISO 6872 : 2008(E) โดยวัดความยาว ความหนาของชิ้นงาน เพื่อคำนวณพื้นที่ผิวในหน่วยเซนติเมตร นำชิ้นงานมาล้างทำความสะอาดด้วย น้ำกลั่น อบชิ้นงานที่อุณหภูมิ 150 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และชั่งน้ำหนักของชิ้นงาน ทำการทดสอบ การละลายทางสารเคมีของกลาสเซรามิก โดยให้ความร้อนแก่ขวดก้นกลมที่บรรจุกรดน้ำส้มความ เข้มข้น 4 เปอร์เซ็นต์โดยปริมาตร ที่อุณหภูมิ 80 °C จากนั้นนำชิ้นงานใส่ลงในขวดก้นกลม ทิ้งไว้ เป็นเวลา 16 ชั่วโมง เวลาครบกำหนดเวลา นำชิ้นงานมาล้างด้วยน้ำกลั่นให้สะอาด อบชิ้นงานที่ อุณหภูมิ 150 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง และชั่งน้ำหนักของชิ้นงานอีกครั้ง การละลายทางเคมีของกลาส เซรามิกนั้นสามารถคำนวณได้จากน้ำหนักที่หายไปต่อพื้นที่ผิว ทำการทดสอบเช่นเดียวกันกับการ ทดสอบการละลายทางเคมีในกรดน้ำส้ม แต่เปลี่ยนสารละลายจากกรดน้ำส้ม เป็นโซเดียมไฮดรอก-ไซด์ความเข้มข้น 0.1 โมลาร์ และน้ำกลั่นตามลำดับ ดังภาพที่ 23



ภาพที่ 23 การทดสอบการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิก

3.10 ความสามารถในการกรอแต่ง (Machinability) และการขึ้นรูป (Formability)

นำแท่งกลาสเซรามิกมาตัดเป็นรูปทรงสี่เหลี่ยมขนาด 10x12x15 มิลลิเมตร³ และขนาด 8x10x15 มิลลิเมตร³ นำชิ้นงานที่ได้มาขัดด้วยเครื่องขัด โดยใช้กระดาษทรายเบอร์ 600 800 1000 และ 1200 ตามลำดับ เพื่อให้ชิ้นงานเกิดความเรียบและขนานกันทั้งด้านบนและด้านล่าง ซึ่งตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง จากนั้นนำชิ้นงานมาติดกับฐานโลหะด้วยกาวอีพ็อกซี่ และนำไปขึ้นรูปด้วยระบบ CAD/CAM ด้วยเครื่องกลึงซีเอ็นซี (CNC milling machines), CHEVALIER 2040 VMC ดังภาพที่ 24 ณ สถาบันค้นคว้าและพัฒนาเทคโนโลยีการผลิตทางอุตสาหกรรม (RDipt) มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ เพื่อให้ได้เป็นวัสดุทางทันตกรรมสำหรับซ่อมแซมตามต้องการ



ภาพที่ 24 เครื่องกัดซีเอ็นซี CHEVALIER 2040 VMC

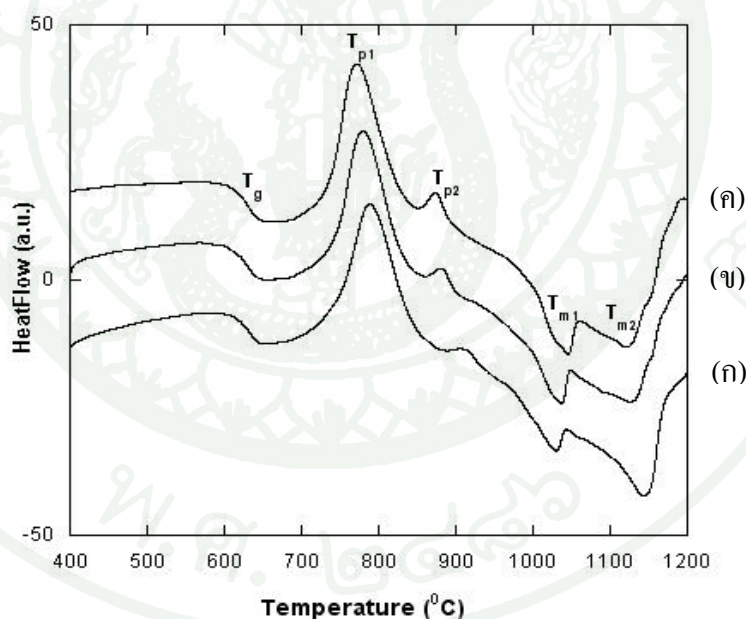
นำชิ้นงานกลาสเซรามิกที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยเครื่อง CNC เพื่อให้ได้เป็นวัสดุทางทันตกรรมมาวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด

ผลและวิจารณ์

1. สมบัติทางความร้อน

1.1 การวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง Differential thermal analysis (DTA)

นำแก้วสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ที่ผ่านการคัดขนาดและบดด้วยครกบดสาร จนมีลักษณะเป็นผงแก้ว ผ่านตะแกรงร่อนให้มีขนาดเล็กกว่า 45 ไมครอน มาวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA แสดงผลการวิเคราะห์ดังตารางที่ 3 โดยผลจากการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง DTA แสดงอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว (T_g) อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) ของแก้ว และอุณหภูมิในการหลอมเหลว (T_m) ต่างๆ ได้ผลการวิเคราะห์ดังนี้



ภาพที่ 25 การวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของ GCF (ก) 2.5 (ข) 3.5 และ (ค) 4.0

จากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วทั้ง 3 สูตร คือ GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 พบว่ากราฟที่ได้ สามารถทำให้ทราบจุดที่เป็นอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว (T_g) โดยสังเกตได้จากกราฟที่มีลักษณะต่ำลงเพื่อดูดความร้อน ซึ่งมีลักษณะคล้ายรูปตัว

เอส (S) และจะคงที่อยู่ในระดับหนึ่งในช่วงแรก ค่าเฉลี่ยของอุณหภูมิเริ่มต้นการเปลี่ยนแปลง (Onset) และอุณหภูมิที่สิ้นสุดการเปลี่ยนแปลง (Finish) คือ T_g ของการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของแก้ว ต่อจากนั้นเมื่อไล่กราฟมาทางขวามือ จะพบว่ากราฟมีลักษณะสูงขึ้น เนื่องมาจากเกิดการคายความร้อน (Exotherm) ซึ่งจะใช้ในการสร้างพันธะหรือการเกิดโครงสร้างผลึก นั่นคือ อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) และอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) ของแก้วตามลำดับ จากนั้นถัดมา จะพบว่ากราฟมีลักษณะลดต่ำลงมา เนื่องมาจากเกิดการดูดความร้อน (Endotherm) ซึ่งจะใช้ในการสลายพันธะหรือสลายพลังงาน นั่นคืออุณหภูมิในการอ่อนตัว (Softening point) หรือจุดหลอมเหลว (Melting point)

จากผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนของแก้วในตารางที่ 3 พบว่าอุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว (T_g) อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) และอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) ของแก้วลดลง เมื่อปริมาณฟลูอออะพาไทต์เพิ่มมากขึ้นจาก 2.5 ถึง 4.0 mol% ซึ่งเป็นที่ยอมรับของการศึกษาในงานวิจัยก่อนหน้านี้ (McMillan, 1979 และ Keawsupsak, 2010) ซึ่งเป็นผลมาจากสารเคมีที่เพิ่มมากขึ้น โดยเฉพาะแคลเซียมฟลูออไรด์ (CaF_2) ที่ช่วยในการเกิดนิวเคลียสของฟลูอออะพาไทต์ในกลาสเซรามิก ส่งผลต่อการลดลงของอุณหภูมิ เนื่องจากไอออนของฟลูออรีนมีขนาดรัศมีเท่ากับ 1.36 Å ซึ่งมีขนาดใกล้เคียงกับรัศมีไอออนของออกซิเจน ซึ่งมีขนาดเท่ากับ 1.40 Å ดังนั้นไอออนของฟลูออรีนสามารถเข้าไปแทนที่ไอออนของออกซิเจนได้ ทำให้พันธะของ Si-O-Si ซึ่งปกติจะมีความแข็งแรง เมื่อไอออนของฟลูออรีนเข้าแทนที่ไอออนของออกซิเจน เกิดเป็นพันธะของ Si-F ซึ่งพันธะของ Si-F จะมีความแข็งแรงน้อยกว่าพันธะของ Si-O-Si ทำให้โครงสร้างของแก้วมีความแข็งแรงลดน้อยลง ซึ่งจะส่งผลให้แก้วมีความเหนียวลดลง ซึ่งทำให้อุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว (T_g) อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) และอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) ของแก้วลดลง (McMillan, 1979 และ Keawsupsak, 2010)

ตารางที่ 3 ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0

อุณหภูมิ ($^{\circ}\text{C}$)	T_g	T_{p1}	T_{p2}	T_{m1}	T_{m2}
GCF 2.5	629	790	913	1031	1150
GCF 3.5	628	779	883	1038	1133
GCF 4.0	627	769	877	1046	1127

จากตารางที่ 3 พบว่าเมื่อปริมาณของฟลูอออะพาไทต์เพิ่มมากขึ้นจาก 2.5 mol% จนมีปริมาณ 4.0 mol% อุณหภูมิในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว (T_g) อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) และอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) ของแก้วมีค่าลดลง เนื่องจากมีสารที่ทำหน้าที่เป็นตัวสร้างนิวเคลียสและทำหน้าที่คล้าย Flux จำนวนเพิ่มมากขึ้น จึงทำให้อุณหภูมิที่ต้องการใช้ในการเกิดนิวเคลียสลดลง จึงทำให้เกิดการรบกวนกลับของอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) ซึ่งอาจเกิดการที่มีสารที่เป็นตัวสร้างนิวเคลียสมากพอ จึงไม่จำเป็นที่จะต้องใช้อุณหภูมิสูงในการเกิดผลึกอีก และพบว่าอุณหภูมิในการหลอมเหลว (T_m) ต่างๆของกลาสเซรามิกมีแนวโน้มสูงขึ้น

1.2 การวิเคราะห์หาอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส (Optimum Nucleation Temperature)

นำผงแก้วที่มีขนาดเล็กกว่า 45 ไมครอน วิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA และได้ค่า T_g , T_{p1} และ T_{p2} จากการวิเคราะห์เชิงความร้อนข้างต้น

จากนั้นเมื่อทราบอุณหภูมิต่างๆ ในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วแล้ว จะสามารถนำไปหาอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดผลึกได้ โดยการให้ความร้อนอีก 5 ครั้ง ด้วยอัตราการให้ความร้อน 10°C ต่อนาที ที่ $T_g - 30^{\circ}\text{C}$, $T_g - 15^{\circ}\text{C}$, T_g , $T_g + 15^{\circ}\text{C}$ และ $T_g + 30^{\circ}\text{C}$ โดยคงอุณหภูมิไว้เป็นเวลา 1 ชั่วโมง เพื่อให้แก้วเกิดนิวเคลียสและได้รับความร้อนอย่างทั่วถึง จากนั้นให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิ 1000°C ได้ผลการวิเคราะห์ดังนี้

ตารางที่ 4 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของแก้ว ($^{\circ}\text{C}$)

ชนิดของแก้ว	อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของแก้ว ($^{\circ}\text{C}$)	
	ณ T_{p1}	ณ T_{p2}
GCF 2.5	639	647
GCF 3.5	644	646
GCF 4.0	648	652

จากตารางที่ 4 พบว่าเมื่อปริมาณฟลูอออะพาไทต์มีค่าเพิ่มมากขึ้น อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของแก้ว ณ อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่งและอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สองมีค่าเพิ่มสูงขึ้น เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของปริมาณฟลูอออะพาไทต์เป็นการเพิ่มเฟสผลึกของกลาสเซรามิก ซึ่งเป็นผลมาจากตัวสร้างนิวเคลียส คือ CaF_2 , CaCO_3 และ P_2O_5 มีปริมาณเพิ่มมากขึ้น

1.3 การคำนวณหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส (Optimum nucleation time)

จากการนำผงแก้วที่มีขนาดเล็กกว่า 45 ไมครอน มาวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA จนถึงอุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสที่หามาได้จากขั้นตอนก่อนหน้านี้ โดยคงอุณหภูมินั้นไว้ที่ระยะเวลาต่างๆ กัน คือ 0.5, 1, 2, 4 และ 10 ชั่วโมงตามลำดับ ได้ผลการวิเคราะห์ดังนี้

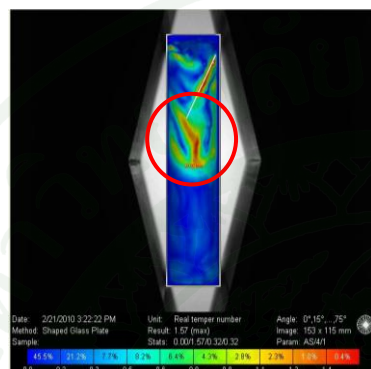
ตารางที่ 5 ผลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ที่ใช้ในการหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของแก้วสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ

ชนิดของแก้ว	เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียส (ชั่วโมง)	
	ณ T_{p1}	ณ T_{p2}
GCF 2.5	2	2
GCF 3.5	2	2
GCF 4.0	2	2

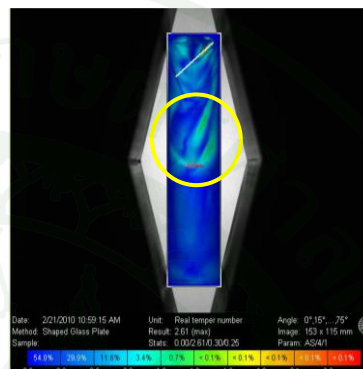
จากตารางที่ 5 พบว่าเมื่อปริมาณของฟลูอออะพาไทต์เพิ่มมากขึ้นจาก 2.5 mol% จนมีปริมาณ 4.0 mol% เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของกลาสเซรามิกทั้งอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) และเวลาที่เหมาะสมในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) นั้นมีค่าเท่ากับ 2 ชั่วโมง เนื่องจากมีสารที่ทำหน้าที่เป็นตัวสร้างนิวเคลียส ซึ่งอาจมีมากเพียงพอ จึงไม่จำเป็นต้องใช้เวลานานในการเกิดนิวเคลียส

1.4 การวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วด้วยเครื่อง Strain viewer

นำแท่งแก้วที่ได้จากขั้นตอนการทำแท่งแก้วไปวิเคราะห์หาปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้ว ด้วยเครื่อง Strain viewer ทั้งก่อนและหลังกระบวนการอบอ่อน ที่อุณหภูมิ T_g+20 °C ดังแสดงในภาพที่ 26 และ T_g-50 °C ดังแสดงในภาพที่ 27 เป็นเวลา 2 ชั่วโมง



(ก)



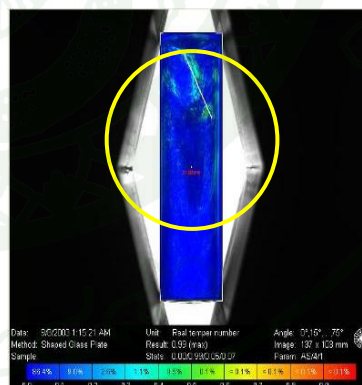
(ข)

ภาพที่ 26 (ก) ปริมาณความเครียดตกค้างก่อนการอบอ่อน ณ T_g+20 °C

(ข) ปริมาณความเครียดตกค้างหลังการอบอ่อน ณ T_g+20 °C



(ก)

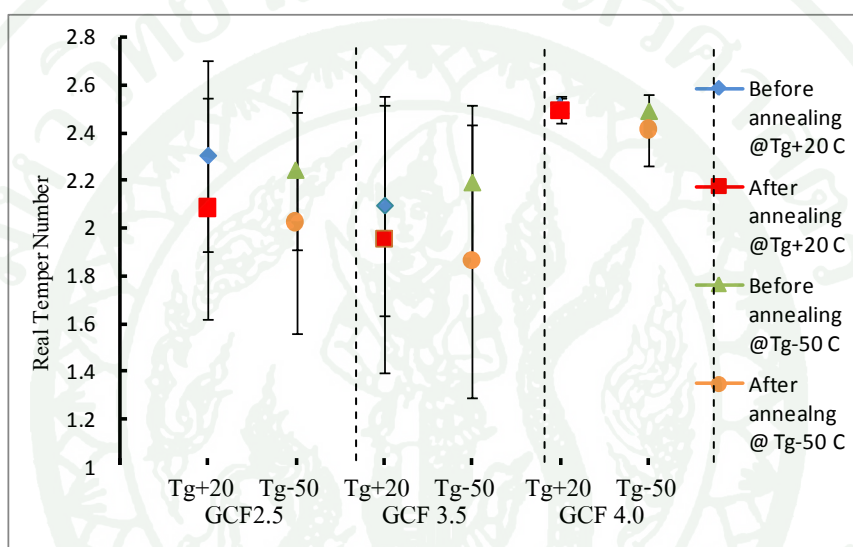


(ข)

ภาพที่ 27 (ก) ปริมาณความเครียดตกค้างก่อนการอบอ่อน ณ T_g-50 °C

(ข) ปริมาณความเครียดตกค้างหลังการอบอ่อน ณ T_g-50 °C

จากภาพที่ 26 (ก) และ ภาพที่ 27 (ก) บริเวณที่อยู่ในวงกลมสีแดงจะปรากฏสีแดงเห็นภายในแท่งแก้ว ซึ่งหมายถึงบริเวณที่มีความเครียดตกค้างอยู่ในปริมาณสูง โดยสีจะบอกถึงค่าปริมาณความเครียดที่มีอยู่ภายใน เริ่มต้นจากสีน้ำเงิน บอกถึงในบริเวณนั้นไม่มีความเครียดตกค้างอยู่ภายใน ถึงสีแดง บอกถึงความเครียดตกค้างที่มีอยู่ภายในจำนวนมาก และจากภาพที่ 26 (ข) และ ภาพที่ 27 (ข) บริเวณที่อยู่ในวงกลมสีเหลืองจะปรากฏสีฟ้าเขียวในเห็นภายในแท่งแก้ว ซึ่งหมายถึงบริเวณที่มีความเครียดตกค้างอยู่ในปริมาณน้อยลง ปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วที่ลดลงนี้ เนื่องมาจากการนำแท่งแก้วไปผ่านกระบวนการอบอ่อน ณ $T_g+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ และ $T_g-50\text{ }^{\circ}\text{C}$



ภาพที่ 28 การเปรียบเทียบปริมาณความเครียดก่อนและหลังกระบวนการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $T_g+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ และ $T_g-50\text{ }^{\circ}\text{C}$

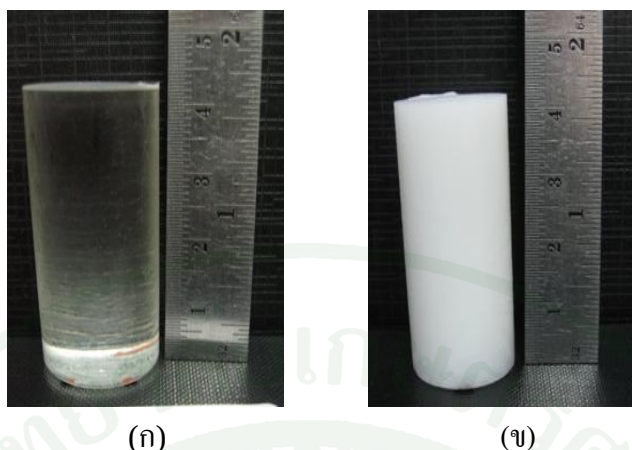
จากภาพที่ 28 เป็นการเปรียบเทียบปริมาณความเครียดภายในแท่งแก้วในหน่วยของ Real Temper Number พบว่าจากการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างหลังจากการอบอ่อนเป็นเวลา 2 ชั่วโมง ณ อุณหภูมิ $T_g+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 มีแนวโน้มปริมาณความเครียดตกค้างลดลง คิดเป็น 6.04% 4.83% และ 0.94% ตามลำดับ และจากการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างหลังจากการอบอ่อนเป็นเวลา 2 ชั่วโมง ณ อุณหภูมิ $T_g-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 มีแนวโน้มปริมาณความเครียดตกค้างลดลงมากกว่า คิดเป็น 9.82% 15.07% และ 3.21% ตามลำดับ อุณหภูมิในการอบอ่อนของแก้วจะส่งผลต่อการลดลงของปริมาณความเครียดตกค้าง ซึ่งเป็นไปตามการศึกษาของ Fischer *et al.* (Fischer *et al.*, 2005) ที่ทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิต่ำกว่าอุณหภูมิการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้ว 100 K ($T_g-100\text{ K}$) ทำให้เกิด

เซรามิกที่ผ่านกระบวนการอบอ่อนที่อุณหภูมิ T_g-100 K มีปริมาณความเครียดตกค้างลดลงและยังส่งผลต่อสมบัติทางกลในด้านความแข็งแรงให้มีค่าเพิ่มสูงขึ้นตามมา สอดคล้องกับการอบอ่อนของกลาสเซรามิกในงานวิจัยนี้ที่ใช้ช่วงอุณหภูมิการอบอ่อนที่อุณหภูมิ T_g-50 °C และในงานวิจัยนี้ใช้เวลาในการอบอ่อน 2 ชั่วโมง ซึ่งสอดคล้องกับ McMillan (McMillan, 1979) ที่กล่าวว่าเวลาที่สามารถลดปริมาณความเครียดตกค้างได้จะอยู่ภายในช่วงเวลา 15 นาทีถึง 16 ชั่วโมง

เป็นที่ทราบกันว่าการอบอ่อนของแก้วทั่วไปเป็นกระบวนการลดปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้ว ซึ่งส่งผลดีต่อแก้วหลายประการ ได้แก่ ลดความเสี่ยงของความแตกร้าวเพิ่มสมบัติทางกล เช่น ลดความแข็ง (Wiley, 2005) และอาจเพิ่มค่าความเหนียวต้านทานการแตกหัก

1.5 การเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วเป็นกลาสเซรามิกหรือกระบวนการทางความร้อน (Heat Treatment)

กระบวนการทางความร้อนเป็นกระบวนการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วเป็นกลาสเซรามิก โดยที่กลาสเซรามิกที่ได้ปราศากรอยแตก ดังภาพที่ 29 แสดงแก้วก่อนและหลังกระบวนการทางความร้อน โดยเมื่อแก้วผ่านกระบวนการทางความร้อนจะเป็นโครงสร้างเป็นกลาสเซรามิกที่มีความทึบมากขึ้น ซึ่งกระบวนการทางความร้อนที่ใช้ในการเปลี่ยนโครงสร้างของแก้วเป็นกลาสเซรามิก จากงานวิจัยก่อนหน้านี้ (ธีราภาและปาลิดา, 2551 และ Keawsupsak, 2010) แสดงให้เห็นว่ากระบวนการทางความร้อนที่ใช้อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) 20 °C เรียกว่า $T_{p1}+20$ °C กลาสเซรามิกที่ได้จะมีความโปร่งแสง (Translucency) มากกว่ากระบวนการทางความร้อนที่ใช้อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิในการเกิดผลึกที่สอง (T_{p2}) 20 °C เรียกว่า $T_{p2}+20$ °C เนื่องจากงานวิจัยนี้มุ่งเน้นที่จะศึกษากลาสเซรามิกที่มีความโปร่งแสง จึงทำการทดลองเฉพาะกระบวนการทางความร้อนที่ใช้อุณหภูมิ $T_{p1}+20$ °C เท่านั้น เพื่อให้ได้กลาสเซรามิกที่มีความใกล้เคียงกับพื้นธรรมชาติ



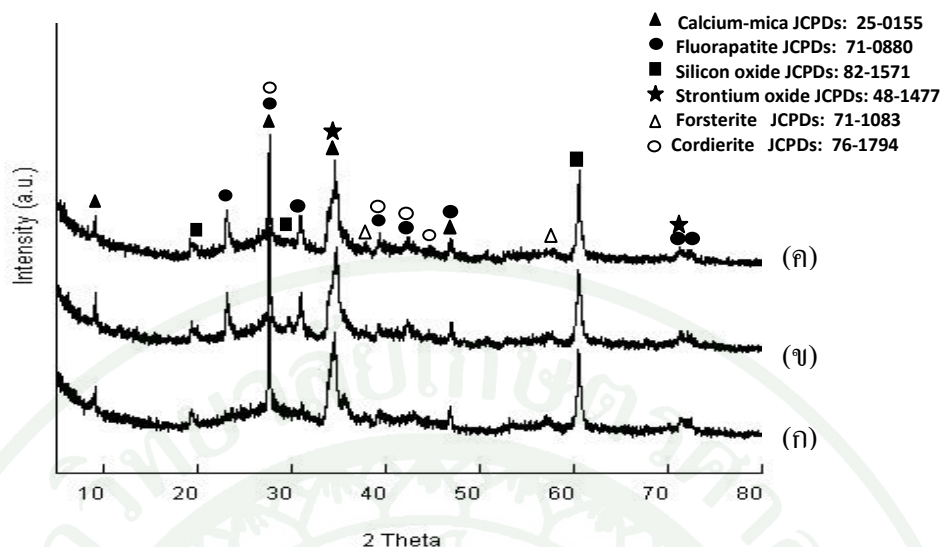
ภาพที่ 29 (ก) แท่งแก้ว และ (ข) แก้วเซรามิกที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ $T_{p1} + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$

เมื่อนำแท่งแก้วที่ผ่านกระบวนการอบอ่อน ณ อุณหภูมิ $T_g + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ไปผ่านกระบวนการทางความร้อน ณ อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม จะได้แก้วเซรามิกที่มีลักษณะสีขาวขุ่น โปร่งแสง แต่การกระจายตัวของผลึกไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งแท่ง ที่เรียกว่าเกิดการแยกเฟส (Phase separation) และเมื่อนำแท่งแก้วที่ผ่านกระบวนการอบอ่อน ณ อุณหภูมิ $T_g - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ไปผ่านกระบวนการทางความร้อน ณ อุณหภูมิและเวลาที่เหมาะสม จะได้แก้วเซรามิกที่มีลักษณะสีขาวขุ่น โปร่งแสง และการกระจายตัวของผลึกสม่ำเสมอทั่วทั้งแท่ง ทำให้ต่อไปจากนี้ในการทดลองจะใช้อบอ่อน ณ อุณหภูมิ $T_g - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ เท่านั้น จากนั้นนำชิ้นงานแก้วเซรามิกไปทดสอบสมบัติต่างๆ ต่อไป

2. องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึก โครงสร้างจุลภาคของผิวและเนื้อในของแก้วเซรามิก

2.1 องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกของแก้วเซรามิก

นำแก้วเซรามิกมาวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ พบว่าโครงสร้างผลึกของแก้วเซรามิกที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่ใช้อุณหภูมิในการเกิดผลึกที่หนึ่ง (T_{p1}) คือ มีแคลเซียมไมกา (Calcium-mica, $\text{Ca}_{0.5}\text{Mg}_3\text{AlSi}_3\text{O}_{10}\text{F}_2$) ฟลูอออะพาไทต์ (Fluorapatite, $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{F}$) และซิลิกอนออกไซด์ (Silicon Oxide, SiO_2) เป็นองค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกหลักของแก้วเซรามิก และมีสตรอนเชียมออกไซด์ (Strontium Oxide, SrO) ฟอสเตอร์ไรต์ (Forsterite, Mg_2SiO_4) และคอร์ดีไรท์ (Cordierite, $\text{Mg}_2\text{Al}_4\text{Si}_5\text{O}_{18}$) เป็นเฟสผลึกรอง ดังแสดงในภาพที่ 30



ภาพที่ 30 ผลการวิเคราะห์ห้วงค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกของกลาสเซรามิก GCF
(ก) 2.5 (ข) 3.5 และ (ค) 4.0

ในขณะที่ปริมาณฟลูอออะพาไทต์ของกลาสเซรามิกมีค่าเพิ่มมากขึ้น ความเข้มของพีคแคลเซียมไมก้า ฟลูอออะพาไทต์และซิลิกอนออกไซด์มีค่าสูงขึ้น ซึ่งการเพิ่มขึ้นเล็กน้อยของความเข้มของพีคแคลเซียมไมก้าและฟลูอออะพาไทต์นี้ เป็นผลมาจากตัวสร้างนิวเคลียส คือ แคลเซียมคาร์บอเนตและแคลเซียมฟลูออไรด์ ซึ่งจะเป็นส่วนประกอบของการก่อตัวเป็นแคลเซียมไมก้า ส่วนแคลเซียมฟลูออไรด์และฟอสฟอรัสเพนทอกไซด์ มีส่วนในการสร้างผลึกของฟลูอออะพาไทต์ (McMillan, 1979)

2.2 ปริมาณของธาตุชนิดต่างๆ ในกลาสเซรามิก

ผลจากการวิเคราะห์เพื่อหาปริมาณของธาตุด้วยเครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอ็กซ์ ของกลาสเซรามิกสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 แสดงในตารางที่ 6 พบว่าปริมาณของธาตุและสารประกอบของกลาสเซรามิกแต่ละสูตรมีความใกล้เคียงกัน โดยมีค่าความเข้มข้นของซิลิกอนออกไซด์ (SiO_2) มากที่สุด และค่าความเข้มข้นของเหล็กออกไซด์ (Fe_2O_3) น้อยที่สุด ซึ่งจะสอดคล้องกับผลที่ได้จากการวิเคราะห์ห้วงค์ประกอบทางเคมีของโครงสร้างผลึกของกลาสเซรามิก ด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

ตารางที่ 6 ผลจากการวิเคราะห์ปริมาณธาตุและสารประกอบด้วยเครื่องวิเคราะห์ปริมาณธาตุด้วยการเรืองแสงของรังสีเอกซ์ของกลาสเซรามิกสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ

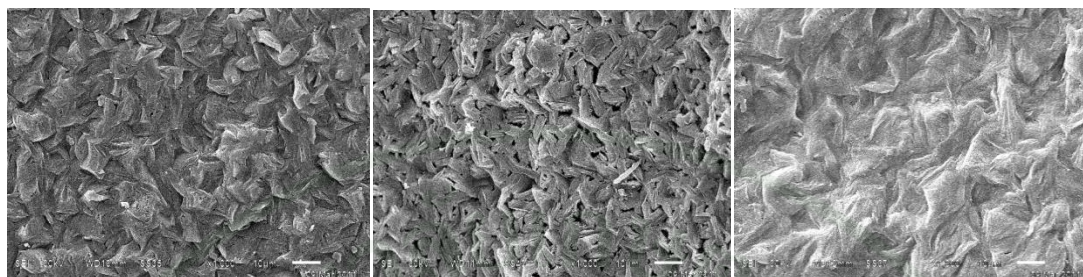
ธาตุ/สารประกอบ	ความเข้มข้น (เปอร์เซ็นต์)		
	GCF 2.5	GCF 3.5	GCF 4.0
ฟลูออรีน (F)	5.65	5.37	5.45
โซเดียมไดออกไซด์ (Na_2O)	0.10	0.12	0.07
แมกนีเซียมออกไซด์ (MgO)	22.11	21.24	21.35
อะลูมิเนียมออกไซด์ (Al_2O_3)	13.18	13.64	13.32
ซิลิกอนออกไซด์ (SiO_2)	35.83	35.07	34.10
ฟอสฟอรัสเพนทอกไซด์ (P_2O_5)	2.09	2.83	3.24
โพแทสเซียมไดออกไซด์ (K_2O)	0.10	0.09	0.09
แคลเซียมออกไซด์ (CaO)	3.71	4.89	5.72
เหล็กออกไซด์ (Fe_2O_3)	0.02	0.03	0.02
สตรอนเชียมออกไซด์ (SrO)	13.34	12.57	13.23
แบเรียมออกไซด์ (BaO)	0.07	0.07	0.08
น้ำหนักที่หายไประหว่างการเผา (L.O.I)	3.82	4.10	3.32

2.3 โครงสร้างจุลภาคของกลาสเซรามิก (Microstructure)

นำกลาสเซรามิกสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ที่ผ่านการกัดด้วยกรดไฮโดรฟลูออริกความเข้มข้น 10% เป็นเวลา 15 วินาที มาวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคเนื้อใน (Bulk) ของกลาสเซรามิก

ผลจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของเนื้อในของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด พบว่ามีโครงสร้างที่เป็นแผ่นซ้อนกันเป็นชั้นๆ (Plate-like) ลักษณะโครงสร้างที่เป็นแผ่นซ้อนกันเป็นชั้นๆ แบบเกี่ยวติด (Interlocking) ซึ่งลักษณะโครงสร้างแบบนี้เป็นลักษณะโครงสร้างของไมก้า และการเพิ่มขึ้นของปริมาณฟลูอออะพาไทต์จะส่งผลต่อขนาดและปริมาณของโครงสร้างผลึก ทำให้โครงสร้างจุลภาคของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 มีขนาดและปริมาณเพิ่มมากขึ้นตามลำดับ ซึ่ง

จากการศึกษาพบว่ากลาสเซรามิกที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิสูง จะมีขนาดและปริมาณการเกิดขดของผลึกมากกว่ากระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิต่ำ

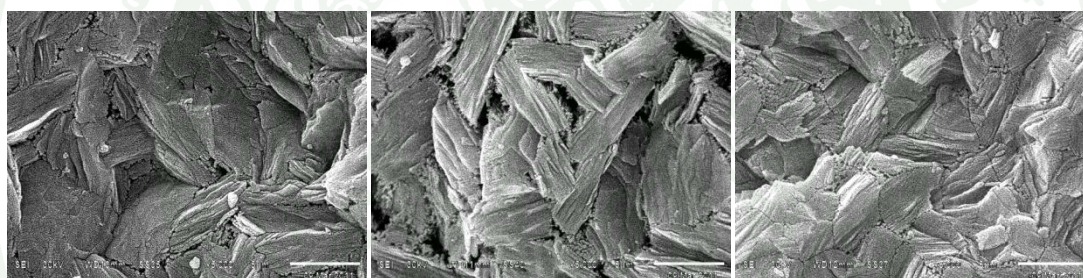


(ก)

(ข)

(ค)

ภาพที่ 31 ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกแตก (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{pi} + 20^{\circ}\text{C}$, 1000X

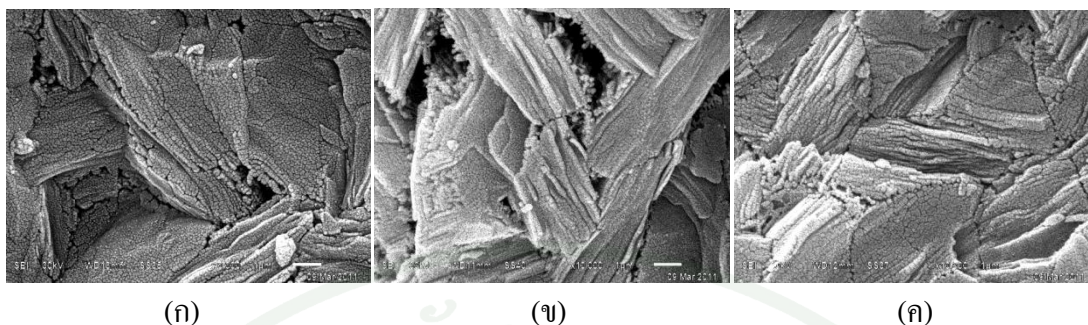


(ก)

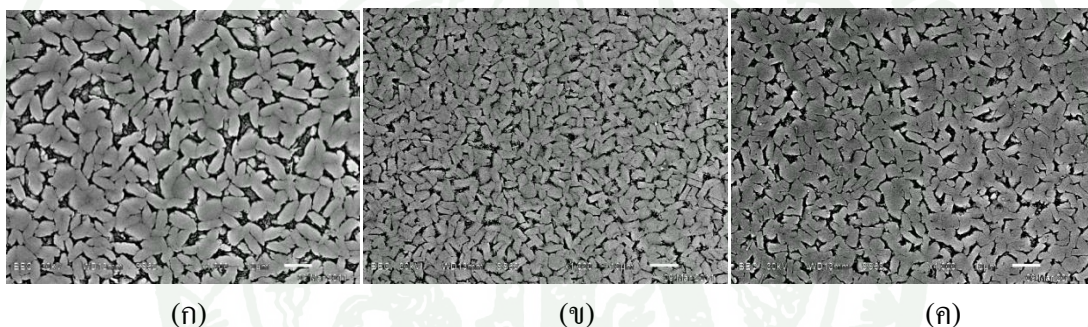
(ข)

(ค)

ภาพที่ 32 ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกแตก (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{pi} + 20^{\circ}\text{C}$, 5000X



ภาพที่ 33 ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกแตก (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10000X



ภาพที่ 34 ลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกที่ผ่านการขัดและกัดด้วยกรด HF (ก) GCF 2.5 (ข) GCF 3.5 และ (ค) GCF 4.0 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1000X

พบว่าลักษณะเนื้อในของกลาสเซรามิกที่ผ่านการขัดและกัดด้วยกรด HF ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ลักษณะของขนาดเกรน GCF 3.5 จะมีขนาดเล็กมากที่สุด

เซรามิกทางทันตกรรมทุกชนิดมีองค์ประกอบหลักสองส่วน คือ ส่วนที่เป็นเฟสแก้ว (Glassy phase) และเฟสผลึก (Crystalline phase) โดยปริมาณและชนิดของเฟสผลึก จะสามารถกำหนดสมบัติทางกล เช่น ความแข็งแรง สมบัติเรืองแสง และสี ส่วนการเพิ่มส่วนของเฟสแก้ว จะทำให้ความแข็งแรงลดลง แต่เป็นการเพิ่มความโปร่งแสงทำให้ดูสวยงามเป็นธรรมชาติขึ้น (จักรีและคณะ, 2546)

3. สมบัติทางกลของกลาสเซรามิก

3.1 การวัดสีของกลาสเซรามิก

ผลจากการวิเคราะห์การวัดสีด้วยเครื่องวัดสีของกลาสเซรามิกสูตร GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 แสดงในตารางที่ 7 พบว่ากลาสเซรามิกมีค่าความสว่างค่อนข้างขาว มีสีออกเขียวและน้ำเงิน ค่าความทึบแสงของกลาสเซรามิก GCF 3.5 มีค่าความทึบแสงมากที่สุด และ GCF 2.5 มีค่าความทึบแสงน้อยที่สุด

ตารางที่ 7 ผลการวิเคราะห์การวัดสีของกลาสเซรามิก

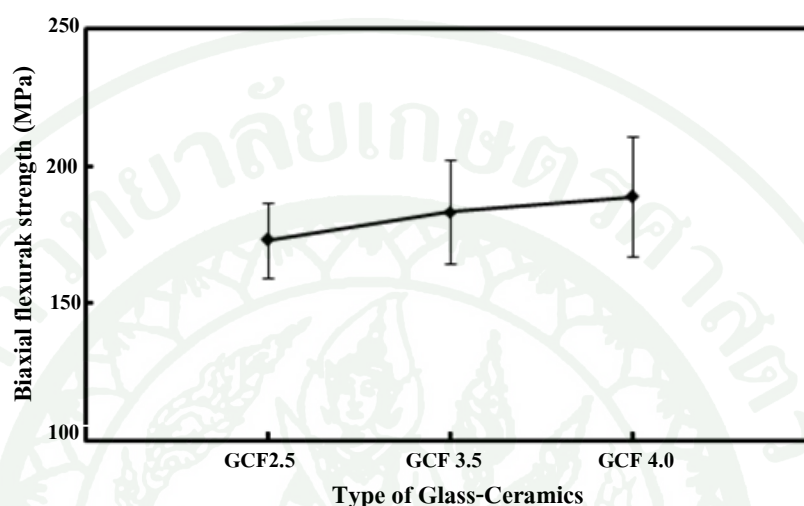
ชนิดของกลาสเซรามิก	L*	a*	b*	ความทึบแสง (Opacity)
GCF 2.5	54.42	-1.19	-2.62	39.73
GCF 3.5	72.76	-2.41	-4.67	63.29
GCF 4.0	62.16	-1.68	-3.01	52.71

สมบัติทางกลของกลาสเซรามิก เช่น สมบัติด้านความแข็งแรงเป็นผลโดยตรงมาจากขนาดและปริมาณของผลึกไมก้าที่เกิดขึ้นภายในเนื้อกลาสเซรามิก (Uno *et al.*, 1991) โดยเมื่อผลึกมีขนาดและมีปริมาณมากจะทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น Fathi (Fathi *et al.*, 2005) ได้ศึกษาผลของปริมาณแคลเซียมฟลูออไรด์ที่มีผลต่อความแข็งแรงของกลาสเซรามิกชนิด อะพาไทต์ มัลไลต์ (Apatite-mullite) ในระบบ $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-P}_2\text{O}_5\text{-CaO-CaF}_2$ พบว่าการปริมาณแคลเซียมฟลูออไรด์ทำให้ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน (Biaxial flexural strength) ของกลาสเซรามิกมีค่าเพิ่มสูงขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากแคลเซียมฟลูออไรด์มีหน้าที่ช่วยสนับสนุนการเกิดผลึกของฟลูอออะพาไทต์ ทำให้มีผลึกเกิดขึ้นในปริมาณสูง ซึ่งจะเป็ผลดีต่อความแข็งแรงของโครงสร้าง ในงานวิจัยนี้ นอกเหนือจากขนาดและปริมาณของผลึกที่มีผลต่อความแข็งแรงแล้ว กระบวนการอบอ่อนยังส่งผลต่อความแข็งแรง (Fischer *et al.*, 2005) ทั้งนี้เกิดเนื่องมาจากปริมาณความเครียดตกค้างภายในแท่งแก้วมีค่าลดลง จึงส่งผลให้สมบัติทางกล ในด้านความแข็งแรงมีค่าเพิ่มสูงขึ้น

ในงานวิจัยนี้ พบว่าเมื่อปริมาณฟลูอออะพาไทต์เพิ่มมากขึ้น จะส่งผลสมบัติทางกล เช่น ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน ความแข็ง และความเหนียวต้านทานการแตกหัก ดัง

แสดงในภาพที่ 35 36 และ 37 ตามลำดับ ซึ่งความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนและความแข็งแรงมีสูงขึ้น เมื่อปริมาณฟลูอออะพาไทต์เพิ่มขึ้น ความเหนียวต้านทานการแตกหักมีค่าลดลง

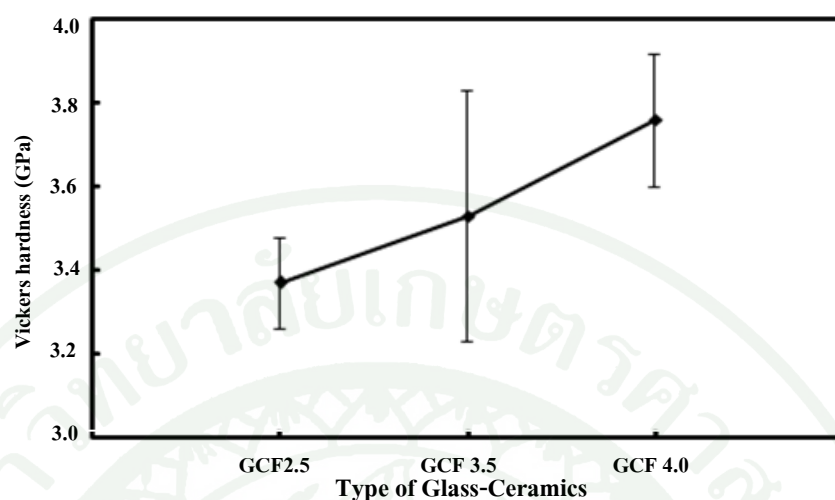
3.2 ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน (Biaxial Flexural Strength)



ภาพที่ 35 ค่าความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิก

จากผลการวิเคราะห์ค่าความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 พบว่ากลาสเซรามิกที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ T_p+20 °C เมื่อปริมาณฟลูอออะพาไทต์เพิ่มมากขึ้น ค่าความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิกมีค่าสูงมากขึ้น คือ 172.09 183.22 และ 188.79 MPa ตามลำดับ ทั้งนี้อาจเนื่องมาจากปริมาณของแคลเซียมฟลูออไรด์ซึ่งมีส่วนในการสนับสนุนการเกิดของผลึกของฟลูอออะพาไทต์มีมากขึ้น ซึ่งจะส่งผลต่อความแข็งแรงของโครงสร้าง (Fathi *et al.*, 2005) ทำให้ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิกมีค่าสูงมากขึ้น

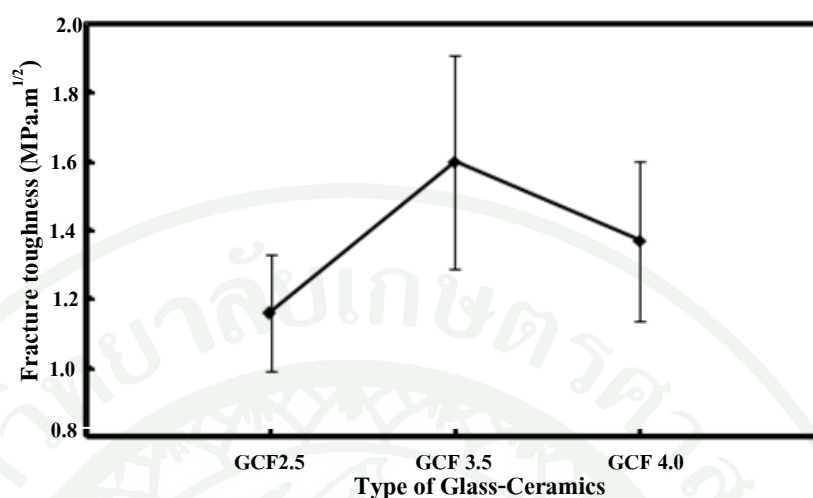
3.3 ความแข็ง (Hardness)



ภาพที่ 36 ค่าความแข็งของกลาสเซรามิก

จากผลการวิเคราะห์ค่าความแข็งของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 พบว่ากลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_p + 20^\circ\text{C}$ เมื่อปริมาณฟลูอออะพาไทต์เพิ่มมากขึ้น ค่าความแข็งของกลาสเซรามิกมีค่าสูงมากขึ้น คือ 3.37 3.53 และ 3.76 GPa ตามลำดับ ซึ่งสอดคล้องตามทฤษฎีที่กล่าวว่า ความแข็งของวัสดุใดๆ จะแปรผันตามค่าความแข็งแรงของวัสดุนั้น

3.4 ความเหนียวต้านทานการแตกหัก (Fracture toughness)



ภาพที่ 37 ค่าความเหนียวต้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิก

จากผลการวิเคราะห์ค่าความเหนียวต้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 พบว่ากลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ที่ผ่านกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1} + 20^{\circ}\text{C}$ เมื่อปริมาณฟลูอออะพาไทต์เพิ่มมากขึ้น ค่าความเหนียวต้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิกมีค่าเท่ากับ $1.16 \text{ MPa.m}^{1/2}$ $1.60 \text{ MPa.m}^{1/2}$ และ $1.37 \text{ MPa.m}^{1/2}$ ตามลำดับ

ตารางที่ 8 สมบัติทางกลของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ

Materials	Biaxial flexural strength (MPa)	Hardness (GPa)	Fracture toughness ($\text{MPa.m}^{1/2}$)
GCF 2.5	172.09	3.37	1.16
GCF 3.5	183.22	3.53	1.60
GCF 4.0	188.79	3.76	1.37

ตารางที่ 9 สมบัติทางกลของการบรูณะพื้นด้วยเซรามิกล้วน

Core materials	Flexural strength (MPa)	Hardness (GPa)	Fracture toughness (MPa.m ^{1/2})
Dicor	152	6.1	2.5
OCC	222-300	4.1	2.7
Empress 2	400	5.3	3.3
In-ceram Alumina	500	11.5	3.9

ที่มา: Ban (2008)

จากตารางที่ 8 และตารางที่ 9 พบว่ากลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 มีค่าความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน ค่าความแข็งและค่าความเหนียวต้านทานการแตกหักใกล้เคียงกับวัสดุทางทันตกรรม คือ OCC ซึ่งองค์ประกอบหลักของ OCC จะประกอบไปด้วยไมก้า (Mica) เบต้า-สปอดูมิน (β-Spodumene) และแก้ว (Glass) และตามมาตรฐานสากล ISO 6872:2008 (E) ค่าความแข็งแรงและค่าความเหนียวต้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิกสามารถนำไปใช้งานทางทันตกรรมได้ ในประเภทที่สอง (Type II) คือ ส่วนของเซรามิกที่ใช้เป็นส่วนโครงสร้างพื้นฐานที่เป็นชั้นเดียว เช่น อุดฟัน อุดครอบ ครอบฟันและแผ่นปิดหน้าฟัน และสมบัติทางกลของกลาสเซรามิกมีสมบัติที่ใกล้เคียงกับวัสดุทางทันตกรรม คือ OCC เช่นเดียวกัน

3.5 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Coefficient of thermal expansion, COE)

ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน (Thermal expansion coefficient, COE) คือ ค่าของความแตกต่างของความยาวหรือปริมาตรของชิ้นงานที่เปลี่ยนไปเมื่ออุณหภูมิเปลี่ยนแปลงไป 1°C เมื่อเทียบกับความยาวหรือปริมาตรเริ่มต้น ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนเป็นลักษณะเฉพาะของวัสดุนั้นๆ เช่น สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิกขึ้นอยู่กับชนิดและปริมาณของเฟสผลึก องค์ประกอบทางเคมี (Strnad, 1986)

ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 แสดงในตารางที่ 10 และตัวอย่างของสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของวัสดุทางทันตกรรม แสดงในตารางที่ 11

ตารางที่ 10 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ตามลำดับ ที่อุณหภูมิระหว่าง 25 °C และ 500 °C

Material	Coefficient of thermal expansion ($\times 10^{-6} .^{\circ}\text{C}^{-1}$)
GCF 2.5	8.2
GCF 3.5	8.6
GCF 4.0	8.8

ตารางที่ 11 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของวัสดุทางทันตกรรม

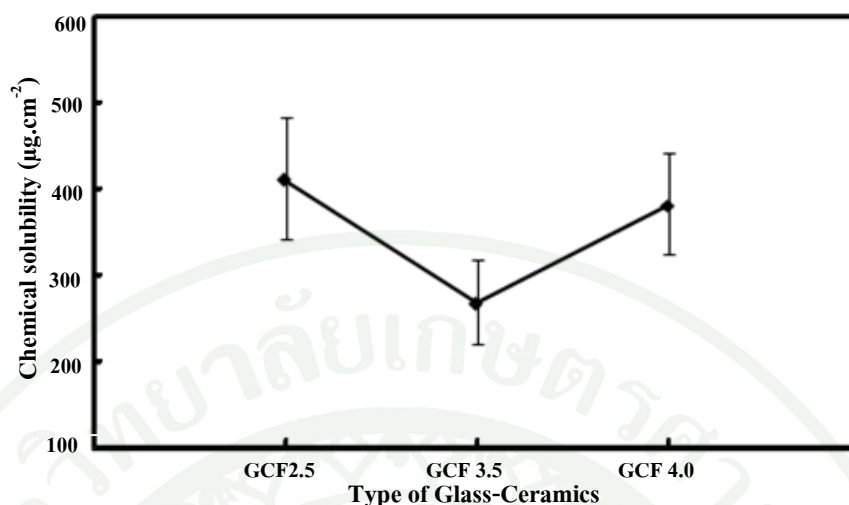
Material	Coefficient of thermal expansion ($\times 10^{-6} .^{\circ}\text{C}^{-1}$)
Dicor	7.2
In-ceram Alumina	7.4
OCC	8.0
Empress 2	10.6

ที่มา: Ban (2008)

จากการศึกษาพบว่า การเพิ่มของปริมาณฟลูอออะพาไทต์ เป็นผลทำให้ค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 มีค่าเพิ่มสูงขึ้น และค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 มีค่าใกล้เคียงกับค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของวัสดุทางทันตกรรม คือ OCC เช่นเดียวกับสมบัติทางกล

3.6 การละลายทางสารเคมีของกลาสเซรามิก

การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกเป็นผลจากองค์ประกอบของเฟสผลึกและเฟสแก้วที่เหลืออยู่ในโครงสร้าง ไอออนของโลหะอัลคาไลน์จะมีความเสถียรมากขึ้นในเฟสผลึกมากกว่าในเฟสแก้ว ดังนั้นเพื่อให้กลาสเซรามิกมีความต้านทานการละลายทางสารเคมีที่ดีจึงควรมีเฟสแก้วเหลืออยู่ในปริมาณที่ไม่สูงมาก (Strnad, 1986)



ภาพที่ 38 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร

จากการทดสอบการละลายทางสารเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร พบว่าค่าการละลายทางสารเคมีของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร มีค่าการละลายทางสารเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร เท่ากับ 411 268 และ 382 $\mu\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}$ ตามลำดับ เมื่อเปรียบเทียบค่าการทดสอบการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิก ดังแสดงในตารางที่ 12 กับค่าการทดสอบการละลายทางสารเคมีของเซรามิกทางทันตกรรมอ้างอิงตามมาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E) ในตารางที่ 13 พบว่าการเพิ่มของปริมาณฟลูอออะพาไทต์ เป็นผลทำให้ความสามารถในการทนต่อสารเคมีของกลาสเซรามิกเพิ่มขึ้น นอกจากนี้ค่าการละลายทางสารเคมีของกลาสเซรามิกมีค่าน้อยกว่า 2000 $\mu\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}$ จึงเหมาะสำหรับใช้เป็นวัสดุแกนชนิดเซรามิกสำหรับการซ่อมแซมทางทันตกรรมที่เรียกว่า Core ceramics

ตารางที่ 12 การทดสอบการละลายทางสารเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร

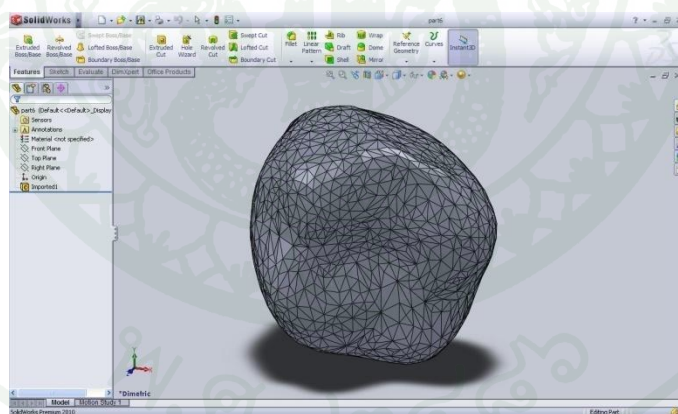
Glass-Ceramics	Chemical Solubility ($\mu\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}$)
GCF 2.5	411
GCF 3.5	268
GCF 4.0	382

ตารางที่ 13 การทดสอบการละลายทางสารเคมีของเซรามิกทางทันตกรรมอ้างอิงตาม
มาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E)

Materials	Chemical Solubility ($\mu\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}$) (Maximum)
Core ceramic	2000
Dentine/body ceramic	100

3.7 ความสามารถในการหล่อแต่งและการขึ้นรูป

เมื่อนำกลาสเซรามิกไปขึ้นรูปด้วยเครื่อง CNC ซึ่งควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM โดยใช้อุปกรณ์ตัดเฉือน คือหัวกัด (Endmill) โดยกำหนดความเร็วรอบของหัวกัด (Spindle speed) เท่ากับ 7,800 รอบต่อนาที อัตราป้อน (Feed) 150 มิลลิเมตรต่อนาที และระยะกินลึก (Depth of cut, D.O.C.) 50 ไมครอน พบว่าสามารถขึ้นรูปกลาสเซรามิกเพื่อใช้เป็นวัสดุทางทันตกรรมได้ตามต้องการ ดังแสดงในภาพที่ 41 ซึ่งเมื่อสังเกตจากลักษณะภายนอกแล้วไม่พบการแตกร้าว และมีรูปทรงแม่นยำตามต้องการ แสดงว่ากลาสเซรามิกชนิดนี้มีความสามารถในการหล่อแต่งที่ดี



ภาพที่ 39 CAD ไฟล์ที่ใช้ในการกัดขึ้นงาน



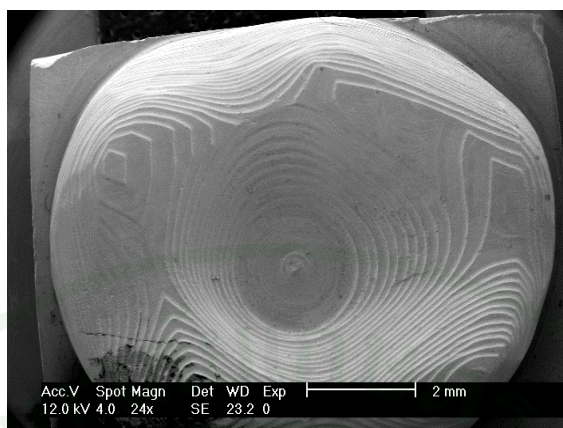
ภาพที่ 40 การกัดชิ้นงานด้วยเครื่อง CNC ที่ควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM



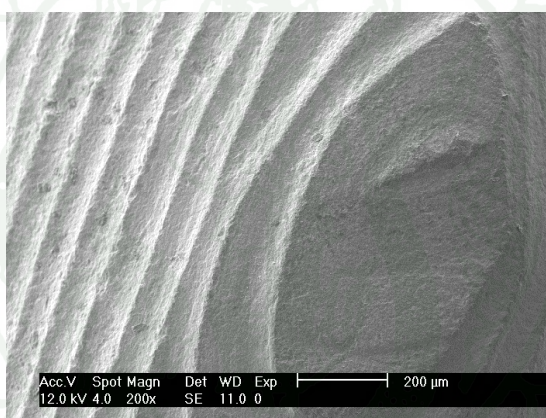
ภาพที่ 41 กลาสเซรามิกหลังจากการขึ้นรูปด้วยเครื่อง CNC



ภาพที่ 42 กลาสเซรามิกที่ขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรมหลังจากการเคลือบด้วยทอง (Gold sputtering)



ภาพที่ 43 ลักษณะของพื้นผิวกลาสเซรามิกที่ขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรม



ภาพที่ 44 ลักษณะของพื้นผิวกลาสเซรามิกที่ขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรม

เมื่อนำกลาสเซรามิกที่ขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรมไปวิเคราะห์โครงสร้างทางจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (SEM) พบว่ากลาสเซรามิกที่ได้จากการขึ้นรูปด้วยเครื่อง CNC ซึ่งควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM ไม่เกิดรอยแตกในระดับจุลภาค (Microstructure) แต่มีลักษณะของรอยจากการกัด (Milling) จากหัวกัด ดังแสดงในภาพที่ 44 ซึ่งจำเป็นต้องมีการขัดละเอียด (Polishing) ต่อไป

สรุปและข้อเสนอแนะ

สรุป

1. แก้วเซรามิกที่ใช้อุณหภูมิในการอบอ่อนที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$ สามารถลดปริมาณความเครียดตกค้างได้มากกว่าที่อุณหภูมิ $T_g + 20^\circ\text{C}$ โดยที่ GCF 3.5 สามารถลดปริมาณความเครียดตกค้างได้มากที่สุด
2. จากกระบวนการทางความร้อนที่อุณหภูมิ $T_{p1} + 20^\circ\text{C}$ พบองค์ประกอบหลัก ได้แก่ แคลเซียมไมกา (Calcium-mica, $\text{Ca}_{0.5}\text{Mg}_3\text{AlSi}_3\text{O}_{10}\text{F}_2$) ฟลูอออะพาไทต์ (Fluorapatite, $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{F}$) และซิลิกอนออกไซด์ (Silicon Oxide, SiO_2)
3. สมบัติทางกล ได้แก่ ความแข็ง ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน และความเหนียว ด้านทานการแตกหักของแก้วเซรามิก สมบัติทางเคมี เช่น การละลายทางเคมีของแก้วเซรามิก ตลอดจนสมบัติทางกายภาพ ได้แก่ สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของแก้วเซรามิก ที่ทดสอบตามมาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E) ทำให้ทราบว่าแก้วเซรามิกสามารถนำไปใช้ในส่วนวัสดุแกนชนิดเซรามิกสำหรับการซ่อมแซมทางทันตกรรมที่เรียกว่า Core ceramics และแก้วเซรามิกที่เหมาะสมที่สุดในงานวิจัยนี้ คือ GCF 3.5

ตารางที่ 14 การเปรียบเทียบสมบัติต่างๆของแก้วเซรามิกกับมาตรฐานสากล ISO 6872:2008(E)

Materials	Biaxial flexural strength (MPa)	Fracture toughness ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)	Chemical solubility ($\mu\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}$)
GCF 2.5	172.09	1.16	411
GCF 3.5	183.22	1.60	268
GCF 4.0	188.79	1.37	382
Core ceramic	>100	>1.0	<2000

4. แก้วเซรามิกชนิดนี้มีความสามารถในการขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรมด้วยเครื่อง CNC ซึ่งควบคุมด้วยระบบ CAD/CAM ภายใต้หน่วยงานของมหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ คือ สถาบันค้นคว้าและพัฒนาเทคโนโลยีการผลิตทางอุตสาหกรรม (RDiPT)

ข้อเสนอแนะ

การพัฒนากลาสเซรามิกให้มีสีใกล้เคียงกับพื้นธรรมชาติ



เอกสารและสิ่งอ้างอิง

กิตติทัต ชัยสุภมมงคล. 2549. การพัฒนาพลาสติกชนิดไมก้า ความแข็งแรงสูงและง่ายต่อการ
ถอดตกแต่งเพื่อใช้ในงานทันตกรรม (ช่วงที่ 4). ปรินญาวิศกรรมศาสตรบัณฑิต,
มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์.

ชัยรี สุชาติล้ำพงศ์, กัลยา สุพุทธเจริญมงคล, สมชาย อรุณพิพัฒน์และวิชัย กาญจนสวัสดิ์. 2548.
ทันตชีววัสดุศาสตร์พื้นฐาน ๑. คณะทันตแพทยศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล, นครปฐม.
186-192.

ธีรภา สุพรรณโรจน์และปาลิดา ทักชนนท์. 2552. การพัฒนาพลาสติกด้วยฟลูออโรอะพา
ไทต์ สำหรับการประยุกต์ใช้ในงานด้านทันตกรรม. ปรินญาวิศกรรมศาสตรบัณฑิต,
มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์.

สมนึก บุญพาไสว. 2554. CAD/CAM/CAE/CNC กับอุตสาหกรรมการผลิต. CNC กับ
อุตสาหกรรมการผลิต. แหล่งที่มา: http://www.servoline.com/images/column_1229496966/CAD-CAM-CAE-CNC.pdf, 27 เมษายน, 2554.

พิมพ์วัลย์ วัฒนภาส, เทพวรรณ จิตวัชรโกมลและชวรัตน์ หินแก้ว. 2549. การแปรรูปกระจก
แผ่น. สำนักเทคโนโลยีชุมชน กรมวิทยาศาสตร์บริการ, กรุงเทพฯ. (อัดสำเนา)

Anonymous. 2005. **Become a Dental Lab.** Technician Introduction to Dental Ceramics.
Courses. Available Source: <http://www.dentalcertifications.com/courses.php>, August
22, 2009.

Anonymous. 2007. **Our technology.** CDC technologies. Available Source:
<http://www.zeriscad.com/technology.php>, March 31, 2011.

Anonymous. 2008. **Chemistry and Biochemistry.** Department of Chemistry and Biochemistry.
Available Source: <http://www.chemistry.ohio-state.edu.html>, July 16, 2009.

- Ariel J. Raigrodski, DMD, MS. 2004. Contemporary materials and technologies for all-ceramic fixed partial dentures: A review of the literature. **The journal of prosthetic dentistry**. 92: 557-562.
- Ban, S. 2008. Reliability and Properties of Core Materials of All-Ceramic Dental Restorations. **Japanese. Dental. Science. Review**. 44:3-21.
- Cattell J. Michael., Chadwickd C. Thomas., Knowlesb C. Jonathan., Clarke L. Richard. and Samarawickramaa Y.D. Dayananda. 2006. The nucleation and crystallization of fine grained leucite glass-ceramics for dental applications. **Dental materials** 22: 925–933.
- Dhorowitz. 1995. **Pantone Ink Mixing with VanSon Rubber Base Plus**. Briar Press.
Available Source: <http://www.briarpress.org/15154>, March 20, 2011.
- Duncan, E. 2007. **CEREC**. Brookpointe dental. Available Source: <http://www.drericduncan.com/cerec.php>, March 31, 2011.
- Fathi, H., Johnson, A., Noort, R.V., Ward, J.M. and Brook, I.M. 2005. The Effect of Calcium Fluoride (CaF_2) on the Chemical Solubility of an Apatite-Mullite Glass-Ceramic Material. **Dental Materials** 21(6): 551-556.
- Fischer, H., Hemelik, M., Telle, R. and R. Marx. 2005. Influence of annealing temperature on the strength of dental glass ceramic materials. **Dental Materials**. 21: 671–677.
- Guanabara, P. 2004. Bioactivity study of glass-ceramics with various crystalline fractions obtained by controlled crystallization. **Materials Science and Engineering** 24 : 689–691
- Green, D.J. 1998. An introduction to the mechanical properties of ceramics. Cambridge: **Cambridge University Press**.

Hill, R.G., Stamboulis, A., Law, R.V., Clifford, A., Towler, M.R., and C. Crowley. 2004. The influence of strontium substitution in fluorapatite glasses and glass ceramics, **Journal of Non-Crystalline Solid** 336: 223-229.

Hoen, C., Rheinberger, V., Höland, W., and E. Apel. 2007. Crystallization of oxyapatite in glass-ceramics. **Journal of the European Ceramic Society** 27: 1579–1584

Höland, W. 1997. Biocompatible and bioactive glass-ceramics – state of the art and new directions. **Journal of Non-Crystalline Solids**. 219: 192-197.

Höland, W., Rheinberger, V., Apel, E., Ritzberger, C., Rothbrudt, F., Kappert, H., Krumeich, F., and R. Nesper. 2008. Future perspectives of biomaterials for dental restoration. **Journal of the European Ceramic Society**.

International Organization for Standardization. ISO 6872. 2008. Dental ceramics. Switzerland.

Katte, H. 2009. **Minimization of annealing costs by automatic measurement of residual stress distribution**. Glassman Europe 2009. Available
Source:[http://www.verreonline.fr/](http://www.verreonline.fr/Glassman-2009/ilis-strain-measurement.pdf)
Glassman-2009/ilis-strain-measurement.pdf, July 22, 2009.

Keawsupsak, K. 2010. Development of mica-based glass-ceramics with fluorapatite variation for restorative dental applications. **M.S. Thesis Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering** , Kasetsart University.

Lake, R.S. and P. Joon. 2007. Biomaterial An Introducton 3rd edition. **Springer**. USA.

Marotta, A., Busi, A., and F. Branda. 1981. Nucleation in glass and differential thermal analysis. **Journal. Material. Science**. 16: 341-344.

Mathers, Gene. 2009. **Vickers Hardness Test**. Hardness Testing Part 1. Available Source:
<http://www.twi.co.uk/content/jk74.html>, March 20, 2011.

McMillan, P.W. 1979. Glass-Ceramics. **Academic Press Inc.**, London.

McColm, I.J. 1990. **Ceramic Hardness**. Plenum Press, New York.

Narayan, K. and F. Kelton. 1998. Effects of multi-step annealing treatments on the composition-dependent crystal nucleation in $\text{Na}_2\text{O} \cdot 0.2\text{CaO} \cdot 0.3\text{SiO}_2$ glasses. **Acta mater.** 46: 3159-3164.

Sirinukunwattana, K., Yamashita, K., Heness, G. and D. Chaysuwan. 2010. Machinable glass-ceramics forming as a restorative dental material. **Dental Materials Journal** (submitted in September 2010).

Strnad, Z. 1986. Glass-Ceramics Materials. Elsevier, New York.

Termsuksawad, Preecha. 2004. **Residual Stress**. A Study of Relationships between Thermoelectric Properties (Seebeck Coefficient) Relative to Residual Stress and Phase of Low Carbon Steel (Phase 1-2). Available Source:
<http://www.kmutt.ac.th/rippc/seebeck.htm>, August 22, 2009.

Tourngatt. 2008. **CAD/CAM system background**. Gotoknow.org. Available Source:
<http://gotoknow.org/blog/tourngatt/197410>, March 26, 2011.

Tuan, W.H. and J.C. Kuo. 1999. Contribution of residual stress to the strength of abrasive ground alumina. **J Eur Ceram Soc.** 19: 1593-1597.

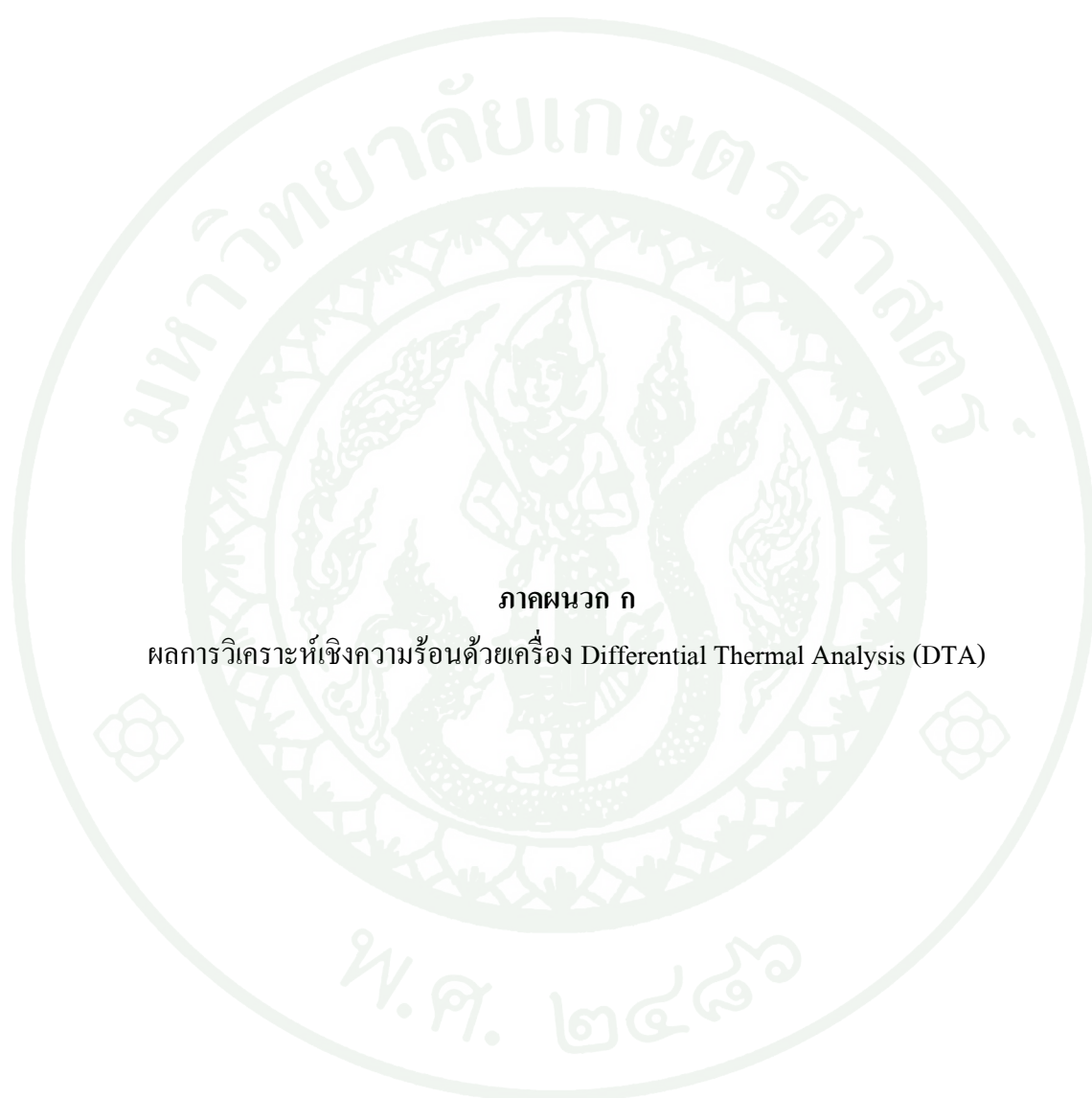
Uno T., Kasuga, T. and K. Nakajima. 1991. High-Strength Mica-Containing Glass-Ceramics. **Materials. Journal of American Ceramics Society** 74(12):3139-3141.

Wiley D. and Jr. Callister. 2005. Materials Science and Engineering An Introduction. John Wiley & Sons, Inc., New York.

Willer, J. Rossbach, A. and H.P. Weber. 1998. Computer-assisted milling of dental restorations using a new CAD/CAM data acquisition system. **The journal of prosthetic dentistry** **80**: 346-353.

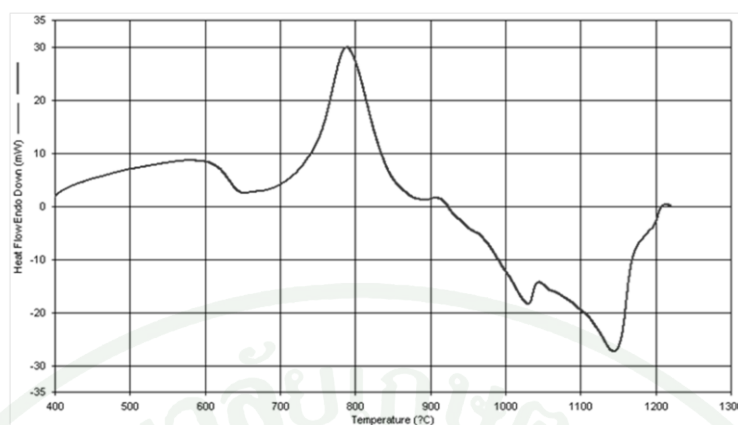
Yin, L., Song, X.F., Song, Y.L., Huang, T. and J. Li. 2006. An overview of in vitro abrasive finishing & CAD/CAM of bioceramics in restorative dentistry. **Material Science**. **27**: 443-468.



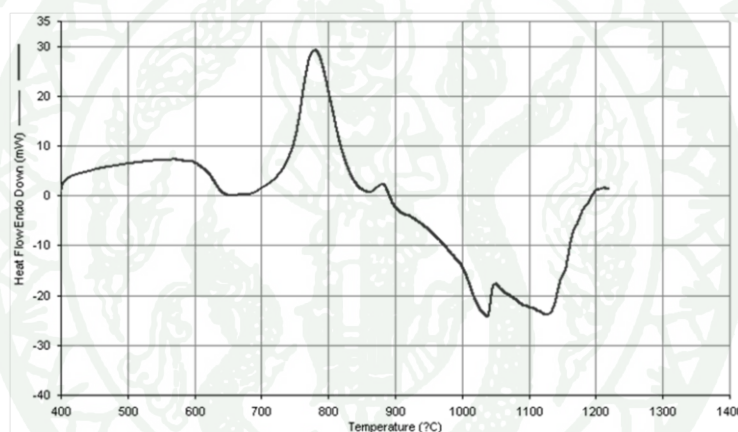


ภาคผนวก ก

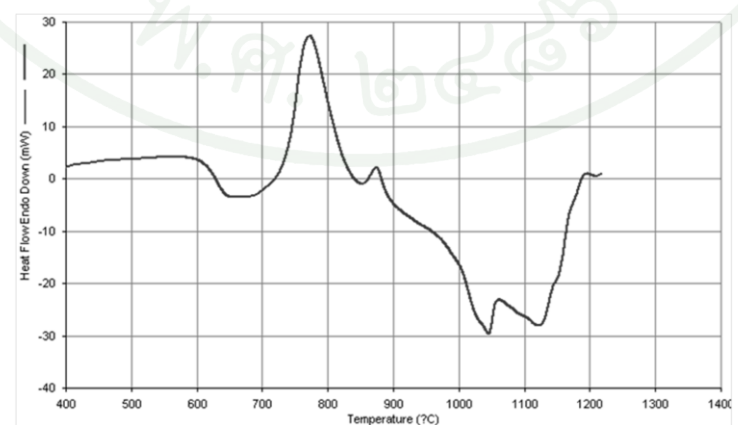
ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง Differential Thermal Analysis (DTA)



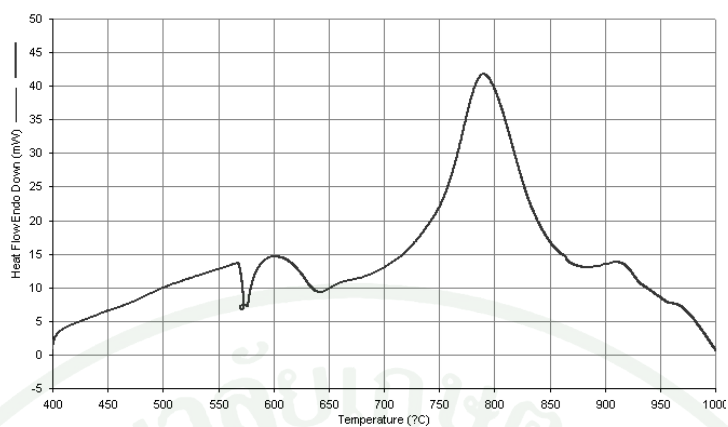
ภาพผนวกที่ ก1 ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนของแก้วสูตร GCF 2.5 ด้วยเครื่อง DTA



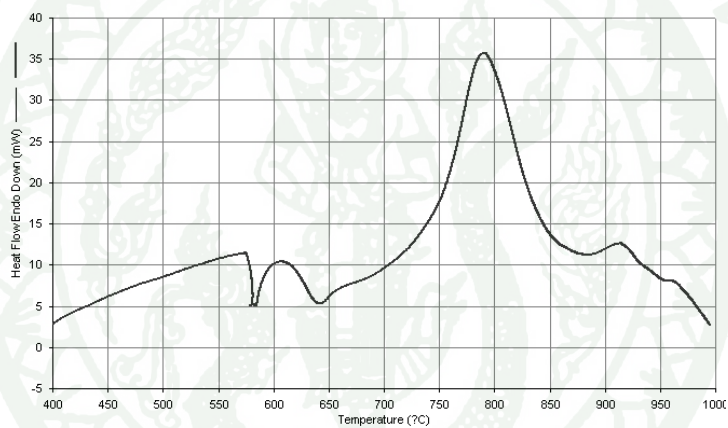
ภาพผนวกที่ ก2 ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนของแก้วสูตร GCF 3.5 ด้วยเครื่อง DTA



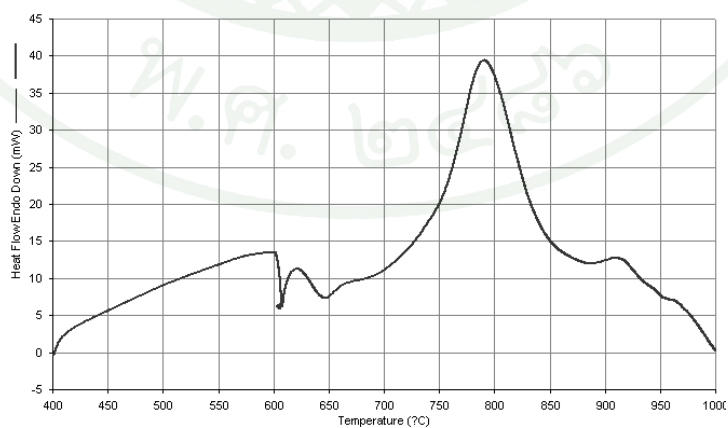
ภาพผนวกที่ ก3 ผลการวิเคราะห์เชิงความร้อนของแก้วสูตร GCF 4.0 ด้วยเครื่อง DTA



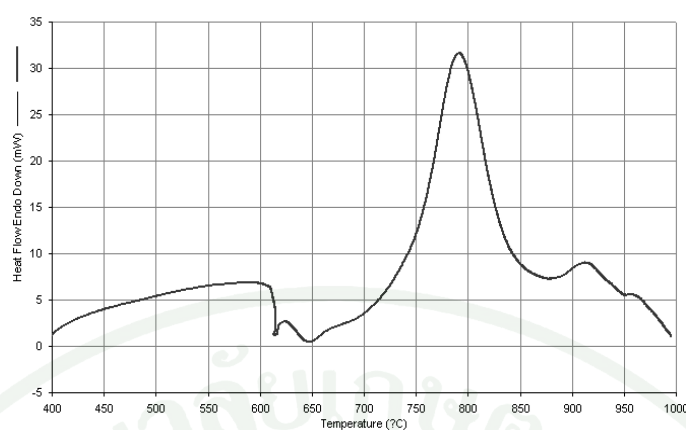
ภาพผนวกที่ ก4 Optimum nucleation temperature ที่ T_g-30 ของแก้วสูตร GCF 2.5



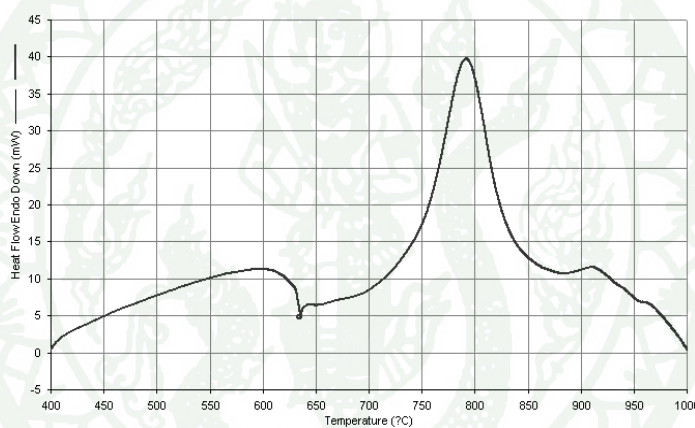
ภาพผนวกที่ ก5 Optimum nucleation temperature ที่ T_g-15 ของแก้วสูตร GCF 2.5



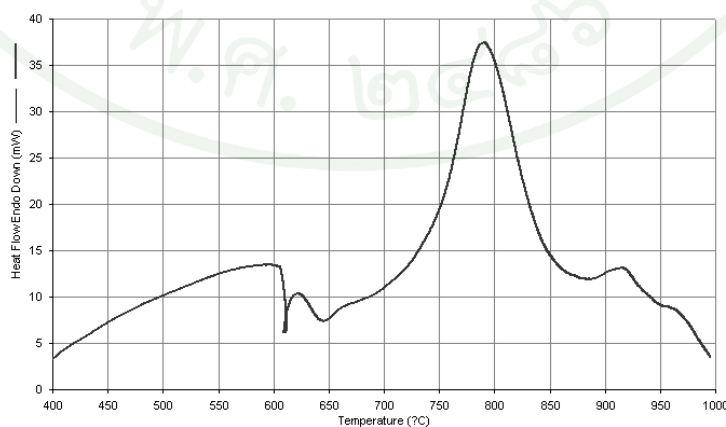
ภาพผนวกที่ ก6 Optimum nucleation temperature ที่ T_g ของแก้วสูตร GCF 2.5



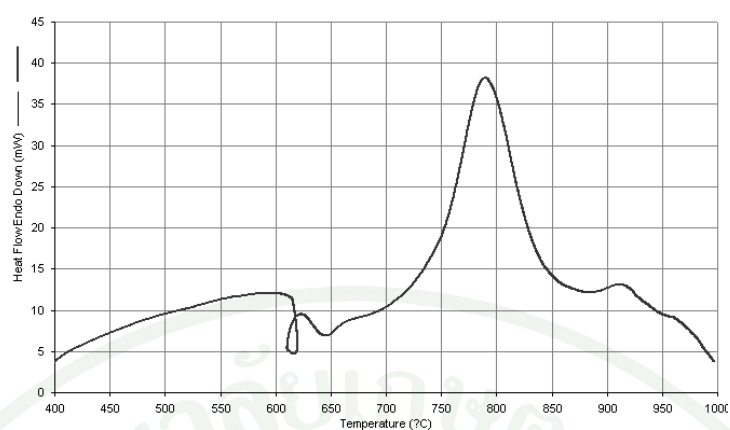
ภาพผนวกที่ ก7 Optimum nucleation temperature ที่ T_g+15 ของแก้วสูตร GCF 2.5



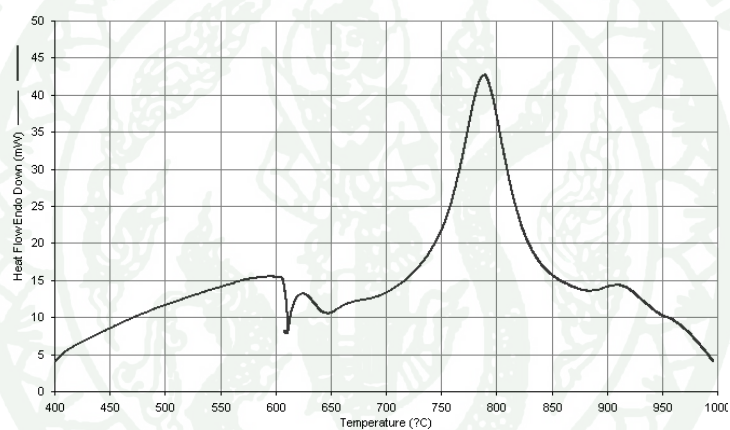
ภาพผนวกที่ ก8 Optimum nucleation temperature ที่ T_g+30 ของแก้วสูตร GCF 2.5



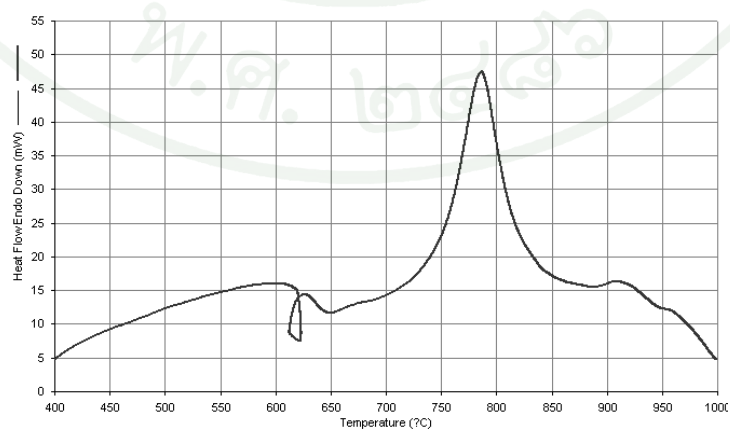
ภาพผนวกที่ ก9 Optimum nucleation time ที่ T_{pl} เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5



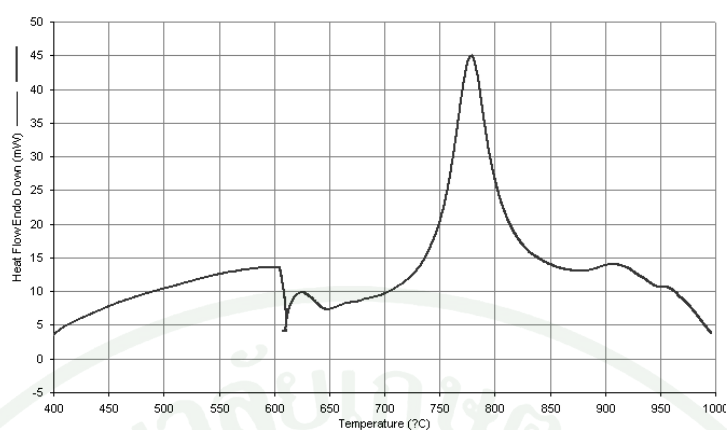
ภาพผนวกที่ ก10 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5



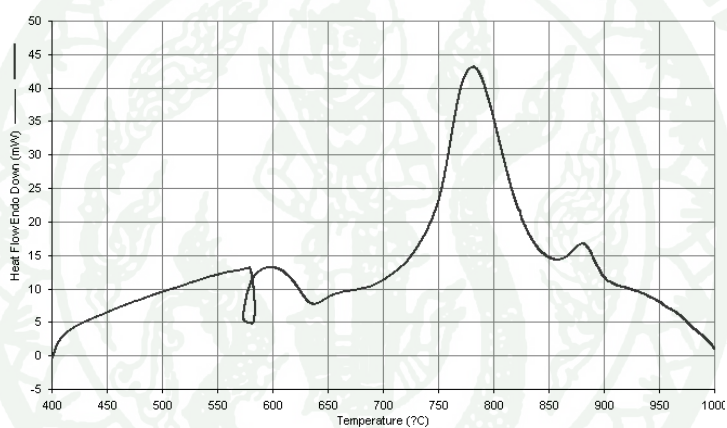
ภาพผนวกที่ ก11 Optimum Nucleation Time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5



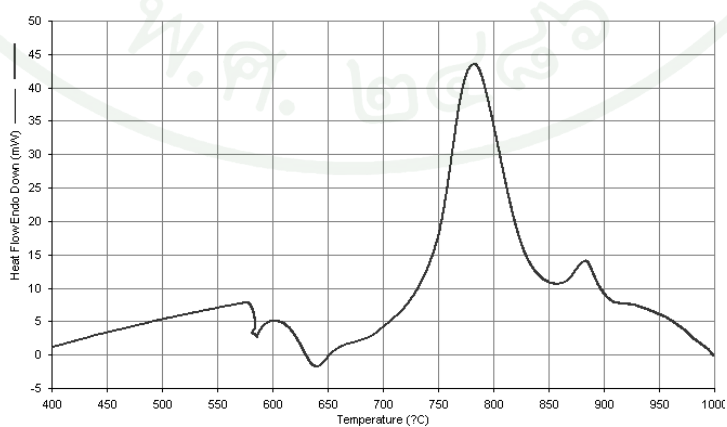
ภาพผนวกที่ ก12 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5



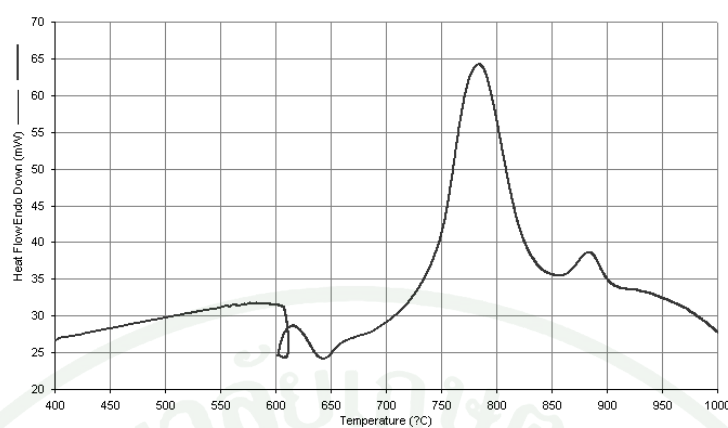
ภาพผนวกที่ ก13 Optimum nucleation time ที่ T_{pi} เป็นเวลา 10 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 2.5



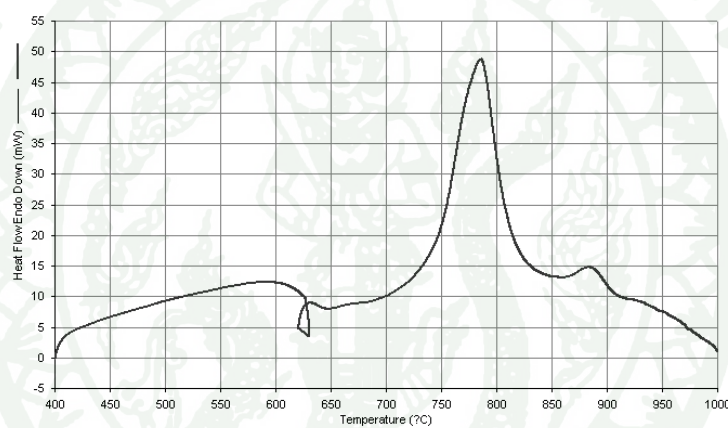
ภาพผนวกที่ ก14 Optimum nucleation temperature ที่ T_g -30°C ของแก้วสูตร GCF 3.5



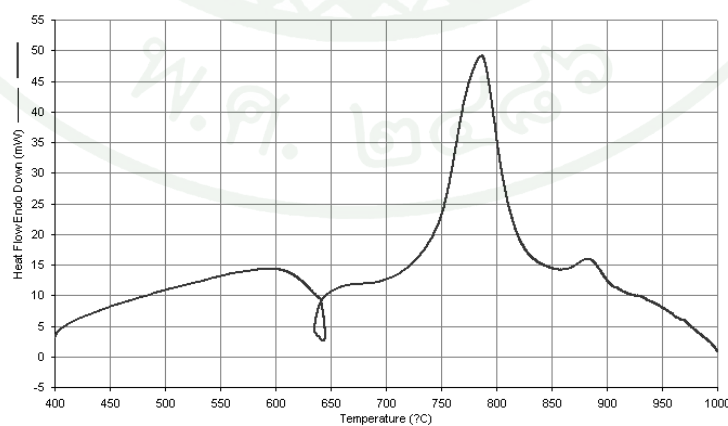
ภาพผนวกที่ ก15 Optimum nucleation temperature ที่ T_g -15°C ของแก้วสูตร GCF 3.5



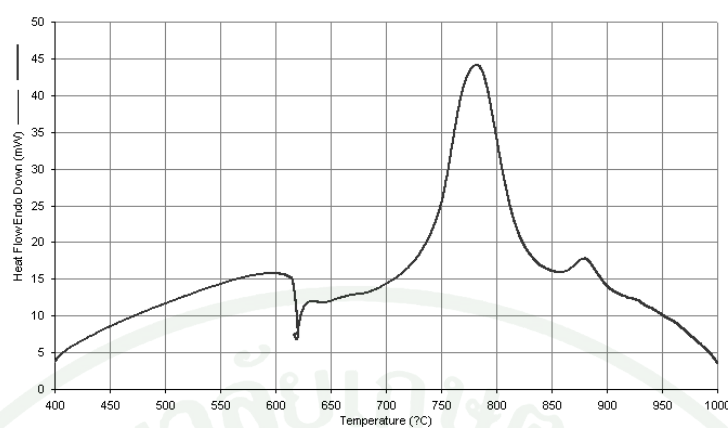
ภาพผนวกที่ ก16 Optimum nucleation temperature ที่ T_g ของแก้วสูตร GCF 3.5



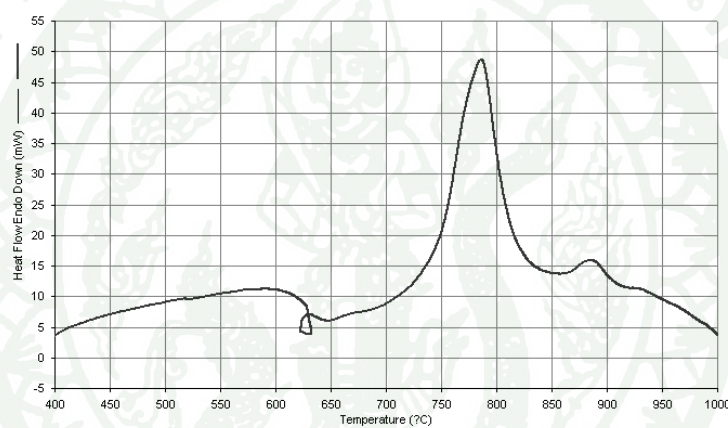
ภาพผนวกที่ ก17 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g + 15^\circ\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 3.5



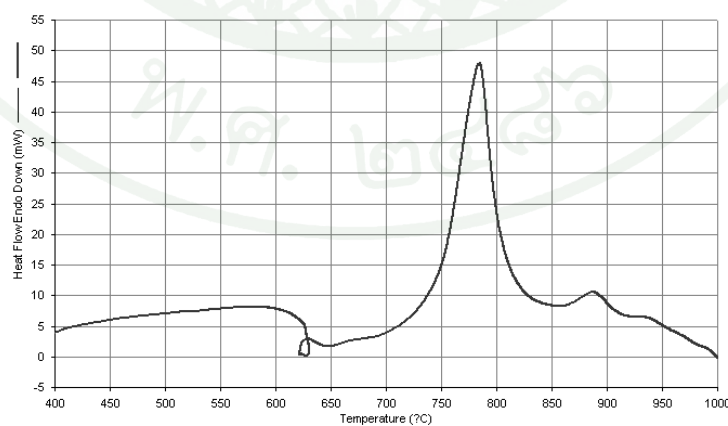
ภาพผนวกที่ ก18 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g + 30^\circ\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 3.5



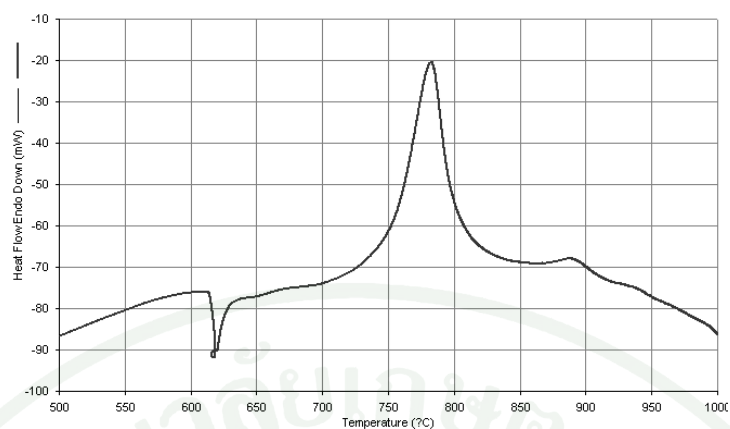
ภาพผนวกที่ ก19 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5



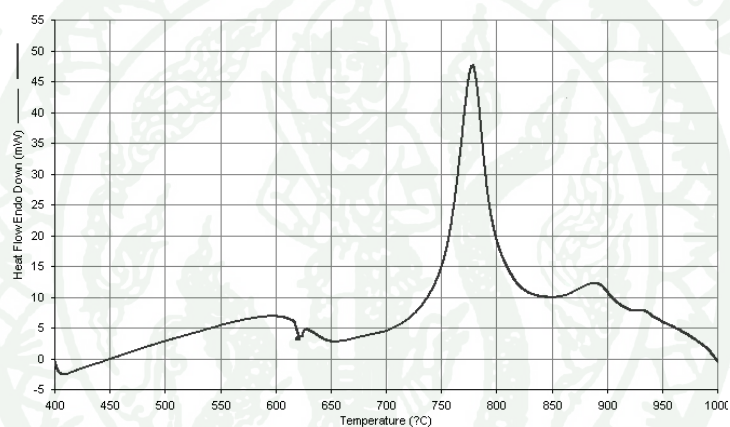
ภาพผนวกที่ ก20 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5



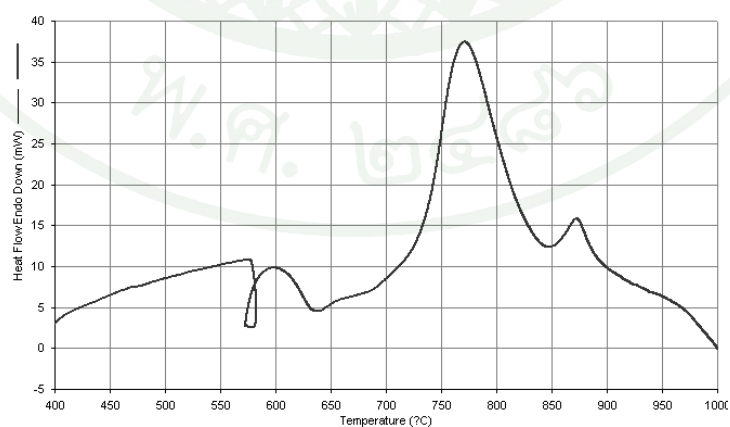
ภาพผนวกที่ ก21 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5



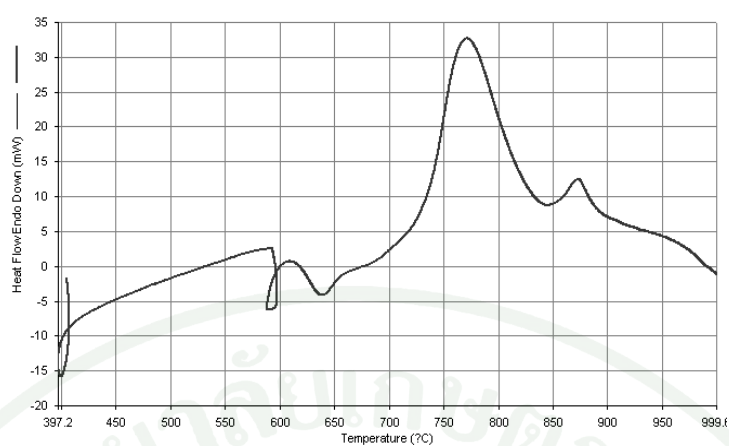
ภาพผนวกที่ ก22 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5



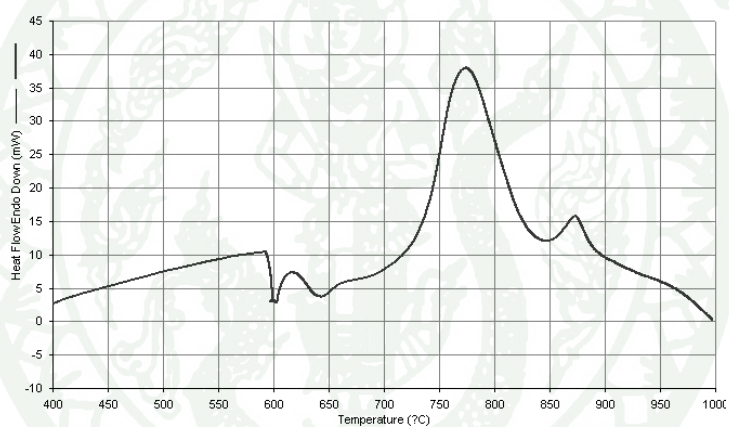
ภาพผนวกที่ ก23 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 10 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 3.5



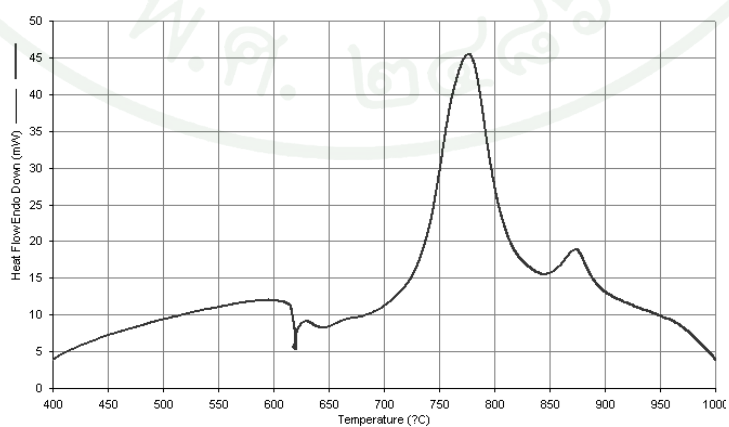
ภาพผนวกที่ ก24 Optimum nucleation temperature ที่ T_g -30°C ของแก้วสูตร GCF 4.0



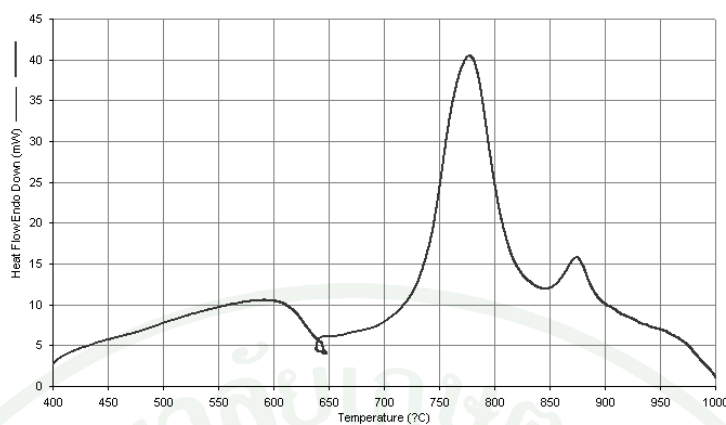
ภาพผนวกที่ ก25 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g - 15^\circ\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 4.0



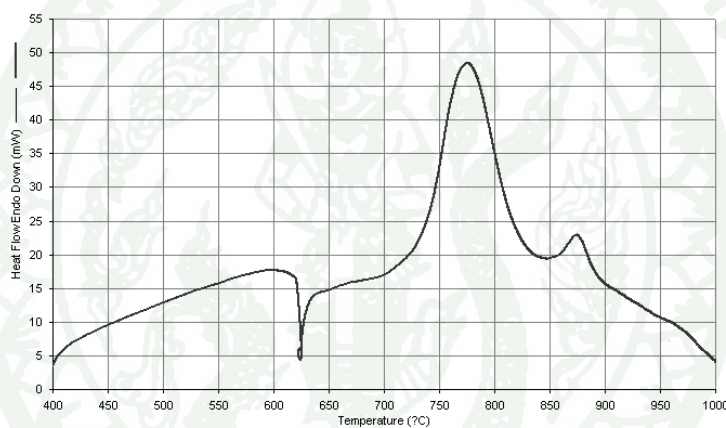
ภาพผนวกที่ ก26 Optimum nucleation temperature ที่ T_g ของแก้วสูตร GCF 4.0



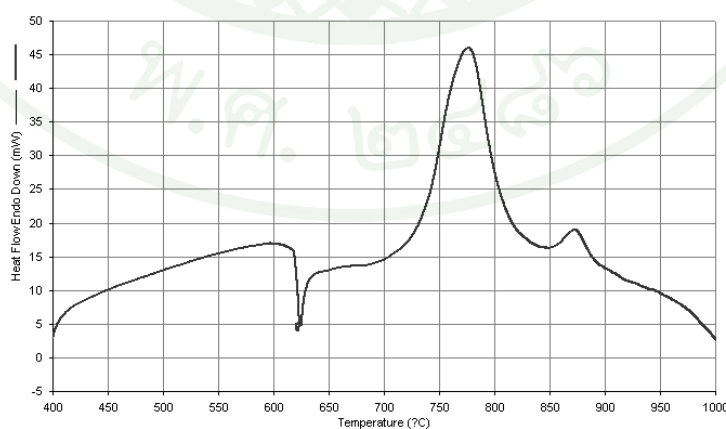
ภาพผนวกที่ ก27 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g + 15^\circ\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 4.0



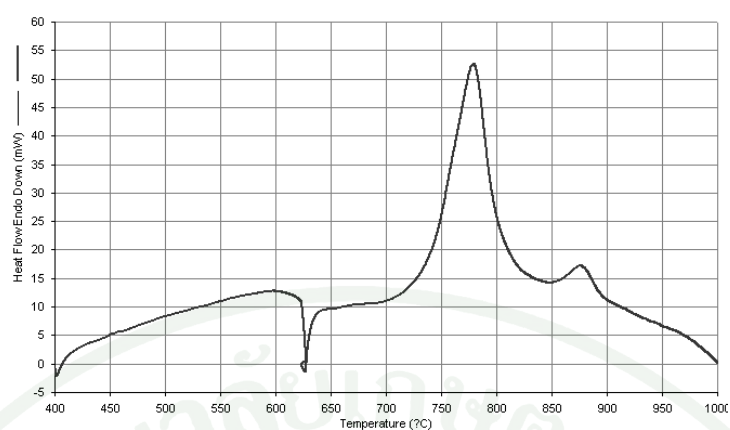
ภาพผนวกที่ ก28 Optimum nucleation temperature ที่ $T_g + 30^\circ\text{C}$ ของแก้วสูตร GCF 4.0



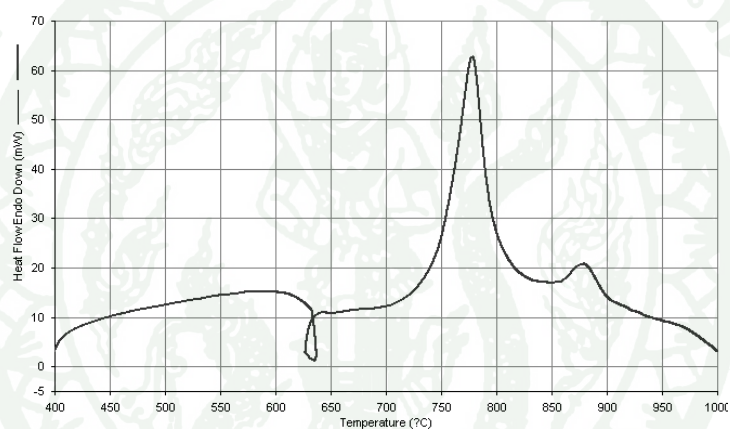
ภาพผนวกที่ ก29 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0



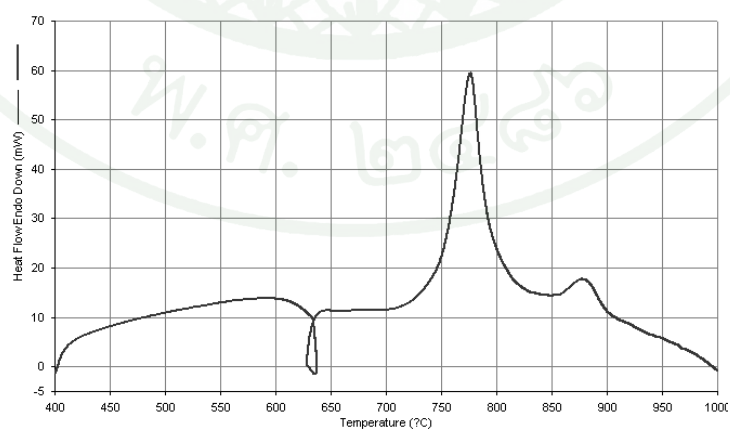
ภาพผนวกที่ ก30 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 1 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0



ภาพผนวกที่ ก31 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 2 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0



ภาพผนวกที่ ก32 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0



ภาพผนวกที่ ก33 Optimum nucleation time ที่ T_{p1} เป็นเวลา 10 ชั่วโมง ของแก้วสูตร GCF 4.0

ตารางผนวกที่ ก1 ข้อมูลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 2.5

คงอุณหภูมิไว้ 1 ชม. ($^{\circ}\text{C}$)	T_{p1}	T_{p1}^*	$T_{p1}^* - T_{p1}$	T_{p2}	T_{p2}^*	$T_{p2}^* - T_{p2}$
$T_g - 30$	790.00	789.90	-0.10	912.61	914.90	2.29
$T_g - 15$	790.00	790.88	0.88	912.61	914.98	2.37
T_g	790.00	791.86	1.86	912.61	914.98	2.38
$T_g + 15$	790.00	791.86	1.86	912.61	914.98	2.38
$T_g + 30$	790.00	790.88	0.88	912.61	912.05	1.73

ตารางผนวกที่ ก2 ข้อมูลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 3.5

คงอุณหภูมิไว้ 1 ชม. ($^{\circ}\text{C}$)	T_{p1}	T_{p1}^*	$T_{p1}^* - T_{p1}$	T_{p2}	T_{p2}^*	$T_{p2}^* - T_{p2}$
$T_g - 30$	778.95	780.39	1.44	882.50	882.48	-0.02
$T_g - 15$	778.95	782.35	3.40	882.50	883.74	1.24
T_g	778.95	783.33	4.38	882.50	885.03	2.53
$T_g + 15$	778.95	785.29	6.34	882.50	886.62	4.12
$T_g + 30$	778.95	784.31	5.36	882.50	885.03	2.53

ตารางผนวกที่ ก3 ข้อมูลจากการวิเคราะห์เชิงความร้อนด้วยเครื่อง DTA ของแก้วสูตร GCF 4.0

คงอุณหภูมิไว้ 1 ชม. ($^{\circ}\text{C}$)	T_{p1}	T_{p1}^*	$T_{p1}^* - T_{p1}$	T_{p2}	T_{p2}^*	$T_{p2}^* - T_{p2}$
$T_g - 30$	769.03	768.63	-0.40	876.97	873.53	-3.44
$T_g - 15$	769.03	770.73	1.70	876.97	873.78	-3.19
T_g	769.03	772.55	3.52	876.97	874.11	-2.86
$T_g + 15$	769.03	776.47	7.44	876.97	874.51	-2.46
$T_g + 30$	769.03	771.67	2.64	876.97	873.81	-3.16

ตารางผนวกที่ ก4 การหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ YGFC 2.5

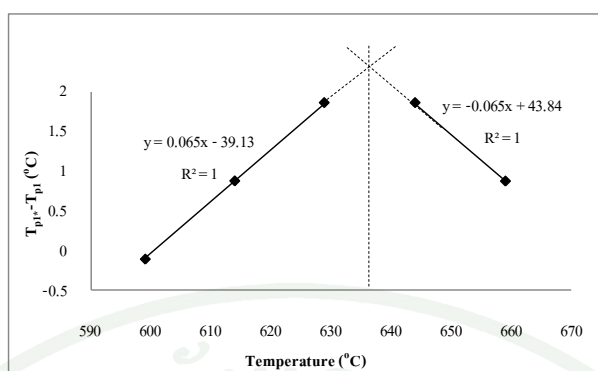
เวลา (hr)	T_{p1}	T_{p1}^*	$T_{p1}^* - T_{p1}$	T_{p2}	T_{p2}^*	$T_{p2}^* - T_{p2}$
0.5	790.00	789.90	0.10	912.61	917.00	4.39
1	790.00	788.90	1.10	912.61	915.27	2.66
2	790.00	788.92	1.08	912.61	915.27	2.66
4	790.00	788.89	1.18	912.61	915.27	2.66
10	790.00	788.87	1.13	912.61	915.27	2.66

ตารางผนวกที่ ก5 การหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ YGFC 3.5

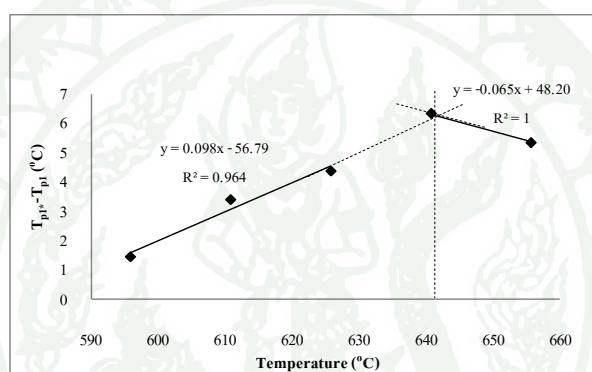
เวลา (hr)	T_{p1}	T_{p1}^*	$T_{p1}^* - T_{p1}$	T_{p2}	T_{p2}^*	$T_{p2}^* - T_{p2}$
0.5	778.95	780.13	1.18	882.50	884.29	1.79
1	778.95	783.06	4.11	882.50	886.86	4.36
2	778.95	784.04	5.09	882.50	889.22	6.72
4	778.95	784.54	5.59	882.50	890.20	7.70
10	778.95	784.54	5.59	882.50	890.20	7.70

ตารางผนวกที่ ก6 การหาเวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ YGFC 4.0

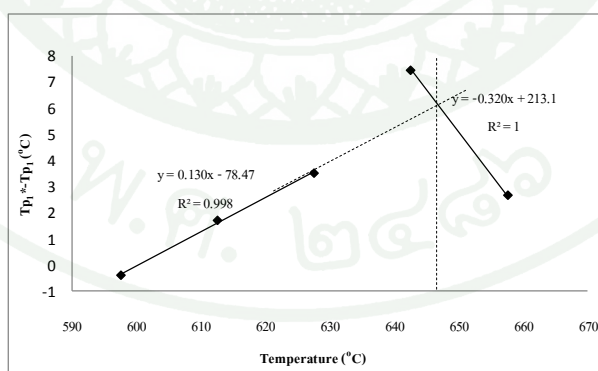
เวลา (hr)	T_{p1}	T_{p1}^*	$T_{p1}^* - T_{p1}$	T_{p2}	T_{p2}^*	$T_{p2}^* - T_{p2}$
0.5	769.03	772.31	3.29	876.97	871.99	-4.99
1	769.03	774.51	5.48	876.97	876.87	-0.10
2	769.03	776.87	7.85	876.97	878.83	1.85
4	769.03	777.45	8.43	876.97	878.83	1.85
10	769.03	777.45	8.43	876.97	878.83	1.85



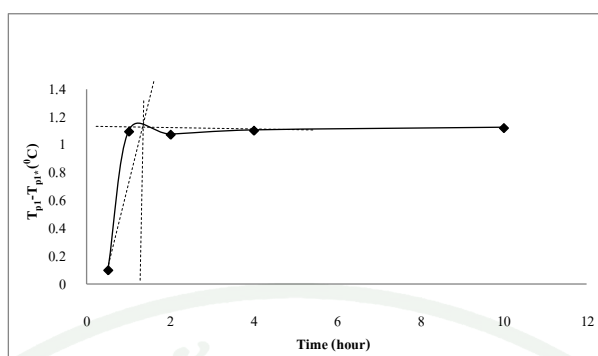
ภาพผนวกที่ ก34 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 2.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}



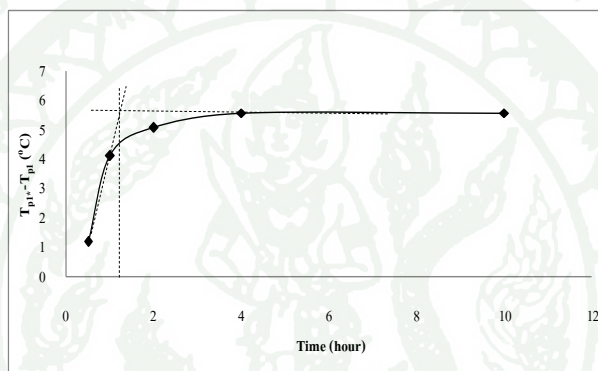
ภาพผนวกที่ ก35 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 3.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}



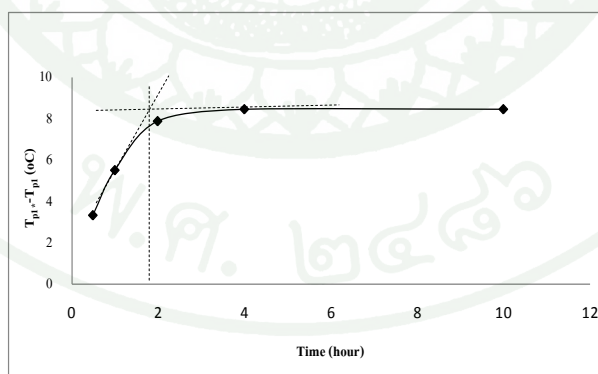
ภาพผนวกที่ ก36 อุณหภูมิที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 4.0 ที่อุณหภูมิ T_{p1}



ภาพผนวกที่ ก37 เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 2.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}



ภาพผนวกที่ ก38 เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 3.5 ที่อุณหภูมิ T_{p1}



ภาพผนวกที่ ก39 เวลาที่เหมาะสมในการเกิดนิวเคลียสของ GCF 4.0 ที่อุณหภูมิ T_{p1}



ภาคผนวก ข

ผลการวิเคราะห์ความเครียดตกค้างด้วยเครื่อง Strain Viewer

ตารางผนวกที่ ข1 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 2.5 ที่ $T_g+20^{\circ}\text{C}$

ชิ้นงานที่	ตำแหน่งที่	ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 2.5 ณ $T_g+20^{\circ}\text{C}$ (Real Temper Number)	
		ก่อนอบอ่อน	หลังอบอ่อน
1	1	1.47	1.41
	2	1.73	1.39
	3	1.51	1.45
	4	2.03	1.55
	5	1.64	1.60
2	1	2.61	1.57
	2	2.61	1.90
	3	2.61	2.60
	4	2.19	1.77
	5	2.61	2.30
3	1	2.61	2.61
	2	2.61	2.33
	3	2.61	2.56
	4	2.61	2.61
	5	2.61	2.61
4	1	2.60	1.60
	2	2.10	1.80
	3	1.74	1.72
	4	2.61	2.42
	5	2.47	2.51
5	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.47
	3	2.49	2.49
	4	2.40	2.30
	5	2.07	1.93
σ_{Avg}		2.30	2.08
STDEV		0.40	0.46

ตารางผนวกที่ ข2 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 3.5 ที่ $T_g+20^{\circ}\text{C}$

ชิ้นงานที่	ตำแหน่งที่	ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 3.5 ณ $T_g+20^{\circ}\text{C}$ (Real Temper Number)	
		ก่อนอบอ่อน	หลังอบอ่อน
1	1	1.34	0.61
	2	1.67	1.66
	3	1.67	1.99
	4	2.35	2.04
	5	2.49	2.49
2	1	1.95	2.24
	2	2.49	2.49
	3	0.84	0.65
	4	2.49	2.26
	5	2.49	2.49
3	1	2.41	1.88
	2	1.7	1.78
	3	2.48	1.95
	4	1.88	1.59
	5	1.51	1.44
4	1	1.83	1.8
	2	2.49	2.48
	3	1.79	1.82
	4	2.02	1.86
	5	2.37	2.36
5	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.49
	3	2.49	2.49
	4	2.49	2.49
	5	2.14	0.99
σ_{Avg}		2.09	1.95
STDEV		0.46	0.56

ตารางผนวกที่ ข3 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 4.0 ที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$

ชิ้นงานที่	ตำแหน่งที่	ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 4.0 ณ $T_g + 20^\circ\text{C}$ (Real Temper Number)	
		ก่อนอบอ่อน	หลังอบอ่อน
1	1	2.49	2.37
	2	2.49	2.49
	3	2.49	2.49
	4	2.49	2.49
	5	2.48	2.49
2	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.49
	3	2.49	2.49
	4	2.49	2.49
	5	2.49	2.49
3	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.49
	3	2.49	2.49
	4	2.49	2.49
	5	2.49	2.49
4	1	2.56	2.40
	2	2.61	2.59
	3	2.60	2.56
	4	2.59	2.47
	5	2.61	2.55
5	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.40
	3	2.49	2.49
	4	2.49	2.49
	5	2.49	2.49
σ_{Avg}		2.51	2.49
STDEV		0.04	0.05

ตารางผนวกที่ ข4 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 2.5 ที่ $T_g - 50^{\circ}\text{C}$

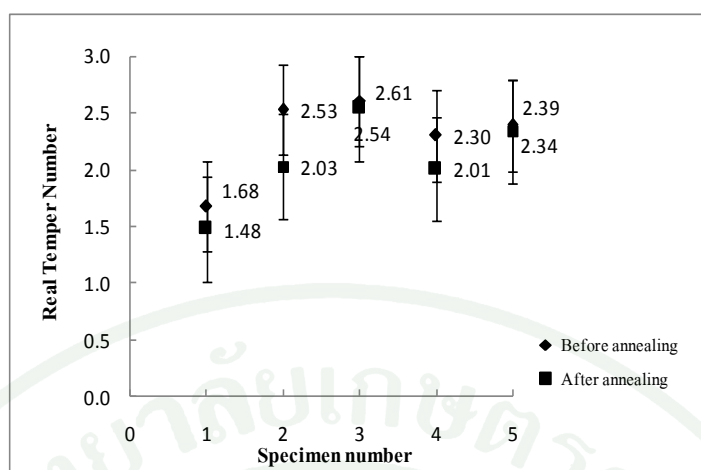
ชิ้นงานที่	ตำแหน่งที่	ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 2.5 ณ $T_g - 50^{\circ}\text{C}$ (Real Temper Number)	
		ก่อนอบอ่อน	หลังอบอ่อน
1	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.49
	3	2.49	2.44
	4	2.49	1.74
	5	2.49	1.80
2	1	1.95	1.40
	2	1.46	1.29
	3	1.86	1.41
	4	1.86	1.65
	5	2.04	1.89
3	1	2.49	2.49
	2	2.47	2.49
	3	2.49	2.49
	4	2.40	2.30
	5	2.07	1.93
σ_{Avg}		2.24	2.02
STDEV		0.33	0.46

ตารางผนวกที่ ข5 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 3.5 ที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$

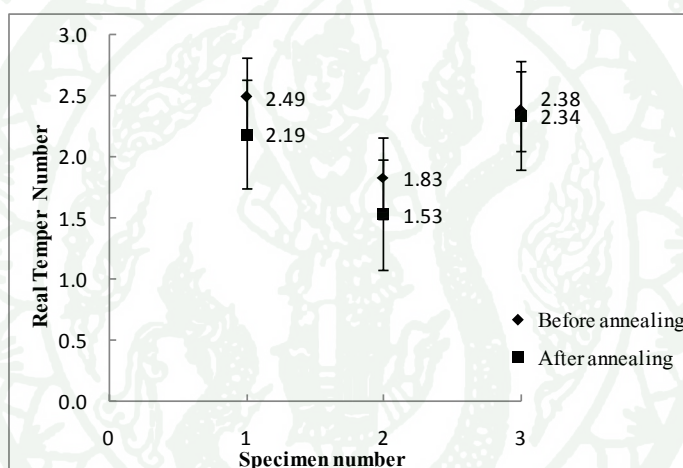
ชิ้นงานที่	ตำแหน่งที่	ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 3.5 ณ $T_g - 50^\circ\text{C}$	
		(Real Temper Number)	
		ก่อนอบอ่อน	หลังอบอ่อน
1	1	2.09	1.14
	2	2.14	1.33
	3	2.49	1.39
	4	2.01	1.27
	5	1.53	1.5
2	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.49
	3	2.47	2.49
	4	2.49	0.99
	5	2.14	2.49
3	1	1.83	1.80
	2	2.49	2.48
	3	1.79	1.82
	4	2.02	1.86
	5	2.37	2.36
σ_{Avg}		2.19	1.86
STDEV		0.32	0.57

ตารางผนวกที่ ข6 ผลการวิเคราะห์ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 4.0 ที่ $T_g - 50^{\circ}\text{C}$

ชิ้นงานที่	ตำแหน่งที่	ปริมาณความเครียดตกค้างของ GCF 4.0 @ $T_g - 50^{\circ}\text{C}$ (Real Temper Number)	
		ก่อนอบอ่อน	หลังอบอ่อน
1	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.49
	3	2.48	2.49
	4	2.49	2.49
	5	2.49	2.49
2	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.41
	3	2.49	2.04
	4	2.49	2.49
	5	2.49	2.41
3	1	2.49	2.49
	2	2.49	2.41
	3	2.49	2.04
	4	2.49	2.49
	5	2.49	2.41
σ_{Avg}		2.49	2.41
STDEV		0.002	0.15

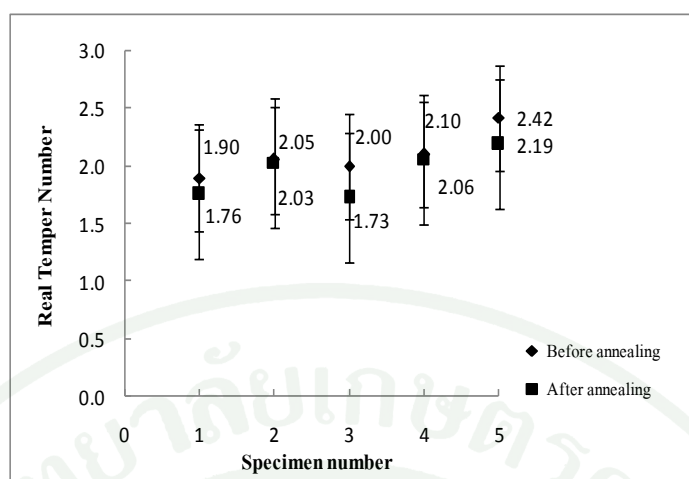


(ก)

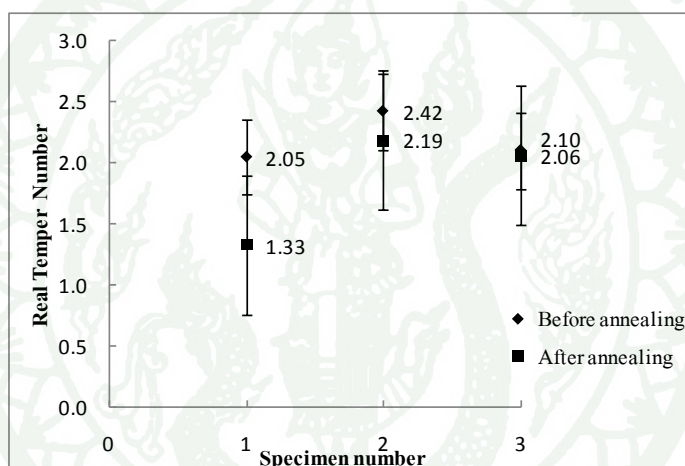


(ข)

ภาพผนวกที่ ข1 (ก) ปริมาณความเค็รียคของกลาสเซรามิก GCF 2.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g + 20^\circ\text{C}$ (ข) ปริมาณความเค็รียคของกลาสเซรามิก GCF 2.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g - 50^\circ\text{C}$

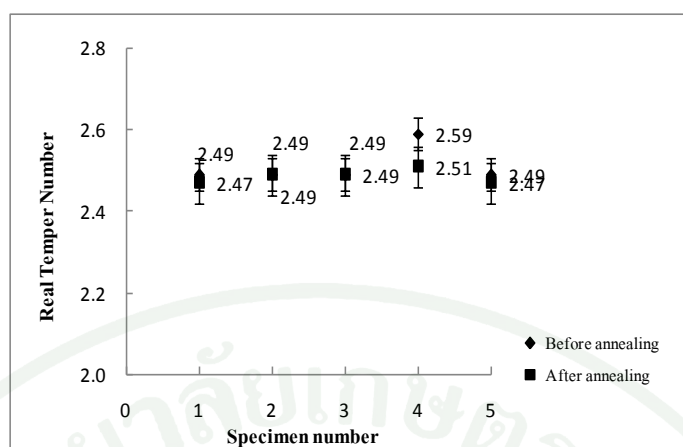


(ก)

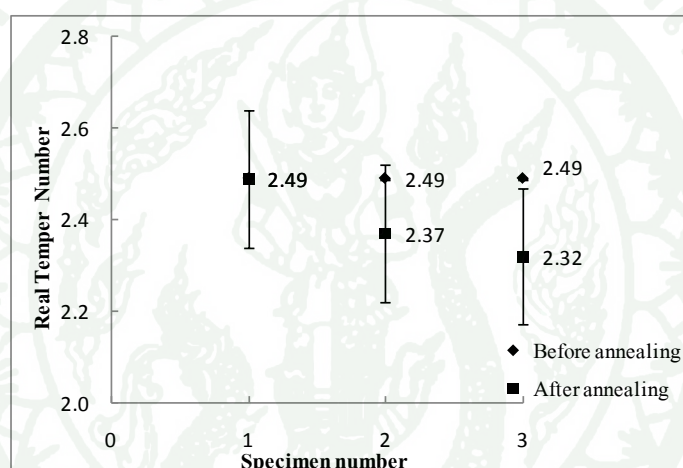


(ข)

ภาพผนวกที่ ข2 (ก) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 3.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ข) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 3.5 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$



(ก)



(ข)

ภาพผนวกที่ ข3 (ก) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 4.0 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g + 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (ข) ปริมาณความเครียดของกลาสเซรามิก GCF 4.0 ก่อนและหลังการอบอ่อนที่ $T_g - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$



ตารางผนวกที่ ค1 ผลการวิเคราะห์การวัดสีของกลาสเซรามิก

ชิ้นงานที่	L*			a*			b*			ความทึบแสง (Opacity)		
	GCF2.5	GCF3.5	GCF4.0	GCF2.5	GCF3.5	GCF4.0	GCF2.5	GCF3.5	GCF4.0	GCF2.5	GCF3.5	GCF4.0
1	55.46	74.08	60.88	-1.29	-2.30	-1.57	-2.41	-4.36	-2.88	36.62	65.61	51.35
2	53.86	72.93	63.54	-1.07	-2.43	-1.90	-2.33	-4.84	-2.99	38.27	65.28	53.17
3	53.52	74.13	62.52	-1.23	-2.38	-1.76	-2.32	-4.19	-3.18	39.76	63.28	53.32
4	55.01	72.81	62.45	-1.34	-2.43	-1.56	-3.15	-4.90	-2.98	41.12	64.66	52.20
5	54.39	74.42	63.06	-1.05	-2.31	-1.72	-2.61	-4.47	-3.03	38.13	66.13	54.12
6	54.04	70.52	61.90	-1.20	-2.46	-1.67	-2.88	-5.18	-3.04	41.41	61.62	54.75
7	53.70	70.06	63.87	-1.05	-2.51	-1.78	-2.28	-5.44	-3.06	38.60	60.41	54.82
8	53.60	71.63	57.89	-1.10	-2.47	-1.43	-2.26	-4.64	-2.66	39.92	62.08	46.27
9	56.95	72.98	62.55	-1.51	-2.49	-1.61	-3.70	-4.70	-3.12	44.07	62.77	54.68
10	53.66	74.08	62.94	-1.03	-2.32	-1.77	-2.29	-3.96	-3.14	39.42	61.01	52.40
σ_{Avg}	54.42	72.76	62.16	-1.19	-2.41	-1.68	-2.62	-4.67	-3.01	39.73	63.29	52.71
STDEV	1.10	1.56	1.72	0.16	0.08	0.14	0.48	0.45	0.15	2.09	2.04	2.55



ภาคผนวก ง
ผลการวิเคราะห์องค์ประกอบทางเคมีและเฟสผลึกของกลาสเซรามิก

ตารางผนวกที่ ๑1 Calcium-mica, JCPDS File หมายเลข 25-0155

Angle (2θ)	Intensity
9.110	100
27.594	70
29.160	15
40.041	10
40.416	10

ตารางผนวกที่ ๑2 Fluorapatite, JCPDS File หมายเลข 71-0880

Angle (2θ)	Intensity
25.887	37
31.944	100
33.117	48
34.161	24
46.916	26
49.618	32
72.116	3
72.778	2

ตารางผนวกที่ ๑3 Silicon oxide, JCPDS File หมายเลข 82-1571

Angle (2θ)	Intensity
22.675	100
27.887	23
32.363	31
39.881	32
61.359	3

ตารางผนวกที่ ๔4 Strontium oxide, JCPDS File หมายเลข 48-1477

Angle (2θ)	Intensity
29.970	89
34.740	100
62.280	18
73.330	7

ตารางผนวกที่ ๔5 Forsterite, JCPDS File หมายเลข 71-1083

Angle (2θ)	Intensity
22.569	79
31.921	71
35.268	80
36.093	100
39.208	39
42.099	21
46.991	3
55.375	10
57.375	18

ตารางผนวกที่ ๔6 Cordierite, JCPDS File หมายเลข 76-1794

Angle (2θ)	Intensity
10.381	100
28.530	15
38.482	5
42.903	2
46.579	1



ภาคผนวก จ
ผลการวิเคราะห์ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกน ความแข็ง
และความเหนียวด้านทานการแตกหัก

ตารางผนวกที่ จ1 ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิก

ชั้นงานที่	ความแข็งแรงรับโมเมนต์ดัดสองแกนของกลาสเซรามิก ณ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (MPa)		
	GCF 2.5	GCF 3.5	GCF 4.0
1	169.95	167.47	207.09
2	167.65	179.18	185.28
3	179.38	194.10	177.56
4	166.40	204.83	173.15
5	146.99	201.57	175.28
6	202.67	184.08	240.71
7	175.94	203.90	171.74
8	170.43	163.67	191.89
9	174.46	183.68	197.18
10	166.99	149.76	168.06
σ_{Avg}	172.09	183.22	188.79
STDEV	13.84	18.61	22.10

ตารางผนวกที่ จ2 ความแข็งของกลาสเซรามิก

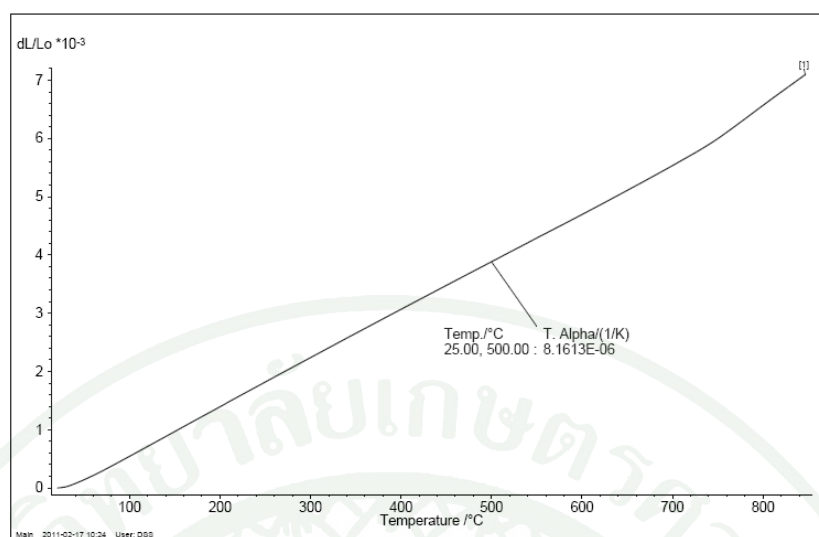
ชิ้นงานที่	ความแข็งของกลาสเซรามิก ณ $T_{pl}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (GPa)		
	GCF 2.5	GCF 3.5	GCF 4.0
1	3.29	3.96	3.81
2	3.43	3.57	3.78
3	3.44	3.84	3.79
4	3.40	3.96	3.79
5	3.40	3.24	3.64
6	3.52	3.47	3.78
7	3.38	3.41	3.91
8	3.33	3.29	3.38
9	3.12	3.50	3.98
10	3.35	3.10	3.77
σ_{Avg}	3.37	3.53	3.76
STDEV	0.11	0.30	0.16

ตารางผนวกที่ ๓ ความเหนียวต้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิก

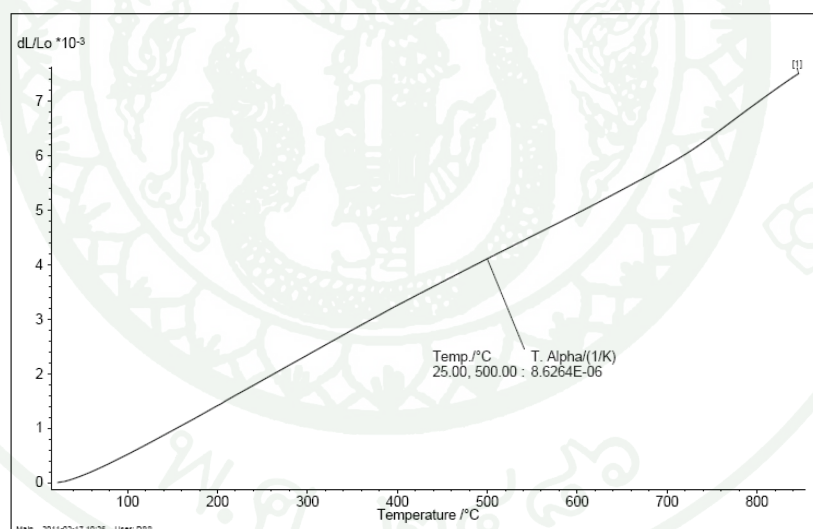
ชิ้นงานที่	ความเหนียวต้านทานการแตกหักของกลาสเซรามิก ณ $T_{p1}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (MPa.m ^{1/2})		
	GCF 2.5	GCF 3.5	GCF 4.0
1	1.09	1.40	1.02
2	1.01	1.39	1.14
3	1.10	1.34	1.18
4	1.22	1.89	1.42
5	1.23	1.80	1.68
6	1.11	1.71	1.39
7	1.25	1.25	1.20
8	1.19	2.01	1.39
9	0.86	1.22	1.56
10	1.52	1.96	1.71
σ_{Avg}	1.16	1.60	1.37
STDEV	0.17	0.31	0.23



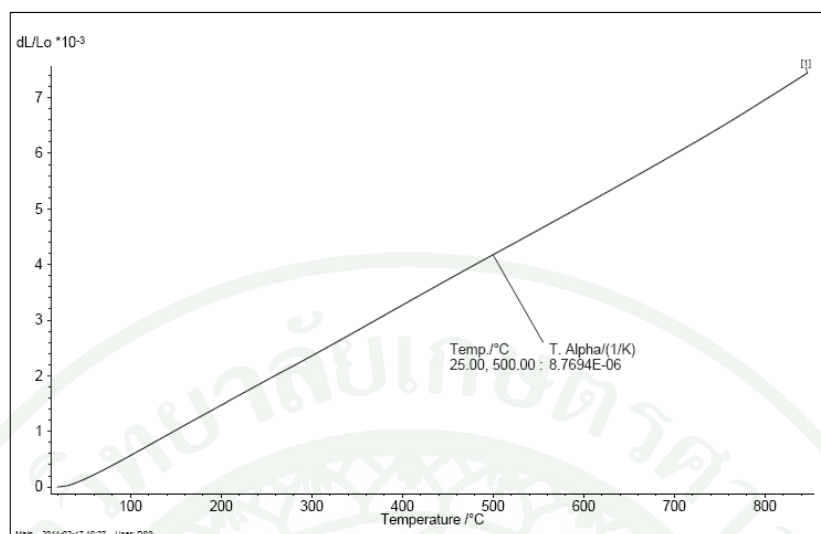
ภาคผนวก จ
ผลการวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน



ภาคผนวกที่ ฉ1 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 2.5 ด้วยเครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน



ภาคผนวกที่ ฉ2 สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 3.5 ด้วยเครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน



ภาคผนวกที่ ๓ สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อนของกลาสเซรามิก GCF 4.0 ด้วยเครื่องวิเคราะห์สัมประสิทธิ์การขยายตัวเนื่องจากความร้อน

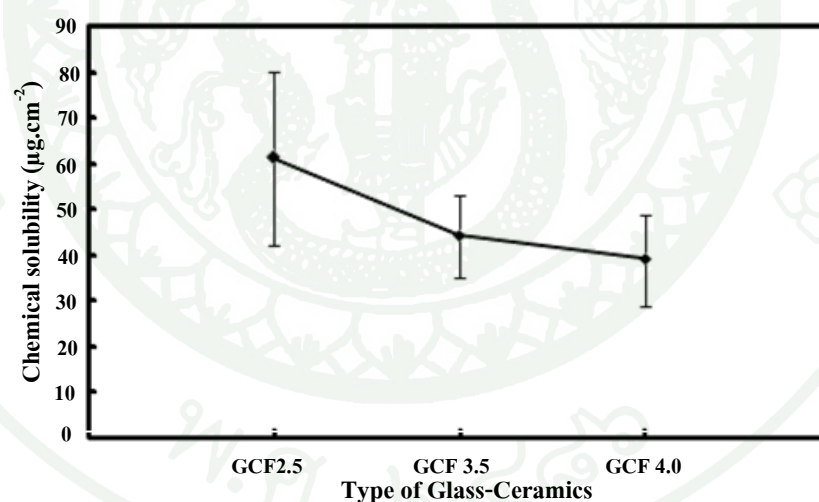


ตารางผนวกที่ ข1 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร

ชั้นงานที่	การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในกรดน้ำส้ม 4% โดยปริมาตร ณ $T_{pl}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$		
	GCF 2.5	GCF 3.5	GCF 4.0
1	533	358	451
2	442	291	351
3	354	256	467
4	432	307	347
5	425	273	380
6	496	274	474
7	327	199	327
8	316	251	362
9	359	190	319
10	421	277	382
σ_{Avg}	411	268	382
STDEV	71	49	59

ตารางผนวกที่ ข2 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์
0.1 โมลาร์

ชิ้นงานที่	การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ 0.1 โมลาร์ ณ $T_{pl}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$		
	GCF 2.5	GCF 3.5	GCF 4.0
1	51	47	45
2	47	52	27
3	94	49	30
4	54	44	46
5	59	30	47
σ_{Avg}	61	44	39
STDEV	19	9	10



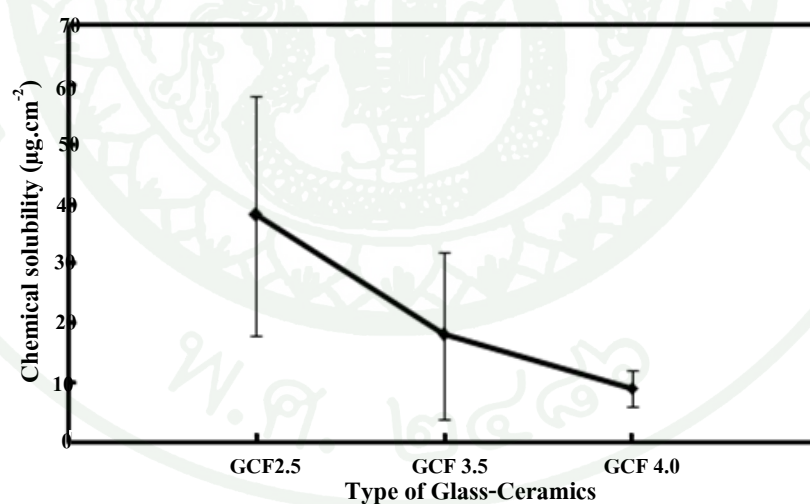
ภาพผนวกที่ ข1 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ความเข้มข้น 0.1 โมลาร์

จากการทดสอบการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ความเข้มข้น 0.1 โมลาร์ พบว่าการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ความเข้มข้น 0.1 โมลาร์ มีค่าการละลายทางเคมีของกลาส

เซรามิกในสารละลายโซเดียมไฮดรอกไซด์ความเข้มข้น 0.1 โมลาร์เท่ากับ 61.44 และ 39 $\mu\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}$ ตามลำดับ

ตารางผนวกที่ ข3 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในน้ำกลั่น

ชิ้นงานที่	การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในน้ำกลั่น ณ $T_{pl}+20\text{ }^{\circ}\text{C}$		
	GCF 2.5	GCF 3.5	GCF 4.0
1	17	10	6
2	63	15	7
3	32	43	13
4	25	14	9
5	53	11	11
σ_{Avg}	38	18	9
STDEV	20	14	3



ภาพผนวกที่ ข2 การละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในน้ำกลั่น

จากการทดสอบการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในน้ำกลั่น พบว่าการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิก GCF 2.5 GCF 3.5 และ GCF 4.0 ในน้ำกลั่น มีค่าการละลายทางเคมีของกลาสเซรามิกในน้ำกลั่นเท่ากับ 38 18 และ 9 $\mu\text{g}\cdot\text{cm}^{-2}$ ตามลำดับ





**สาขาสถาปัตยกรรมศาสตร์
และวิศวกรรมศาสตร์**

Subject: Architecture and Engineering

ภาคบรรยาย
Oral Presentation

30. สด.วศ.41/O212 ประสิทธิภาพการผลิตเหล็กแท่งโดยใช้การออกแบบการทดลอง
กรณีศึกษาโรงงานอุตสาหกรรมผลิตเหล็กกล้า..... 242
The Efficiency for Producing Billets Using Designed Experiments
Case Study of a Steel-making Company
โดย รัชชัย ยงเนตร
31. สด.วศ.42/O217 อิทธิพลของทั้งสแตนคาร์ไบด์ที่มีผลต่อการนำไฟฟ้าของทองแดงสำหรับ
ทำวัสดุหน้าสัมผัสไฟฟ้า..... 253
Effect of Tungsten Carbide on Electrical Conductivity of Copper for
Electrical Contact Materials
โดย จุฑามาส บำรุงกุล สิริพร ไรจนันต์ เกศราพร วัญญู
สุรศิษฐ์ ไรจนันต์ และเรืองเดช ธงศรี
32. สด.วศ.43/O232 การศึกษามูลค่าความเสียหายจากเหตุการณ์ไฟฟ้าขัดข้องของธุรกิจโรงแรม
ในประเทศไทย โดยใช้วิธีการวิเคราะห์ความถดถอย..... 261
The Electrical Outage Cost Study in Hotel Thailand by Regression
Analysis
โดย ขจรศักดิ์ พรจันท้า ภาณุวัฒน์ เทียนศรี
พระพิพัฒน์ ภาสบุตร และวรรัตน์ ปัตตประกร
33. สด.วศ.44/O234 Residual Strain Adjustment to Enhance Machinable Glass-Ceramics
Forming as a Restorative Dental Material..... 270
By Pompiamol Kuntajinda Tepiwan Jitwatcharakomol
Chana Raksiri and Duangrudee Chaysuwan
34. สด.วศ.45/O238 การใช้เทคนิคเติมจนเต็ม Fill until Full (FuF) เพื่อการประดิษฐ์ส่วนประกอบ
อิเล็กทรอนิกส์..... 278
The Applications of Fill until Full (FuF) for Electronics Component
โดย พิมพ์ศิริพร นาคเจริญ และสุนทร พรานนทีสถิตย์
35. สด.วศ.46/O246 การออกแบบระบบควบคุมแบบ Adaptive Control เพื่อใช้ในการควบคุม
แขน Puma Robot ให้เคลื่อนที่ตามเส้นทางที่กำหนด..... 286
Design of Adaptive Control System for Trajectory Tracking of Puma
Robot Arm
โดย คมกฤช อาซากิจ และปรัชญา เปรมปราณีรัชต์

การปรับความเครียดตกค้างสำหรับการขึ้นรูปกลาสเซรามิกชนิดง่ายต่อการก่อร่าง
เพื่อเป็นวัสดุทางทันตกรรมสำหรับซ่อมแซม

Residual Strain Adjustment to Enhance Machinable Glass-Ceramics Forming as a Restorative
Dental Material

พรพิมล ขันธจินดา¹ เทพวรรณ จิตวัชรโกมล³ ชนะ รัชศิริ⁴ และดวงฤดี ฉายสุวรรณ^{1,2*}

Pornpimol Kuntajinda¹, Tepiwan Jitwatcharakomol³, Chana Raksin⁴ and Duangrudee Chaysuwan^{1,2*}

บทคัดย่อ

กลาสเซรามิกชนิดง่ายต่อการก่อร่างในระบบ $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-MgF}_2\text{-SrCO}_3\text{-CaCO}_3\text{-CaF}_2\text{-P}_2\text{O}_5$ มีเปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนักของฟลูออโรอะพาไทต์ (Fluorapatite) เท่ากับ 2.5, 3.5 และ 4.0 ตามลำดับ จากการตรวจสอบด้วยเครื่อง Differential Thermal Analysis (DTA) พบอุณหภูมิและเวลาในการเปลี่ยนโครงสร้างจากโครงสร้างอัญรูปของแก้วเป็นโครงสร้างผลึกของกลาสเซรามิกชนิดนี้ จากผลการศึกษาวิเคราะห์ด้วยเครื่อง X-ray Diffractometer (XRD) พบว่าเฟสหลักหลักของกลาสเซรามิกในระบบนี้คือ แคลเซียมไมกา (Calcium-mica) ฟลูออโรอะพาไทต์ และคอร์เดียไรท์ (Cordierite) ในกระบวนการผลิตนั้นจะมีปริมาณความเครียดตกค้างอยู่ในแท่งแก้ว ซึ่งจะส่งผลเสียต่อสมบัติทางกล เช่น ความแข็งแรงและความแข็ง เป็นต้น โดยความเครียดตกค้างสามารถปรับได้ด้วยกระบวนการอบคลายความเครียด และวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Strain Viewer จากการศึกษพบว่า การเพิ่มปริมาณของฟลูออโรอะพาไทต์ส่งผลให้ปริมาณผลึกของแคลเซียมไมกาและฟลูออโรอะพาไทต์เพิ่มมากขึ้น นอกจากนั้นปริมาณความเครียดตกค้างที่มีอยู่ในแท่งแก้วหลังจากการอบคลายความเครียดมีแนวโน้มลดลง ซึ่งเมื่อเปลี่ยนเป็นกลาสเซรามิก จะเป็นผลดีในการขึ้นรูปเป็นวัสดุทางทันตกรรม

ABSTRACT

The machinable glass-ceramics of the $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-MgF}_2\text{-SrCO}_3\text{-CaCO}_3\text{-CaF}_2\text{-P}_2\text{O}_5$ system contained fluorapatite weight percentages of 2.5, 3.5 and 4.0, respectively. The results from Differential Thermal Analysis (DTA) showed optimum nucleation temperature and time in order for transferring the amorphous structure of glass to crystalline structure of glass-ceramic, X-Ray Diffraction (XRD)'s results presented that the main crystalline phases of glass-ceramics were mainly calcium-mica, fluorapatite and cordierite. From manufacturing process, there was residual strain within the glass rod to lower their mechanical properties, e.g., strength and hardness. However, the annealing process could reduce this residual strain and the result was confirmed by Strain Viewer. Furthermore it was found that by increasing fluorapatite content affected to increase the intensity of calcium-mica and fluorapatite by XRD. In addition, the annealing process influenced to reduce residual strain within the glass rod and enhance to form the glass-ceramics as restorative dental materials.

¹ภาควิชาวิศวกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Department of Material Engineering, Faculty of Engineering, Kasetsart University

²ศูนย์นวัตกรรมวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Materials Innovation Center, Faculty of Engineering, Kasetsart University

³กรมวิทยาศาสตร์บริการ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี

Department of Science Service, Ministry of Science and Technology

⁴ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, Kasetsart University

Key Words: Machinable Glass-Ceramics, Residual strain, Annealing

e-mail address: zeropointfive@hotmail.com

INTRODUCTION

Glass-ceramic material was developed by S.D. Stookey of Corning Glass (McMillan, 1979). It was chosen for dental restorations, for example, implants, bridges, inlays, onlays and crowns (Yin *et al.*, 2006) because of their properties such as excellent machinability, high fracture toughness, high thermal shock resistance and biocompatibility. Although their advantages are great, they are found a disadvantage which is low mechanical properties (Höland, 1997). Thus, the production of glass-ceramics for dentistry needs to improve their mechanical properties, e.g., hardness, strength and toughness (Keawsupsuk, 2010). Glass-ceramics are prepared by the suitable heat treatment of glass consisted of two processes: nucleation and crystallization. The nucleation process generates nuclei from nucleating agents in glass and crystallization process causes for those nuclei to grow further to crystals. Obviously, crystalline glass-ceramics are obtained.

Residual strain within the glass rod was believed to affect mechanical properties because of the manufacturing process. If the strain remains in the glass and it needs heat treatment to transform to a crystalline glass-ceramic, the glass-ceramic components are always loaded by residual strain (Green, 1998). Moreover, residual strain would be induced when the sintered ceramic surface are ground and polished (Tuan and Kuo, 1999). To overcome this problem, test specimens should be free of residual strain and relaxing residual strain in the components has to be annealed at a suitable temperature for some hours (Fischer *et al.*, 2005). In order to investigate the residual strain, a strain viewer has to be applied. Specimens for investigation by a strain viewer must not be opaque. Therefore, residual strain has to be evaluated in the glass which is transparent rather than in the glass ceramic.

Strain viewer (StrainMatic M2 Series) has been designed to measure some values of glass such as glass color, batch calculation or glass property prediction and residual strain. The strain viewer is available within polarized light source. This instrument uses polarization angle for each pixel in order to calculate the real temper number presented in color-code and values of glass measurement (Katte, 2009) as shown in Figure 1.

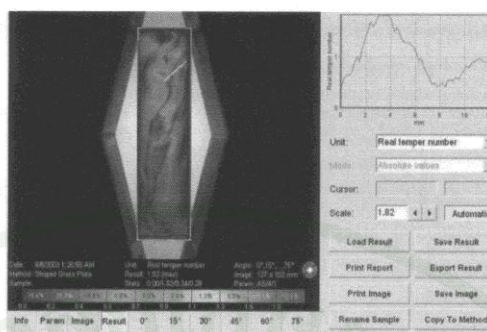


Figure 1 Residual strain of glass rod by strain viewer

Computer-aided design and computer-aided manufacturing (CAD/CAM) processes have been developed for the fabrication of dental restorations (Willer *et al.*, 1998). CAD/CAM technology has emerged as another popular processing technique for glass-ceramics (Höland *et al.*, 2008). The machinable glass-ceramic containing calcium-mica and fluorapatite crystals was found to be appropriately fabricated with CAD/CAM technique without microcracks from the cutting on surfaces (Sirinukunwattana, 2010). This research concentrates on residual strain adjustment to enhance machinable glass-ceramics due to their properties (e.g., hardness, strength and toughness) improvement.

MATERIALS AND METHOD

Three batches of glass-ceramics were varied the fluorapatite content called YGCF 2.5, YGCF 3.5 and YGCF 4.0, respectively, as shown in Table 1. The reagents of SiO_2 ($\geq 99.865\%$, Fluka), Al_2O_3 ($\geq 99.695\%$, Fluka), MgO ($\geq 98\%$, Merck), MgF_2 (granules 1-2.5 mm, Merck), SrCO_3 ($>98.4\%$, Aldrich), CaCO_3 (99.0% , BDH), CaF_2 ($\geq 97\%$, BDH) and P_2O_5 ($>97\%$, Fluka) were mixed and melted in an alumina crucible in an electric furnace at 1420°C for 1 h. Then the quenched in water to receive glass frits. The glass frits were ground into powder and sieved to be used for subsequent experiments.

Glass powder samples were analyzed using differential thermal analysis (DTA, Perkin Elmer Series DTA7) to elucidate the optimum nucleation temperature and time by using Marotta's method (Marotta *et al.*, 1981). In order to produce a glass rod, glass frit was melted at 1420°C for 1 h and poured into a carbon mould. After that, to reduce internal strain, the glass rod was annealed for 2 h at 20°C above its glass transition temperature. Then a strain viewer was used to observe the residual strain in the glass rod. Glass rods were reannealed at the same temperature and time and residual strain of glass rods was repeatedly analyzed. XRD (Philips, PW3040/00) was performed to find out crystalline phases of glass-ceramics.

Table 1 Varied chemical compositions for fluorapatite of glass-ceramics by weight (g)

Formula	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	MgF ₂	SrCO ₃	CaCO ₃	CaF ₂	P ₂ O ₅
YGCF 2.5	A	b	c	d	e	5.04	0.44	2.38
YGCF 3.5	f	g	h	i	j	6.87	0.60	3.25
YGCF 4.0	k	l	m	n	p	7.76	0.67	3.67

Remarks a to p : weight of chemicals which are undisclosed (g.)

RESULTS AND DISCUSSION

In Figure 2, DTA curves of glass samples (YGCF 2.5, YGCF 3.5 and YGCF 4.0) are shown from 400°C to 1200°C at heating rate 10°C min⁻¹. The glass transition temperature (T_g), crystallization temperature (T_p) and melting temperatures (T_m) are presented.

The increasing fluorapatite contents in glass-ceramics lower T_g , T_p and T_m because fluorine ions, a radius of 1.36 Å⁰, is very close in size to the oxygen ion, a radius of 1.40 Å⁰, so that a fluorine ions to replace the oxygen ions in glasses network without causing a disturbance in the arrangement of other ions. The bonding strength of Si-F bond is stronger than that of Si-O-Si bond due to the electronegativity and this effect is reflected in decreased viscosity of the melt of glass (McMillan, 1979).

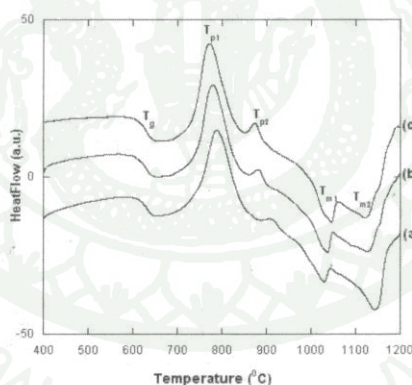


Figure 2 DTA curves of glass-ceramics YGCF (a) 2.5, (b) 3.5 and (c) 4.0.

XRD patterns of the prepared glass-ceramics investigated both surface and bulk are given in Figure 3. The main identified crystalline phases are calcium-mica ($\text{Ca}_{0.5}\text{Mg}_3\text{AlSi}_3\text{O}_{10}\text{F}_2$) and fluorapatite ($\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3\text{F}$). Moreover, silicon oxide (SiO_2), strontium oxide (SrO), forsterite (Mg_2SiO_4) and cordierite ($\text{Mg}_2\text{Al}_4\text{Si}_5\text{O}_{18}$) are the minor crystalline structures which are identical phases found in previous research (Supanaroj and Tuksanon, 2008). The increased fluorapatite content in glass-ceramics affects the stronger intensity of the identified peaks. CaCO_3 and CaF_2 are components to form calcium-mica crystals, whereas CaF_2 and P_2O_5 are nucleating agents of formed fluorapatite crystals formation. The resulted of increaseing of unknown peaks affects the crystalline phase of glass-ceramic increases (McMillan, 1979).

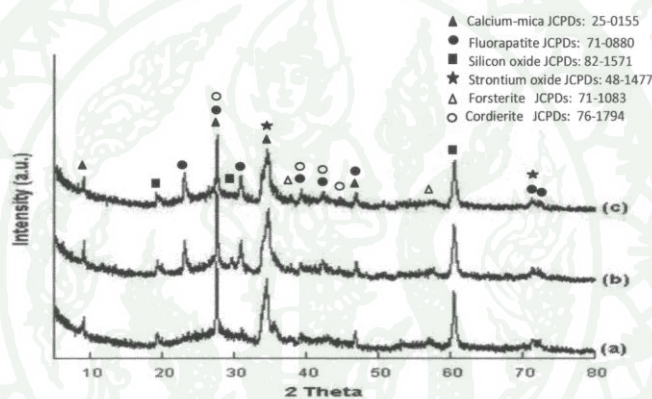
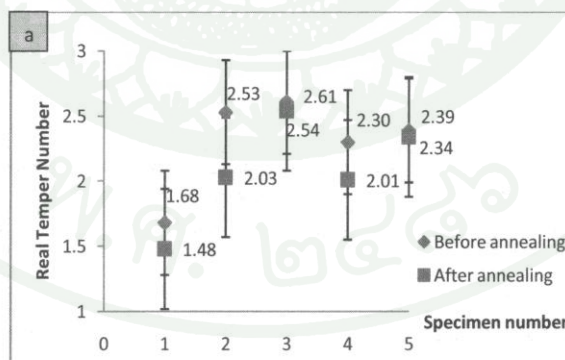


Figure 3 XRD patterns of glass-ceramics YGCF (a) 2.5, (b) 3.5 and (c) 4.0.



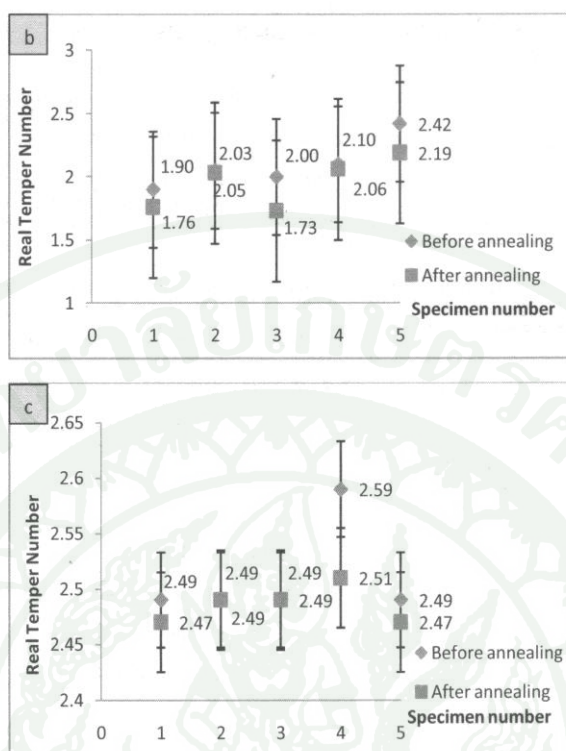


Figure 4 Residual strain comparison of glass-ceramics by strain viewer between before and after annealing (a) YGCF 2.5, (b) YGCF 3.5 and (c) YGCF 4.0

The results of residual strains in glass rod in Figure 4 show that the annealing process at temperature above the glass transition temperature 20°C induces residual strain to decrease due to the relaxation of residual strain and it was found that the strength of those glass-ceramics increased. Our results are corresponding of the results by Fischer *et al.* (Fischer *et al.*, 2005). Therefore, the annealing process is able to enhance to form the glass-ceramics as restorative dental materials. Because the annealing is a process to remove internal strains resulted from uneven cooling during glass rod fabrication. If the internal strain in glass is decreased, then the mechanical properties, e.g., strength, hardness and toughness are not affected by residual strain.

CONCLUSIONS

The crystalline phases of glass-ceramics are mainly calcium-mica, fluorapatite and cordierite in both surface and bulk. The internal strain with glass has been removed by an annealing process at temperature above the glass transition temperature 20°C ($T_g+20^{\circ}\text{C}$). The resultant glass ceramics after heat treatment then are properly fabricated by CAD/CAM to use as dental materials.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors appreciate the assistance of Department of Science Service, Ministry of Science and Technology for funding grants and also Kasetsart University Research and Development Institute, Kasetsart University, Thailand.

REFERENCES

- Fischer, H., Hemelik, M., Telle, R. and R. Marx. 2005. Influence of annealing temperature on the strength of dental glass ceramic materials. *Dental Materials*. 21: 671-677.
- Green, D.J. 1998. An introduction to the mechanical properties of ceramics. Cambridge: **Cambridge University Press**.
- Holand, W. 1997. Biocompatible and bioactive glass-ceramics – state of the art and new directions. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 219: 192-197.
- Holand, W., Rheinberger, V., Apel, E., Ritzberger, C., Rothbrudt, F., Kappert, H., Krumeich, F., and R. Nesper. 2008. Future perspectives of biomaterials for dental restoration. *Journal of the European Ceramic Society*.
- Katte, H. 2009. Minimization of annealing costs by automatic measurement of residual stress distribution. Glassman Europe 2009. Available Source: <http://www.verreonline.fr/Glassman-2009/ilis-strain-measurement.pdf>, July 22, 2009.
- Keawsupsak, K. 2010. Development of mica-based glass-ceramics with fluorapatite variation for restorative dental applications. **M.S. Thesis Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering**, Kasetsart University.
- Marotta, A., Busi, A., and F. Branda. 1981. Nucleation in glass and differential thermal analysis. *J. Mater. Sci.* 16: 341-344.
- McMillan, P.W. 1979. Glass-Ceramics. **Academic Press Inc.**, London.
- Sirinukunwattana, K., Yamashita, K., Heness, G. and D. Chaysuwan. 2010. Machinable glass-ceramics forming as a restorative dental material. *Dental Materials Journal* (submitted in September 2010).

- Supanaroj, T. and P. Tuksanon. 2008. Development of glass-ceramics with fluorapatite for dental applications. B.S. Thesis Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Kasetsart University.
- Tuan, W.H. and J.C. Kuo. 1999. Contribution of residual stress to the strength of abrasive ground alumina. *J Eur Ceram Soc.* 19: 1593-1597.
- Willer, J. Rossbach, A. and H.P. Weber. 1998. Computer-assisted milling of dental restorations using a new CAD/CAM data acquisition system. *The journal of prosthetic dentistry* 80: 346-353.
- Yin, L., Song, X.F., Song, Y.L., Huang, T. and J. Li. 2006. An overview of in vitro abrasive finishing & CAD/CAM of bioceramics in restorative dentistry. *Material Science.* 27: 443-468.

ประวัติการศึกษา และการทำงาน

ชื่อ	นางสาวพรพิมล ชันธจินดา
เกิดวันที่	22 สิงหาคม 2529
สถานที่เกิด	กรุงเทพมหานคร
ประวัติการศึกษา	วท.บ. (ฟิสิกส์อิเล็กทรอนิกส์) มหาวิทยาลัยธรรมศาสตร์
ตำแหน่งปัจจุบัน	-
สถานที่ทำงาน	-
ผลงานดีเด่นและ/หรือรางวัลทางวิชาการ	-
ทุนการศึกษาที่ได้รับ	ทุนอุดหนุนสนับสนุนการวิจัยในโครงการความร่วมมือการผลิตนักวิจัยและพัฒนาด้านวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี ระหว่างกรมวิทยาศาสตร์บริการ กับสถาบันอุดมศึกษา (พ.ศ. 2552-2553)