

บทที่ 1 บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญของงานวิจัย

ในปัจจุบันทางทันตกรรมได้มีการใช้อุปกรณ์ช่วยจัดฟันชนิดหนึ่ง ซึ่งเป็นที่รู้จักกันในชื่อของ mini-screw implant (หรือสกรูจัดฟันขนาดเล็ก) โดยหน้าที่ของ mini-screw implant นี้จะเข้ามาช่วยในส่วนของ การจัดฟัน โดยจะใช้การฝังลงไปให้ส่วนที่เป็น mini-screw implant นี้เข้าไปยึดติดกับส่วนของ กระดูกบริเวณเหงือกของฟัน ทั้งนี้เพื่อช่วยอำนวยความสะดวกในการจัดฟันและมีประสิทธิภาพเพิ่มขึ้นโดย ป้องกันการเคลื่อนตัวของฟัน ซึ่งเหมาะสมสำหรับการใช้งานจัดฟันที่มีความละเอียดและซับซ้อน เพราะแต่ เดิมนั้นการจัดฟันจะมีความยุ่งยากอันเนื่องมาจากการขาดอุปกรณ์ที่อำนวยความสะดวกเหมือนอย่างใน ปัจจุบันนี้

Mini-screw implant นั้นโดยส่วนมากแล้วผลิตมาจากโลหะผสมไทเทเนียม ซึ่งประกอบด้วย ส่วนประกอบหลักคือ ไทเทเนียม (Ti) ประมาณ 90% ที่เหลือเป็น วาเนเดียม (V) และ อะลูมิเนียม (Al) โดยมี Trace Element คือ คาร์บอน (C), ออกซิเจน (O), ไนโตรเจน (N) และ ไฮโดรเจน (H) ซึ่ง mini-screw implant ที่มีความนิยมหรือใช้กันมากในทางทันตกรรมได้แก่ Ti-6Al-4V เป็นต้น สาเหตุที่ทางการแพทย์นิยมใช้ไทเทเนียมเป็นวัสดุที่ใช้กับร่างกายมนุษย์เนื่องจากไทเทเนียมเป็นธาตุที่ไม่เป็นพิษต่อร่างกาย หรือมีความสามารถในการเข้ากันได้กับเนื้อเยื่อภายในร่างกาย (Biocompatibility) อีกทั้งไทเทเนียมยังมี ค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นใกล้เคียงกับกระดูกมนุษย์ทำให้สามารถยึดติดกับกระดูกได้ดี [1-3]

จากการทบทวนงานวิจัยพบว่า แรงบิดที่มากเกินไปขณะทำการขันสกรูจัดฟันขนาดเล็กลงบนกระดูกเป็น สาเหตุหลักของการตายของเนื้อเยื่อรอบๆบริเวณกระดูก ส่งผลให้การยึดติดของสกรูจัดฟันขนาดเล็กกับ เนื้อเยื่อกระดูกนั้นไม่ดี อีกทั้งยังสร้างบาดแผล ณ ตำแหน่งที่ทำการขันสกรูอีกด้วย ซึ่งแรงบิดที่ใช้ในการขัน จะมากหรือน้อยนั้นขึ้นอยู่กับแรงต้านหรือแรงเสียดทานระหว่างสกรูกับกระดูก [4-11] ดังนั้นการลดแรง เสียดทานระหว่างสกรูกับกระดูกขณะทำการขันสามารถช่วยลดแรงบิดที่มากเกินไปจนความจำเป็น อีกทั้งยัง สามารถช่วยลดการเกิดบาดแผลหลังจากทำการขันสกรูอีกด้วย นอกจากนี้ยังพบปัญหาที่เกิดขึ้นจากการ ใช้งานสกรูจัดฟันขนาดเล็กของทันตแพทย์โดยตรง กล่าวคือการใช้แรงบิดที่ไม่เหมาะสมขณะทำการขันสกรู ทำให้เกิดความเสียหายของสกรูจัดฟัน ก่อปรกับเกิดความเสียหายของกระดูกและเนื้อเยื่อของผู้ป่วย ณ บริเวณที่ทำการขันอีกด้วย

ดังนั้นงานวิจัยนี้จึงมีเป้าหมายหลักเพื่อลดแรงเสียดทานของสกรูจัดฟันขนาดเล็กขณะทำการขัน เพื่อ ลดแรงบิดและป้องกันความเสียหายที่จะเกิดกับสกรูจัดฟันขนาดเล็กรวมถึงกระดูกและเนื้อเยื่อของผู้ป่วย โดยใช้เทคโนโลยีการเคลือบผิวเข้ามาช่วยเนื่องจากการแก้ปัญหาที่ผิวของวัสดุโดยตรง [12] เทคนิคที่ ใช้ในการเคลือบผิวคือ Plasma-based ion implantation (PBII) เพื่อสร้างผิวเคลือบชนิด Diamond-like carbon (DLC) ซึ่งมีสมบัติอยู่ระหว่างเพชรและแกรไฟต์ [13] โดยผิวเคลือบชนิดนี้มีสมบัติเด่นๆหลาย ประการ เช่น สมบัติทางด้านต่อต้านการสึกหรอ ต่อต้านการกัดกร่อน เนื้อเยื่อต่อต้านปฏิกิริยาทางเคมี รวมถึง

มีความเข้ากันได้กับร่างกายเป็นอย่างดีอีกด้วย [14,15] ซึ่งเหมาะสมและนิยมต่อการนำมาประยุกต์ใช้งานทางด้านวัสดุชีวภาพเป็นอย่างดี

1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

- 1.2.1 เพื่อศึกษาอิทธิพลของธาตุฟลูออรีนและซิลิกอน ที่มีต่อสมบัติทางกายภาพ ทางกล และทางชีวภาพของผิวเคลือบคาร์บอนคล้ายเพชร
- 1.2.2 เพื่อศึกษาการลดแรงเสียดทานของสกรูจัดฟันขนาดเล็กขณะทำการขันโดยที่สกรูไม่เกิดความเสียหาย

1.3 ขอบเขตของงานวิจัย

- 1.3.1 ศึกษาข้อมูลและงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับผิวเคลือบคาร์บอนคล้ายเพชร (DLC)
- 1.3.2 ศึกษาข้อมูลและงานวิจัยที่เกี่ยวข้องกับแรงบิดที่ใช้สำหรับขันสกรูจัดฟัน
- 1.3.3 นำแผ่นซิลิกอนมาเคลือบผิว ได้แก่ ผิวเคลือบ DLC, F-DLC และ Si-DLC โดยใช้ RF power 300 วัตต์ ความต่างศักย์ไฟฟ้า -5 กิโลโวลต์ และ อัตราส่วนแก๊สของผิวเคลือบ F-DLC ($C_2H_2:CF_4$) และ Si-DLC ($C_2H_2:TMS$) เท่ากับ 2:1, 1:1, 1:2 และ 1:4 ที่ความดันเท่ากับ 2 Pa โดยกำหนดความหนาของผิวเคลือบเท่ากับ 500 นาโนเมตร
- 1.3.4 ทดสอบสมบัติต่างๆของผิวเคลือบ โดยทดสอบสมบัติทางกายภาพและทางกลเพื่อวิเคราะห์หาตัวแปรที่เหมาะสมสำหรับการเคลือบผิวเพื่อทดสอบสมบัติทางชีวภาพ ได้แก่
 - ตรวจสอบความหนาของผิวเคลือบด้วยวิธี 3D laser microscopy
 - ตรวจสอบลักษณะโครงสร้างของผิวเคลือบด้วยวิธี Raman Spectroscopy
 - ตรวจสอบปริมาณของธาตุแต่ละชนิดในผิวเคลือบด้วยวิธี Auger Electron Spectroscopy
 - ทดสอบความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบโดยใช้เครื่อง Nano-indenter
 - ทดสอบความเรียบผิวของผิวเคลือบโดยใช้เครื่อง Atomic force microscope
 - ทดสอบแรงยึดติดระหว่างชิ้นงานกับผิวเคลือบด้วยวิธี Scratch test
 - ทดสอบสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของผิวเคลือบด้วยเทคนิค Ball-on-disk
- 1.3.5 วิเคราะห์และเลือกผิวเคลือบที่มีสมบัติทางกายภาพและทางกลที่ดีที่สุด นำมาเคลือบผิวโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V เพื่อทดสอบสมบัติทางชีวภาพ ได้แก่
 - ทดสอบ Wettability ของผิวเคลือบโดยใช้เครื่อง Contact angle measurement
 - ทดสอบความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนของผิวเคลือบด้วยเทคนิค Potentiodynamic Polarization
 - ทดสอบความเข้ากันได้ทางชีวภาพของผิวเคลือบ

- 1.3.6 วิเคราะห์และเลือกผิวเคลือบที่มีสมบัติทางชีวภาพที่ดีและเหมาะสมสำหรับการนำไปใช้งาน นำมาเคลือบผิวสกรูจัดฟัน แล้วนำไปวัดค่าแรงบิดโดยการขันสกรูจัดฟันลงบนกระดูกเทียม รวมถึงวิเคราะห์หาค่าแรงบิดที่มากที่สุดที่สกรูสามารถรับได้ก่อนเกิดความเสียหาย
- 1.3.7 วิเคราะห์และสรุปผลการทดลอง

1.4 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

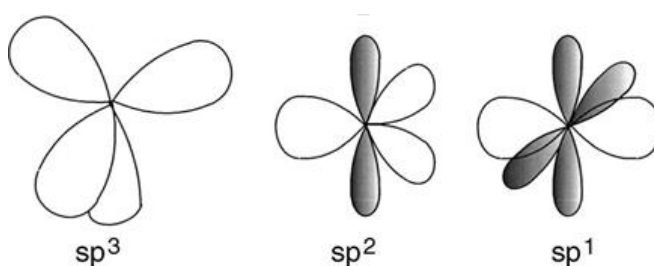
- 1.4.1 สามารถลดความเสียหายของสกรูจัดฟันที่จะเกิดขึ้นจากการขัน
- 1.4.2 สามารถกำหนดแรงบิดที่มากที่สุดที่ใช้ในการขันสกรูจัดฟัน เพื่อลดการเกิดบาดแผลหลังจากทำการขัน
- 1.4.3 คณะทันตแพทยศาสตร์ รวมถึงโรงพยาบาลและคลินิกจัดฟัน สามารถนำผลการวิจัยนี้ไปใช้งานได้จริง

บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1 คาร์บอนคล้ายเพชร (Diamond-like carbon; DLC)

Diamond-like carbon (DLC) เป็นรูปแบบสภาวะที่สมดุลเมื่อไม่ถูกรบกวนหรือถูกรบกวนน้อย แต่จะสามารถผ่านไปยังสภาวะที่สมดุลกว่าเมื่อถูกรบกวนในระดับหนึ่ง (Metastable) ของคาร์บอนที่เป็นโครงสร้างแบบไม่มีผลึก (Amorphous) ซึ่งจะประกอบด้วยพันธะ sp^3 เป็นส่วนใหญ่ สมบัติทั่วไปที่สำคัญของผิวเคลือบชนิดนี้คือ มีความแข็งสูง เฉื่อยต่อปฏิกิริยาทางเคมี มีความต้านทานการสึกกร่อนและสึกหรอที่ดี มีสัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำ ต่อด้านการยึดติดของน้ำ และมีความเข้ากันได้ดีกับร่างกาย เป็นต้น ผิวเคลือบ DLC นี้สามารถนำไปประยุกต์ใช้งานได้หลากหลาย เช่น อุตสาหกรรมฮาร์ดดิสก์ ชิ้นส่วนรถยนต์ วัสดุชีวภาพ และ MEMS เป็นต้น [15]

รูปแบบโครงสร้างของคาร์บอนนั้นมีหลากหลายทั้งแบบที่เป็นผลึก (Crystalline Structure) และ เกิดความไม่สมบูรณ์แบบของผลึก (Disorder Structure) ซึ่งคาร์บอนนั้นสามารถแบ่งออกเป็น 3 ไฮบริดเซชันคือ sp^3 , sp^2 , และ sp^1 ดังรูปที่ 2.1



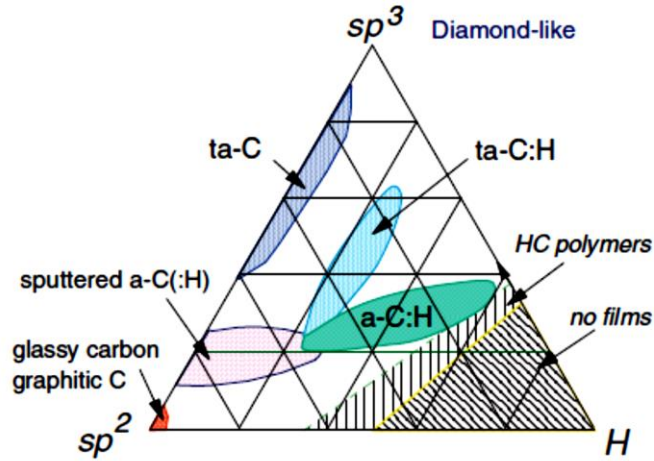
รูปที่ 2.1 แสดงลักษณะโครงสร้างแบบ sp^3 , sp^2 , และ sp^1 [15]

ไฮบริดเซชัน sp^3 ซึ่งเป็นโครงสร้างแบบเพชร มีลักษณะเป็นทรงสี่หน้า (Tetrahedral)

ไฮบริดเซชัน sp^2 ซึ่งเป็นโครงสร้างแบบกราฟไฟต์ มีลักษณะเป็นสามเหลี่ยมแบนราบ (Trigonal)

และ ไฮบริดเซชัน sp^1 มีลักษณะเป็นเส้นตรง (Linear)

DLC แบ่งออกเป็นสองกลุ่มใหญ่ๆคือ มีไฮโดรเจนเป็นองค์ประกอบ (Hydrogenated amorphous carbon, a-C:H) และไม่มีไฮโดรเจนเป็นองค์ประกอบ (Amorphous carbon, a-C) ซึ่งสามารถอธิบายอย่างง่ายได้โดยดูจากเทอนารีเฟสไดอะแกรม [15] ดังรูปที่ 2.2



รูปที่ 2.2 แสดงถึงเฟสไดอะแกรมของพันธะในโลหะผสมคาร์บอน-ไฮโดรเจน [15]

ผิวเคลือบ Diamond-like carbon สามารถแบ่งออกเป็น 2 ชนิดได้ดังนี้ [16]

1) ผิวเคลือบที่มีไฮโดรเจนเป็นองค์ประกอบ (Hydrogenated amorphous carbon, a-C:H) แบ่งออกได้ดังนี้

1.1) ผิวเคลือบที่ประกอบด้วยปริมาณไฮโดรเจนสูงๆประมาณ 40-50 เปอร์เซ็นต์ ผิวเคลือบชนิดนี้จะมีปริมาณลักษณะโครงสร้าง sp^3 สูงถึง 60 เปอร์เซ็นต์ แต่เป็นพันธะที่เกิดจากไฮโดรเจนเป็นส่วนใหญ่ มีผลทำให้วัสดุนี้อ่อนและมีความหนาแน่นต่ำ เรียกผิวเคลือบชนิดนี้ว่า Polymer-like a-C:H (PLCH)

1.2) ผิวเคลือบที่ประกอบด้วยปริมาณไฮโดรเจนปานกลางประมาณ 30-40 เปอร์เซ็นต์ ถึงแม้ว่าผิวเคลือบชนิดนี้จะมีปริมาณลักษณะโครงสร้าง sp^3 ต่ำ แต่เป็นพันธะ C-C sp^3 เป็นส่วนใหญ่เมื่อเทียบกับ PLCH ดังนั้นผิวเคลือบชนิดนี้จะมีสมบัติทางกลที่ดีกว่า เรียกผิวเคลือบชนิดนี้ว่า Diamond-like a-C:H (DLCH)

1.3) ผิวเคลือบ Hydrogenated tetrahedral amorphous carbon (ta-C:H) เป็นผิวเคลือบชนิดหนึ่งของ DLCH ซึ่งมีปริมาณลักษณะโครงสร้าง sp^3 มากถึง 70 เปอร์เซ็นต์ และมีปริมาณไฮโดรเจน 30 เปอร์เซ็นต์ ดังนั้นผิวเคลือบชนิดนี้จะมีมีความหนาแน่นสูงถึง 2.4 กรัมต่อลูกบาศก์เซนติเมตรและมีค่าโมดูลัสความยืดหยุ่นสูงถึง 300 GPa

1.4) ผิวเคลือบที่ประกอบด้วยปริมาณไฮโดรเจนน้อยกว่า 20 เปอร์เซ็นต์ ซึ่งมีลักษณะโครงสร้าง sp^2 และกลุ่มก้อน (Cluster) ของลักษณะโครงสร้าง sp^2 สูง เรียกผิวเคลือบชนิดนี้ว่า Graphite-like a-C:H (GLCH)

2) ผิวเคลือบที่ไม่มีไฮโดรเจนเป็นองค์ประกอบ (Non-hydrogenated amorphous carbon, a-C) เป็นผิวเคลือบที่ประกอบด้วยลักษณะโครงสร้าง sp^3 สูงมากถึง 88 เปอร์เซ็นต์ เรียกผิวเคลือบชนิดนี้ว่า ta-C (Tetrahedral amorphous carbon) [17]

2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการเคลือบผิวแบบ Plasma-based Ion Implantation (PBII)

Plasma-based ion implantation เป็นที่รู้จักกันในช่วง ค.ศ. 1980 [18] ซึ่งเป็นเทคนิคใหม่ที่สามารถปรับปรุงสมบัติของผิววัสดุโดยเฉพาะอย่างยิ่งกับวัสดุสามมิติ (3D) เทคนิค PBII นี้สามารถช่วยปรับปรุงหรือเพิ่มความต้านทานการสึกหรอ อายุการใช้งานของวัสดุ ความแข็ง ความล้า และอื่นๆอีกมากมาย อีกทั้งยังสามารถนำไปประยุกต์ใช้กับสารกึ่งตัวนำไฟฟ้า (Semiconductor) ได้อีกด้วยเช่น การโด๊ป (Doping) [19] นอกจากนี้เทคนิค PBII ยังเป็นที่สนใจกันอย่างแพร่หลายทั้งในอุตสาหกรรมยานยนต์ (Automobile) เครื่องจักรกลอุตสาหกรรม (Industry Machines) อาหาร (Food) การบิน (Aerospace) และอื่นๆอีกมากมาย

PBII มีลักษณะสำคัญดังนี้ [20]

- 1) สามารถใช้กับวัสดุที่มีรูปร่างสามมิติได้ เนื่องจากวัสดุนั้นถูกปกคลุมด้วยพลาสมา
- 2) ใช้ระยะเวลาในการเคลือบน้อย เพราะไอออนที่เกิดขึ้นนั้นมาจากพลาสมาที่ได้รับพลังงานจากความต่างศักย์ไฟฟ้าลบ (Negative Voltage) ไปสู่ชิ้นงานโดยตรง
- 3) เป็นระบบผสม (Hybrid system) เนื่องจากพลาสมาที่ใช้จะเป็นแก๊ส (Gaseous) หรือไม่เป็นแก๊สก็ได้ (Non-gaseous)
- 4) พลังงานไอออน (Ion energy) ที่ใช้ในการฝังตัวของโมเลกุลมีช่วงการใช้งานกว้าง

ส่วนประกอบที่สำคัญที่มีอิทธิพลต่อการเกิดการฝังตัวของไอออน (Ion implantation) มีดังนี้ [21]

- 1) ความต่างศักย์ไฟฟ้าที่ป้อนให้กับชิ้นงานควรจะต่ำ
- 2) Pulse width ที่ป้อนให้กับชิ้นงานควรมีช่วงระยะเวลาสั้น
- 3) ความหนาแน่นของพลาสมาที่ครอบคลุมชิ้นงานควรจะมาก

ขั้นตอนการเคลือบผิว มีดังนี้

1) Cleaning

เป็นการทำความสะอาดผิวชิ้นงานก่อนเคลือบเพื่อเอาสิ่งสกปรกที่ติดอยู่บนชิ้นงานออก ซึ่งใช้แก๊สอาร์กอน (Ar) เข้าไปทำปฏิกิริยาโดยการป้อนความถี่วิทยุ (RF) และไฟฟ้ากระแสตรง (DC) เข้าไปที่ชิ้นงานพร้อมๆกันซึ่งจะมี Matching Box เป็นตัวควบคุมการทำงาน แก๊สอาร์กอนที่อยู่ในห้องเคลือบจะได้รับพลังงานจาก RF จนกระทั่งแตกตัวออกเป็นพลาสมา เนื่องจากแก๊สอาร์กอนเป็นแก๊สเฉื่อยอยู่แล้วพลาสมาที่ได้จึงเป็น Ar^+ และชิ้นงานจะได้รับพลังงานจากไฟฟ้ากระแสตรงซึ่งไฟฟ้ากระแสตรงที่ป้อนเข้าไปจะเป็นลบ (-) ดังนั้นจะเกิดแรงดึงดูดกันระหว่าง Ar^+ กับ ไฟฟ้ากระแสตรงที่เป็นลบ ทำให้ Ar^+ วิ่งมาชนชิ้นงาน เรียกกระบวนการนี้ว่า Sputtering

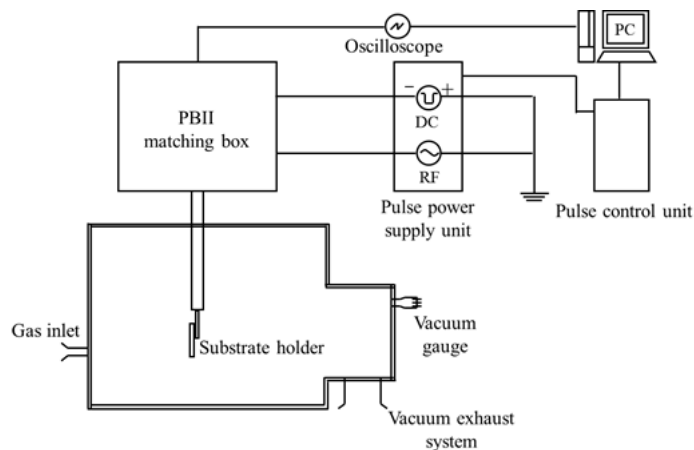
2) Implantation

เป็นการสร้างความหนาระหว่างชั้น (Interlayer) ที่ผิวชิ้นงานเพื่อให้ผิวเคลือบที่จะมาแปะบนชิ้นงานเกิดการยึดติดที่ดี ซึ่งใช้แก๊สมีเทน (CH_4) เข้าไปทำปฏิกิริยาโดยการป้อนความถี่วิทยุ (RF) และไฟฟ้ากระแสตรง (DC) เข้าไปที่ชิ้นงานพร้อมๆกันซึ่งจะมี Matching Box เป็นตัวควบคุมการทำงาน แก๊ส

มีเทนที่อยู่ในห้องเคลือบจะได้รับพลังงานจาก RF จนกระทั่งแตกตัวออกเป็นพลาสมาประกอบไปด้วย ไอออน (+) และอิเล็กตรอน (-) และชิ้นงานจะได้รับพลังงานจากไฟฟ้ากระแสตรงซึ่งไฟฟ้ากระแสตรงที่ป้อนเข้าไปจะเป็นลบ (-) ดังนั้นจะเกิดแรงดึงดูดกันระหว่างไอออนบวกกับไฟฟ้ากระแสตรงที่เป็นลบทำให้ ไอออนบวกวิ่งมาฝังเข้าไปในชั้นของชิ้นงานเกิดเป็นความหนาระหว่างชั้น เรียกกระบวนการนี้ว่า Implantation

3) Deposition

เป็นการเคลือบผิวชิ้นงาน ซึ่งใช้แก๊สอะเซทิลีน (Acetylene, C_2H_2) ผสมกับแก๊สคาร์บอนเตตระฟลูออไรด์ (Carbon tetrafluoride, CF_4) หรือแก๊ส Tetramethylsilane (TMS, $Si(CH_3)_4$) เข้าไปทำปฏิกิริยาโดยการป้อนความถี่วิทยุ (RF) และไฟฟ้ากระแสตรง (DC) เข้าไปที่ชิ้นงานพร้อมๆกันซึ่งจะมี Matching Box เป็นตัวควบคุมการทำงาน แก๊สทั้งสองชนิดที่อยู่ในห้องเคลือบก็จะได้รับพลังงานสูงจนกระทั่งแตกตัวออกเป็นพลาสมา ซึ่งจะประกอบด้วยไอออน (+) และอิเล็กตรอน (-) และชิ้นงานจะได้รับพลังงานจากไฟฟ้ากระแสตรงซึ่งไฟฟ้ากระแสตรงที่ป้อนเข้าไปจะเป็นลบ (-) ดังนั้นจะเกิดแรงดึงดูดกันระหว่างไอออนบวกกับไฟฟ้ากระแสตรงที่เป็นลบ ทำให้ไอออนบวกวิ่งมาแปะบนชิ้นงานเกิดเป็นความหนาของผิวเคลือบ เรียกกระบวนการนี้ว่า Deposition



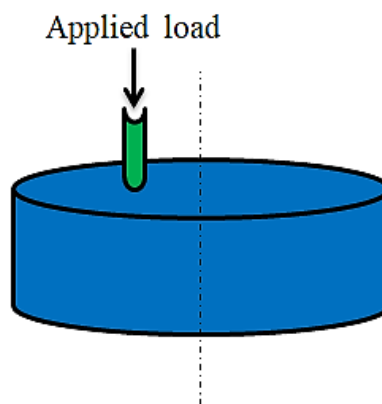
รูปที่ 2.3 แสดงลักษณะเครื่องเคลือบผิวแบบ Plasma-based ion implantation

2.3 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการทดสอบเพื่อวัดค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหาย

ในทางปฏิบัติแล้วการทดสอบวัดค่าเพื่อที่จะนำไปกล่าวอ้างถึงผลการทดสอบว่าวัสดุชนิดนี้ให้ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหาย (μ) ต่ำกว่า แล้วจะทำงานโดยเกิดแรงเสียดทานน้อยกว่านั้นไม่สามารถที่จะบ่งชี้ได้จากผลการทดสอบได้อย่างแน่นอนนัก เนื่องจากในสภาวะการทำงานจริงมีกลไกของความเสียหายที่เกิดขึ้นอย่างอื่นอันเนื่องมาจากแรงในทิศทางอื่น แรงต้านภายในเนื้อวัสดุเมื่อเปลี่ยนรูปร่างไป ซึ่งกลไกเหล่านี้จะไม่สามารถจำลองลงมาในเครื่องมือที่ใช้ทดสอบได้ ดังนั้นผลที่ได้ออกมาจึงสามารถนำมากล่าวอ้างเพียงคาดเดาและเปรียบเทียบแนวโน้มเท่านั้น

ในการวัดค่าความเสียหายนั้น ข้อมูลค่าที่วัดออกมาจะเป็นข้อมูลเชิงปริมาณเปรียบเทียบ ดังนั้นในการทดสอบวัดค่าความเสียหายนั้นจะต้องวัดค่ากับเครื่องทดสอบมาตรฐานและสภาวะมาตรฐานที่เงื่อนไขเดียวกัน จึงจะสามารถเปรียบเทียบค่าข้อมูลกันได้ ซึ่งในปัจจุบันเครื่องทดสอบมาตรฐานที่ใช้ทดสอบความเสียหายมีอยู่มากมาย ในการออกแบบการทดสอบหรือเลือกใช้เครื่องมือชนิดใดนั้นจะต้องทราบถึงกลไกการเกิดความเสียหายที่เกิดขึ้นในสภาวะนั้นๆเสียก่อนเพื่อที่จะสามารถออกแบบจำลองการทดสอบที่มีประสิทธิภาพ ซึ่งเครื่องมือที่นิยมใช้กันอย่างแพร่หลายในการทดสอบสภาวะแบบนี้คือเครื่องทดสอบแบบลูกบอลบนแผ่นจาน (Ball-on-disk)

การทดสอบแบบบอลบนจานแผ่นเป็นวิธีที่นิยมใช้ในห้องทดสอบมากที่สุด เนื่องจากว่าสะดวกในการทดสอบ และข้อมูลที่ได้ออกมาสามารถนำมาหาค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายได้อย่างรวดเร็ว สามารถปรับแรงกด ความเร็ว และเวลาในการทดสอบให้เหมาะสมกับวัสดุที่นำมาทดสอบได้ง่าย หลักการคือชิ้นทดสอบที่เป็นลูกบอลจะถูกยึดจับไว้กับแท่งทดสอบ คาน และตุ้มน้ำหนัก เมื่อแผ่นจานหมุนได้รับแรงขับจากมอเตอร์ ตุ้มน้ำหนักที่มีแรงกดลงไปที่จานหมุนจนเกิดแรงเสียดทานด้านการไถของแท่งทดสอบบนจาน แรงที่กระทำกลับต่อคานจะถูกแปลงเป็นสัญญาณส่งผ่านให้โปรแกรมคำนวณแสดงผลออกมาเป็นค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหาย ณ เวลาใดๆ ซึ่งจะต้องนำกราฟผลการทดสอบนี้ไปวิเคราะห์หาค่าที่เหมาะสมที่แสดงถึงความเสียหายที่เกิดขึ้นเนื่องจากผิวสัมผัสทั้งสองนั้นจริงๆ โดยมีกลไกแสดงดังรูปที่ 2.4



รูปที่ 2.4 แสดงกลไกการทำงานของเครื่องทดสอบแบบลูกบอลบนจานแผ่น (Ball-on-disk)

2.4 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับ Raman spectroscopy [22]

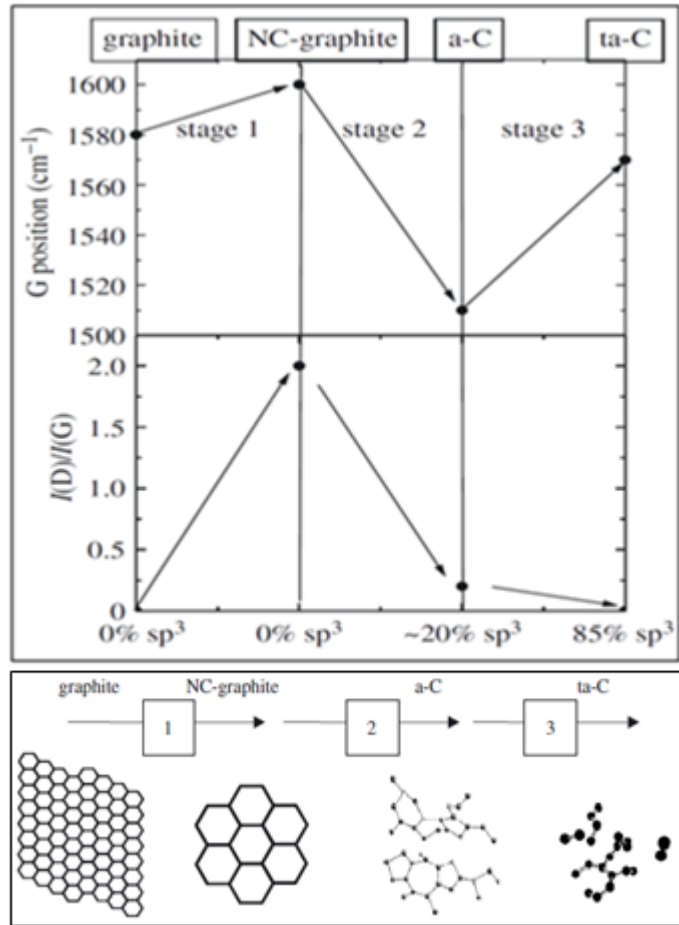
Raman spectroscopy เป็นวิธีทดสอบที่ดีที่สุดในการบ่งบอกถึงโครงสร้างพันธะของผิวเคลือบคาร์บอน ซึ่งเป็นวิธีที่นิยมใช้กันมากที่สุดและไม่ทำลายลักษณะทางโครงสร้างของผิวเคลือบคาร์บอนด้วยลักษณะของผิวเคลือบคาร์บอนทั่วไปจะอยู่ในช่วง Raman spectra ที่ $800-2000\text{ cm}^{-1}$ โดยที่จุดสูงสุดของ G (G peak, Graphite) และจุดสูงสุดของ D (D peak, Disorder of graphite) จะอยู่ที่ 1580 cm^{-1} และ 1350 cm^{-1} ตามลำดับ จะพบเมื่อถูกกระตุ้นด้วยลำแสงที่สามารถมองเห็นได้ (Visible excitation) และจุดสูงสุดของ T (T peak) จะอยู่ที่ 1060 cm^{-1} จะพบเมื่อถูกกระตุ้นด้วยลำแสงอัลตราไวโอเล็ต

[Ultraviolet (UV) excitation] Raman spectra ของผิวเคลือบคาร์บอนทุกชนิดนั้นสามารถอธิบายได้โดยใช้โมเดลดังแสดงในรูปที่ 2.5 มีอยู่ด้วยกัน 3 ชั้นดังนี้

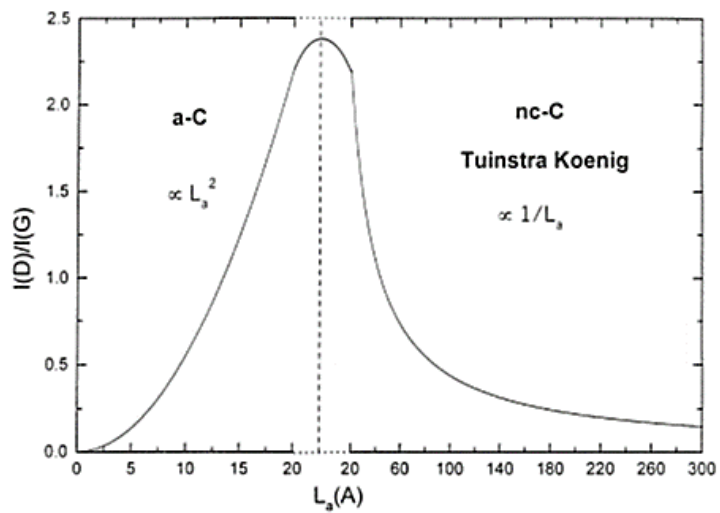
ชั้นที่ 1 บ่งบอกถึงการลดลงของ In-plane correlation length (L_a) หรือเรียกอีกอย่างหนึ่งว่าขนาดเกรน (Grain size) ภายในโครงสร้างของแกรไฟต์ โดยที่ตำแหน่งสูงสุดของ G จะเพิ่มขึ้นจาก 1580 cm^{-1} ไปยัง 1600 cm^{-1} และทำให้ค่า $I(D)/I(G)$ เพิ่มขึ้นดังทฤษฎีของ Tuinstra-Koenig [$I(D)/I(G) \propto 1/L_a$] ดังรูปที่ 2.6

ชั้นที่ 2 บ่งบอกถึงการเริ่มมีการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของแกรไฟต์ (Disorder of graphite) เกิดขึ้น (การมี sp^3 เกิดขึ้น) แต่ส่วนมากยังคงเป็นโครงสร้างพันธะ sp^2 อยู่ โดยที่ตำแหน่งสูงสุดของ G จะลดลงจาก 1600 cm^{-1} ไปยัง 1510 cm^{-1} และทำให้ค่า $I(D)/I(G)$ ลดลงดังทฤษฎีของ Robertson & Ferrari [$I(D)/I(G) \propto L_a^2$] ดังรูปที่ 2.6

ชั้นที่ 3 บ่งบอกถึงการเปลี่ยนลักษณะโครงสร้างจาก sp^2 ไปเป็น sp^3 โดยที่ตำแหน่งสูงสุดของ G จะเพิ่มขึ้นจาก 1510 cm^{-1} ไปยัง 1570 cm^{-1} และทำให้ค่า $I(D)/I(G)$ ลดลงจนกระทั่งเหลือศูนย์เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงของแกรไฟต์เกิดขึ้นอีก



รูปที่ 2.5 โมเดลแสดงการเปลี่ยนแปลงลักษณะโครงสร้างของฟิล์มเคลือบ DLC [22]



รูปที่ 2.6 ความสัมพันธ์ระหว่าง $I(D)/I(G)$ กับ L_a ตามทฤษฎีของ Ferrari & Robertson และ Tuinstra & Koenig [15]

บทที่ 3 วิธีดำเนินการวิจัย

3.1 การเตรียมชิ้นงาน

ในงานวิจัยนี้ได้ใช้แผ่นซิลิกอนและโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V มาทำการเคลือบผิวเพื่อทดสอบสมบัติทางกายภาพ ทางกล และทางชีวภาพของผิวเคลือบ โดยนำแผ่นโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V มาขัดผิวชิ้นงานเพื่อให้ได้ผิวชิ้นงานที่มีลักษณะเป็นผิวกระจก และนำชิ้นงานที่ขัดเสร็จแล้วมาทำความสะอาดด้วยเครื่องอัลตราโซนิค โดยใช้อะซิโตน (Acetone, CH_3COCH_3) เมทานอล (Methanol, CH_3OH) และน้ำกลั่น (Distilled Water) เป็นสารทำความสะอาดตามลำดับ

3.2 การทดลองและบันทึกผล

3.2.1 การตรวจสอบหาส่วนผสมของผิวเคลือบโดยใช้วิธี Auger electron spectroscopy

ก่อนทำการทดสอบได้มีการทำความสะอาดผิวหน้าของผิวเคลือบด้วยอีออนแก๊สอาร์กอน เพื่อขจัดปริมาณออกซิเจนที่อาจจะเกิดขึ้นจากการทดสอบ

3.2.2 การทดสอบหาอัตราการเกิดผิวเคลือบ

อัตราการเกิดผิวเคลือบสามารถคำนวณจากการนำความหนาของผิวเคลือบมาหารด้วยเวลาที่ใช้ในการเคลือบผิว โดยความหนาของผิวเคลือบสามารถทดสอบได้โดยใช้กล้อง Color 3D laser scanning microscope

3.2.3 การทดสอบหาความหยาบผิวของผิวเคลือบ

ความหยาบผิวของผิวเคลือบถูกทดสอบโดยใช้วิธี Atomic force microscopy (AFM) โดยทำการสแกนพื้นที่ขนาด 5x5 ไมโครเมตรเพื่อทำการทดสอบ

3.2.4 การตรวจสอบลักษณะโครงสร้าง

โครงสร้างของผิวเคลือบถูกทดสอบด้วยการยิงลำแสงเลเซอร์ที่มีความยาวคลื่น 532 นาโนเมตร ขนาดของลำแสง 4 ไมโครเมตรลงบนผิวเคลือบ แล้ววิเคราะห์โดยใช้โปรแกรม Raman analysis เพื่อหาค่า D band, G band และ I_D/I_G

3.2.5 การทดสอบความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่น

ความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบถูกทดสอบด้วยเครื่อง Nano-indenter (Berkovic type) ซึ่งใช้แรงกด 1,000 μN กดลงไปบนผิวเคลือบเป็นระยะ 10 เปอร์เซ็นต์ของความหนาผิวเคลือบเพื่อหลีกเลี่ยงผลกระทบจากชิ้นงานที่อาจส่งผลต่อความแข็งและโมดูลัสความยืดหยุ่นที่ได้

3.2.6 การทดสอบแรงยึดติดระหว่างชิ้นงานกับผิวเคลือบ

แรงยึดติดระหว่างชิ้นงานกับผิวเคลือบถูกทดสอบด้วยการลากหัวเพชรชนิด Rockwell สเกล C (รัศมีของหัวทดสอบขนาด 0.2 μm) ไปบนผิวเคลือบโดยกำหนดแรงที่ใช้ในการทดสอบตั้งแต่ 0-35 นิวตัน ซึ่งเป็นแรงแบบ Progressive คือเพิ่มขึ้นด้วยอัตราคงที่ และกำหนดความเร็วในการ

ลากเท่ากับ 10 มิลลิเมตรต่อนาที อัตราการให้แรง 114 นิวตันต่อนาที และกำหนดค่าความไวต่อปฏิกิริยาในการหลุดลอกของผิวเคลือบ (AE Sensitivity) เท่ากับ 1

3.2.7 การทดสอบสัมประสิทธิ์ความเสียหาย

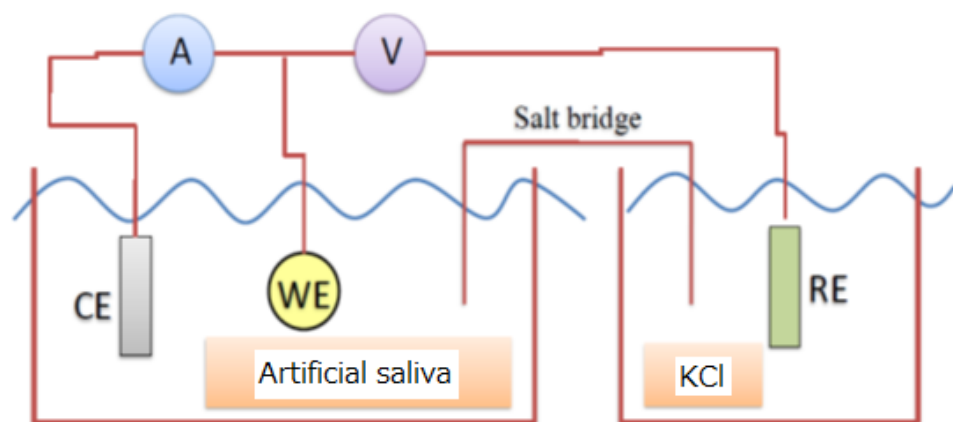
ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายของผิวเคลือบถูกทดสอบด้วยวิธี Ball-on-disk โดยใช้ลูกบอลโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6 มิลลิเมตร ทดสอบกับผิวเคลือบ ณ สภาวะทดสอบ น้ำหนัก 1 นิวตัน ความเร็วเชิงมุม 100 รอบต่อนาที และจำนวนรอบการหมุน 6,000 รอบ โดยทดสอบ ณ อุณหภูมิห้อง

3.2.8 การทดสอบมุมสัมผัสและคำนวณพลังงานพื้นผิว

ค่าพลังงานพื้นผิวได้มาจากการทดสอบค่ามุมสัมผัสโดยใช้สารทดสอบทั้งหมดสามชนิดด้วยกันคือน้ำกลั่น (Distilled water), Diiodomethane (CH_2I_2) และ Ethylene glycol ($\text{C}_2\text{H}_6\text{O}_2$) หลังจากนั้นนำค่ามุมสัมผัสที่ได้ไปคำนวณตามทฤษฎีของ Kitazaki and Hata [23,24]

3.2.9 การทดสอบสมบัติการกัดกร่อนด้วยเทคนิค Potentiodynamic polarization

ความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อน สามารถทดสอบได้จากการทดสอบทางเคมีไฟฟ้าโดยใช้เทคนิค Potentiodynamic polarization ดังแสดงในรูปที่ 3.1 ซึ่งประกอบด้วย Reference Electrode (RE) เป็น Ag/AgCl Electrode, Counter Electrode (CE) เป็นแท่งแกรไฟต์ และ Working Electrode (WE) เป็นชิ้นงานที่ต้องการทดสอบ โดย RE ทำหน้าที่วัดความต่างศักย์ไฟฟ้าที่เกิดขึ้นบนชิ้นงาน, CE ทำหน้าที่รับอิเล็กตรอนโดยประพุดิตัวเป็นขั้วแคโทด (Cathode) และ WE ทำหน้าที่เป็นตัวจ่ายอิเล็กตรอนโดยประพุดิตัวเป็นขั้วแอโนด (Anode) ซึ่งทดสอบในน้ำลายเทียม (pH 5.6) ณ อุณหภูมิ 37 ± 2 องศาเซลเซียส ภายใต้สภาวะ open-circuit เป็นเวลา 1 ชั่วโมง หลังจากนั้นทดสอบ ณ สภาวะ close-circuit ที่อัตราทดสอบ 20 มิลลิโวลต์ต่อนาที โดยส่วนผสมของน้ำลายเทียมมีดังต่อไปนี้ KCl 0.625 g/L, MgCl_2 0.058 g/L, CaCl_2 0.166 g/L, K_2HPO_4 0.804 g/L, KH_2PO_4 0.366 g/L, 70% Sorbital 30 g/L และ Sodium Benzoate 2 g/L



รูปที่ 3.1 แสดงภาพจำลองการต่อวงจรสำหรับทดสอบความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อน

3.2.10 การทดสอบสมบัติความเข้ากันได้กับร่างกายโดยวิธี MTT assay

ก่อนทดสอบต้องนำชิ้นงานทดสอบมาแช่ไว้ในอาหารเลี้ยงเซลล์เป็นเวลา 7 วัน หลังจากนั้นแบ่งเซลล์ใส่ 96 well-plate และนำไปบ่มในตู้บ่มที่อุณหภูมิ 37 องศาเซลเซียส, 5% CO₂ เพื่อให้เซลล์เกาะผิวและเจริญเติบโตเป็นเวลา 1 วัน แล้วนำอาหารเลี้ยงเซลล์ที่ผ่านการแช่ชิ้นงานไปใช้สำหรับเลี้ยงเซลล์ เมื่อครบกำหนดเวลาแล้วให้ดูดอาหารเลี้ยงเซลล์เก่าออกแล้วใส่อาหารเลี้ยงเซลล์ใหม่ จากนั้นใส่สารละลาย MTT และนำไปบ่มที่อุณหภูมิ 37 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 1 ชั่วโมงทำให้เกิดตะกอนของ formazan แล้วละลายตะกอนที่ได้ด้วยสารละลาย Dimethylsulfoxide (DMSO) นำไปบ่มในตู้บ่มที่อุณหภูมิ 37 องศาเซลเซียสเป็นเวลา 10 นาที และวัดค่าการดูดกลืนแสงที่ความยาวคลื่น 570 นาโนเมตร โดยใช้เครื่อง Micro Plate Reader โดยเก็บผลทั้งหมดเป็นระยะเวลา 5 วัน

3.2.11 การทดสอบการฝังสกรูจัดฟันขนาดเล็กลงบนกระดูกขากรรไกรหนู

1) เตรียมขากรรไกรหนูจำนวน 4 ขากรรไกร โดยทำการเปิดเหงือกจากบริเวณกึ่งกลางขากรรไกรไปทางฝั่งขวาเป็นระยะ 8 x 3 เซนติเมตร เพื่อให้เกิดการเผยออกของกระดูกขากรรไกร ดังแสดงในรูปที่ 3.2

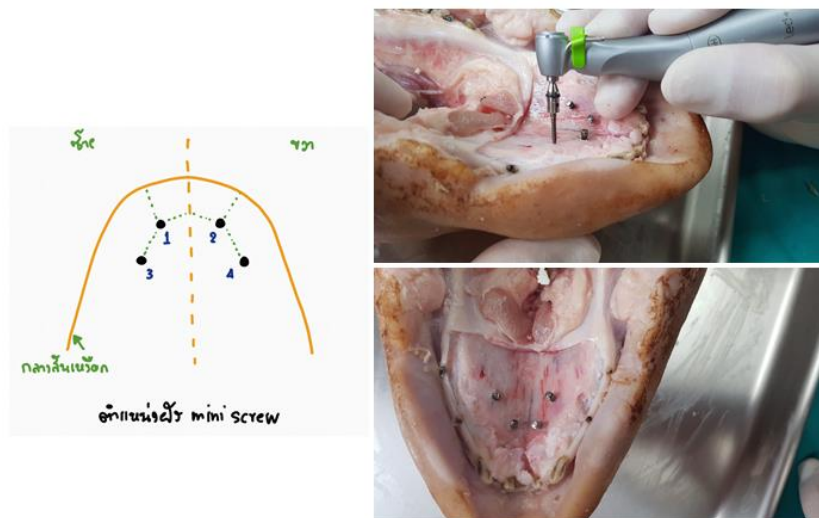


รูปที่ 3.2 แสดงการเปิดเหงือกจากบริเวณกึ่งกลางขากรรไกร

2) ทำการฝังสกรูจัดฟันขนาดเล็กด้วยเครื่อง Implantmed Surgical Unit รุ่น SI-1023 ลงบนกระดูกขากรรไกรหนูส่วน Symphysis ด้าน Lingual (ลิ้น) เพื่อวัดแรงบิด (Torque) ที่ใช้ในการฝังโดยวางหัวกรอให้ตั้งฉากกับกระดูกขากรรไกร ดังแสดงในรูปที่ 3.3 โดยเริ่มหมุนด้วยแรงบิดขนาด 5 N.cm ค้างไว้ 5 วินาที หากไม่สามารถฝังลงไปกระดูกได้ให้ทำการเพิ่มขนาดแรงบิดขึ้นทีละ 1 N.cm จนกระทั่งสกรูจัดฟันขนาดเล็กฝังลงไปกระดูกได้จนสุดระยะความยาว โดยในแต่ละขากรรไกรจะทำการฝังสกรูจัดฟันขนาดเล็กกลุ่มละ 1 ตัว ตัวแรกจะเริ่มฝังห่างจากบริเวณกึ่งกลางขากรรไกร 8 มิลลิเมตร และทำการฝังตัวต่อไปห่างกันช่วงละ 8 มิลลิเมตร ดังแสดงในรูปที่ 3.4



รูปที่ 3.3 แสดงเครื่อง Implantmed Surgical Unit รุ่น SI-1023 ที่ใช้วัดแรงบิด และ ลักษณะการวางหัวกรอให้ตั้งฉากกับกระดูกขากรรไกรขณะทำการฝัง



รูปที่ 3.4 แสดงการฝังสกรูจัดฟันขนาดเล็กลงในขากรรไกรหมูส่วน Symphysis ด้าน Lingual

3) ทำการบันทึกค่าแรงบิดสูงสุดที่เกิดขึ้นในการฝัง โดยสลับตำแหน่งการฝังของสกรูทั้งหมด 4 ชนิด จำนวน 4 ขากรรไกร เพื่อนำไปคำนวณและวิเคราะห์ทางสถิติ

บทที่ 4 ผลการวิจัยและการวิเคราะห์ผล

4.1 ส่วนผสมของผิวเคลือบโดยวิธี Auger electron spectroscopy (AES)

จากตารางที่ 1 แสดงจำนวนเปอร์เซ็นต์อะตอมของธาตุคาร์บอน ฟลูออรีน ซิลิกอน และออกซิเจนในผิวเคลือบ โดยทำความสะอาดผิวหน้าของผิวเคลือบเป็นเวลา 60 วินาทีด้วยไอออนของแก๊สอาร์กอนก่อนทำการทดสอบ พบว่า ปริมาณของธาตุคาร์บอน ฟลูออรีน ซิลิกอนนั้นเปลี่ยนแปลงตามอัตราส่วนของแก๊สที่เปลี่ยนแปลง ส่วนปริมาณของธาตุออกซิเจนนั้นพบทั้งในผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC เนื่องจาก oxide layer ที่เกาะอยู่บนผิวชิ้นงานนั้นถูกทำลายและปนเปื้อนรวมไปด้วยกันกับผิวเคลือบระหว่างกระบวนการ ion implantation [25]

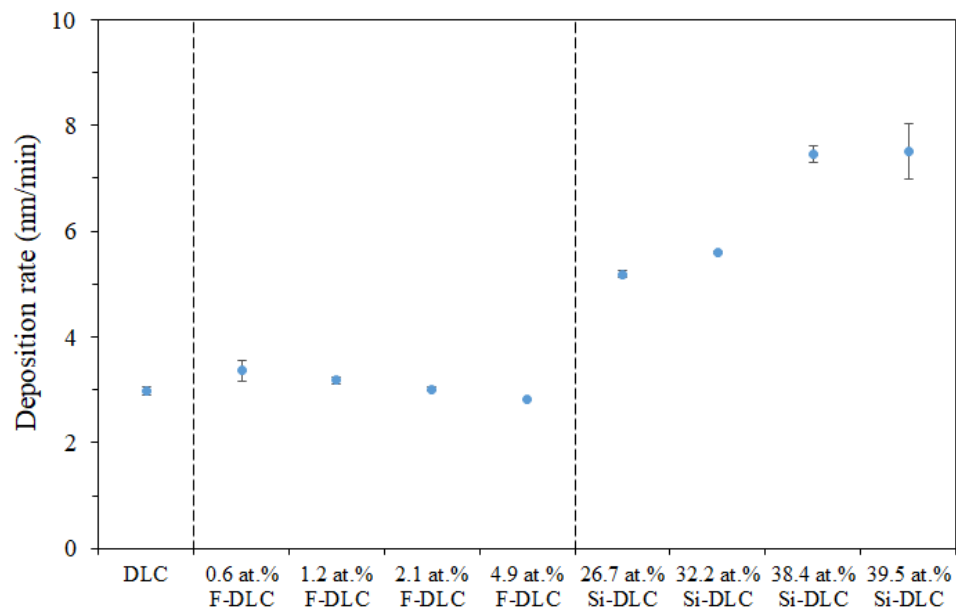
ตารางที่ 4.1 เปอร์เซ็นต์อะตอมของธาตุคาร์บอน ฟลูออรีน ซิลิกอน และออกซิเจนในผิวเคลือบ

Film	Mix gas	Gas ratio	C (at.%)	F (at.%)	Si (at.%)	O (at.%)
DLC	C_2H_2	-	100.0	-	-	-
		2:1	97.0	0.6	-	2.4
		1:1	97.1	1.2	-	1.7
		1:2	96.6	2.1	-	1.2
F-DLC	$C_2H_2:CF_4$	1:4	93.2	4.9	-	1.9
		2:1	65.8	-	26.7	7.5
		1:1	60.4	-	32.2	7.3
		1:2	54.0	-	38.4	7.6
Si-DLC	$C_2H_2:TMS$	1:4	51.6	-	39.5	8.8

4.2 อัตราการเกิดผิวเคลือบ

จากรูปที่ 4.1 แสดงอัตราการเกิดผิวเคลือบ พบว่า อัตราการเกิดผิวเคลือบนั้นเพิ่มขึ้นเล็กน้อยและค่อยๆลดลงเมื่อปริมาณฟลูออรีนเพิ่มขึ้น โดยเพิ่มขึ้นจาก 2.98 นาโนเมตรต่อนาที่ (DLC) ไปจนถึง 3.37 นาโนเมตรต่อนาที่ (0.6 at.% F-DLC) และค่อยๆลดลงไปจนถึง 2.83 นาโนเมตรต่อนาที่ (4.9 at.% F-DLC) เนื่องมาจากการเพิ่มขึ้นของ $-CF_x$ และ F^+ ในพลาสมาระหว่างกระบวนการเคลือบผิวส่งผลให้เกิดการ etching บนผิวเคลือบ [26] ในทางกลับกันอัตราการเกิดผิวเคลือบนั้นมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณซิลิกอนเพิ่มขึ้น โดยเพิ่มขึ้นจาก 2.98 นาโนเมตรต่อนาที่ (DLC) ไปจนถึง 7.51 นาโนเมตรต่อนาที่ (39.5 at.% Si-DLC) การเพิ่มขึ้นของอัตราการเกิดผิวเคลือบใน Si-DLC นั้นเนื่องมาจากการแตกตัวเป็นไอออนของแก๊ส TMS เกิดขึ้นได้ง่ายกว่าการแตกตัวเป็นไอออนของแก๊ส

C_2H_2 ที่ศักย์ไฟฟ้าต่ำ (ในการทดลองนี้ใช้ศักย์ไฟฟ้าเท่ากับ -5 กิโลโวลต์) ส่งผลให้เกิดการแตกตัวของอิออนเพิ่มขึ้นในพลาสมา [27]

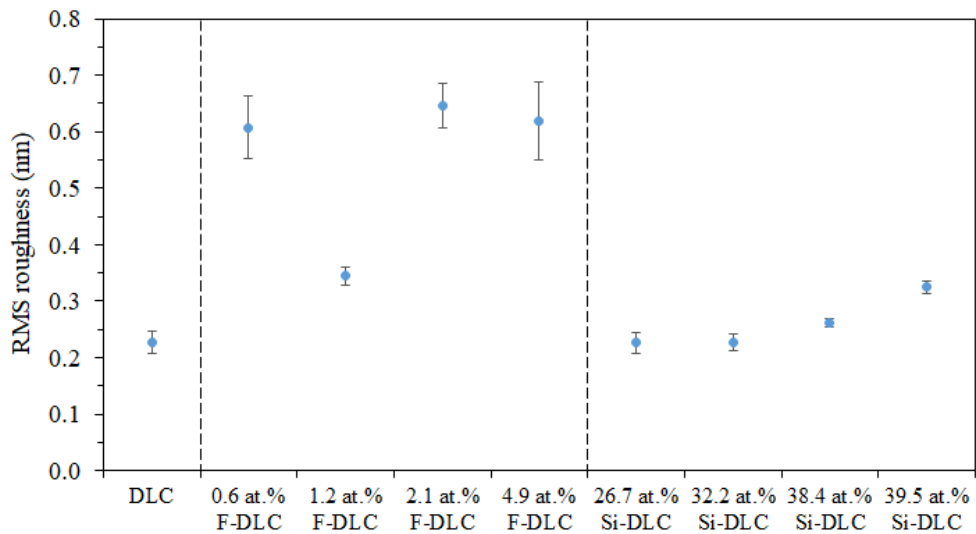


รูปที่ 4.1 แสดงอัตราการเกิดผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ณ ส่วนผสมต่างๆเปรียบเทียบกับผิวเคลือบ DLC

4.3 ความหยาบผิวของผิวเคลือบโดยวิธี Atomic force microscopy (AFM)

จากรูปที่ 4.2 แสดงค่าความหยาบผิวของผิวเคลือบ พบว่า ค่าความหยาบผิวเพิ่มขึ้นจาก 0.23 นาโนเมตร (DLC) เป็น 0.62 นาโนเมตร (4.9 at.% F-DLC) เนื่องมาจากการ etching ของ F^+ ที่มากขึ้นบนผิวเคลือบเมื่อปริมาณฟลูออรีนเพิ่มขึ้น [26] นอกจากนี้ค่าความหยาบผิวของผิวเคลือบ 1.2 at.% F-DLC นั้นเพิ่มขึ้นจากผิวเคลือบ DLC เพียงเล็กน้อยโดยมีค่าความหยาบผิวเท่ากับ 0.34 นาโนเมตร ถึงแม้ว่าค่าความหยาบผิวของผิวเคลือบ F-DLC จะมีค่ามากกว่าผิวเคลือบ DLC แต่ก็ไม่สามารถอธิบายได้ว่าเพราะเหตุใดทำไมค่าความหยาบผิวของผิวเคลือบ 1.2 at.% F-DLC ถึงมีค่าแตกต่างจากผิวเคลือบ F-DLC ชนิดอื่นๆ สำหรับผิวเคลือบ Si-DLC นั้นมีค่าความหยาบผิวเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยจาก 0.23 นาโนเมตร (DLC) ไปจนถึง 0.33 นาโนเมตร (39.5 at.% Si-DLC) โดย Corbella et al. กล่าวไว้ว่าการเพิ่มขึ้นของศักย์ไฟฟ้าที่ใช้ในการเคลือบผิวมีผลต่อค่าความหยาบผิวที่เพิ่มขึ้น [28] โดยทั่วไปแล้วการเพิ่มขึ้นของศักย์ไฟฟ้าจะทำให้เกิดการ bombardment ของอะตอมไฮโดรเจนในพลาสมา ส่งผลให้เกิดการ etching และทำให้ผิวเคลือบมีความหยาบผิวมากขึ้น แต่ในการทดลองนี้ค่าศักย์ไฟฟ้าที่ใช้ในการเคลือบผิวมีค่าคงที่ (-5 กิโลโวลต์) นั้นหมายถึงการ bombardment คงที่เช่นเดียวกัน แต่อะตอมไฮโดรเจนยังคงเพิ่มขึ้นเนื่องจากแก๊ส TMS ที่เพิ่มขึ้น ส่งผลให้มีค่าความหยาบผิวเพิ่มขึ้นเพียงเล็กน้อยเท่านั้น ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการเติมธาตุฟลูออรีนหรือซิลิกอนเข้าไปใน

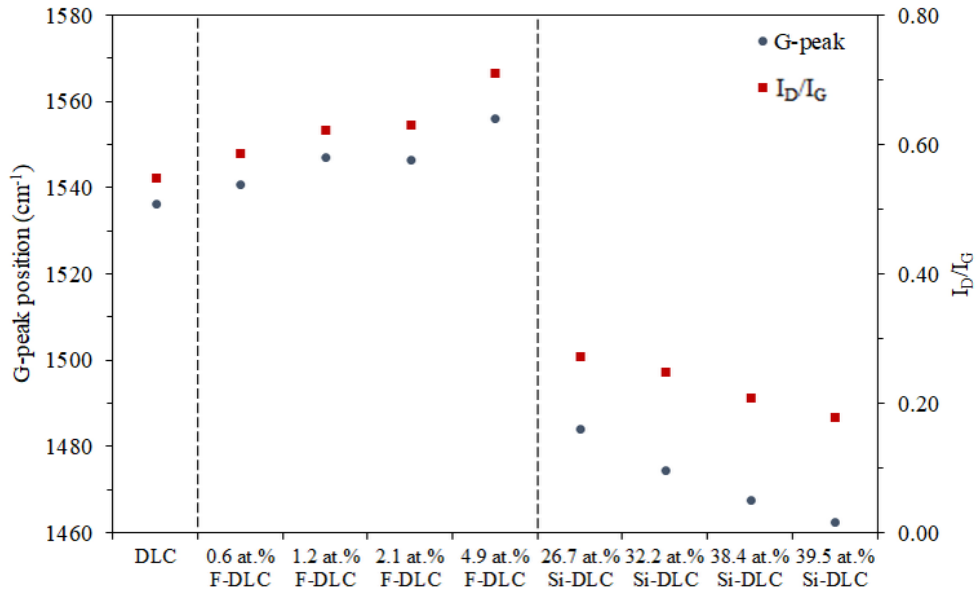
ผิวเคลือบ DLC จะทำให้ผิวของผิวเคลือบมีความหยาบผิวมากขึ้น โดยการเติมธาตุฟลูออรีนจะส่งผลมากกว่าการเติมธาตุซิลิกอน



รูปที่ 4.2 แสดงความหยาบผิวของผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ณ ส่วนผสมต่างๆ เปรียบเทียบกับผิวเคลือบ DLC

4.4 โครงสร้างของผิวเคลือบโดยวิธี Raman spectroscopy

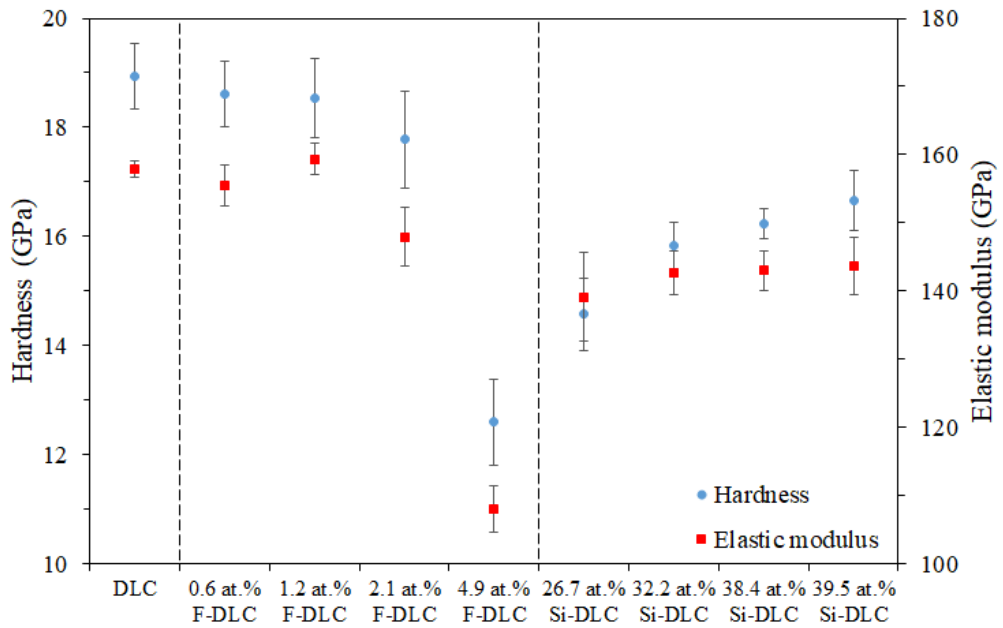
Raman spectroscopy เป็นหนึ่งในวิธีที่นิยมใช้เพื่อศึกษาสมบัติทางโครงสร้างของผิวเคลือบ DLC โดยการเลื่อนตำแหน่งของ G-peak ไปที่ wavenumber ต่างๆหมายถึงการเพิ่มขึ้นของปริมาณโครงสร้าง sp^3 ในผิวเคลือบ ในขณะที่อัตราส่วน I_D/I_G นั้นแปรผันตรงกับอัตราส่วนปริมาณโครงสร้าง sp^2/sp^3 ซึ่งสองตัวแปรนี้คือหัวใจสำคัญของการประเมินโครงสร้างของผิวเคลือบ DLC [29] จากรูปที่ 4.3 แสดงตำแหน่ง G-peak และอัตราส่วน I_D/I_G ของผิวเคลือบ พบว่า การเพิ่มขึ้นของปริมาณฟลูออรีนในผิวเคลือบ DLC ส่งผลให้ตำแหน่งของ G-peak เลื่อนไปยังตำแหน่งที่มากขึ้นจาก 1536 cm^{-1} ไปยัง 1556 cm^{-1} (DLC to 4.9 at.% F-DLC) และอัตราส่วน I_D/I_G เพิ่มขึ้นจาก 0.55 ถึง 0.71 (DLC to 4.9 at.% F-DLC) นั้นหมายถึงการเพิ่มขึ้นของปริมาณโครงสร้าง sp^2 ในผิวเคลือบ [30] ในทางกลับกันการเพิ่มขึ้นของปริมาณซิลิกอนในผิวเคลือบ DLC แสดงผลตรงกันข้ามกับ F-DLC กล่าวคือ เมื่อปริมาณซิลิกอนเพิ่มขึ้น ตำแหน่ง G-peak และอัตราส่วน I_D/I_G ลดลงจาก 1536 cm^{-1} ไปยัง 1462 cm^{-1} และ 0.55 ถึง 0.18 ตามลำดับ (DLC to 39.5 at.% Si-DLC) นั้นหมายถึงการเพิ่มขึ้นของปริมาณโครงสร้าง sp^3 ในผิวเคลือบ ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการเติมธาตุฟลูออรีนเข้าไปในผิวเคลือบ DLC จะทำให้โครงสร้างของผิวเคลือบเปลี่ยนแปลงเป็น sp^2 ในทางกลับกันการเติมธาตุซิลิกอนเข้าไปในผิวเคลือบ DLC จะทำให้ได้ผิวเคลือบที่มีโครงสร้างเป็น sp^3



รูปที่ 4.3 แสดงตำแหน่ง G-peak และอัตราส่วน I_D/I_G ของผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ส่วนผสมต่างๆเปรียบเทียบกับผิวเคลือบ DLC

4.5 ความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบโดยวิธี Nano-indentation test

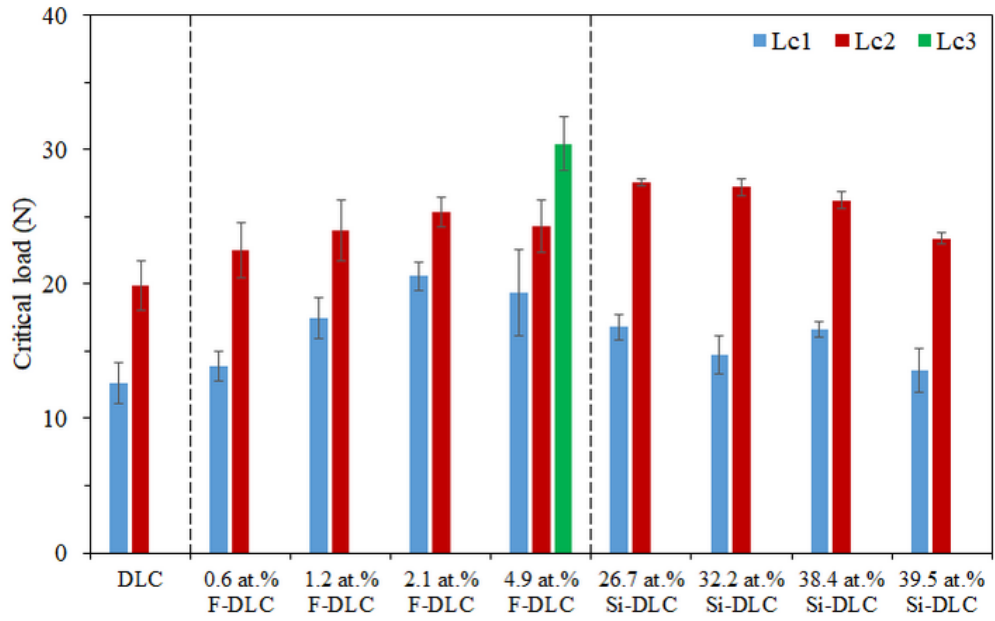
จากรูปที่ 4.4 แสดงค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบ พบว่า ค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบมีแนวโน้มลดลงเล็กน้อยเมื่อปริมาณฟลูออรีนเพิ่มขึ้นโดยลดลงจาก 18.9 GPa และ 158 GPa ไปยัง 12.6 GPa และ 108 GPa (DLC to 4.9 at.% F-DLC) เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของผิวเคลือบจาก sp^3 เป็น sp^2 [31,32] โดยพันธะ C=C ถูกแทนที่ด้วยพันธะ C-F เมื่อปริมาณฟลูออรีนเพิ่มขึ้น ส่งผลให้ค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นลดลงไปด้วย [33] ในกรณีของผิวเคลือบ Si-DLC นั้นค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบลดลงเมื่อเติมธาตุซิลิกอนจาก 18.9 GPa และ 158 GPa ไปยัง 14.6 GPa และ 139 GPa (DLC to 26.7 at.% Si-DLC) การเติมธาตุซิลิกอนด้วยแก๊ส TMS เข้าไปในผิวเคลือบนั้นเป็นการเพิ่มปริมาณไฮโดรเจน (H) ทำให้เกิดพันธะพอลิเมอร์ sp^3 C-H ส่งผลให้ความแข็งของผิวเคลือบลดลง แต่เมื่อปริมาณซิลิกอนเพิ่มขึ้น ค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นไปจนถึง 16.7 GPa และ 144 GPa (39.5 at.% Si) เนื่องมาจากการเกิดขึ้นของพันธะ sp^3 -C และ Si-C ในผิวเคลือบ [34,35] ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการเติมธาตุฟลูออรีนหรือซิลิกอนเข้าไปในผิวเคลือบจะทำให้ค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นลดลง และจะลดลงมากขึ้นเมื่อปริมาณฟลูออรีนในผิวเคลือบเพิ่มขึ้น แต่จะมีความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นเพิ่มขึ้นเมื่อปริมาณซิลิกอนเพิ่มขึ้น



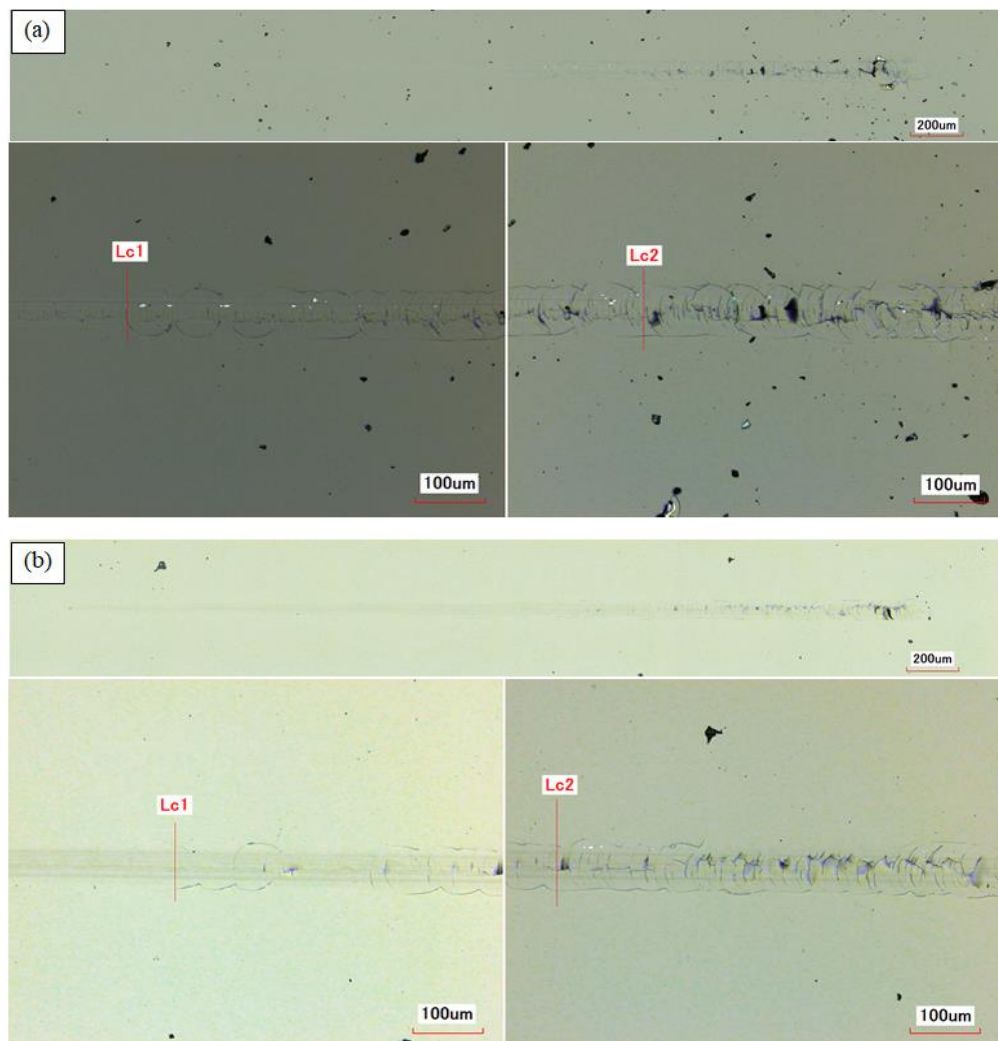
รูปที่ 4.4 แสดงค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นของผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ณ ส่วนผสมต่างๆเปรียบเทียบกับผิวเคลือบ DLC

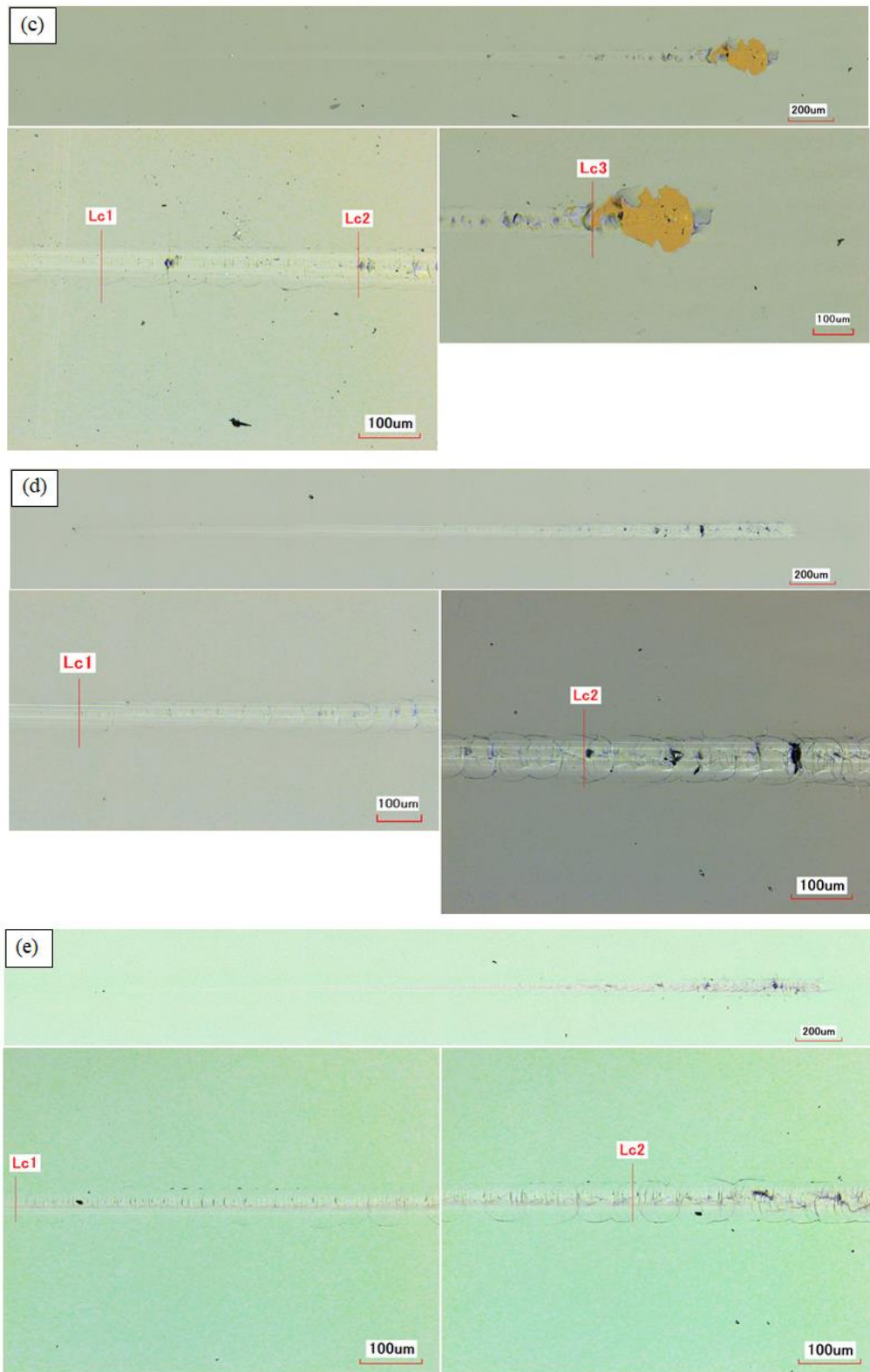
4.6 แรงยึดติดระหว่างชั้นงานกับผิวเคลือบโดยวิธี Scratch test

การทดสอบรอยขีดข่วนเป็นวิธีที่นิยมมากที่สุดสำหรับการประเมินแรงยึดติดระหว่างชั้นงานกับผิวเคลือบ โดยจะทำการลากหัวเพชรและเพิ่มน้ำหนัก (load) ขึ้นเรื่อยๆจนกระทั่งผิวเคลือบเกิดความเสียหาย การประเมินแรงยึดติดระหว่างชั้นงานกับผิวเคลือบนั้นสามารถประเมินได้จาก 3 ค่าดังต่อไปนี้คือ L_{c1} , L_{c2} และ L_{c3} โดย L_{c1} คือน้ำหนักเริ่มต้นที่ทำให้ผิวเคลือบเกิดรอยแตก (first crack) ในขณะที่ L_{c2} และ L_{c3} คือ น้ำหนักที่ทำให้ผิวเคลือบเริ่มเกิดความเสียหาย (first delamination) และเกิดความเสียหายแบบสมบูรณ์ (full delamination) ตามลำดับ [36] จากรูปที่ 4.5 แสดงค่าแรงยึดติดระหว่างชั้นงานกับผิวเคลือบ พบว่าค่า L_{c1} และ L_{c2} ค่อยๆเพิ่มขึ้นทีละน้อยเมื่อปริมาณฟลูออรีนเพิ่มขึ้นจาก 12.6 N และ 19.9 N ไปยัง 20.6 N และ 25.4 N (DLC to 2.1 at.% F-DLC) และมีค่าลดลงเล็กน้อยเมื่อปริมาณฟลูออรีนเพิ่มขึ้นจนถึง 4.9 at.% นอกจากนี้ผิวเคลือบ 4.9 at.% F-DLC ยังแสดงค่า L_{c3} ที่ 30.4 N เนื่องมาจากการลดลงของค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นอย่างมากของผิวเคลือบนั่นเอง ในกรณีของผิวเคลือบ Si-DLC นั้นค่า L_{c1} และ L_{c2} เพิ่มขึ้นเมื่อเติมธาตุซิลิกอนโดยเพิ่มขึ้นจาก 12.6 N และ 19.9 N ไปยัง 16.8 N และ 27.6 N (DLC to 26.7 at.% Si-DLC) และมีแนวโน้มลดลงจนถึง 13.6 N และ 23.4 N เมื่อปริมาณซิลิกอนเพิ่มขึ้น (39.5 at.% Si) ซึ่งลักษณะการเกิดความเสียหายของผิวเคลือบนั้นแสดงดังรูปที่ 4.6 ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการเติมธาตุฟลูออรีนหรือซิลิกอนเข้าไปในผิวเคลือบนั้นสามารถช่วยเพิ่มแรงยึดติดระหว่างชั้นงานกับผิวเคลือบได้



รูปที่ 4.5 แสดงค่าแรงยึดติดระหว่างชิ้นงานกับผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ณ ส่วนผสมต่างๆเปรียบเทียบกับผิวเคลือบ DLC

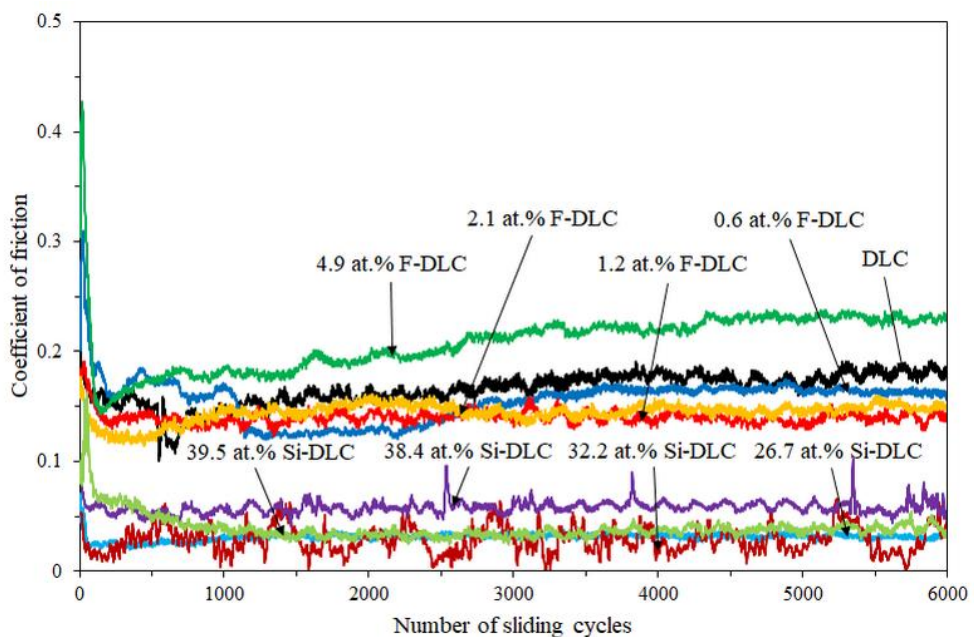




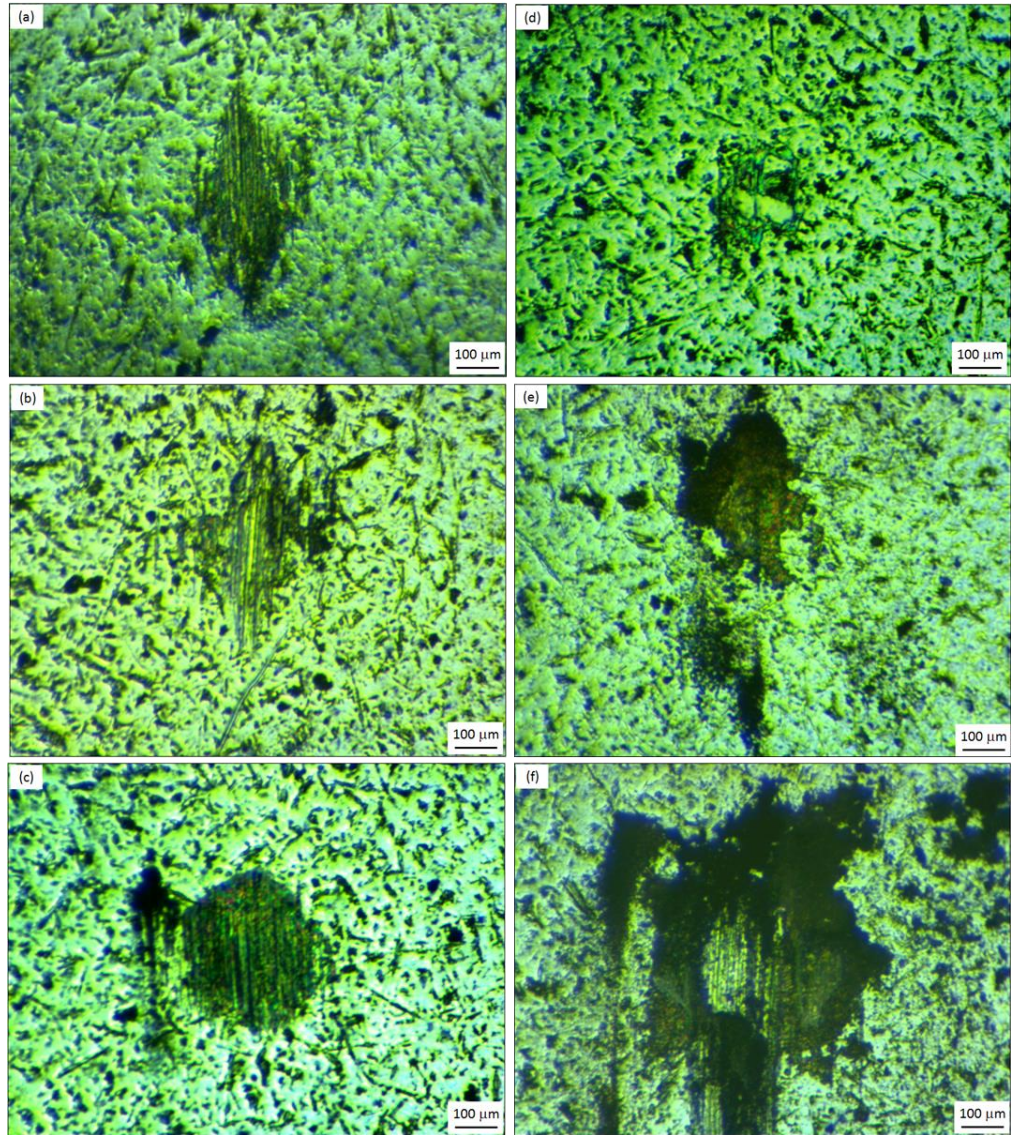
รูปที่ 4.6 แสดงลักษณะความเสียหายเนื่องจากการทดสอบของผิวเคลือบ (a) DLC, (b) 2.1 at.% F-DLC, (c) 4.9 at.% F-DLC, (d) 26.7 at.% Si-DLC และ (e) 39.5 at.% Si-DLC

4.7 สัมประสิทธิ์ความเสียดทานของผิวเคลือบโดยวิธี Ball-on-disk

จากรูปที่ 4.7 แสดงสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของผิวเคลือบโดยทดสอบ ณ สภาวะอุณหภูมิห้อง พบว่า สัมประสิทธิ์ความเสียดทานของผิวเคลือบ DLC มีค่าสูงประมาณ 0.18 แต่เมื่อเติมธาตุฟลูออรีนเข้าไปในผิวเคลือบแล้ว สัมประสิทธิ์ความเสียดทานจะลดลงเล็กน้อยมีค่าประมาณ 0.14 (2.1 at.% F-DLC) และสัมประสิทธิ์ความเสียดทานจะมีค่าสูงขึ้นอีกครั้งโดยมีค่าประมาณ 0.23 เมื่อเพิ่มปริมาณฟลูออรีนสูงขึ้นอีก (4.9 at.% F-DLC) โดยทั่วไปแล้วผิวเคลือบ DLC (a-C:H) จะมีค่าอยู่ที่ประมาณ 0.1 ถึง 0.2 ซึ่งกลไกของการลดแรงเสียดทานคือการเกิด passivation ของไฮโดรเจนที่พันธะ C-H ส่งผลให้มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำ [37,38] เมื่อเติมธาตุฟลูออรีนเข้าไปแล้ว F จะไปแทนที่ H ทำให้เกิดพันธะ C-F ขึ้นในผิวเคลือบ ขณะที่เกิดการเสียดสีกันระหว่างชิ้นงานกับผิวเคลือบ อะตอมของ F บนชิ้นงานและผิวเคลือบจะสร้าง repulsive force ขึ้น สามารถลดแรงเสียดทานที่ผิวสัมผัส ทำให้สัมประสิทธิ์ความเสียดทานลดลงอย่างมาก [39,40] ในขณะที่ผิวเคลือบ 4.9 at.% F-DLC แสดงค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานที่สูงอาจจะเป็นเนื่องจากค่าความแข็งและแรงยึดติดระหว่างชิ้นงานกับของผิวเคลือบที่ต่ำก็เป็นได้ สำหรับผิวเคลือบ Si-DLC นั้นมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานอยู่ในช่วง 0.01 ถึง 0.06 โดยมีค่าต่ำกว่าผิวเคลือบ DLC และ F-DLC เนื่องจากขณะทำการทดสอบนั้นได้เกิด silicon-rich oxide layer บนผิวชิ้นงาน ซึ่งประพฤติตัวเป็น protective layer ลดการเสียดสีกันโดยตรงระหว่างชิ้นงานกับผิวเคลือบ ส่งผลให้มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำ [41-43] โดยภาพแสดงลักษณะของ oxide layer บนผิวลูกบอลแสดงดังรูปที่ 4.8 ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการเติมธาตุฟลูออรีนหรือซิลิกอนเข้าไปในผิวเคลือบ DLC สามารถลดสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของผิวเคลือบได้ ยกเว้นผิวเคลือบ 4.9 at.% F-DLC



รูปที่ 4.7 แสดงสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ณ ส่วนผสมต่างๆเปรียบเทียบกับผิวเคลือบ DLC



รูปที่ 4.8 แสดงรอยสึกหรอของลูกบอล Ti-6Al-4V ที่เกิดขึ้นระหว่างการทดสอบ Ball-on-disk test: (a) DLC, (b) 0.6 at.% F-DLC, (c) 2.1 at.% F-DLC, (d) 4.9 at.% F-DLC, (e) 26.7 at.% Si-DLC and (f) 39.5 at.% Si-DLC

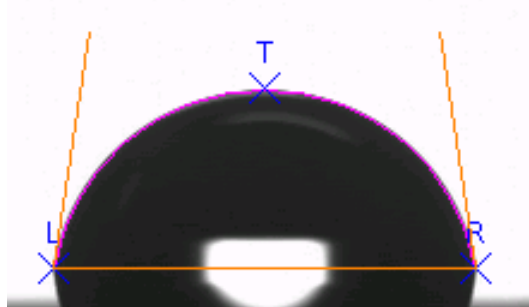
จากผลการทดสอบดังกล่าวข้างต้น พบว่า การเติมธาตุฟลูออรีนและซิลิกอนเข้าไปในผิวเคลือบนั้น ให้สมบัติทางกายภาพและทางกลที่ดี ยกเว้นผิวเคลือบชนิด 4.9 at.% F-DLC เนื่องจากมีค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นต่ำ อีกทั้งยังแสดงการยึดติดของผิวเคลือบกับชิ้นงานต่ำอีกด้วย ส่งผลให้มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานสูง ดังนั้นจึงได้ทำการเลือกผิวเคลือบมาสองชนิดเพื่อใช้ในการเคลือบผิวโลหะผสมไทเทเนียมและสกรูจัดฟันขนาดเล็ก ได้แก่ ผิวเคลือบ F-DLC ที่อัตราส่วนผสม $C_2H_2:CF_4$ 2:1 (0.6 at.% F-DLC) และผิวเคลือบ Si-DLC ที่อัตราส่วนผสม $C_2H_2:TMS$ 2:1 (26.7 at.% Si-DLC) เพื่อใช้ทดสอบสมบัติทางชีวภาพของผิวเคลือบโดยพิจารณาจากค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานที่ต่ำและ

รอยสักหรือที่เล็กของผิวเคลือบทั้งสองชนิด เนื่องจากมีความสัมพันธ์กับการวัด Torque ขณะทำการขันสกรูจัดฟันลงบนกระดูกเทียม นอกจากนี้ยังเลือกผิวเคลือบ DLC เพื่อใช้ในการเปรียบเทียบกับผิวเคลือบที่ไม่ได้มีการเติมธาตุ รวมไปถึงเปรียบเทียบกับวัสดุที่ไม่ได้เคลือบผิว

4.8 ค่ามุมสัมผัสและพลังงานพื้นผิวโดยวิธี Contact angle measurement

ค่ามุมสัมผัสและพลังงานพื้นผิวอิสระนั้นเป็นค่าที่ใช้ทำนายสมบัติความชอบน้ำ/ไม่ชอบน้ำ (Hydrophilic/Hydrophobic) ของผิววัสดุ จากรูปที่ 4.9 และตารางที่ 4.2 แสดงภาพตัวอย่างวิธีการวัดค่ามุมสัมผัส และผลการทดสอบมุมสัมผัสและพลังงานพื้นผิวอิสระของวัสดุและผิวเคลือบตามลำดับ พบว่า การเคลือบผิว DLC ลงบนโลหะผสมไทเทเนียม Ti-6Al-4V ทำให้ผิววัสดุมีแนวโน้มของสมบัติความไม่ชอบน้ำโดยพิจารณาจากการเพิ่มขึ้นของค่ามุมสัมผัสของน้ำ (Contact angle) จาก 68.9° ถึง 77.4° และมีแนวโน้มเพิ่มมากขึ้นเมื่อเติมธาตุ F และ Si ลงในผิวเคลือบ DLC (จาก 77.4° ถึง 81.5° และ 80.6° ตามลำดับ) ซึ่งบ่งบอกถึงความเป็น Wettability ที่ต่ำของผิวเคลือบ [44,45]

นอกจากนี้พลังงานพื้นผิวอิสระทั้งหมด (γ^T) ยังมีค่าลดลงเมื่อเคลือบผิว DLC ลงบน Ti-6Al-4V (ลดลงจาก 61.1 mN/m ถึง 43.8 mN/m) และมีแนวโน้มลดลงไปอีกเมื่อเติมธาตุ F และ Si ลงในผิวเคลือบ DLC (ลดลงจาก 43.8 mN/m ถึง 43.5 และ 39.7 mN/m ตามลำดับ) โดยที่ γ^T เกิดจากการบวกกันขององค์ประกอบ γ^d , γ^p และ γ^h การลดลงของพลังงานพื้นผิวอิสระนั้นมีสาเหตุหลักมาจากการลดลงของ γ^p และ γ^h ซึ่งพลังงานพื้นผิวอิสระที่เปลี่ยนแปลงนั้นเกิดจากความแตกต่างของแรงดึงดูดระหว่างอะตอมและโมเลกุลที่เกิดขึ้นบนผิววัสดุ [46] โดยที่ γ^p นั้นถูกควบคุมโดยแรงระหว่างโมเลกุล แรงระหว่างขั้ว และแรงของพันธะไฮโดรเจน (γ^h) [46,47] ซึ่ง γ^h นั้นบ่งบอกถึงความสามารถในการสร้างพันธะไฮโดรเจนที่ผิววัสดุ [48] โดยทั่วไปแล้วความเป็น Wettability ของผิวนั้นจะถูกควบคุมด้วยโครงสร้างทางเคมีของผิวเคลือบและความหยาบผิว แต่จากการศึกษาพบว่าโครงสร้างทางเคมีของผิวเคลือบมีผลมากกว่าความหยาบผิวที่เปลี่ยนแปลง [31] นอกจากนี้ความหยาบผิวของผิวเคลือบและวัสดุที่มีความแตกต่างกันน้อยมาก (แสดงดังรูปที่ 4.2)



รูปที่ 4.9 แสดงภาพตัวอย่างวิธีการวัดค่ามุมสัมผัส

ตารางที่ 4.2 มุมสัมผัสและพลังงานพื้นผิวอิสระของวัสดุและผิวเคลือบ

Specimen	Contact angle (°)			Surface free energy (mN/m)			
	Distilled water	Diiodo methane	Ethylene glycol	γ^d	γ^p	γ^h	γ^T
Ti-6Al-4V	68.9 ± 0.8	48.4 ± 0.7	57.2 ± 0.5	20.3	32.6	8.2	61.1
DLC	77.4 ± 0.4	35.2 ± 0.6	47.6 ± 0.7	39.2	2.8	1.8	43.8
0.6 at.% F-DLC	81.5 ± 0.5	38.0 ± 0.3	48.4 ± 0.5	42.4	0.2	0.9	43.5
26.7 at.% Si-DLC	80.6 ± 0.2	43.9 ± 0.5	51.3 ± 0.3	37	1.1	1.6	39.7

γ^d : dispersive force component, γ^p : polar force component, γ^h : hydrogen-bonding force component, γ^T : total surface free energy

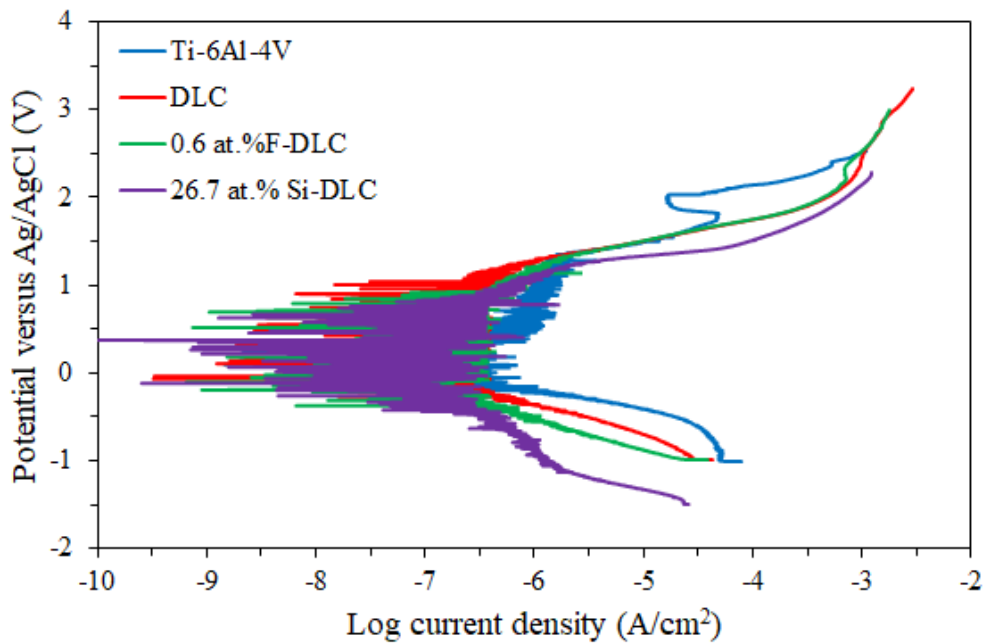
4.9 สมบัติความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนของวัสดุและผิวเคลือบโดยใช้เทคนิค

Potentiodynamic polarization

โดยทั่วไปคำว่า ‘biocompatibility’ หมายถึงความสามารถของวัสดุที่เข้ากันได้กับร่างกาย เนื่องจากว่าวัสดุทุกชนิดจะเกิดปฏิกิริยาจากสิ่งแปลกปลอม (foreign body reaction) เมื่อมีการนำไปใช้ในร่างกาย ซึ่งเป็นสิ่งที่บ่งบอกถึงความเข้ากันได้ดีกับร่างกาย ดังนั้นคำว่า ‘biocompatibility’ จึงเกี่ยวข้องโดยตรงกับพฤติกรรมของการกัดกร่อนของวัสดุ ซึ่งอาจมีการหลุดลอกของธาตุบางชนิดที่ทำให้เป็นพิษต่อร่างกาย [49] จากการศึกษา พบว่า โดยทั่วไปแล้ววัสดุที่ทดสอบการกัดกร่อนแล้วให้ค่าความหนาแน่นของกระแส (Current density) ต่ำ และความต่างศักย์ไฟฟ้า (Potential) สูง บ่งบอกถึงมีความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนได้ดี เนื่องจากความต่างศักย์ไฟฟ้าเป็นค่าที่บ่งบอกถึงความยากหรือง่ายในการเกิดการกัดกร่อน คือใช้พลังงานมากหรือน้อยในการทำให้เกิดการกัดกร่อน ความต่างศักย์ไฟฟ้ายิ่งสูงยิ่งทนต่อการกัดกร่อนได้ดี หมายความว่าต้องใช้พลังงานมากในการทำให้เกิดการกัดกร่อน ในขณะที่ความหนาแน่นของกระแสเป็นค่าที่บ่งบอกถึงการเกิดการกัดกร่อนว่ามากหรือน้อย ความหนาแน่นของกระแสสูง หมายความว่าอิเล็กตรอนหลุดออกมาจากวัสดุมาก บ่งบอกถึงวัสดุถูกกัดกร่อนมาก

จากรูปที่ 4.10 และตารางที่ 4.3 แสดงผลทดสอบความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อน พบว่า ผิวเคลือบทั้งสามชนิดสามารถปรับปรุงความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนของวัสดุได้เป็นอย่างดี โดยพิจารณาจากค่า E_{corr} และ E_{Brk} ซึ่งเป็นค่าที่บ่งบอกถึงจุดที่เริ่มเกิดการกัดกร่อนและจุดที่ฟิล์มแพสซีฟหรือผิวเคลือบเกิดการแตกตามลำดับ พบว่า Ti-6Al-4V จะเกิดการกัดกร่อนเร็วที่สุด เนื่องจากมีค่า E_{corr} ต่ำที่สุด (0.18 V) ในขณะที่ผิวเคลือบ DLC, F-DLC และ Si-DLC นั้นสามารถปรับปรุงการกัดกร่อนของวัสดุได้ดีขึ้น โดยสามารถยับยั้งการเกิดการกัดกร่อนให้เกิดช้ากว่าวัสดุที่ไม่เคลือบผิวเนื่องจากมีค่า E_{corr} ที่สูงกว่า (0.50-0.61 V) นอกจากนี้เมื่อวัสดุเริ่มเกิดการกัดกร่อนแล้ว

วัสดุจะพยายามสร้างฟิล์มแพสซีฟเพื่อป้องกันการเกิดการกัดกร่อนโดยสมบูรณ์ ซึ่งจุดที่บ่งบอกถึงการหมดความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนคือจุด E_{brk} พบว่า Ti-6Al-4V นั้นเกิดการแตกของฟิล์มแพสซีฟก่อน (1.35 V) ในขณะที่ผิวเคลือบทั้งสามชนิดเกิดการแตกของผิวเคลือบทีหลัง (1.45-2.10 V) ส่วนสาเหตุที่ผิวเคลือบเกิดการกัดกร่อนช้าและสามารถทนต่อการกัดกร่อนได้ดีเนื่องมาจากผิวเคลือบ DLC มีสมบัติในการนำไฟฟ้า (Electrical conductivity) ต่ำ และมีความเฉื่อยชาต่อปฏิกิริยาทางเคมี (Chemical inertness) สูง [50] โดยผิวเคลือบจะทำหน้าที่ลดการส่งถ่ายอิเล็กตรอนและการแลกเปลี่ยนของประจุไฟฟ้าที่ผิวของวัสดุ [51] ดังนั้นผิวเคลือบทั้งสามชนิดจะประพฤติตัวเป็นฟิล์มแพสซีฟเพื่อป้องกันการกัดกร่อนที่เกิดขึ้นกับวัสดุ



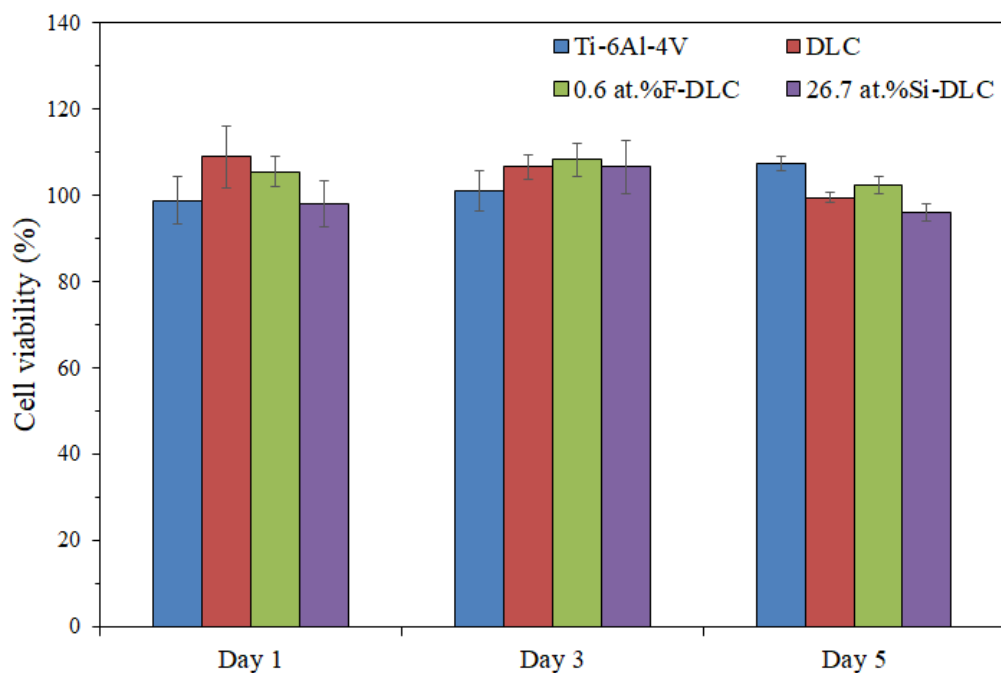
รูปที่ 4.10 แสดงผลทดสอบความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนของผิวเคลือบ DLC, F-DLC และ Si-DLC โดยเปรียบเทียบกับโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V

ตารางที่ 4.3 ผลทดสอบความสามารถในการต้านทานการกัดกร่อนเชิงปริมาณ

Sample	E_{corr} (V)	E_{brk} (V)	I_p (A/cm^2)
Ti-6Al-4V	0.18	1.35	1.66E-06
DLC	0.61	2.10	7.94E-04
0.6 at.%F-DLC	0.50	2.00	5.01E-04
26.7 at.%Si-DLC	0.60	1.45	1.00E-04

4.10 สมบัติความเข้ากันได้กับร่างกายโดยวิธี MTT assay

ในการทดสอบสมบัติความเข้ากันได้กับร่างกายนี้ ได้ทำการทดสอบและวิเคราะห์ผลโดยใช้วิธี MTT assay อ้างอิงตามมาตรฐาน Molecular Probes V-13154 จากรูปที่ 4.11 แสดงเปอร์เซ็นต์การอยู่รอดของเซลล์เมื่อทดสอบกับวัสดุที่เคลือบผิวชนิดต่างๆ (DLC, F-DLC และ Si-DLC) เปรียบเทียบกับวัสดุที่ไม่ได้เคลือบผิว (Ti-6Al-4V) พบว่า ทั้งโลหะผสมไทเทเนียมและผิวเคลือบทุกชนิดนั้นไม่มีความแตกต่างของเปอร์เซ็นต์การอยู่รอดของเซลล์ L929 (Mouse fibroblast) ตลอดระยะเวลาการทดสอบ โดยเปอร์เซ็นต์การอยู่รอดของเซลล์ L929 ที่ทดสอบกับโลหะผสมไทเทเนียมและผิวเคลือบนั้นมีอัตราการอยู่รอดของเซลล์ประมาณ 90-110 % ซึ่งบ่งบอกถึงความเข้ากันได้กับร่างกาย (อ้างอิงตามมาตรฐาน ISO 10993-5)



รูปที่ 4.11 แสดงผลความเข้ากันได้กับร่างกายของผิวเคลือบ DLC, F-DLC และ Si-DLC โดยเปรียบเทียบกับโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V

4.11 วิเคราะห์ค่าแรงบิดขณะทำการหมุนสกรูจัดฟันขนาดเล็กลงบนกระดูกขากรรไกรหนู

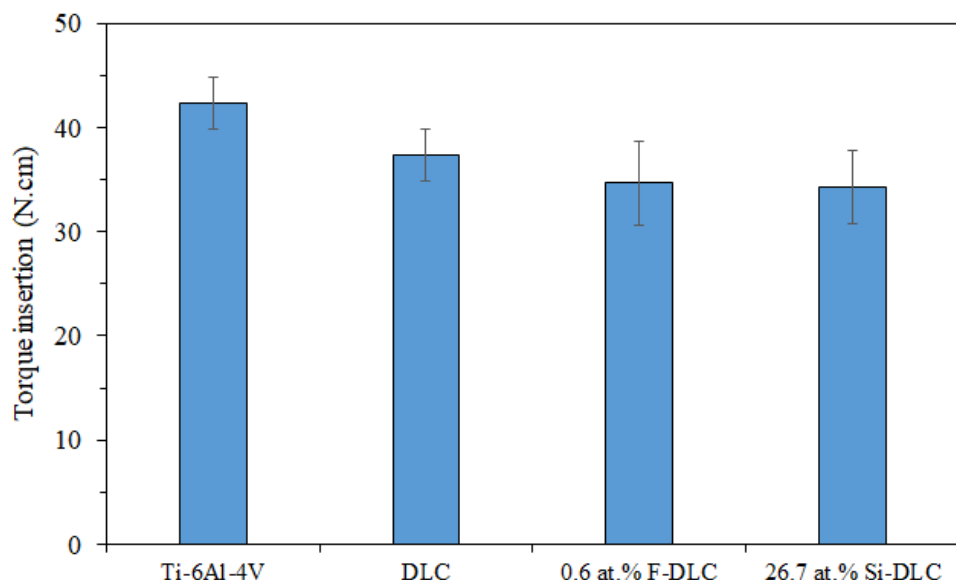
จากการศึกษา พบว่า มีหลายตัวแปรที่มีอิทธิพลต่อความเสถียรของการใช้สกรูขนาดเล็กสำหรับงานทันตกรรมจัดฟัน โดยความเสถียรนั้นแบ่งออกเป็นสองส่วนหลักๆคือ Primary และ Secondary stability โดย Primary stability นั้นเกี่ยวข้องกับความเสถียรทางกล (Mechanical stability) หลังจากทำการขันสกรู ส่วน Secondary stability คือการเจริญเติบโตของเซลล์กระดูก (Long term) ณ ตำแหน่งที่ทำการขันสกรู ซึ่งเป็นผลต่อเนื่องมาจาก Primary stability [52-54] หนึ่งในปัญหาหลักของ Primary stability นั้นก็คือความเสียหายของสกรูขณะทำการขัน เกิดจากใช้

แรงบิดขณะทำการขันมากจนเกินไป ซึ่งแรงบิดที่มากนี้ยังส่งผลกระทบต่อความเสียหายของเนื้อเยื่อรอบบริเวณกระดูก (Secondary stability) [5,6,9,11] ดังนั้นการลดค่าแรงบิดซึ่งเกิดจากแรงต้านการเสียดทานระหว่างสกรูและกระดูกจึงมีความสำคัญอย่างยิ่ง และยังเป็นขั้นตอนมาตรฐานสำหรับการประเมินความเสถียรทางกลของสกรูจัดฟัน [4,7,8,10]

จากรูปที่ 4.12 แสดงค่าแรงบิดขณะทำการหมุนสกรูจัดฟันขนาดเล็กลงบนกระดูกขากรรไกรหนู พบว่า สกรูจัดฟันที่ไม่ได้ผ่านการเคลือบผิว (Ti-6Al-4V) แสดงค่าแรงบิดมากที่สุดโดยเฉลี่ยประมาณ 42 N.cm ในขณะที่สกรูจัดฟันที่ผ่านการเคลือบผิว DLC, F-DLC และ Si-DLC แสดงการลดลงของแรงบิดมีค่าเฉลี่ยประมาณ 37, 35 และ 34 N.cm ตามลำดับ เมื่อเปรียบเทียบค่าแรงบิดระหว่าง Ti-6Al-4V กับ DLC นั้นพบว่าไม่มีความแตกต่างทางนัยสำคัญ ในขณะที่แรงบิดระหว่าง Ti-6Al-4V เปรียบเทียบกับ F-DLC และ Si-DLC นั้นลดลงอย่างมีนัยสำคัญ การลดลงของค่าแรงบิดที่เกิดขึ้นขณะทำการหมุนเนื่องมาจากการลดลงของค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของผิวเคลือบ โดยสามารถวิเคราะห์ได้จากสมการคำนวณค่าแรงบิดและค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานตามลำดับดังนี้

$$T = Fr \text{ และ } f = \mu N$$

เมื่อค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (μ) ลดลง ส่งผลให้แรงเสียดทาน (f) ที่เกิดขึ้นลดลงด้วยเช่นกัน และเมื่อแรงเสียดทานที่เกิดขึ้นลดลง ก็จะใช้แรง F น้อยลง ทำให้ค่าแรงบิด (T) ที่เกิดขึ้นขณะทำการหมุนลดลง ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าผิวเคลือบชนิด 0.6 at.% F-DLC และ 26.7 at.% Si-DLC มีความเหมาะสมสำหรับนำไปเคลือบผิวลงบนสกรูจัดฟัน นอกจากนี้ยังพบว่าสกรูจัดฟันไม่เกิดความเสียหายขณะทำการหมุนลงไปกระดูกอีกด้วย



รูปที่ 4.12 แสดงค่าแรงบิดขณะทำการหมุนสกรูจัดฟันขนาดเล็กลงบนกระดูกขากรรไกรหนู ส่วน Symphysis ด้าน Lingual

บทที่ 5 สรุปผลการวิจัยและข้อเสนอแนะ

5.1 สรุปผลการวิจัย

งานวิจัยนี้เป็นการศึกษาการลดแรงเสียดทานของสกรูขนาดเล็กสำหรับงานทันตกรรมจัดฟัน โดยการเคลือบผิวคาร์บอนคล้ายเพชร เพื่อลดแรงบิดขณะทำการขันและป้องกันความเสียหายที่จะเกิดกับสกรูรวมถึงกระดูกและเนื้อเยื่อของผู้ป่วย โดยเริ่มจากศึกษาอิทธิพลของธาตุฟลูออรีน และซิลิกอน ที่มีผลต่อสมบัติทางกายภาพ ทางกล และทางชีวภาพของผิวเคลือบคาร์บอนคล้ายเพชร ซึ่งในงานวิจัยนี้ได้ปรับเปลี่ยนอัตราส่วนผสมของแก๊ส $C_2H_2:CF_4$ (F-DLC) และ $C_2H_2:TMS$ (Si-DLC) ที่อัตราส่วน 2:1, 1:1, 1:2 และ 1:4 เคลือบผิวลงบนแผ่นซิลิกอน เพื่อหาเงื่อนไขการเคลือบผิวที่ให้สมบัติทางกายภาพและทางกลที่ดีที่สุดโดยเปรียบเทียบกับผิวเคลือบ DLC พบว่าผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ที่อัตราส่วนผสมแก๊ส 2:1 (0.6 at.%F และ 26.7 at.%Si ตามลำดับ) นั้น ให้สมบัติทางกายภาพและทางกลที่ดีที่สุด เนื่องจากมีค่าความแข็งและโมดูลัสยืดหยุ่นสูง อีกทั้งยังแสดงการยึดติดของผิวเคลือบกับชิ้นงานที่ดีอีกด้วย ส่งผลให้มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่ำ หลังจากนั้นได้นำผิวเคลือบทั้งสองชนิดนี้มาเคลือบผิวลงบนโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V เพื่อทดสอบสมบัติทางชีวภาพโดยเปรียบเทียบกับโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V และผิวเคลือบ DLC พบว่า ผิวเคลือบทั้งสองชนิดคือ 0.6 at.% F-DLC และ 26.7 at.% Si-DLC สามารถต้านทานการกัดกร่อนได้ดีกว่าโลหะผสมไทเทเนียมชนิด Ti-6Al-4V และผิวเคลือบ DLC อีกทั้งยังแสดงสมบัติความเข้ากันได้ดีกับร่างกายที่ดีอีกด้วย ดังนั้นผิวเคลือบทั้งสองชนิดนี้มีความเหมาะสมสำหรับนำมาเคลือบผิวลงบนสกรูจัดฟันขนาดเล็ก เพื่อประเมินประสิทธิภาพของสกรูจัดฟันขณะทำการขันโดยการวัดแรงบิดที่เกิดขึ้น

จากผลการประเมินประสิทธิภาพของสกรูจัดฟันขนาดเล็ก พบว่า ผิวเคลือบ 0.6 at.% F-DLC และ 26.7 at.% Si-DLC สามารถลดแรงบิดขณะทำการขันได้อย่างมีนัยสำคัญ นอกจากนี้ยังพบว่าสกรูจัดฟันไม่เกิดความเสียหายหรือเกิดการแตกหักขณะทำการหมุนอีกด้วย ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่า ผิวเคลือบ 0.6 at.% F-DLC และ 26.7 at.% Si-DLC นั้นมีความเหมาะสมสำหรับการนำมาประยุกต์ใช้กับสกรูขนาดเล็กสำหรับงานทันตกรรมจัดฟัน

5.2 ข้อเสนอแนะ

- 5.2.1 ควรทำการทดสอบการวัดแรงบิดของสกรูจัดฟันขณะทำการขันโดยใช้ปริมาณของสกรูจัดฟันที่มากขึ้นกว่านี้ เพื่อให้ได้ข้อมูลที่มีความถูกต้องและแม่นยำมากขึ้น
- 5.2.2 หลังจากได้ข้อมูลที่มีความถูกต้องและแม่นยำแล้ว ควรนำไปทดสอบในเชิงปฏิบัติจริง (Clinical test) เพื่อประเมินผลลัพธ์ที่เกิดขึ้น

- 5.2.3 ควรตรวจสอบความเสียหายที่เกิดขึ้นกับกระดูกและเนื้อเยื่อของผู้ป่วยเมื่อทำการทดสอบในเชิงปฏิบัติจริง

5.3 ประโยชน์ที่ได้รับจากการวิจัย

- 5.3.1 สามารถใช้ผลการวิจัยเป็นฐานข้อมูล เพื่อใช้กำหนดแรงบิดที่มากที่สุดสำหรับชั้นสกรูจัดฟัน
- 5.3.2 สามารถนำผลการวิจัยนี้ไปศึกษาต่อยอด โดยเฉพาะในกลุ่มคณะทันตแพทยศาสตร์
- 5.3.3 เป็นองค์ความรู้ของสมบัติของผิวเคลือบ F-DLC และ Si-DLC ที่เหมาะสมสำหรับการประยุกต์ใช้งานทางทันตกรรม

เอกสารอ้างอิง

1. Aparicio, C., Gil, F.J., Fonseca, C., Barbosa, M., and Planell, J.A., 2003, "Corrosion Behavior of Commercially Pure Titanium Shot Blasted with Different Materials and Sizes of Shot Particles for Dental Implant Applications", **Biomaterials**, Vol. 24, No., pp. 263-273.
2. Hanawa, T., 2004, "Metal Ion Release from Metal Implants", **Mater Sci Eng C**, Vol. 24, No., pp. 745-752.
3. Latysh, V., Krallics, G., Alexandrov, I., and Fodor, A., 2006, "Application of Bulk Nanostructured Materials in Medicine", **Curr Appl Phys**, Vol. 6, No., pp. 262-266.
4. Ueda, M., Matsuki, M., Jacobsson, M., and Tjellstrom, A., 1991, "Relationship between Insertion Torque and Removal Torque Analyzed in Fresh Temporal Bone", **Int J Oral Maxillofac Implants**, Vol. 6, No., pp. 442-447.
5. Meredith, N., 1998, "Assessment of Implant Stability as a Prognostic Determinant", **Int J Prosthodont**, Vol. 11, No., pp. 491-501.
6. Motoyoshi, M., Hirabayashi, M., Uemura, M., and Shimizu, N., 2006, "Recommended Placement Torque When Tightening an Orthodontic Mini-Implant", **Clin Oral Implants Res**, Vol. 17, No., pp. 109-114.
7. Lim, S.A., Cha, J.Y., and Hwang, C.J., 2008, "Insertion Torque of Orthodontic Miniscrews According to Changes in Shape, Diameter and Length", **Angle Orthod**, Vol. 78, No., pp. 234-240.
8. Salmoria, K.K., Tanaka, O.M., Guariza-Filho, O., Camargo, E.S., de Souza, L.T., and Maruo, H., 2008, "Insertional Torque and Axial Pull-out Strength of Mini-Implants in Mandibles of Dogs", **Am J Orthod Dentofacial Orthop**, Vol. 79, No., pp. e15-22.
9. Wawrzinek, C., Sommer, T., and Fischer-Brandies, H., 2008, "Microdamage in Cortical Bone Due to the Overtightening of Orthodontic Microscrews", **J Orofac Orthop**, Vol. 69, No., pp. 121-134.
10. Kim, S.H., Lee, S.J., Cho, I.S., Kim, S.K., and Kim, T.W., 2009, "Rotational Resistance of Surface-Treated Mini-Implants", **Angle Orthod**, Vol. 79, No., pp. 899-907.
11. Lee, N.K. and Baek, S.H., 2010, "Effects of the Diameter and Shape of Orthodontic Mini-Implants on Microdamage to the Cortical Bone", **Am J Orthod Dentofacial Orthop**, Vol. 138, No., pp. e1-8.

12. Chu, P.K., Chen, J.Y., Wang, L.P., and Huang, N., 2002, "Plasma-Surface Modification of Biomaterials", **Mater Sci Eng**, Vol. 36, No., pp. 143-206.
13. Dearnaley, G. and Arps, J.H., 2005, "Biomedical Applications of Diamond-Like Carbon (Dlc) Coatings: A Review", **Surf Coat Technol**, Vol. 200, No., pp. 2518-2524.
14. Hauert, R., Müller, U., Francz, G., Birchler, F., Schroeder, A., Mayer, J., and Wintermantel, E., 1997, "Surface Analysis and Bioreactions of F and Si Containing a-C:H", **Thin Solid Films**, Vol. 308-309, No., pp. 191-194.
15. Robertson, J., 2002, "Diamond-Like Amorphous Carbon", **Mater Sci Eng**, Vol. 37, No., pp. 129-281.
16. Casiraghi, C., Piazza, F., Ferrari, A.C., Grambole, D., and Robertson, J., 2005, "Bonding in Hydrogenated Diamond-Like Carbon by Raman Spectroscopy", **Diam Relat Mater**, Vol. 14, No., pp. 1098-1102.
17. Grill, A., 1999, "Diamond-Like Carbon: State of the Art", **Diam Relat Mater**, Vol. 8, No., pp. 428-434.
18. Conrad, J.R., Radtke, J.L., Dodd, R.A., Worzala, F.J., and Tran, N.C., 1987, "Plasma Source Ion-Implantation Technique for Surface Modification of Materials", **J Phys D Appl Phys**, Vol. 62, No., p. 4591.
19. Mizuno, B., Nakayama, I., Takase, M., Nakaoka, H., and Kubota, M., 1996, "Plasma Doping for Silicon", **Surf Coat Technol**, Vol. 85, No., p. 51.
20. Yukimura, K., 2001, "Plasma-Based Ion Implantation and Its Application to Three-Dimensional Materials", **Surf Coat Technol**, Vol. 136, No., pp. 1-6.
21. Walter, K.C. and Nastasi, M., 2002, "Influence of Ion and Neutral Flux on the Properties of Diamond-Like Carbon from Pulsed Glow Discharges of Acetylene", **Surf Coat Technol**, Vol. 156, No., pp. 306-310.
22. Ferrari, A.C. and Robertson, J., 2004, "Raman Spectroscopy of Amorphous, Nanostructured, Diamond-Like Carbon and Nanodiamond", **Philos Trans Royal Soc A**, Vol. 362, No., pp. 2477-2512.
23. Kitazaki, Y. and Hata, T., 1972, "Surface-Chemical Criteria for Optimum adhesion", **J Adhes**, Vol. 4, No., pp. 123-132.
24. Hata, T., Kitazaki, Y., and Saito, T., 1987, "Estimation of the Surface Energy of Polymer Solids", **J Adhes**, Vol. 21, No., pp. 177-194.

25. Wang, J., Pu, J., Zhang, G., and Wang, L., 2013, "Tailoring the Structure and Property of Silicon-Doped Diamond-Like Carbon Films by Controlling the Silicon Content", **Surf Coat Technol**, Vol. 235, No., pp. 326-332.
26. Samukawa, S. and T.Mukai, 1999, "Differences in Radical Generation Due to Chemical Bonding of Gas Molecules in a High-Density Fluorocarbon Plasma: Effects of the C=C Bond in Fluorocarbon Gases", **J Vac Sci Technol A**, Vol. 17, No., pp. 2463-2466.
27. Baba, K., Hatada, R., Flege, S., and Ensinger, W., 2009, "Deposition of Silicon-Containing Diamond-Like Carbon Films by Plasma-Enhanced Chemical Vapour Deposition", **Surf Coat Technol**, Vol. 203, No., pp. 2747-2750.
28. Corbella, C., Polo, M.C., Oncins, G., Pascual, E., Andújar, J.L., and Bertran, E., 2005, "Time-Resolved Electrical Measurement of a Pulsed-Dc Methane Discharge Used in Diamond Like Carbon Films Production", **Thin Solid Films**, Vol. 482, No., pp. 172-176.
29. Capano, M.A., McDevitt, N.T., Singh, R.K., and Qian, F., 1996, "Characterization of Amorphous Carbon Thin Films", **J Vac Sci Technol A**, Vol. 14, No., pp. 431-435.
30. Ferrari, A.C. and Robertson, J., 2000, "Interpretation of Raman Spectra of Disordered and Amorphous Carbon", **Phys Rev B**, Vol. 61, No., pp. 14095-14107.
31. Yao, Z.Q., Yang, P., Huang, N., Sun, H., and Wang, J., 2004, "Structural, Mechanical and Hydrophobic Properties of Fluorine-Doped Diamond-Like Carbon Films Synthesized by Plasma Immersion Ion Implantation and Deposition (Piii-D)", **Appl Surf Sci**, Vol. 230, No., pp. 172-178.
32. Bendavid, A., Martin, P.J., Comte, C., Preston, E.D., Haq, A.J., Magdon-Ismail, F.S., and Singh, R.K., 2007, "The Mechanical and Biocompatibility Properties of Dlc-Si Films Prepared by Pulsed Dc Plasma Activated Chemical Vapor Deposition", **Diam Relat Mater**, Vol. 16, No., pp. 1616-1622.
33. Trippe, S.C., Mansano, R.D., Costa, F.M., and Silva, R.F., 2004, "Mechanical Properties Evaluation of Fluor-Doped Diamond-Like Carbon Coatings by Nanoindentation", **Thin Solid Films**, Vol. 446, No., pp. 85-90.
34. Pierson, H.O., 1993, **Handbook of Carbon, Graphite, Diamond and Fullerenes**, Noyes Publications, New Jersey, Pages.
35. Pauleau, Y., 2001, "Generation and Evolution of Residual Stresses in Physical Vapour-Deposited Thin Films", **Vacuum**, Vol. 61, No., pp. 175-181.

36. Bull, S.J., 1997, "Failure Mode Maps in the Thin Film Scratch Adhesion Test", **tribol Int**, Vol. 30, No., pp. 491-498.
37. Donnet, C., Fontaine, J., Grill, A., and Mogne, T.L., 2001, "The Role of Hydrogen on the Friction Mechanism of Diamond-Like Carbon Films", **tribol Lett**, Vol. 9, No., pp. 137-142.
38. Erdemir, A. and Donnet, C., 2006, "Tribology of Diamond-Like Carbon Films: Recent Progress and Future Prospects", **J Phys D Appl Phys**, Vol. 39, No., pp. R311-R327.
39. Allred, A.L., 1961, "Electronegativity Values from Thermochemical Data", **J Inorg Nucl Chem**, Vol. 17, No., pp. 215-221.
40. Zhang, L., Wang, F., Qiang, L., Gao, K., Zhang, B., and Zhang, J., 2015, "Recent Advances in the Mechanical and Tribological Properties of Fluorine-Containing Dlc Films", **RSC Adv**, Vol. 5, No., pp. 9635-9649.
41. Oguri, K. and Arai, T., 1991, "Tribological Properties and Characterization of Diamond-Like Carbon Coatings with Silicon Prepared by Plasma-Assisted Chemical Vapour Deposition", **Surf Coat Technol**, Vol. 47, No., pp. 710-721.
42. Oguri, K. and Arai, T., 1992, "Two Different Low Friction Mechanisms of Diamond-Like Carbon with Silicon Coatings Formed by Plasma-Assisted Chemical Vapor Deposition", **J Mater Res**, Vol. 7, No., pp. 1313-1316.
43. Yang, S.H., Kong, H., Lee, K.-R., Park, S., and Kim, D.E., 2002, "Effect of Environment on the Tribological Behavior of Si-Incorporated Diamond-Like Carbon Films", **Wear**, Vol. 252, No., pp. 70-79.
44. Okpalugo, T.I.T., Ogwu, A.A., Maguire, P.D., and McLaughlin, J.A.D., 2004, "Platelet Adhesion on Silicon Modified Hydrogenated Amorphous Carbon Films", **Biomaterials**, Vol. 25, No., pp. 239-245.
45. Jongwannasiri, C., Moolsradoo, N., Khantachawana, A., Kaewtatip, P., and Watanabe, S., 2012, "The Comparison of Biocompatibility Properties between Ti Alloys and Fluorinated Diamond-Like Carbon Films", **Advances in Materials Science and Engineering**, Vol. 2012, No., pp. 1-8.
46. Bendavid, A., J.Martin, P., Randeniya, L., and Amin, M.S., 2009, "The Properties of Fluorine Containing Diamond-Like Carbon Films Prepared by Plasma-Enhanced Chemical Vapour Deposition", **Diam Relat Mater**, Vol. 18, No., pp. 66-71.

47. Roy, R.K., Choi, H.W., Yi, J.W., Moon, M.-W., Lee, K.-R., Han, D.K., Shin, J.H., Kamijo, A., and Hasebe, T., 2009, "Hemocompatibility of Surface-Modified, Silicon-Incorporated, Diamond-Like Carbon Films", **Acta Biomater**, Vol. 5, No., pp. 249-256.
48. Moolsradoo, N. and Watanabe, S., 2010, "Modification of Tribological Performance of Dlc Films by Means of Some Elements Addition", **Diam Relat Mater**, Vol. 19, No., pp. 525-529.
49. Duerig, T., Pelton, A., and Stockel, D., 1999, "An Overview of Nitinol Medical Applications", **Mater Sci Eng A**, Vol. 273-275, No., p. 149.
50. Sui, J.H., Zhang, Z.G., and Cai, W., 2009, "Surface Characteristics and Electrochemical Corrosion Behavior of Fluorinated Diamond-Like Carbon (F-Dlc) Films on the Niti Alloys", **Nucl Instrum Methods Phys Res B**, Vol. 267, No., pp. 2475-2479.
51. Annett, D.R., Schurer, C., Irmer, G., and Muller, E., 2004, **Surf Coat Technol**, Vol. 177-178, No., p. 830.
52. Orenstein, I.H., Tarnow, D.P., Morris, H.F., and Ochi, S., 2000, "Three-Year Post-Placement Survival of Implants Mobile at Placement", **Ann Periodontol**, Vol. 5, No., pp. 32-41.
53. Meredith, N., 2008, "A Review of Implant Design, Geometry and Placement", **Appl Osseointegr Res**, Vol. 6, No.
54. Javed, F. and Romanos, G.E., 2010, "The Role of Primary Stability for Successful Immediate Loading of Dental Implants: A Literature Review", **J Dent**, Vol. 38, No., pp. 612-620.

ผลงานที่ได้จากโครงการวิจัย

1. วารสารระดับนานาชาติ

C. Jongwannasiri, S. Yoshida, S. Watanabe, “Effects of fluorine and silicon incorporation on tribological performance of diamond-like carbon films”, *Materials Sciences and Applications*, Vol.10, No.3, 2019, pp.170-185.

2. Proceedings

C. Jongwannasiri, T. Charasseangpaisarn, S. Watanabe, “Preliminary testing for reduction of insertion torque of orthodontic mini-screw implant using diamond-like carbon films,” *Journal of Physics: Conference Series*, Vol. 1380, No. 1, 2019.