ใบรับรองวิทยานิพนธ์

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต (วิศวกรรมเครื่องกล)

ปริญญา

วิศวกรรมเครื่องกล | วิศวกรรมเครื่องกล

สาขา | **ภาควิชา**

เรื่อง การพัฒนาผิวเคลือบโลหะผสมสังกะสีสำหรับแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม

Development of Zinc-Alloy Coating for Aluminium-Filled Epoxy Resin Mould

นามผู้วิจัย นายพีระวัตร นันวงค์

ได้พิจารณาเห็นชอบโดย

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก .....

(รองศาสตราจารย์ชัชพล ชังชู, Ph.D.)

อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม .....

(อาจารย์ปนัดดา เชี่ยวเพิร์ด, Ph.D.)

หัวหน้าภาควิชา .....

(รองศาสตราจารย์ชวลิต กิตติชัยการ, D.Phil.)

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์รับรองแล้ว

.....

(รองศาสตราจารย์กัญจนา ธีระกุล, D.Agr.)

คณบดีบัณฑิตวิทยาลัย

วันที่ ..... **เดือน** ..... **พ.ศ.** .....

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิทยานิพนธ์

เรื่อง

การพัฒนาผิวเคลือบโลหะผสมสังกะสีสำหรับแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม

Development of Zinc-Alloy Coating for Aluminium-Filled Epoxy Resin Mould

โดย

นายพีระวัตร นันวงค์

เสนอ

บัณฑิตวิทยาลัย มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์
เพื่อความสมบูรณ์แห่งปริญญาวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต (วิศวกรรมเครื่องกล)
พ.ศ. 2555

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

พีระวัตร นันวงค์ 2555: การพัฒนาผิวเคลือบโลหะผสมสังกะสีสำหรับแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม ปริญญาวิศวกรรมศาสตรดุษฎีบัณฑิต (วิศวกรรมเครื่องกล) สาขาวิศวกรรมเครื่องกล ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก: รองศาสตราจารย์ชัชพล ชังชู, Ph.D. 262 หน้า

การศึกษาวิจัยนี้มีจุดมุ่งหมายครอบคลุมการพัฒนาผิวเคลือบบนแม่พิมพ์รวดเร็ววัสดุอิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม (AL-EP) แบ่งเป็น 4 หัวข้อหลัก ประกอบด้วย (1) ตรวจสอบศึกษาลักษณะความเสียหายและรูปแบบการสึกหรอของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกด้วยเทคนิค SEM (2) พัฒนาเทคนิคการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยการหล่อเรซินวัสดุ AL-EP ทับด้านหลังผิวเคลือบ Zn-alloy (3) ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุแม่พิมพ์รวดเร็ว (4) ประเมินอายุการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็วในงานฉีดพลาสติก โดยงานวิจัยเริ่มต้นด้วยการตรวจสอบความเสียหายและลักษณะการสึกหรอของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกในงานอุตสาหกรรม ซึ่งพบว่า ความเสียหายและการสึกหรอเกิดขึ้นได้หลากหลายรูปแบบบนพื้นผิวแม่พิมพ์เหล็กกล้า ส่วนที่สองเป็นการพัฒนาวิธีการเคลือบผิวสำหรับวัสดุแม่พิมพ์ชนิด AL-EP โดยมุ่งเน้นศึกษาชนิดของวัสดุสำหรับใช้ทำต้นแบบมาสเตอร์โมเดลและพารามิเตอร์ที่เหมาะสมในการพ่นเคลือบผิววัสดุ Zn-alloy ด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ จากการศึกษาพบว่าวัสดุ โพลีโพรพิลีน (PP) เหมาะสมสำหรับนำมาทำวัสดุต้นแบบมาสเตอร์โมเดล เนื่องจากสามารถพ่นเคลือบที่ความหนาเฉลี่ย 480 μm และสามารถถอดแบบได้ง่ายกว่าวัสดุชนิดอื่น การศึกษาพารามิเตอร์ในการเคลือบผิว พบว่า พารามิเตอร์ความเร็วป้อนของปืนพ่นในระดับต่างกันส่งผลต่อประสิทธิภาพในการเคลือบผิว (%DE) และพบว่า ระดับความเร็วป้อนของปืนพ่นที่เหมาะสมเท่ากับ 160 mm/s โดยมีค่า DE ~ 53.72% ส่วนที่สามมุ่งเน้นศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรีและประเมินลักษณะการสึกหรอที่ขึ้นอยู่กับการเปลี่ยนแปลงมุมปะทะในการทดสอบวัสดุ เพื่อให้สามารถนำมาใช้เป็นแนวทางในส่วนหนึ่งสำหรับการออกแบบแม่พิมพ์รวดเร็ว พบว่า การสึกหรอสูงสุดของวัสดุ AL-EP casting มีค่าเท่ากับ 3.97×10^{-3} mm^3/g ที่มุมทดสอบ 90^o และในวัสดุ Zn-alloy coating การสึกหรอสูงสุด มีค่าเท่ากับ 4.44×10^{-4} mm^3/g ที่มุมทดสอบ 60^o ซึ่งผลกระทบของมุมชนปะทะที่ทำให้วัสดุมีอัตราการสึกหรอต่างกัน จึงควรหลีกเลี่ยงในการออกแบบแม่พิมพ์ และพบรูปแบบการสึกกร่อนของวัสดุ AL-EP เป็นพฤติกรรมการสึกหรอแบบวัสดุเปราะ ขณะที่พฤติกรรมการสึกหรอแบบวัสดุเหนียวพบในผิวเคลือบวัสดุ Zn-alloy ส่วนสรุปท้ายสุดในการปรับปรุงคุณภาพพื้นผิววัสดุแม่พิมพ์ AL-EP ในงานวิทยานิพนธ์นี้เป็นการศึกษาเปรียบเทียบประสิทธิภาพการใช้งานระหว่างคาวิตี้ของแม่พิมพ์ที่ไม่เคลือบผิวหน้าแม่พิมพ์ (AL-EP casting) และคาวิตี้ของแม่พิมพ์ที่เคลือบผิว (Zn-alloy coating) ตามลำดับ พบว่า ความดันฉีดพลาสติกและความร้อนสะสมสูงเป็นอิทธิพลหลักของการสึกหรอของวัสดุแม่พิมพ์ ทำให้ความหยาบผิวเฉลี่ยมีค่าสูงขึ้นไม่ต่ำกว่า 25% ขณะที่แม่พิมพ์ด้านเคลือบผิวมีค่าความหยาบผิวลดลงหลังจากการผลิตชิ้นงาน ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่า การเคลือบผิวสามารถพัฒนาสมบัติการต้านทานการสึกหรอของวัสดุ และสามารถที่จะช่วยทำให้อายุการใช้งานของแม่พิมพ์ AL-EP เพิ่มขึ้นได้

_____ _____ ____ / ____ / ____

ลายมือชื่อนิสิต ลายมือชื่ออาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Peerawatt Nunwong 2012: Development of Zinc-Alloy Coating for Aluminium-Filled Epoxy Resin Mould. Doctor of Engineering (Mechanical Engineering), Major Field: Mechanical Engineering, Department of Mechanical Engineering. Thesis Advisor: Associate Professor Chatchapol Chungchoo, Ph.D. 262 pages.

This research covers four areas in the development of thermally sprayed Al filled epoxy composite (AL-EP) rapid mould, which are: (1) failure and wear investigation of steel mould surface during plastic injection moulding using SEM technique, (2) development of Zn-alloy sprayed coating onto AL-EP mould material, (3) tribological examination of the mould materials, (4) lifetime evaluation of the rapid mould for injection moulding application. The first topic involves the study of failure of an industrial injection mould. It was found that several failure modes can occur on the worn surface of the steel mould. The second topic covers the development of a surface protection method for the AL-EP mould material. The work includes the study of the mould substrate materials and an optimisation of coating parameters for the electric arc spraying technique using Zn-alloy as a coating material. The results indicate that polypropylene (PP) is a suitable material for the mould substrate due to the good coating built up thickness of 480 μm and the ease of mould substrate removal. On the study of the coating parameters, it was found that the gun surface speed is one of the parameters affecting the deposition efficiency (%DE) of the coating. From the study of various surface speeds, they were found that the suitable surface speed is 160 mm/s, which provides the coating with a % DE of 53.72. The third topic of this work is to study the slurry erosion behaviour of the materials, and the wear formation of material is presented as a function of the impact angle during the erosion test. The finding can be used as a guideline for the rapid mould design. The highest wear of AL-EP casting material was found to be 3.97×10^{-3} mm^3/g at normal impact angle, while that of the coating material is at 4.44×10^{-4} mm^3/g at the impact angle of 60^o. Thus, these impact angles on the appropriate materials should be avoided in mould design. The wear mode in AL-EP material is a brittle failure while a ductile failure mode is found in the coating material. The surface improvement of AL-EP mould material is summarised in the forth topic of this work. The non-coated and coated surfaces of a plastic injection mould was compared. In the non-coated cavity, it was found that the injection pressure and the thermal effects are the major causes resulting in a sudden increase in the surface roughness value of greater than 25%. Where as the roughness value of the coated mould cavity was decreased. Therefore, it can be concluded that the Zn-alloy coating can improve the wear resistance and enhance the lifetime of the AL-EP mould.

_____ _____ ____ / ____ / ____

Student's signature Thesis Advisor's signature

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์นี้ดำเนินการสำเร็จลุล่วงได้ด้วยดีตามวัตถุประสงค์ ข้าพเจ้าขอกราบขอบคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.ชัชพล ชังชู อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์หลัก และขอกราบขอบคุณท่าน อาจารย์ ดร.ปนัดดา เช็พเพิร์ด อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์ร่วม ที่ได้ให้แนวคิดและคำแนะนำต่างๆ ที่เป็นประโยชน์อย่างยิ่ง ตลอดจนกระตุ้นให้การดำเนินการวิจัยในครั้งนี้มีความสมบูรณ์ดียิ่ง รวมทั้งขอขอบพระคุณ อาจารย์ ดร.ศุภฤกษ์ ศิริเวทิน และอาจารย์สุนิติ เกิดหนุนวงศ์ ที่ท่านทั้งสองได้สนับสนุนให้ข้าพเจ้าศึกษาปริญญาดุษฎีบัณฑิต และถ่ายทอดความรู้ประสบการณ์ที่เกี่ยวข้องกับระเบียบวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์ ขอบพระคุณ อาจารย์ ดร.พีระพงศ์ ตริยเจริญ ประธานการสอบ และรองศาสตราจารย์ ดร.วารุณี เปรมานนท์ ผู้ทรงคุณวุฒิภายนอกฯ ที่ได้ให้ความกรุณามาเป็นกรรมการสอบป้องกันวิทยานิพนธ์ และกรุณาให้คำแนะนำที่มีคุณค่าเพื่อให้วิทยานิพนธ์นี้สมบูรณ์ยิ่งขึ้น ขอขอบคุณอย่างสุดซึ้ง สถาบันบัณฑิตวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีไทย (TGIST) สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ ที่สนับสนุนทุนการศึกษาและทุนวิจัยแก่ข้าพเจ้า

ขอบพระคุณ รองศาสตราจารย์ ดร.สุรพล ราษฎร์นุ้ย อาจารย์ท่านแรกผู้จุดประกายให้ข้าพเจ้าใฝ่ศึกษาศาสตร์ทางไทรโบโลยี ขอขอบคุณ Dr.-Ing. Nektaria-Marianthi BARKOULA อาจารย์มหาวิทยาลัย Loannina ประเทศกรีซ ที่ได้มอบเล่มวิทยานิพนธ์ของท่านผ่านทางไปรษณีย์ ขอขอบคุณ อาจารย์ ดร.ผกามาศ แซ่หว่อง นักวิจัยวัสดุ ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ (MTEC) ที่กรุณาให้คำแนะนำและวิจารณ์ผลในการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี

ขอกราบขอบพระคุณ มารดา เหล่าญาติพี่น้อง ที่สอนสั่งเลี้ยงดูให้การศึกษาเป็นอย่างดี พร้อมทั้งสนับสนุนการเงินและกำลังใจเสมอมาจนสำเร็จการศึกษา ขอบใจ คุณจิดาภา อินทร์กระทึก ที่ช่วยตรวจทานรูปเล่มและกำลังใจที่มีให้กัน นอกจากนี้ขอขอบคุณทุกๆท่าน และขออภัยที่ไม่สามารถกล่าวนามได้ทั้งหมด ที่ได้ให้ความช่วยเหลือข้าพเจ้า จนทำให้งานวิทยานิพนธ์นี้สำเร็จได้

ในท้ายนี้ หากวิทยานิพนธ์เล่มนี้ก่อให้เกิดคุณประโยชน์อันใดที่พึงมี ข้าพเจ้าขออุทิศกุศลผลบุญนั้น ให้กับคุณตา-คุณยาย และทุกๆท่านที่เกี่ยวข้องของข้าพเจ้าที่ได้ล่วงลับไปแล้วทั้งหมด

พีระวัตร นันวงค์

กรกฎาคม 2555

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญ

หน้า

สารบัญ	(1)
สารบัญตาราง	(2)
สารบัญภาพ	(3)
คำนำ	1
วัตถุประสงค์	3
การตรวจเอกสาร	4
อุปกรณ์และวิธีการ	69
อุปกรณ์	69
วิธีการ	70
ผลและวิจารณ์	89
สรุปและข้อเสนอแนะ	207
สรุป	207
ข้อเสนอแนะ	214
เอกสารและสิ่งอ้างอิง	215
ภาคผนวก	230
ภาคผนวก ก ผลการทดสอบ	231
ภาคผนวก ข รายละเอียดของวัสดุแม่พิมพ์	257
ประวัติการศึกษาและการทำงาน	261

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญตาราง

ตารางที่		หน้า
1	พารามิเตอร์ของเครื่องทดสอบ Slurry jet erosion	28
2	การทดสอบแรงดึงวัสดุ AL-EP	35
3	การทดสอบแรงกดวัสดุ AL-EP	35
4	ปริมาณผลิตภัณฑ์ที่เหมาะสมกับกรรมวิธีการผลิตแบบต่างๆ	39
5	สมบัติเชิงกลของวัสดุแม่พิมพ์	46
6	การเปรียบเทียบประสิทธิผลของแม่พิมพ์รวดเร็วกับแม่พิมพ์ปกติ	52
7	ลักษณะแผ่นเคลือบบนวัสดุฐานที่มีความหยาบผิวต่างกัน	56
8	เงื่อนไขในการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล	79
9	เงื่อนไขในการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง	82
10	เงื่อนไขในการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี	84
11	สมบัติเชิงกลของวัสดุ PP ที่ขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ	110
12	สมบัติเชิงกลของวัสดุผิวเคลือบที่ขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ	110
13	ค่าความหนาแน่นของวัสดุทำแม่พิมพ์	124
14	ค่าความแข็งของวัสดุทำแม่พิมพ์	124
15	ค่าความหยาบผิวของวัสดุทำแม่พิมพ์	125
16	ค่าการสึกหรอเชิงปริมาณจำเพาะของการสึกหรอแบบลื่นไถล	159
17	ปริมาณการสึกหรอเชิงมิติของการสึกหรอแบบลื่นไถล	159
18	เงื่อนไขในการฉีดพลาสติก	199

ตารางผนวกที่

ก1	ค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ ของพื้นผิวแม่พิมพ์ก่อน-หลังการฉีดพลาสติก	255

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ

ภาพที่		หน้า
1	กลไกและรูปแบบการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก	5
2	ความเสียหายของแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินหลังการฉีด 14 shots	6
3	ความเสียหายของแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม	6
4	การแตกร้าวขนาดเล็กในแม่พิมพ์อิพอกซีเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม	7
5	การแตกร้าวในแม่พิมพ์ AL-EP	8
6	องค์ประกอบไทรโบโลยีในระดับมหภาค – จุลภาค ของผิวเคลือบ	11
7	ปัจจัยที่มีผลต่อความเสียดทานด้วยกลไกทางกลระดับมหภาคของผิวเคลือบ	12
8	ปัจจัยที่มีผลต่อกลไกการสึกหรอด้วยกลไกทางกลระดับมหภาคของผิวเคลือบ	13
9	กลไกการสึกหรอของพอลิเมอร์คอมโพสิต	15
10	ปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อกลไกการสึกหรอเนื่องจากการลื่นไถล	15
11	กลไกการสึกหรอแบบสึกกร่อน	19
12	การสมดุลพลังงานในการชนปะทะที่มุมเอียงของอนุภาคทรงเหลี่ยม	23
13	การสึกหรอเนื่องจากการปะทะของอนุภาคทรงเหลี่ยม (a) การไถ (b) การตัดเฉือนรูปแบบที่หนึ่ง (c) การตัดเฉือนรูปแบบที่สอง	25
14	ผลกระทบของรูปทรงอนุภาคที่ปะทะด้วยมุมเอียงต่ออัตราการสึกหรอแบบวัสดุเปราะ	27
15	รูปแบบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งของวัสดุอิพอกซีเรซิน	30
16	ประเภทของวัสดุคอมโพสิตแบ่งตามชนิดของสารเสริมแรง	32
17	ค่าสภาพการนำความร้อนของวัสดุ AL-EP	36
18	ค่ามอดูลัสความยืดหยุ่นของวัสดุ AL-EP เติมอะลูมิเนียม 45% ที่เป็นฟังก์ชันกับอุณหภูมิ	36
19	ประเภทของเครื่องมือรวดเร็ว	38
20	เวลานำในการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว	40
21	แม่พิมพ์ Kirksite tooling ในงานขึ้นรูปต้นแบบชิ้นส่วนอากาศยาน	42
22	แม่พิมพ์ NDV	43
23	การสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP	44
24	ขนาดแม่พิมพ์ AL-EP	47

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
25	เงื่อนไขในการฉีดพลาสติกชนิด PP ด้วยแม่พิมพ์ AL-EP	48
26	แม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP	49
27	อายุแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP ในงานฉีดพลาสติก	49
28	การสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยเทคนิคการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ	51
29	กระบวนการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน	54
30	วิธีการกำหนดระยะทับซ้อนในการพ่นเคลือบผิว	57
31	หลักการของวิธีพ่นเคลือบแบบอาร์คสเปรย์	59
32	อัตราการพ่นเคลือบของผิวเคลือบต่างชนิดด้วยวิธีอาร์คสเปรย์	61
33	ประสิทธิภาพการเคลือบผิวของผิวเคลือบต่างชนิด ด้วยกรรมวิธีการพ่นเคลือบแบบต่างๆ	61
34	โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบต่างชนิด ด้วยวิธีอาร์คสเปรย์	62
35	การพ่นเคลือบผิวด้วยหุ่นยนต์อุตสาหกรรม	73
36	เครื่องทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถลเคลื่อนที่กลับไปกลับมา ที่ใช้ในงานวิจัยนี้	78
37	การประเมินการสึกหรอเนื่องจากการลื่นไถลแบบ Ball-on-flat	80
38	รูปแบบของการเซ็ตการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง	83
39	แบบจำลองลักษณะการพ่นปะทะของสเลอรีบนเครื่องทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี	84
40	ตำแหน่งการตรวจสอบศึกษากลไกการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วนแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก	89
41	รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วนแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกบริเวณ Gate (ก) การสึกหรอแบบสองมิติด้วย SEM (ข) การสึกหรอแบบสามมิติด้วย LSCM	90
42	รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P1	90
43	รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P2	91
44	รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P3	91
45	รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P4	91

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
46	การพ่นเคลือบอาร์คสเปรย์บนวัสดุฐานพอลิเมอร์ (ก) ชิ้นงานวัสดุ PS (ข) ชิ้นงานวัสดุ PP	95
47	แม่พิมพ์ฉีดชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล	96
48	ชิ้นงานฉีดขึ้นรูปต้นแบบมาสเตอร์โมเดลแผ่นสี่เหลี่ยมจัตุรัสวัสดุ PP	96
49	การวัดประสิทธิภาพการพ่นเคลือบผิว	97
50	ผลการวิเคราะห์ความแปรปรวนแบบทางเดียว	97
51	ผลการวิเคราะห์คู่ความสัมพันธ์ระดับของตัวแปรแบบ TUKEY METHOD TEST	98
52	แสดงความสัมพันธ์ระหว่างปัจจัยของปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐานและความเร็วป้อนของปืนพ่น	99
53	ภาพตัดขวางของผิวเคลือบจากกระบวนการศึกษาประสิทธิภาพการพ่นเคลือบผิว (DE) ที่ความเร็วป้อนของปืนพ่นระดับต่างๆ (ก) 320 mm/s (ข) 280 mm/s (ค) 200 mm/s (ง) 160 mm/s (จ) 120 mm/s	100
54	ค่าเฉลี่ย DE ที่ขึ้นอยู่กับการเปลี่ยนแปลงค่าความเร็วป้อนของปืนพ่น	102
55	ตัวอย่างต้นแบบมาสเตอร์โมเดลวัสดุ PP ชนิดทรงตันที่พ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์	102 103
56	โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบที่พ่นหนา 300 μm บนแผ่นวัสดุฐานชนิด PP	104
57	การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์บนถ้วยพลาสติกชนิด PP (300 μm)	104
58	การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์บนถ้วยพลาสติกชนิด PP (3 mm)	105
59	การเปรียบเทียบลักษณะผิวของชิ้นงานต้นแบบก่อนพ่นและหลังพ่นอาร์คสเปรย์	106
60	โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบที่พ่นหนา 300 μm บนวัสดุฐานชนิดถ้วย PP	106
61	การตรวจสอบชิ้นงานต้นแบบรูปถ้วย PP	107
62	แสดงตำแหน่งการวัดระยะยุบของชิ้นงานต้นแบบรูปถ้วย PP	107
63	รูปแบบการศึกษาผลกระทบของความหนาของผิวเคลือบต่อความแข็งแรงของวัสดุฐาน	108
64	แบบจำลองแบบสมมาตรรอบแกน และการกำหนดเงื่อนไขขอบเขต	109

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
65	แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 100 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 3.504 mm	111
66	แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 200 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 2.697 mm	111
67	แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 300 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 2.542 mm	112
68	แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 300 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 2.001 mm	112
69	การเปรียบเทียบระยะยุบของแบบจำลองกับการทดลอง	113
70	แบบจำลองการเคลือบผิวที่ประดิษฐ์ขึ้นตามทฤษฎีของแผ่นหน้าตัดทรงกระบอก	115
71	อัตราส่วนของความแข็งแกร่งต่อการดัดด้วยหลักทฤษฎีของแผ่นหน้าตัดทรงกระบอก	115
72	เครื่องทดสอบแรงดึง ทดสอบที่อุณหภูมิสูง	117
73	กราฟความเค้นจริง-ความเครียดจริง ของวัสดุผิวเคลือบที่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ	119
74	แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 100 μm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้วมีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 0.27×10^{-4} mm	120
75	แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 200 μm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้วมีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 7259.19×10^{-4} mm	120
76	แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 300 μm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้วมีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 7549.46×10^{-4} mm	121
77	แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 400 μm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้วมีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 1.911 mm	121
78	การเปรียบเทียบระยะยุบจริงของแบบจำลองกับการทดลอง	122
79	อัตราการสึกหรอเฉลี่ยในการทดสอบแบบลื่นไถลของวัสดุทำแม่พิมพ์	125
80	รูปร่างของอะลูมิเนียมชนิดเกล็ด ขนาดประมาณ Sub-micron ถึง 70 μm	126

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
81	ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานวัสดุ AL-EP สำหรับทดสอบการสึกหรอ	126
82	สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ AL-EP casting	127
83	สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ AL-EP machining	127
84	สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ DC53	128
85	สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ Zn-alloy coating	128
86	โซนการวัดค่าการสึกหรอแบบลื่นไถล	133
87	LSCM พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining ก่อนการทดสอบการสึกหรอ	133
88	ภาพ SEM พื้นผิวของ AL-EP ผิวกัดแต่งด้วยดอกกัดแบบ Flat type ก่อนการทดสอบการสึกหรอ	134
89	ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกหรอแบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP และ Coating	136
90	พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone A	137
91	พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone B	138
92	พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone C	139
93	พื้นผิวของผิวเคลือบ Zn-alloy coating ก่อนการทดสอบการสึกหรอ	141
94	พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone A	142
95	พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone B	143
96	พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล บริเวณ Third body film: Zone C	144
97	พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone C	145
98	ลักษณะพื้นผิวแบบ 3D ของหัวกดอะลูมิน่าในการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล	147
99	ลักษณะพื้นผิวแบบ 2D ของหัวกดอะลูมิน่าในการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล	148
100	พื้นผิวของหัวกดทรงกลมอะลูมิน่าก่อนการทดสอบการสึกหรอ	149

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
101	พื้นผิวบริเวณที่หัวกดทรงกลมสัมผัสกับผิวเคลือบมากที่สุดหลังทดสอบการสึกหรอ	150
102	พื้นผิวบริเวณที่หัวกดทรงกลมสัมผัสกับผิวเคลือบลดลงหลังทดสอบการสึกหรอ	151
103	ภาพ SEM พื้นผิวของหัวกดทรงกลมอะลูมิน่าหลังการทดสอบการสึกหรอ	152
104	ค่าวัดการสึกหรอสองมิติในการทดสอบแบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP machining	156
105	ค่าวัดการสึกหรอสองมิติในการทดสอบแบบลื่นไถลของวัสดุ Zn-alloy coating	157
106	ภาพ EDS mappings บริเวณสัมผัสมากที่สุดของหัวกดทรงกลม (Al_2O_3) หลังทดสอบการสึกหรอบนผิวเคลือบ	158
107	กราฟแสดงความลึกของการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง	161
108	โซนการวัดค่าการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งและสเลอรี	161
109	ค่าความลึกของรอยสึกหรอแบบการสึกกร่อนด้วยเครื่องวัดความหยาบผิวแบบสัมผัส	163
110	ภาพ SEM เปรียบเทียบการสึกหรอแบบสึกกร่อนของวัสดุ AL-EP และ Coating	164
111	พื้นผิววัสดุ AL-EP หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone D	165
112	พื้นผิววัสดุ AL-EP หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone E	166
113	พื้นผิววัสดุ Coating หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone D	167
114	พื้นผิววัสดุ Coating หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone E	168
115	ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางจุดการสึกกร่อนของวัสดุ AL-EP ด้วยอนุภาคของแข็ง	172
116	ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางจุดการสึกกร่อนของวัสดุ Coating ด้วยอนุภาคของแข็ง	173
117	อัตราการสึกหรอเชิงปริมาตรและเชิงมวลต่อปริมาณอนุภาคทดสอบจากผลการทดสอบ	175

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
118	ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 60°	184
119	ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 90°	185
120	ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 90°	186
121	ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 60°	187
122	ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 บริเวณ Zone E	188
123	ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining บริเวณ Zone E	189
124	ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone E	190
125	ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating บริเวณ Zone E	191
126	ขั้นตอนการสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก	197
127	การประกอบแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก	198
128	การติดตั้งแม่พิมพ์บนเครื่องฉีดพลาสติก	200
129	ตำแหน่งการวัดค่าความหยาบผิวแม่พิมพ์รวดเร็ว	201
130	การฉีดชิ้นงานพลาสติก PP (ก) ชิ้นงานฉีดบนแม่พิมพ์รวดเร็ว (ข) ลักษณะของชิ้นงานฉีดที่ผลิตได้	201
131	การเปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้วัสดุ AL-EP ก่อน-หลังการฉีดชิ้นงานพลาสติก	202
132	การเปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้วัสดุ Zn-alloy coating ก่อน-หลังการฉีดชิ้นงานพลาสติก	203

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพที่		หน้า
133	การเปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวแม่พิมพ์ด้วยภาพ LSCM ก่อน-หลังการฉีดชิ้นงานพลาสติก	204
134	การเปรียบเทียบค่าความหยาบผิวพื้นผิวแม่พิมพ์ ก่อน-หลังการฉีดพลาสติก	205

ภาพผนวกที่

ก1	ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D	232
ก2	ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D	233
ก3	ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E	234
ก4	ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E	235
ก5	พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D	236
ก6	พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E	237
ก7	ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D	238
ก8	ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D	239
ก9	ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E	240
ก10	ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E	241

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพผนวกที่ **หน้า**

ก11 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D 242

ก12 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E 243

ก13 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D 244

ก14 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D 245

ก15 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E 246

ก16 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E 247

ก17 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D 248

ก18 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E 249

ก19 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D 250

ก20 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D 251

ก21 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E 252

ก22 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E 253

ก23 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D 254

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สารบัญภาพ (ต่อ)

ภาพผนวกที่ **หน้า**

ก24	พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E	255
ข1	ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุ DC 53® Steel	258
ข2	ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุอิพอกซีเรซิน	259
ข3	ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรง	260

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การพัฒนาผิวเคลือบโลหะผสมสังกะสีสำหรับแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม

Development of Zinc-Alloy Coating for Aluminium-Filled Epoxy Resin Mould

คำนำ

ที่ผ่านมา การสร้างแม่พิมพ์ในอุตสาหกรรม ส่วนใหญ่ทำมาจากเหล็กกล้าเครื่องมือหรืออะลูมิเนียม โดยปกติใช้เวลานานในการผลิตแม่พิมพ์พลาสติก ซึ่งจะส่งผลกระทบโดยเฉพาะกับผลิตภัณฑ์พลาสติกที่มีการเปลี่ยนแปลงรูปแบบให้ทันสมัยนิยม สินค้าประเภทนี้จำเป็นต้องมีรูปแบบที่หลากหลายและมีปริมาณต่ำจึงจะทำให้มูลค่าสินค้ามีค่าสูงขึ้น หากเปรียบเทียบเวลาในการผลิตแม่พิมพ์กับอายุของสินค้าแล้ว ส่งผลกระทบต่อต้นทุนการผลิตและโอกาสในการแข่งขันทางธุรกิจ ซึ่งระยะเวลาในการสร้างแม่พิมพ์นั้น โดยปกติประมาณ 2 – 4 เดือน (Anderson, 2000; Altan *et al*., 2001; สุนิติ และคณะ, 2550; Martinho, 2010) อย่างไรก็ตามผลิตภัณฑ์ที่มีการเปลี่ยนแปลงรูปแบบผลิตภัณฑ์และแปรผันสูง อาทิเช่น สินค้าแฟชั่น หรือของเล่นเด็ก และมีตัวอย่างของผลิตภัณฑ์ เช่น หน้ากากโทรศัพท์มือถือแฟนซี ของเล่นเด็กที่เป็นของแถมจากอาหารจานด่วน เป็นต้น ระยะเวลาการสร้างแม่พิมพ์ดังกล่าวนานเกินไปเมื่อเปรียบเทียบกับอายุของผลิตภัณฑ์ (Product life cycle) ดังนั้นการสร้างแม่พิมพ์ได้เร็วกว่าปกติเป็นเป้าหมายของการผลิตสินค้าดังกล่าว จากตัวอย่างข้างต้น ในต่างประเทศ แถบทวีป ยุโรป อเมริกาเหนือ และเอเชีย เช่น ญี่ปุ่น จีน ไต้หวัน และเกาหลีใต้ เป็นต้น สามารถผลิตแม่พิมพ์รวดเร็วที่เรียกว่า “Quick Mould” ซึ่งถือว่าเร็วกว่าระยะเวลาเฉลี่ยในการสร้างแม่พิมพ์ด้วยวิธีการกัดแต่งในอุตสาหกรรมแม่พิมพ์อย่างมาก และสามารถตอบสนองความต้องการของผลิตภัณฑ์ที่มีการเปลี่ยนแปลงรวดเร็วได้ ซึ่งแนวโน้มการผลิตแม่พิมพ์รวดเร็วดังกล่าวกำลังขยายมาสู่สินค้าประเภทอื่นๆ ด้วยเหตุนี้การที่จะสร้างขีดความสามารถในการแข่งขันให้อุตสาหกรรมแม่พิมพ์ไทยทัดเทียมกับนานาประเทศทางเลือกหนึ่งคือการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วประเภทอิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม (Aluminium-Filled Epoxy Resin Tooling) (Chua *et al*., 1999a; Anderson, 2000; สุนิติ และคณะ, 2550; Vasconcelos *et al*., 2006; Martinho, 2010) ซึ่งสามารถลดเวลานำในการผลิตแม่พิมพ์ได้ถึง 50-60% เมื่อเปรียบเทียบกับการผลิตแม่พิมพ์ปกติ (Anderson, 2000) แต่อย่างไรก็ตาม แม่พิมพ์ดังกล่าวมีอายุการใช้งานต่ำกว่าแม่พิมพ์ที่สร้างจากเหล็กกล้าเครื่องมือ อายุแม่พิมพ์ (Tool life) ของวัสดุเรซินส่วนหนึ่งเกิดจากข้อบกพร่องของสมบัติเชิงกล และรวมถึงการสึกหรอของวัสดุ (Wear of materials) ในขณะใช้งาน (Chua *et al*., 1999b; Vasconcelos *et al*., 2006; Martinho, 2010)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ดังนั้นผู้วิจัยนี้จึงมีแนวคิด ที่มุ่งเน้นศึกษาการเพิ่มสมบัติเชิงกลและวิธีต้านทานการสึกหรอของวัสดุชนิดนี้ด้วยการพ่นเคลือบผิวด้วยเปลวความร้อนซึ่งจะช่วยส่งเสริมให้อายุของแม่พิมพ์วัสดุเรซินเพิ่มมากขึ้นและนำองค์ความรู้ที่ได้มาถ่ายทอดให้แก่ผู้ประกอบการในประเทศไทย

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วัตถุประสงค์

วิทยานิพนธ์เรื่อง การพัฒนาผิวเคลือบโลหะผสมสังกะสีสำหรับแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม มีวัตถุประสงค์หลักคือ

“พัฒนาการเคลือบผิวโลหะบนแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม เพื่อเป็นทางเลือกในการยืดอายุการใช้งานแม่พิมพ์สำหรับงานฉีดพลาสติก”

ขอบเขตการวิจัย

เพื่อให้บรรลุวัตถุประสงค์ในข้างต้น การศึกษาวิจัยในวิทยานิพนธ์นี้ประกอบด้วย

1. ตรวจสอบศึกษาร่องรอยการสึกหรอด้วยข้อมูลเชิงคุณภาพของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกในงานอุตสาหกรรมที่ผ่านการฉีดชิ้นงานตั้งแต่ 100,000 ชิ้นขึ้นไป

2. กำหนดชนิดวัสดุต้นแบบมาสเตอร์โมเดลที่เหมาะสมสำหรับการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

3. พัฒนาเทคนิคในการพ่นเคลือบวัสดุโลหะผสมสังกะสีด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

4. ประเมินสภาพพื้นผิววัสดุด้วยการพิเคราะห์ข้อมูลเชิงปริมาณและเชิงคุณภาพด้านสมบัติทางไทรโบโลยีของวัสดุทำแม่พิมพ์ระหว่างการสึกหรอ ในวิธีทดสอบการสึกหรอ แบบลื่นไถล แบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง และแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรี

5. เปรียบเทียบพื้นผิวแม่พิมพ์ก่อนและหลังการฉีดชิ้นงานพลาสติกด้วยแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียมที่เคลือบผิวและไม่เคลือบผิวโลหะผสมสังกะสีด้วยเครื่องวัดสภาพผิวชนิดไม่สัมผัส

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

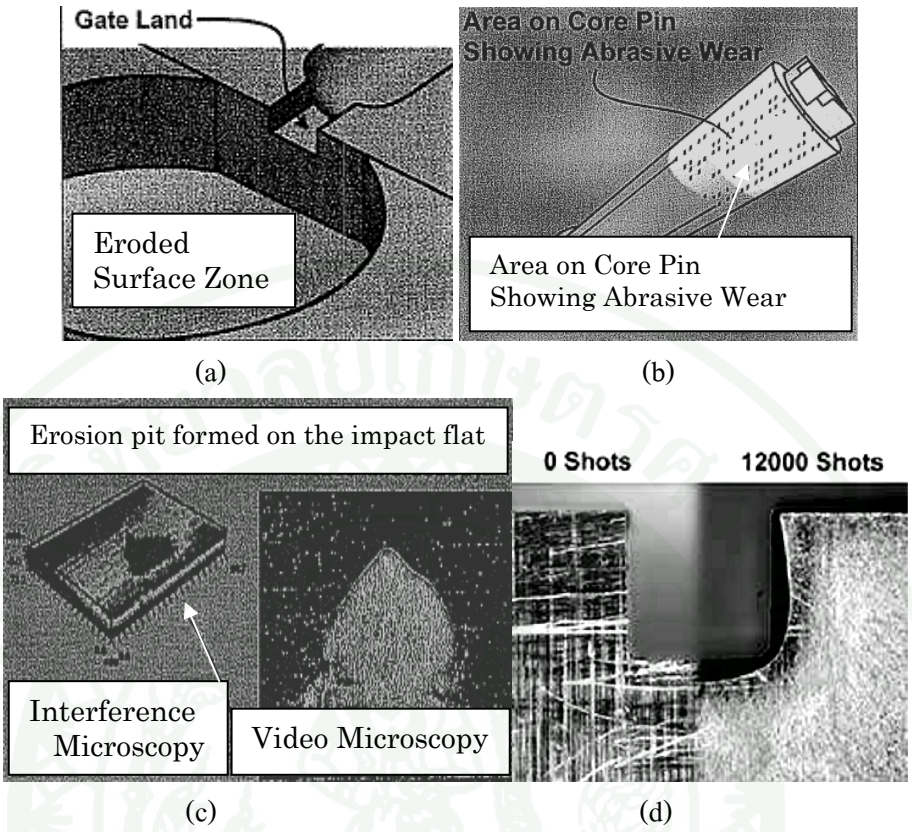
การตรวจเอกสาร

1. ความเสียหายและการสึกหรอในงานฉีดพลาสติก

1.1 กลไกการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

เมื่อกล่าวถึงการสึกหรอของวัสดุแม่พิมพ์ ซึ่งถึงปัจจุบันนี้ก็ยังมีข้อถกเถียงกันถึงกลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้น โดยเฉพาะแม่พิมพ์พลาสติกมีนักวิจัยที่ศึกษากลไกการสึกหรอเพียงบางกลุ่ม และมีรายงานการวิจัยอยู่ในปริมาณต่ำ เช่นนักวิจัยกลุ่มของ Engelmann *et al*. จากมหาวิทยาลัย Western Michigan ได้รายงานการศึกษากลไกการสึกหรอของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกเหล็กกล้า พบว่ามีกลไกการสึกหรอแบ่งเป็น 3 ประเภท คือ การสึกหรอแบบขูดขีด การสึกหรอแบบสึกกร่อน และการสึกหรอแบบยึดติด โดยที่พื้นผิวของแม่พิมพ์ที่สัมผัสกับพอลิเมอร์เหลวผสมเส้นใยส่วนมากจะเกิดการสึกหรอแบบขูดขีดมากกว่าการฉีดด้วยพลาสติกธรรมดา ในส่วนบริเวณคาวิตี้และคอร์ของแม่พิมพ์ รวมถึงบริเวณ Gate และ Runner การสึกหรอจะมีลักษณะเป็นแบบสึกกร่อน แสดงในภาพที่ 1-a (Karapatis *et al*., 1997; Engelmann *et al*., 2001; Vasconcelos *et al*., 2006) จากการศึกษาวัสดุแม่พิมพ์ที่เป็นโลหะแข็ง ลักษณะการสึกหรอจะเป็นหลุมเล็ก ๆ (Pitting) แสดงใน ภาพที่ 1-c ด้านซ้าย และวัสดุแม่พิมพ์ที่เป็นโลหะอ่อน ลักษณะการสึกหรอจะเป็นการกะเทาะออกเป็นแผ่นๆ (A shallow wash plane) ลักษณะการสึกหรอดังกล่าว นักวิจัยกลุ่มนี้ได้สรุปว่าเกิดจากกลไกการสึกหรอแบบสึกกร่อน (ภาพที่ 1-c ด้านขวา) และบริเวณคอร์มีการสึกหรอแบบขูดขีดด้วย จากการพิจารณาผนังชิ้นงานที่เป็นรอยขูดขีด เนื่องจากขณะเย็นตัวพลาสติกจะหดตัวแนบติดกับคอร์ การหดตัวจะเกิดความเค้นในแนวเส้นรอบวง (Hoop stress) เมื่อปลดชิ้นงานออกจะเกิดการเสียดสีกับคอร์ทำให้เกิดกลไกการสึกหรอแบบขูดขีด (ภาพที่ 1-b) และการศึกษาการออกแบบคอร์แบบไม่มีมุมดราฟท์ พบว่าพื้นที่บริเวณแนวเปิดแม่พิมพ์รวมถึงผนังของคาวิตี้แม่พิมพ์ด้านลึกเกิดการสึกหรอแบบกอลลิ่ง และจะเกิดการสึกหรอแบบนี้สูง หากเป็นวัสดุแม่พิมพ์ชนิดวัสดุโลหะอ่อน (Bienk and Mikkelsen, 1997; Engelmann *et al*., 2001) การศึกษาบริเวณ Gate และ Runner จากการพิจารณาตรวจสอบลักษณะพื้นผิวด้วยกล้องจุลทรรศน์ พบว่าเกิดการกะเทาะหลุดเป็นแผ่นขนาดประมาณ 0.025 mm จากการพ่นปะทะของพลาสติกหลอมเหลวหลังจากฉีดชิ้นงานจำนวน 12,000 Shots (ภาพที่ 1-d) และบริเวณก้านปลดชิ้นงานที่สัมผัสกับคอร์ มีลักษณะการสึกหรอแบบยึดติด ซึ่งการสึกหรอบริเวณนี้สามารถลดได้ด้วยการใช้สารหล่อลื่น (Engelmann *et al*., 2001)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 1 กลไกและรูปแบบการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

ที่มา: Engelmann *et al*. (2001)

นอกจากนี้ในระหว่างการหล่อเย็นแม่พิมพ์ เมื่อชิ้นงานหดตัวลงในขณะเย็นตัว ผิวชิ้นงานพลาสติกที่มีค่าความแข็งต่ำกว่าวัสดุแม่พิมพ์ มีแนวโน้มทำให้เกิดการเสียดสีกันระหว่างผิวสัมผัส แต่อย่างไรก็ตามความหยาบผิวของแม่พิมพ์ที่อาจจะแปรเปลี่ยนไปตามเวลาของการใช้งาน หากผิวแม่พิมพ์มีความหยาบผิวสูงขึ้นจะบ่งบอกถึงการเกิดการสึกหรอขึ้นในแม่พิมพ์ และทำให้อัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้น ซึ่งส่วนใหญ่เกิดขึ้นจาก กลไกหรือรูปแบบการสึกหรอได้หลายรูปแบบ

ดังนั้นส่วนใหญ่ให้ข้อแนะนำในการลดกลไกของการสึกหรอด้วยการทำผิวแม่พิมพ์ให้เรียบมากที่สุดเพื่อที่จะช่วยลดการเกิด Mechanical interlocking ระหว่างพื้นผิวแม่พิมพ์และชิ้นงาน หรือปรับปรุงความแข็งของพื้นผิวแม่พิมพ์ให้สูงขึ้นด้วยกรรมวิธีการเคลือบผิว (Bienk and Mikkelsen, 1997; Karapatis *et al*., 1997; Engelmann *et al*., 2001; Vasconcelos *et al*., 2006; Martinho, 2010)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

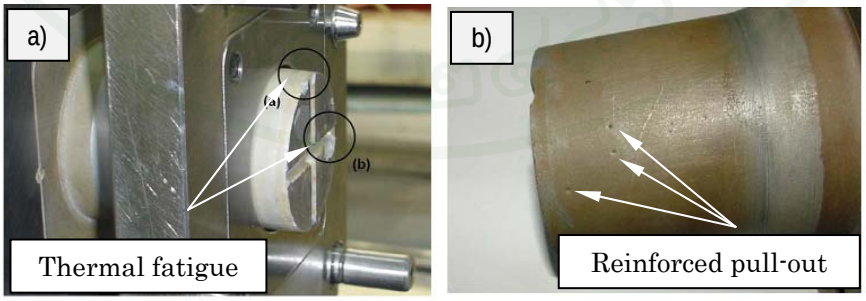
1.2 ความเสียหายของวัสดุอิพอกซีเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียมในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

การพิจารณารูปร่างของชิ้นงาน เพื่อหลีกเลี่ยงความเสียหายและการสึกหรอของแม่พิมพ์มีความจำเป็นที่ต้องพิจารณาเป็นอันดับแรก แม่พิมพ์อินเสิร์ทชนิดวัสดุอิพอกซีเรซินคอมโพสิต ส่วนใหญ่จะพังเสียหายเนื่องจากการแตกหัก (Chipping) โดยเฉพาะบริเวณที่แหลมคม แสดงในภาพที่ 2 (Martinho, 2010)

ภาพที่ 2 ความเสียหายของแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินหลังการฉีด 14 shots

ที่มา: Martinho (2010)

ความเสียหายบริเวณ Gate ของแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม กล่าวกันว่าเป็นการล้าเนื่องจากความร้อน (Thermal fatigue) เนื่องจากบริเวณดังกล่าวมีความร้อนและความดันสูง (ภาพที่ 3-a)



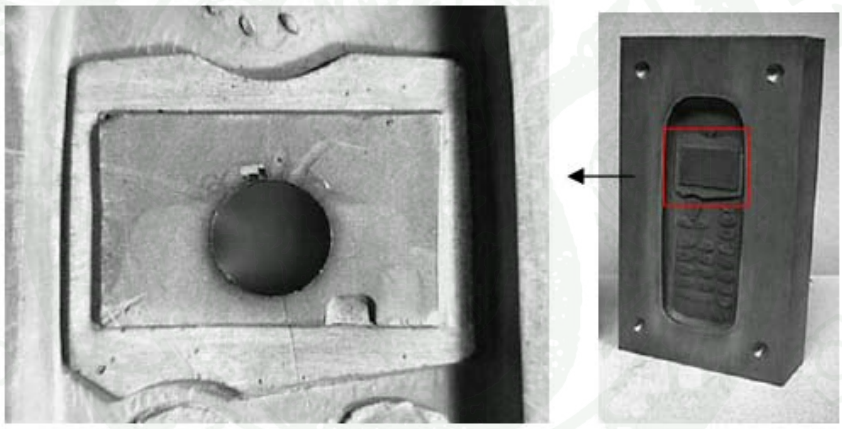
ภาพที่ 3 ความเสียหายของแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม

ที่มา: Martinho (2010)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 3-b ส่วนคอร์ของแม่พิมพ์พบว่ามีประเด็นหลักเป็นความเสียหายที่เกิดจากการพ่นปะทะของพลาสติกความดันสูง และ/ หรือ พลาสติกที่แนบติดกับอะลูมิเนียม จนทำให้อนุภาคอะลูมิเนียมหลุดออก (Reinforced pull-out) เป็นหลุมขนาดเล็กบนพื้นผิว (Martinho , 2010)

ผลกระทบของเงื่อนไขในการฉีดต่อความเสียหายของแม่พิมพ์ได้ถูกรายงานโดย (Cheah *et al*., 2002) พบว่ามีการแตกร้าวเหมือนเส้นผม (Hairline cracks) เนื่องจากความดันฉีดและอุณหภูมิสูง ในการฉีดชิ้นงานโพลิคาร์บอเนต (PC) ด้วยแม่พิมพ์พอลิเมอร์คอมโพสิต ที่ประกอบด้วยอิพอกซีเรซิน (EP 250, MCP HEK GmbH) 25% และเติมสารเสริมแรงผงอะลูมิเนียม 75% ซึ่งความดันฉีดสูงทำให้ความเค้นเกิดขึ้นในแม่พิมพ์ปริมาณสูงด้วย เป็นสาเหตุให้แม่พิมพ์แตกร้าวบริเวณคาวิตี้แม่พิมพ์หลังจากการฉีดชิ้นงาน 400 ชิ้น (ภาพที่ 4)

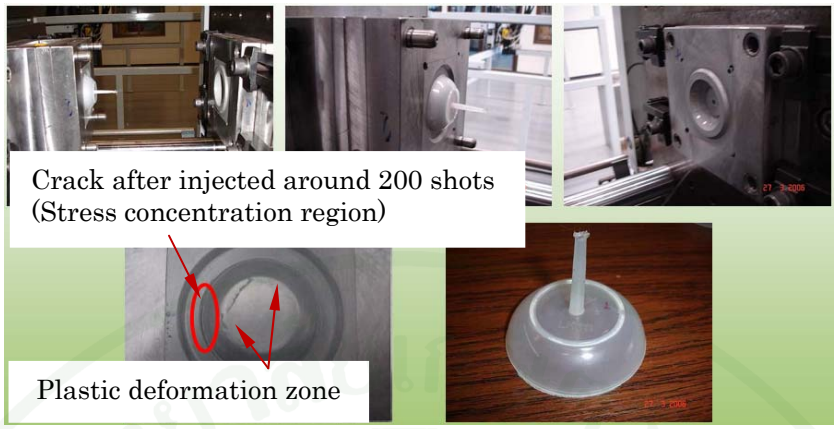


ภาพที่ 4 การแตกร้าวขนาดเล็กในแม่พิมพ์อิพอกซีเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม

ที่มา: Cheah *et al*. (2002)

ในความเสียหายของแม่พิมพ์อิพอกซีเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม (แสดงในภาพที่ 5) หากใช้ความดันฉีดสูงเกินไป ก็จะเป็นสาเหตุให้แม่พิมพ์สึกหรอและเสียหายได้ง่ายขึ้น รวมทั้งการออกแบบแม่พิมพ์ให้มีจุดศูนย์รวมความเค้น (Stress concentration) พบว่าทำให้อายุของแม่พิมพ์ดังกล่าวสั้นลง โดยเริ่มเกิดการเสียรูปบริเวณฐานของถ้วยแม่พิมพ์ (Plastic deformation) และเกิดรอยร้าวขึ้นเมื่อฉีดชิ้นงานจำนวน 200 shots ขึ้นไป (เอนก และคณะ, 2550) นอกจากนั้นมียังมีปัจจัยด้านอุณหภูมิที่ส่งผลต่อวัสดุแม่พิมพ์ อาทิเช่น ช่วงการเปลี่ยนอุณภูมิคล้ายแก้ว การโก่งงอเนื่องจากอุณหภูมิ และค่าการแพร่ของความร้อน เป็นต้น ส่งผลต่อความประสิทธิภาพและอายุของแม่พิมพ์

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 5 การแตกร้าวในแม่พิมพ์ AL-EP

ที่มา: เอนก และคณะ (2550)

อายุการใช้งานแม่พิมพ์ ส่วนใหญ่มีปัจจัยหลักขึ้นอยู่กับพฤติกรรมของความเสียดทาน ลักษณะความเสียหายและการสึกหรอของวัสดุแม่พิมพ์ระหว่างการใช้งาน ดังนั้นการศึกษาพฤติกรรมของวัสดุแม่พิมพ์ด้วยศาสตร์ทางไทรโบโลยี (Tribology) จึงมีความสำคัญอย่างยิ่งต่อการพิจารณาแนวทางที่จะช่วยลดการสึกหรอเพื่อช่วยยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

2. ศาสตร์ของไทรโบโลยี

2.1 ความเสียดทานและการสึกหรอ

ไทรโบโลยี (Tribology) มาจากคำในภาษากรีก “tribos” ซึ่งหมายถึงการถู (Hutchings, 1992b) ในสาขาของไทรโบโลยีเป็นศาสตร์ที่ศึกษาเกี่ยวกับการสัมผัสกันระหว่างสองพื้นผิววัสดุหรือมากกว่าที่มีปฏิกิริยาต่อกันเมื่ออยู่ภายใต้การเคลื่อนที่สัมพัทธ์ต่อกันด้วยสภาวะที่มีของไหลหรือไม่มีของไหลปกคลุมผิว ซึ่งก่อให้เกิดความเสียดทาน (Friction) และนำไปสู่การสึกหรอ (Wear) รวมถึงวิธีการแก้ไขและป้องกันสาเหตุดังกล่าว (Moore, 1975; Dowson, 1998) โดยในการศึกษาพฤติกรรมวัสดุในระบบทางไทรโบโลยี (Tribosystem) มีระดับที่สนใจตั้งแต่มองเห็นด้วยตาเปล่าและสัมผัสได้ด้วยความรู้สึก (Unitribology) เพื่อประเมินประสิทธิภาพและความน่าเชื่อถือของเครื่องจักรกล จนไปถึงระดับโครงสร้างโมเลกุล (Nanotribology) สำหรับการประดิษฐ์คิดค้นวัสดุชนิดใหม่ๆ อย่างไรก็ตามการศึกษาในระดับที่เล็กลง จำเป็นต้องใช้เครื่องมือและความรู้ความ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ชำนาญสูงตามไปด้วย ด้วยเหตุนี้การศึกษาในระดับเล็กลงเท่าที่จำเป็นต่อการใช้งาน คงมีความเหมาะสมในหลายๆ ด้าน ดังนั้นในการศึกษาพฤติกรรมทางไทรโบโลยีของวัสดุเครื่องมือ เช่น แม่พิมพ์โลหะ แม่พิมพ์พลาสติก เป็นต้น ส่วนใหญ่เป็นการศึกษาในระดับมหภาค (Macrotribology) จนถึงระดับจุลภาค (Microtribology) ซึ่งมีความเพียงพอต่อการหาแนวทางในการยืดอายุการใช้งานที่เหมาะสมของวัสดุเครื่องมือดังกล่าว

สำหรับการศึกษาพฤติกรรมทางไทรโบโลยี ส่วนใหญ่จะเริ่มต้นศึกษาพฤติกรรมของความเสียดทานเป็นอันดับแรก ความเสียดทาน นั้นมาจากคำในภาษาละตินว่า “fricare” ซึ่งหมายถึง เสียดสี (Moore, 1975; Czichos, 1978; Dowson, 1998; Blau, 2009) ความเสียดทานเป็นผลมาจากแรงที่เกิดขึ้นเพื่อต่อต้านการเคลื่อนที่สัมพัทธ์ระหว่างสองพื้นผิว เมื่อมีการเคลื่อนที่แบบการลื่นไถลหรือการกลิ้งตัว โดยการสัมผัสกันโดยตรงหรือมีของไหลแทรกตัวอยู่ระหว่างคู่ผิวสัมผัส ซึ่งขนาดของความเสียดทาน นิยมเรียกกันว่า สัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (Coefficient of friction: μ) เป็นอัตราส่วนระหว่างแรงในทิศทางการเคลื่อนที่กับแรงตั้งฉาก (Blau, 2009)

$$\mu = \frac{F_T}{F_N} \tag{1}$$

เมื่อ μ F_T F_N สัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (N/N), แรงกระทำในทิศทางการเคลื่อนที่ (N), แรงกระทำตั้งฉากกับแรง F_T (N) ตามลำดับ

การศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุอย่างเป็นระบบได้เกิดขึ้นครั้งแรกโดย ลีโอนาโด ดา วินชี (Leonardo di ser Piero da Vinci:1452 –1519) ซึ่งบันทึกนี้ถูกค้นพบในกรุงมาดริด ประเทศสเปน เมื่อปี 1967 ลีโอนาโด ได้ศึกษาการสึกหรอของรองลื่นแบบลื่นไถล พบว่าการสึกหรอของวัสดุเพิ่มขึ้นเมื่อเพิ่มภาระทางกลและทิศทางของการสึกหรอเป็นไปตามทิศทางของการรับภาระ เมื่อเปรียบเทียบชนิดของวัสดุที่มีผลต่อการสึกหรอ การสึกหรอจะลดลงได้เมื่อใช้วัสดุเป็น 30% ทองแดง และ 70% ดีบุก (Czichos, 1978) ซึ่งเป็นจุดกำเนิดของการพัฒนาวัสดุคอมโพสิตต่อมา

2.2. ไทรโบโลยีของพอลิเมอร์คอมโพสิตและผิวเคลือบ

ความเสียดทานและสมบัติเชิงกลของวัสดุเป็นปัจจัยสำคัญต่อการสึกหรอและความเสียหายเมื่อใช้งานวัสดุ โดยเฉพาะวัสดุพอลิเมอร์ เป็นวัสดุกลุ่ม วิสโคอิลาสติก ซึ่งสมบัติเชิงกล

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ขึ้นอยู่กับค่าความยืดหยุ่นและความหนืด (Czichos, 1978; Friedrich, 1986) ส่วนสมบัติทางไทรโบโลยีของผิวเคลือบจะแตกต่างจากโลหะก้อนทั่วไป โดยส่วนใหญ่จะขึ้นอยู่กับปัจจัย เช่น ค่าความแข็งของผิวเคลือบต่อวัสดุฐาน (Coating-to-substrate hardness) ความหนาของผิวเคลือบ เป็นต้น (Holmberg and Matthews, 1998) สิ่งเหล่านี้ส่งผลให้วัสดุเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรเมื่อรับภาระไม่เหมาะสมและนำไปสู่การสึกหรอของวัสดุ โดยที่กลไกการสึกหรอ (Wear mechanisms) และความเสียหายของวัสดุพอลิเมอร์และผิวเคลือบมีหลายรูปแบบ ซึ่งขึ้นอยู่กับภาระและลักษณะการใช้งาน

2.2.1 กลไกทางไทรไบโลยีของพื้นผิวเคลือบ (Holmberg and Matthews, 1998)

ไทรโบโลยีของการสัมผัสเนื่องจากการเคลื่อนที่สัมพัทธ์ระหว่างคู่สัมผัส มีปัจจัยนำเข้า อาทิเช่น ขนาดมิติของพื้นผิวสัมผัสในระดับมหภาคและจุลภาค สมบัติของวัสดุเคลือบที่เกี่ยวเนื่องมาจากส่วนประสมทางเคมี รวมทั้งพารามิเตอร์ของพลังงาน เช่น ภาระกระทำ ความเร็วในการเคลื่อนที่ของคู่สัมผัส ความดันสัมผัส และอุณหภูมิใช้งาน เป็นต้น องค์ประกอบไทรโบโลยีของคู่สัมผัสในการเคลือบผิว ได้รับอิทธิพลมาจากการเปลี่ยนแปลงของสมบัติทางกายภาพและเคมีของวัสดุคู่สัมผัส ในระหว่างเวลาของการสัมผัสจะทำให้ขนาดมิติและส่วนประสมทางเคมี มีการแปรเปลี่ยนตามไปด้วย ซึ่งสามารถทราบได้จากปัจจัยนำออกด้านพลังงาน เช่น ค่าความเสียดทาน อัตราการสึกหรอ อุณภูมิที่สูงขึ้น ความเร็วและพฤติกรรมทางพลวัต ในการพิจารณาการสัมผัสในระดับมหภาค / หรือระดับจุลภาค มีความซับซ้อนเป็นอย่างยิ่งในการอธิบายถึงตัวแปรที่มีผลระหว่างการสัมผัส ซึ่งมีกลไกทางกลและปัจจัยอื่นๆ เกิดขึ้นดังต่อไปนี้

1) กลไกทางกลระดับมหภาค (The macromechanical tribological mechanisms) เกิดขึ้นได้เนื่องจากปัจจัยต่างๆ เช่น ความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดที่กระจายบนบริเวณสัมผัส (Contacts stress-strain) การเปลี่ยนรูปในช่วงยืดหยุ่นและช่วงเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุผิวเคลือบ ซึ่งสามารถทราบระดับความรุนแรงของความเสียหายระดับมหภาคได้จาก รูปแบบและปริมาณการสึกหรอ (Wear modes and wear loss)

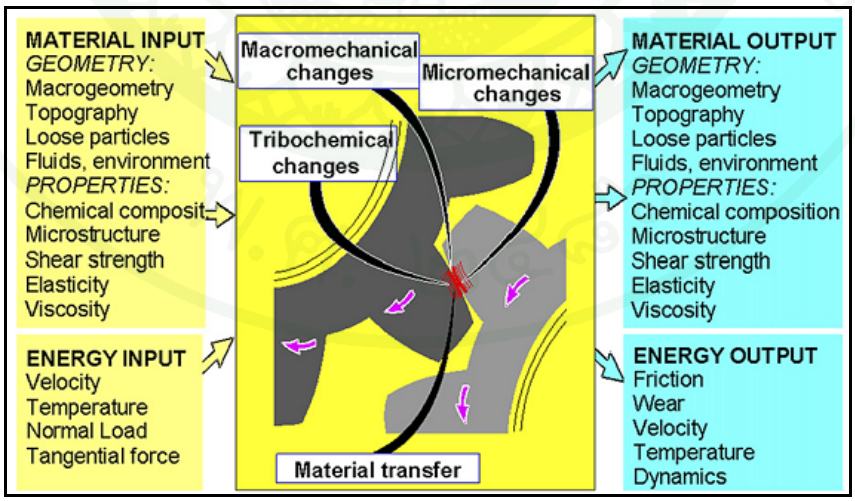
2) กลไกทางกลระดับจุลภาค (The micromechanical tribological mechanisms) ก่อให้เกิดความเสียหายต่อผิวเคลือบจากหลายองค์ประกอบ อาทิเช่น ความสัมพันธ์ของความเค้น-ความเครียดในระดับการสัมผัสของ Asperity (Stress - strain in asperity contact) การแตกร้าวที่ผิว

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

(Crack generation) การขยายตัวของรอยร้าว (Crack propagation) และการหลุดออกของเนื้อวัสดุ (Material liberation) เป็นต้น

3) ผลกระทบของการเปลี่ยนแปลงองค์ประกอบเคมี (Chemical effects) ส่วนใหญ่เป็นผลมาจากความเสียหายของวัสดุด้วยไกกลทางกลระดับจุลภาค หรือเรียกกันว่า กลไกการสึกหรอร่วมกับปฏิกิริยาเคมี (Tribochemical mechanisms) ซึ่งสามารถพิจารณาความเสียหายจากกลไกนี้ได้จาก พฤติกรรมการถ่ายโอนเนื้อวัสดุจากค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานที่เปลี่ยนแปลงสูงแบบเฉียบพลัน หรือการตรวจหาส่วนประสมทางเคมีบนผิวคู่สัมผัสด้านตรงข้าม การถ่ายโอนเนื้อวัสดุได้รับอิทธิพลมาจากปัจจัยต่างๆทั้งในระดับจุลภาคและมหภาค แต่การถ่ายโอนเนื้อวัสดุระดับมหภาค (Macro material transfer) เป็นสาเหตุหลักที่ส่งผลกระทบต่อความเสียดทานและการสึกหรอของวัสดุ (ภาพที่ 6)

แต่อย่างไรก็ตามการศึกษาสิ่งเหล่านี้ด้วยปัจจัยนำออกด้านพลังงาน เป็นทางเลือกหนึ่งที่จะอธิบายการเปลี่ยนแปลงดังกล่าวได้ รวมทั้งการพิจารณา การเสียรูปของเนื้อวัสดุ ร่องรอยและทิศทางการเคลื่อนที่ของคู่สัมผัส และการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างในระดับมหภาคและจุลภาค จากกล้องจุลทรรศน์แบบต่างๆ เป็นหนทางหนึ่งในการประเมินความเสียหายและแนวทางในการยืดอายุการใช้งานของผิวเคลือบได้ (Holmberg and Matthews, 1998)



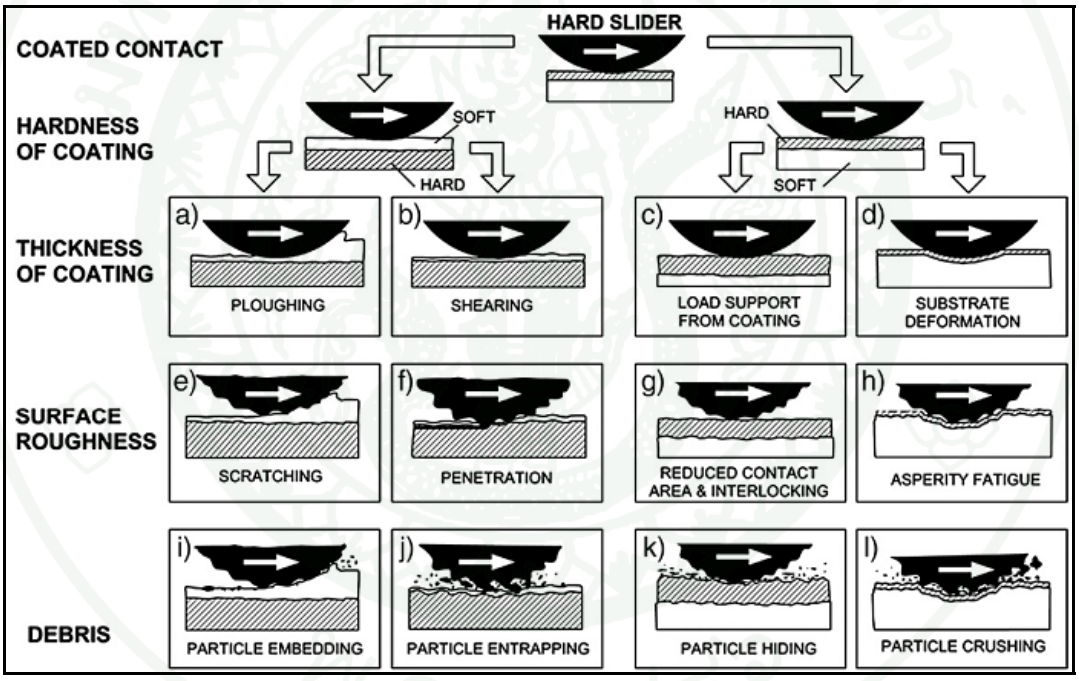
ภาพที่ 6 องค์ประกอบไทรโบโลยีในระดับมหภาค – จุลภาค ของผิวเคลือบ

ที่มา: Holmberg *et al.* (2007)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

2.2.2 ความเสียดทานจากกลไกทางกลระดับมหภาคของผิวเคลือบ

กลไกทางกลระดับมหภาค เป็นปัจจัยหลักที่เป็นปรากฏการณ์ของความเสียดทานและการสึกหรอของวัสดุผิวเคลือบ ซึ่งมีองค์ประกอบต่างๆ เป็นตัวแปรที่ส่งผลกระทบต่อการสัมผัสกันของคู่สัมผัสอยู่ด้วยกัน 4 ปัจจัย ได้แก่ (ก) ความสัมพันธ์ระหว่างความแข็งของผิวเคลือบ-วัสดุฐาน (ข) ความหนาของผิวเคลือบ (ค) ความหยาบผิวของคู่สัมผัส (ง) ขนาดและความแข็งของอนุภาคแปลกปลอมที่อยู่ระหว่างคู่สัมผัส ความสัมพันธ์ระหว่างปัจจัยทั้งสี่ แสดงถึงความแตกต่างกันเนื่องจากเงื่อนไขของการสัมผัสจำนวน 12 รูปแบบ จากการลื่นไถลสัมผัสกันของหัวกดทรงกลมโลหะแข็งบนแผ่นผิวเคลือบ แสดงในภาพที่ 7



ภาพที่ 7 ปัจจัยที่มีผลต่อความเสียดทานด้วยกลไกทางกลระดับมหภาคของผิวเคลือบ

ที่มา: Holmberg *et al*. (2007)

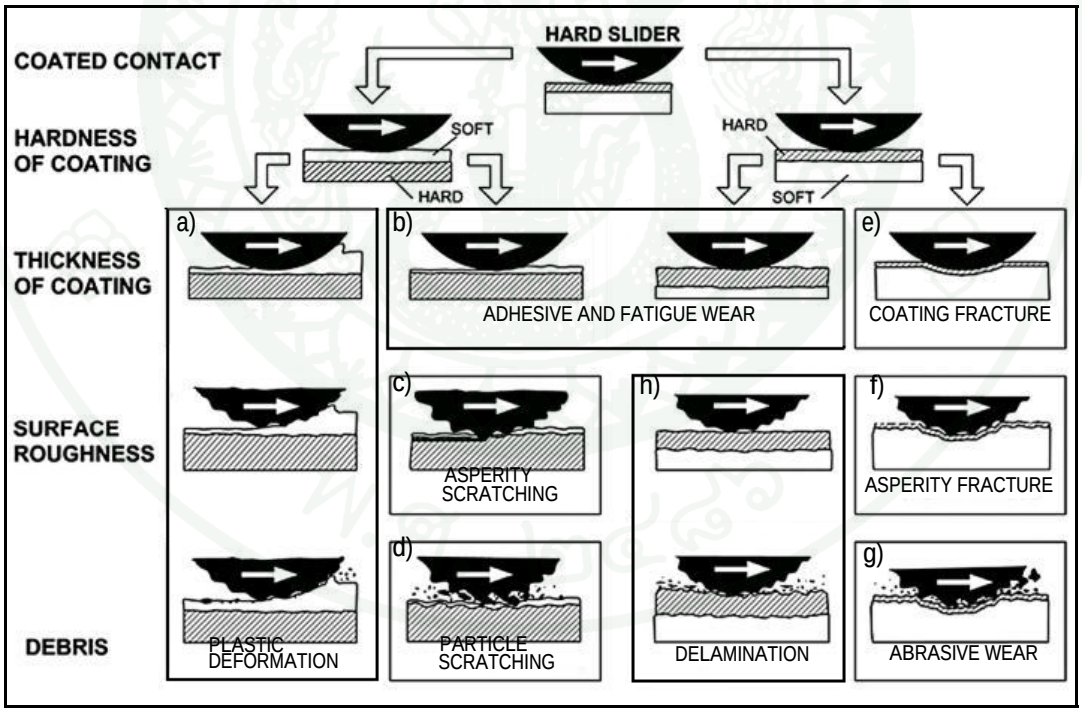
จากเงื่อนไขของการสัมผัส ที่ส่งผลกระทบต่อกลไกความเสียดทาน (Friction mechanisms) ดังกล่าวนี้ ผลลัพธ์ที่เกิดขึ้นได้จากลักษณะของการสัมผัสในปรากฏการณ์ทางไทรโบโลยีประกอบด้วย การไถ (Ploughing) การเฉือน (Shearing) การรองรับภาระได้จากผิวเคลือบ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

(Load support from coating) การเสียรูปของวัสดุฐาน (Substrate deformation) การครูด (Scratching) การกด (Penetration) การลดลงของบริเวณสัมผัส (Reduction in contact area) และการขัดกัน (Interlocking) การล้าตัวในระดับ Asperity (Asperity fatigue) การฝังตัวของเศษอนุภาค (Particle embedding) การกักตัวของเศษอนุภาค (Particle entrapping) การหลบซ่อนของเศษอนุภาค (Particle hiding) การบดของเศษอนุภาค (Particle crushing) เป็นต้น (Holmberg and Matthews, 1998)

2.2.3 การสึกหรอจากกลไกทางกลระดับมหภาคของผิวเคลือบ

กลไกการสึกหรอเนื่องจากปัจจัยทางกลระดับมหภาค สามารถพิจารณาได้จากองค์ประกอบของคู่สัมผัสที่รับภาระ เช่นเดียวกัน ดังได้อธิบายในหัวข้อที่ 2.2.2 ด้วยเงื่อนไขของลักษณะการสัมผัสที่ได้กล่าวมาทั้ง 12 ลักษณะ ดังนี้



ภาพที่ 8 ปัจจัยที่มีผลต่อกลไกการสึกหรอด้วยกลไกทางกลระดับมหภาคของผิวเคลือบ

ที่มา: Holmberg and Matthews (1998)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

กลไกการสึกหรอที่จะเกิดขึ้นกับผิวเคลือบชนิดแบบแข็งและแบบนิ่มนั้น สามารถจัดกลุ่มได้เป็น 8 รูปแบบ (แสดงในภาพที่ 8) ประกอบด้วย การเสียรูปของผิวเคลือบ (Plastic deformation) การสึกหรอเนื่องจากการยึดติดและการล้า (Adhesive and Fatigue wear) การถูครูดในระดับ Asperity (Asperity scratching) การถูครูดของอนุภาค (Particle scratching) การแตกหักของผิวเคลือบ (Coating fracture) การแตกหักในระดับ Asperity (Asperity fracture) การหลุดล่อน (Delamination) การสึกหรอแบบขูดขีด (Abrasive wear) เป็นต้น (Holmberg and Matthews, 1998)

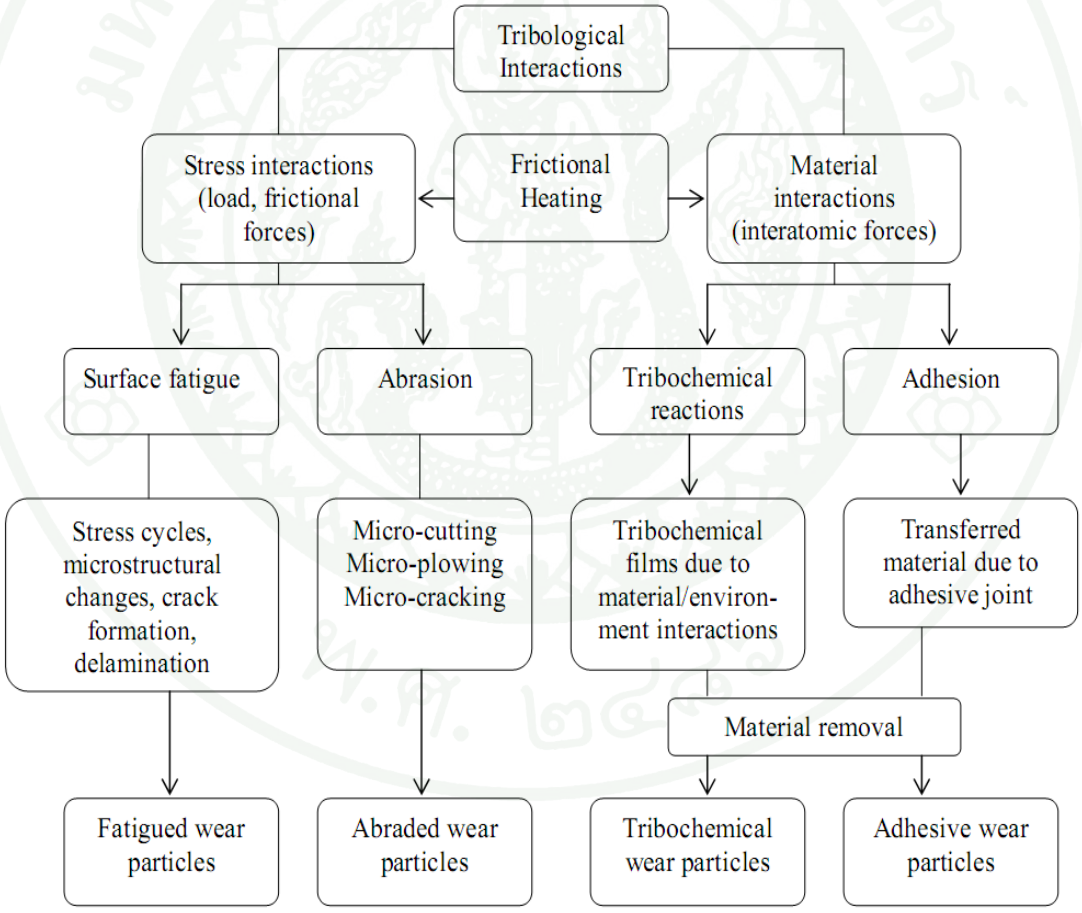
2.3 กลไกการสึกหรอของพอลิเมอร์คอมโพสิต

เนื่องด้วยข้อจำกัดของกรรมวิธีการผลิตชิ้นส่วนวัสดุ ทำให้มีระดับความหยาบผิวของวัสดุต่างกัน เมื่อมีความแตกต่างชนิดกันของกรรมวิธีการผลิตและวัสดุคู่สัมผัส หากวัสดุรับภาระระหว่างการใช้งาน และเมื่อคู่สัมผัสมีการเคลื่อนเข้าสัมผัสกันที่พื้นผิวที่สัมผัสกันจริง (Real area of contact) โดยตรงหรือการสัมผัสโดยผ่านชั้นของไหล โดยบางกรณีหากคู่สัมผัสไม่ได้สัมผัสกันเลย แต่มีสิ่งแปลกปลอมที่แข็งกว่าเคลื่อนที่และกดสัมผัสที่เนื้อวัสดุด้านใดด้านหนึ่งหรือทั้งคู่ผิวสัมผัส รวมถึงการไหลของของเหลวหรือก๊าซที่เข้าสัมผัสปะทะบนพื้นผิว การสัมผัสกันไม่ว่ากรณีใดก็ตาม ก็จะเกิดความเค้นมหาศาล (Infinite stress) ขึ้นบริเวณจุดสัมผัสกันจริงที่เป็นเนื้อวัสดุปลายยอดแหลม (Asperities) ความเค้นมหาศาลนี้จะเกิดขึ้นซ้ำๆ ตามลักษณะการเคลื่อนที่ เมื่อเวลาผ่านไปจนทำให้เนื้อวัสดุบริเวณปลายยอดแหลมเปลี่ยนรูปถาวร (Plastic deformations) และเกิดเป็นความเสียหาย (Failure) ของเนื้อวัสดุคู่สัมผัสในที่สุด เป็นความเสียหายที่เรียกกันว่า “การสึกหรอ” (Moore, 1975; Czichos, 1978; Briscoe *et al*., 1993; Dowson, 1998; ปนัดดา และคณะ, 2548)

ในวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิต มีกลไกการสึกหรอ แบ่งเป็น 4 กลุ่มใหญ่ ได้แก่ กลไกการสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) กลไกการสึกหรอแบบขูดขีด (Abrasive wear) กลไกการสึกหรอเนื่องจากการล้า (Fatigue wear) และกลไกการสึกหรอร่วมกับปฏิกิริยาเคมี (Tribo-chemical wear) กลไกการสึกหรอดังกล่าว เป็นต้นเหตุของการเกิดความเสียหายและรูปแบบการสึกหรอ (Wear modes) หลายรูปแบบตามมาอีกด้วย (Friedrich, 1986; Briscoe *et al*., 1993 1998; ปนัดดา และคณะ 2548) มีความเสียหายและรูปแบบการสึกหรอหลายชนิดที่เกิดขึ้นได้ เช่น การไถ (Ploughing) การตัดเฉือน (Cutting) การหลุดล่อน (Delamination) การสึกกร่อน (Erosion) การถ่ายโอนเนื้อวัสดุ (Material transfer) การแตกร้าว (Cracking) เป็นต้น (ภาพที่ 9) ความเสียหายและ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การสึกหรอดังกล่าว ขึ้นอยู่กับองค์ประกอบ เช่น รูปร่างเรขาคณิตของคู่สัมผัส ขนาดของภาระตั้งฉาก ลักษณะพื้นผิวของคู่สัมผัส ลักษณะการเคลื่อนที่ของคู่สัมผัส ความเร็วสัมพัทธ์ในการเคลื่อนที่ของคู่สัมผัส รูปแบบการหล่อลื่น อุณหภูมิแวดล้อม สมบัติเชิงกลของวัสดุ และปัจจัยอื่นที่เกี่ยวกับโครงสร้างโมเลกุล (Briscoe *et al*., 1993; Holmberg and Matthews , 1998) เป็นต้น นอกจากนี้ยังมีข้อด้อยทางด้านคุณสมบัติทางความร้อนของพอลิเมอร์คอมโพสิต ซึ่งทำให้พลังงานที่ใช้ไปกับความเสียดทานและการสึกหรอ ส่งผลให้วัสดุพอลิเมอร์นิ่มลงและเกิดออกไซด์ (Oxidative wear) หรือไพโรไลสีสที่ผิว มีผลทำให้ความแข็งแรงและอายุการใช้งานของพอลิเมอร์ลดลง ดังนั้นการศึกษาเพื่อให้เข้าใจถึงรูปแบบความเสียหายและการสึกหรอ จึงมีความสำคัญยิ่งต่อการยืดอายุของวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิต ขณะที่ใช้งาน (Friedrich, 1986; Briscoe *et al*., 1993; Dasari, 2007)



ภาพที่ 9 กลไกการสึกหรอของพอลิเมอร์คอมโพสิต

ที่มา: Dasari (2007)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วัสดุแต่ละชนิดจะมีความต้านทานต่อแรงกระทำที่แตกต่างกัน ซึ่งการเสียรูปของวัสดุประกอบด้วยพฤติกรรมในช่วงยืดหยุ่น ช่วงเปลี่ยนรูปถาวร ขนาดของความเค้นในวัสดุเพิ่มสูงขึ้นเมื่อวัสดุมีความเค้นเกินจุดครากจนถึงวัสดุแตกหัก การแตกหักเสียหายของวัสดุได้รับอิทธิพลมาจากความเค้นดึง หรือความเค้นเฉือนและการขยายตัวของรอยร้าว เป็นพื้นที่กว้างบริเวณการแตกหักก็จะทำให้เนื้อวัสดุหลุดออกมาและกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอ ซึ่งส่วนใหญ่จะมีรูปลักษณ์ของการสึกหรอ (Wear formation) ที่แตกต่างกันขึ้นอยู่กับกลไกหรือรูปแบบการสึกหรอ

ทฤษฎีการสึกหรอที่มีการยอมรับสำหรับวัสดุคอมโพสิตและผิวเคลือบ โดยเฉพาะวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิต เมื่อพิจารณาการสึกหรอระดับมหภาค แสดงเป็นค่าอัตราการสึกหรอจำเพาะ (Specific wear rate, W_s) ซึ่งค่า W_S คืออัตราการสึกหรอแบบไร้มิติต่อความดันสัมผัส (P) ได้แสดงเป็นค่าการสึกหรอต่อความเค้นที่เกิดขึ้นกับวัสดุ (Stress $^{-1}$, Pa^{-1}) แต่นิยมรายงานเป็นค่าปริมาตรที่สูญเสียต่อพลังงานจลน์ (m^3J^{-1} หรือ mm^3 $(Nm)^{-1}$(Friedrich, 1986; Holmberg and Matthews, 1998)

$$W_s = \frac{\Delta mP / L\rho F}{P} = \frac{\Delta m}{L\rho F} \qquad (2)$$

เมื่อ $\triangle$m, L , ρ, F, P และ A คือ การสูญเสียมวล (kg), ระยะลื่นไถล (m), ความหนาแน่นของวัสดุ ($kg.m^{-3}$) ,แรงกระทำตั้งฉากกับการเคลื่อนที่ (N), ความดันสัมผัส (MPa), และ พื้นที่สัมผัสที่รับแรงกระทำ (m^2) ตามลำดับ

ในการพิจารณาค่าอัตราการสึกหรอแบบไร้มิติ ในเทอมของการพิจารณาค่าความแข็งของวัสดุ (Hardness: H) ร่วมด้วยถูกนำเสนอโดย J. F. Archard เรียกว่า Archard's equation (Archard, 1953)

$$k = \frac{\Delta m}{L\rho F}(H) \qquad (3)$$

เมื่อ k, H คือ สัมประสิทธิ์ของการสึกหรอ (Wear coefficient), ความแข็งของวัสดุที่สึกหรอ (HB)

$$k* = \frac{k}{H} \qquad (4)$$

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เมื่อ k* (Wear factor) พิจารณาเป็นค่าเดียวกันกับค่า W_S แต่ใช้กับกรณีการสึกหรอแบบลื่นไถล (Sliding wear)

กรณีของการสึกหรอแบบลื่นไถล ในเกณฑ์ประสิทธิภาพในการรับภาระภายนอก (Performance criterion for load-carrying capacity) จะพิจารณาจากค่า *Pv* (Contact pressure & Velocity factors) จากสมการที่ 4 เมื่อกำหนดให้ระยะทางในการลื่นไถล L = vt

เมื่อ v และ t คือ อัตราเร็วในการลื่นไถล (Sliding speed, ms^{-1}) และระยะเวลาในการลื่นไถล (s)

$$k^* = \frac{\Delta m}{\rho AtPv} \tag{5}$$

และเมื่อพิจารณา ให้ V = Δh . A โดย **v** และ Δh คือ การสูญเสียปริมาตร (Volumn loss, mm^3) และความลึกของรอยสึกหรอ (Wear depth, mm) ค่าของ k* ประเมินได้ตามสมการที่ 6

$$k^* = \frac{V}{AtPv} = \frac{\Delta h}{tPv} \tag{6}$$

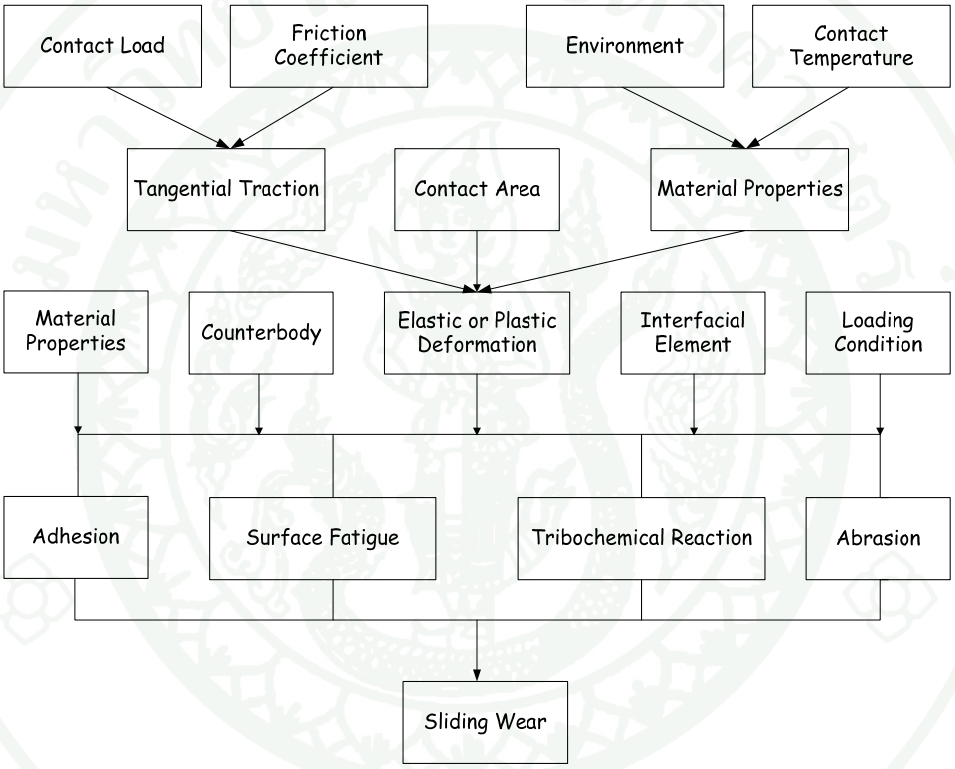
การพิจารณาความลึกของรอยสึกหรอที่มีขนาดเป็นไปตามเวลาในการลื่นไถล (Time-related depth wear rate: W_t) เป็นการประเมินพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุภายใต้เงื่อนไขของการลื่นไถล ได้แก่ ความดันสัมผัส , อัตราเร็วในการลื่นไถล และ อัตราการสึกหรอจำเพาะ หรือแฟคเตอร์การสึกหรอ

$$W_t = W_S *.Pv = k *.Pv = \frac{\Delta h}{t} \tag{7}$$

ค่า W_t สามารถพิจารณาเป็นค่าคงที่ของวัสดุ ตลอดการเปลี่ยนแปลงความดันสัมผัสและอัตราเร็วในการลื่นไถล (*Pv*) โดยค่านี้มีผลโดยตรงต่อความลึกของรอยสึกหรอ (Wear depth) การรายงานค่าวัดนี้ที่อุณหภูมิห้อง เป็นประโยชน์ต่อการลดค่า แฟคเตอร์การสึกหรอ (*k**) และช่วยส่งเสริมในการเพิ่มขีดจำกัดของค่า *Pv* (Limiting *Pv*) สำหรับการออกแบบวัสดุให้มีความต้านทานต่อการสึกหรอ (Friedrich, 1986)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ในการสัมผัสแบบลื่นไถล กลไกการสึกหรอสามารถเกิดขึ้นได้หลายรูปแบบ อาทิเช่น การยึดติด การล้า ปฏิกิริยาไทรโบเคมี การขูดขีด ซึ่งมีปัจจัยมากมายที่ส่งผลกระทบต่อการเกิดกลไกการสึกหรอดังกล่าว (ภาพที่ 10) ประเภทของการสัมผัสแบบอิลาสติก หรือแบบพลาสติก ซึ่งเป็นฟังชันก์ของแรงสัมผัสบนพื้นผิว พื้นที่สัมผัสและสมบัติเชิงกล เช่น ค่าความเค้นคราก ของวัสดุ ขณะที่ประเภทของการเปลี่ยนรูปถาวรขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุคู่สัมผัส รวมทั้งปฏิกิริยาเคมีระหว่างการสัมผัส และภาระทางกล เป็นต้น



ภาพที่ 10 ปัจจัยที่ส่งผลกระทบต่อกลไกการสึกหรอเนื่องจากการลื่นไถล

ที่มา: Gahr (1987)

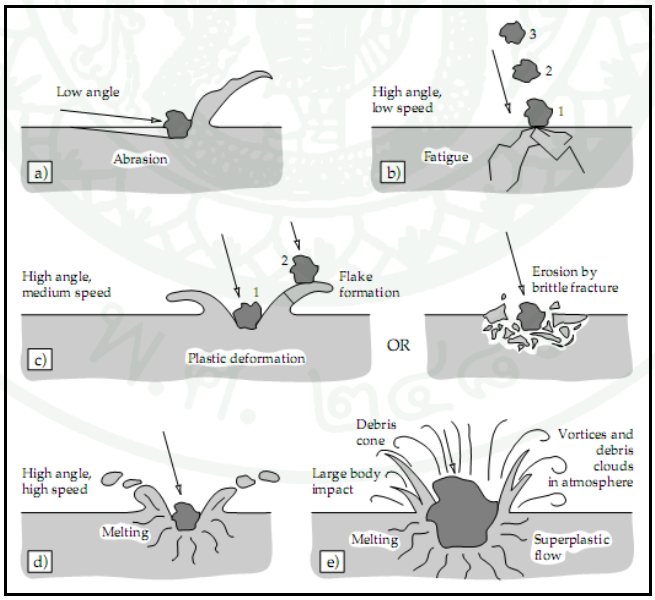
โดยในการสึกหรอที่เกิดขึ้นได้ในระหว่างกระบวนการผลิต ที่สร้างความเสียหายให้ชิ้นส่วนอุปกรณ์เครื่องมือการผลิตในหลายอุตสาหกรรม อาทิเช่น ปูนซีเมนต์ เหมืองแร่ แม่พิมพ์โลหะและพลาสติก เป็นต้น การสึกหรอเนื่องจากขัดถูหรือขูดขีดกันของคู่สัมผัส แบ่งเป็น 3 กลุ่ม ได้แก่ การสึกหรอด้วยแรงกระแทกสูง (Gouging abrasion) การสึกหรอชนิดวัสดุเกิดความเค้นสูง (High stress or Grinding abrasion) และการสึกหรอชนิดวัสดุเกิดความเค้นต่ำ (Low stress

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

scratching abrasion or Erosion) ซึ่งการสึกหรอชนิดกลุ่มท้ายสุดนี้เรียกว่า “การสึกกร่อน” ซึ่งส่วนใหญ่ส่งผลกระทบต่อชิ้นส่วนวัสดุที่สัมผัสด้วยการพ่นปะทะของของแข็ง และ/ หรือ ของไหล (ปนัดดา และคณะ, 2548; Stachowiak and Batchelor, 2005)

การสึกหรอแบบสึกกร่อน

การสึกหรอชนิดวัสดุเกิดความเค้นต่ำ และมักนำไปสู่กลไกการสึกหรอได้หลายรูปแบบ เนื่องจากมีความเค้นในเนื้อวัสดุไม่สูงมากนักบริเวณจุดสัมผัส ซึ่งการสึกหรอเกิดจากการที่ผิวหน้าของวัสดุถูกอนุภาคของแข็งหรือของเหลวที่อยู่ในสภาวะแวดล้อมที่มีความดันสูงพุ่งปะทะด้วยความเร็ว โดยมีลักษณะการสึกหรอเป็นหลุมขนาดระดับจุลภาคบนผิวหน้าสัมผัส ปัจจัยที่มีผลต่อลักษณะการสึกหรอประเภทนี้ ได้แก่ ความเร็วในการชนปะทะ ขนาดของอนุภาค มุมปะทะและทิศทางในการปะทะ เป็นต้น หากอนุภาคมีความแข็งสูง ก็จะทำให้เกิดเป็นการสึกหรอแบบขูดขีดได้อีกด้วย แต่ถ้าอนุภาคเป็นของเหลว ก็จะไม่เกิดการสึกหรอแบบขูดขีด แต่จะเกิดความเสียหายเนื่องจากมีความเค้นเกิดขึ้นซ้ำๆ เป็นวงรอบ ที่ผิวสัมผัสเนื่องจากแรงกระแทกที่ต่อเนื่อง ซึ่งในการสึกหรอนี้มีกลไกก่อให้เกิดความเสียหายของวัสดุผิวสัมผัสดังภาพที่ 11



ภาพที่ 11 กลไกการสึกหรอแบบสึกกร่อน

ที่มา: Stachowiak and Batchelor (2005)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

มุมในการปะทะและความเร็วของอนุภาคที่ปะทะมีอิทธิพลเป็นอย่างยิ่งต่อรูปแบบความเสียหายและการสึกหรอ ที่การปะทะมุมต่ำ ลักษณะการสึกหรอคล้ายคลึงกับการสึกหรอแบบขูดขีด เนื่องจากอนุภาคจะเคลื่อนขนานกับพื้นผิวเข้าตัดเฉือนเนื้อวัสดุ (ภาพที่ 11-a) เมื่อมีการปะทะที่มุมสูงและอนุภาคมีความเร็วต่ำมากๆ ก็จะทำให้มีความเค้นต่ำที่ผิววัสดุส่งผลให้ผิวแตกร้าวเนื่องจากการล้าตัว (ภาพที่ 11-b) แต่เมื่ออนุภาคมีความเร็วสูงขึ้น ก็จะทำให้อนุภาคเสียรูปถาวรได้และส่งผลให้ผิววัสดุเปลี่ยนรูปถาวรและแตกหัก และหากอนุภาคมีรูปร่างโค้งมน ไม่มีความแหลมคม ก็จะทำให้เนื้อวัสดุมีความเค้นสูงและในวัสดุที่มีความเปราะสูงเนื้อวัสดุก็จะแตกละเอียด (ภาพที่ 11-c) กรณีอนุภาคเคลื่อนที่ด้วยความเร็วสูงมาก ขณะที่ปะทะจะทำให้ผิววัสดุละลายได้ (ภาพที่ 11-d) และเมื่อพิจารณาการสึกกร่อนระดับจุลภาคพบว่ามีความเค้นไหลแบบยิ่งยวดเกิดขึ้น (ภาพที่ 11-e)

1) ชนิดของการสึกกร่อน

1.1) การสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง (Solid particle erosion) เป็นลักษณะการตกกระทบของอนุภาคของแข็งในของไหลที่เคลื่อนที่ด้วยความเร็วสูง เช่น อากาศหรือลมอัด เป็นต้น การพุ่งชนปะทะบนผิววัสดุจนเกิดการสึกกร่อน การเกิดการสึกกร่อนในลักษณะนี้จะขึ้นอยู่กับ ความเร็วของอนุภาค ขนาด และมุมตกกระทบ โดยในส่วนของมุมตกกระทบจะขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุที่กระทบ เป็นต้น ลักษณะร่องรอยของการสึกหรอที่ปรากฏจะมีความสัมพันธ์กับรูปแบบการไหลของของไหล การใช้ประโยชน์ของกลไกการสึกหรอนี้ ได้แก่ การพ่นทราย (Sand blasting) การพ่นโลหะหรือเซรามิกทรงกลมกดอัดพื้นผิว (Shot penning) ในงานวิศวกรรมพื้นผิว (ปนัดดา และคณะ, 2548; Stachowiak and Batchelor, 2005; Budinski, 2007)

1.2) การสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งในของเหลว (Slurry erosion) สเลอรีเป็นการผสมกันระหว่างอนุภาคของแข็งกับของเหลว อาทิเช่น น้ำ หรือ สารละลายต่างๆ ซึ่งขนาดของอนุภาคมีเส้นผ่านศูนย์กลางตั้งแต่ระดับนาโนเมตรไปจนถึงระดับเซนติเมตร และสัดส่วนของของเหลวขึ้นอยู่กับชนิดของของเหลวที่ทำให้ไหลได้ (Pumpable) การสึกหรอประเภทนี้จะทำให้ผิววัสดุสูญเสียเนื้อวัสดุแบบก้าวหน้า (Progressive loss) เนื่องจากการปะทะของสเลอรีเป็นลักษณะลื่นไถลและไหลกระแทกบนผิวหน้าวัสดุ อนุภาคของแข็งในของเหลวกระทำบนผิววัสดุ ที่มีปัจจัยร่วมกันคือ ความเร็ว ความเข้มข้นของการผสม ทำให้เกิดรอยข่วนและการสึกกร่อนจนเกิดการหลุดของผิววัสดุทีละน้อยๆ ซึ่งเป็นผลสะสมจากการที่ผิวถูกชนแต่ละครั้งด้วยอนุภาคและ/หรือของไหล

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

และลักษณะการสึกหรอจะสัมพันธ์กับการไหลของสเลอรี ตัวอย่างลักษณะงานที่พบการสึกหรอประเภทนี้ เช่น ท่อส่งน้ำมัน ปั๊มในงานเหมืองแร่ ปั๊มน้ำทางการเกษตร แม่พิมพ์อัดรีดและแม่พิมพ์ฉีดระบบบรรยากาศเปิด เป็นต้น (Engelmann *et al*., 2001; Budinski, 2007)

1.3) การสึกกร่อนด้วยการระเบิดของฟองอากาศ (Cavitation erosion) คาวิเตชัน คือการยุบตัวหรือการระเบิดของฟองอากาศในของเหลวจนทำให้เกิดการเคลื่อนที่แบบ Microjet ของของเหลวที่กระทบกับผิววัสดุทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบถาวร หรือแบบยืดหยุ่น การระเบิดของฟองอากาศที่อยู่ในของไหล เมื่อฟองอากาศที่จมอยู่เกิดการระเบิดก็จะทำให้ของไหลมีความเร็วสูงและพ่นปะทะกับผิววัสดุ โดยปกติความดันที่กระทำต่อผิววัสดุ ประมาณ 690 MPa (100,000 psi) การสึกหรอชนิดนี้ส่วนมากจะเกิดกับปั๊มของไหลความดันสูง บริเวณรอบๆใบพัดปั๊ม ลักษณะที่ปรากฏของร่องรอยการสึกหรอที่พื้นผิววัสดุจะเป็นหลุม และมีอัตราการสึกหรอที่สูง (Budinski, 2007)

1.4) การสึกกร่อนด้วยหยดของเหลว (Liquid droplet erosion) การสึกกร่อนจากของเหลวที่เคลื่อนที่ด้วยความเร็วไม่สูงมากนัก จากการพ่นหรือการหยด ทำให้ผิวสัมผัสมีการสึกหรอไม่สูงมากนัก และมีผิวเป็นหลุม เช่นที่พบบนปีกของอากาศยาน เป็นต้น (Budinski, 2007)

1.5) การสึกกร่อนด้วยการกระแทกของของเหลว (Liquid impact erosion) เป็นการสึกกร่อนเนื่องจากหยดของเหลวที่มีความเร็วสูงจนทำให้วัสดุเกิดความเค้นสูงจนเกินจุดคราก (Yield strength) ของวัสดุและตกกระทบซ้ำๆ จึงเกิดการสึกกร่อน นอกจากนี้เมื่อมีการกัดกร่อนร่วมด้วย การสึกกร่อนก็จะทวีความรุนแรงยิ่งขึ้น รวมเรียกว่า Erosion- Corrosion หรือ Moisture erosion (Budinski, 2007)

2) ปัจจัยที่มีผลกระทบต่อการสึกหรอแบบสึกกร่อน

2.1) มุมในการพ่นปะทะที่ส่งผลกระทบต่อวัสดุเปราะและวัสดุเหนียว ในการศึกษาพฤติกรรมความเสียหายของวัสดุทั้งสองประเภทจะตอบสนองต่อการชนปะทะที่แตกต่างกัน โดยในวัสดุเหนียวส่วนใหญ่ หากมีมุมชนปะทะต่ำ (15-30 ^{o}) การสึกหรอจะเป็นการตัดเฉือน (Cutting wear) ทำให้เกิดการสึกหรอสูง และที่มุมปะทะสูง อัตราการสึกหรอจะมีค่าต่ำลง เนื่องจากกลไกแบบตัดเฉือนลดลง ในกรณีของวัสดุเปราะส่วนใหญ่จะมีความแข็งสูงทำให้ต้านทาน

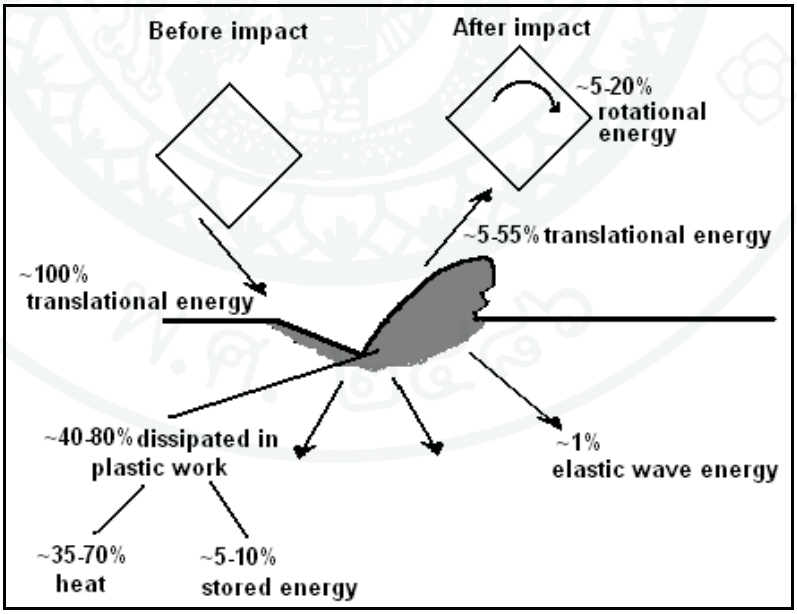
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ต่อการปะทะที่มุมต่ำได้ดี แต่ขณะที่มุมปะทะสูง (60-90°) จะทำให้เกิดเป็นความเสียหายในลักษณะของ Elastic deformation หรือ Brittle fracture ทำให้มีอัตราการสึกหรอเพิ่มสูงขึ้น (Barkoula and Karger, 2002; ปนัดดา และคณะ, 2548)

มุมในการพ่นปะทะสามารถแบ่งออกเป็นสองลักษณะได้แก่ มุมปะทะตั้งฉาก (Normal impact angle $\approx 90^{\circ}$) และมุมปะทะเอียง (Oblique impact angle, $0^{\circ} < \text{Angle} < 90^{\circ}$) สำหรับวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิต เมื่ออนุภาคปะทะโดยตรงกับพื้นผิวในลักษณะตั้งฉากในเริ่มต้นก็จะทำให้มีความเป็นไปได้สูงที่อนุภาคจะเข้าไปฝังตัวอยู่ในเนื้อวัสดุ หลังจากนั้นอนุภาคก็จะเคลื่อนย้ายออกจากไป ในปรากฏการณ์นี้หากพิจารณาในแง่มุมด้านพลังงานในการกระแทก (Kinetic energy) ตั้งฉากแบบยืดหยุ่น (Normal elastic impact) พลังงานเริ่มต้น (Initial energy) ของอนุภาคจะเปลี่ยน เป็นพลังงานจลน์แบบยืดหยุ่นระหว่างที่อนุภาคกระดอนออกเมื่อสัมผัสพื้นผิว ซึ่งในประเด็นนี้ ทำให้เกิดการสึกหรอแบบสึกกร่อนต่ำมากในพอลิเมอร์คอมโพสิตที่มีความยืดหยุ่นสูง แต่การสึกหรอจะเกิดขึ้นได้เมื่อเวลาในการสึกกร่อนยาวนานขึ้น เนื่องจากมีปัจจัยทางความร้อนระหว่างการปะทะสัมผัสและความเสียหายแบบฉีกขาด (Tearing) จะเกิดขึ้นหากอนุภาคมีมุมแหลมคม โดยรวมแล้วการกระแทกแบบยืดหยุ่น เป็นผลมาจากอนุภาคที่ความแข็งแรงสูง มีความแข็งสูง รวมทั้งขนาดและความเร็วของอนุภาคต่ำ อีกแง่มุมหนึ่งหากอนุภาคทำให้เกิดพฤติกรรมการเสียรูปแบบยืดหยุ่น/เปลี่ยนรูปถาวรในการปะทะ(Elastic/Plastic impact) ซึ่งเกิดขึ้นได้บ่อยครั้ง พลังงานเริ่มต้นที่ก่อตัวเป็นพลังงานในการเปลี่ยนรูปถาวร (Plastic energy) ของวัสดุ และพลังงานส่วนใหญ่จะเปลี่ยนรูปแบบไปเป็นพลังงานความร้อนด้วยความเสียดทานภายใน ซึ่งพลังงานจลน์สะท้อนออก (Kinetic rebound energy) ของอนุภาคก็จะลดลง หากพิจารณาปัจจัยที่ทำให้เกิดการสึกหรอของวัสดุอนุภาคเดี่ยวไม่สามารถทำให้วัสดุเสียรูปได้ แต่การหลุดออกของผิวสัมผัสจะเกิดขึ้นจากอนุภาคจำนวนมากที่เข้าปะทะซ้ำๆกับผิวสัมผัสตรงบริเวณเดิม กล่าวคือทำให้วัสดุบริเวณดังกล่าวเกิดข้อบกพร่องแบบเส้น (Dislocation) เช่นที่พบในโลหะ เป็นต้น เนื่องจากมุมปะทะ พื้นผิววัสดุจะเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรสูง การแตกหักระดับจุลภาคจะเริ่มเกิดขึ้นภายในเนื้อวัสดุและนำไปสู่การหลุดออกของผิววัสดุ ดังนั้นพลังงานในการเปลี่ยนรูปถาวรสามารถประเมินได้จากสมบัติเชิงกลของวัสดุที่รับภาระและอนุภาคที่ปะทะ ความเค้นแบบวงรอบที่เกิดขึ้นกับวัสดุจะเพิ่มสูงขึ้นจนมีค่ามากกว่าพลังงานต้านการแตกหักที่รองรับไว้ได้ ก็จะทำให้วัสดุแตกหักเป็นลักษณะของการสึกหรอแบบสึกกร่อน (Hutchings, 1977; Hussainova *et al*., 1999; Barkoula and Karger, 2002)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

พฤติกรรมการเสียรูปแบบยืดหยุ่น/เปลี่ยนรูปถาวรในการปะทะด้วยมุมเอียง จะมีกลไกความเสียหายและการสึกหรอที่แตกต่างกับการปะทะแบบตั้งฉาก โดยที่ความเสียหายส่วนใหญ่จะมาจากกลไกการไถและการตัดเฉือนในระดับจุลภาค ซึ่งรูปแบบการเสียรูปของพื้นผิวมีลักษณะคล้ายคลึงกับการพ่นปะทะตั้งฉาก แต่มีสาเหตุของการเปลี่ยนรูปถาวรเนื่องจากการไถและการเฉือนมาเพิ่มเติม ซึ่งความรุนแรงขึ้นอยู่กับมุมแหลมคมตามรูปร่างและค่าความแข็งของอนุภาค ที่สามารถทำให้อนุภาคกดเข้าในเนื้อวัสดุ และหากอนุภาคมีความแข็งต่ำก็จะทำให้วัสดุมีความเสียหายเนื่องจากการแตกร้าวระดับจุลภาคด้วยอนุภาคพุ่งปะทะที่มุมสูง สำหรับการสึกหรอของวัสดุเหนียว (Ductile materials) บางกรณีที่อนุภาคเสียรูปในพฤติกรรมช่วงยืดหยุ่น เนื่องด้วยอนุภาคกระทำตั้งฉากและขนานกับพื้นผิว ความเร็วในการพุ่งปะทะตั้งฉากและขนานจะเปลี่ยนเป็นพลังงานเริ่มต้นของพลังงานในการเปลี่ยนรูปถาวร ซึ่งเป็นเหตุผลหนึ่งที่ทำให้การสึกหรอเพิ่มขึ้นเมื่อมีการปะทะด้วยมุมต่ำถึงปานกลาง และทำให้มีความเสียดทานและการเคลื่อนตัว และ/ หรือการกลิ้งตัวของอนุภาคบริเวณจุดสัมผัส หลังการสัมผัส อนุภาคจะมีพลังงานจลน์สะท้อนออก และกล่าวกันว่าพลังงานกระแทกจะถูกถ่ายทอดไปเป็นพลังงานในการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุประมาณ 40-80% และพลังงานอื่นๆ แสดงในภาพที่ 12 ในกลไกการตัดเฉือนที่เกิดขึ้น เมื่ออนุภาคหมุนไปหลังการชนปะทะ เศษเนื้อวัสดุที่หลุดออกมาคล้ายคลึงกับกระบวนการกัดแต่ง (Hutchings, 1977)



ภาพที่ 12 การสมดุลพลังงานในการชนปะทะที่มุมเอียงของอนุภาคทรงเหลี่ยม

ที่มา: Hutchings (1977)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

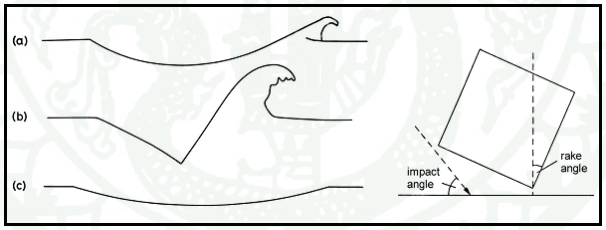
แต่อย่างไรก็ตาม พลังงานที่เกิดขึ้นเนื่องจากความเสียดทานและการเคลื่อนที่ของอนุภาคในทิศทางที่ขนานไปกับพื้นผิวระหว่างการปะทะ ในกรณีการสึกหรอของวัสดุเปราะ (Brittle materials) ซึ่งมีความต้านทานต่อการตัดเฉือนสูง พลังงานเนื่องจากแรงกระทำที่ขนานไปกับพื้นผิวสัมผัสที่เกิดขึ้นส่งผลต่อแรงเสียดทานเท่านั้นและมีขนาดต่ำจนแทบจะไม่ส่งผลกระทบต่อการสึกหรอของวัสดุ ซึ่งมีนักวิจัยหลายกลุ่มที่ไม่พิจารณาองค์ประกอบความเร็วนี้ (Zhang *et al*., 2000; Gopi *et al.,* 2008; Biswas and Satapathy, 2009; Jha *et al*., 2010) ดังนั้นการชนปะทะด้วยความเร็วตั้งฉากของอนุภาคเป็นองค์ประกอบหลักที่สำคัญต่อการสึกหรอของวัสดุ เนื่องจากทำให้ความเค้นภายในเนื้อวัสดุมีค่าสูง ส่งผลให้เกิดการสึกหรอได้สูงสุด และการสึกหรอจะลดลงได้หากมีการปะทะที่มุมต่ำลง สำหรับการสึกหรอของพอลิเมอร์คอมโพสิตจะเกิดรอยแตกร้าวที่มีลักษณะตั้งฉากกับทิศทางการชนปะทะ และสันขอบของหลุมรอยการสึกหรอจะตัดขวางกับทิศทางการชนปะทะซึ่งเกิดขึ้นระหว่างช่วงเริ่มต้นของการสึกกร่อน อนุภาคที่ลื่นไถลไปกับพื้นผิวสัมผัสและบริเวณสันขอบหลุมจะเป็นสาเหตุของการขยายตัวของรอยร้าวเนื่องจากกลไกการล้าตัวของวัสดุบริเวณฐานของหลุมขยายไปจนสันขอบหลุมของรอยการสึกหรอซึ่งประเมินกันว่าการสึกหรอแบบสึกกร่อนเป็นผลมาจากความเค้นดึงที่ผิววัสดุ (Barkoula and Karger, 2002)

2.2) ความเร็วของอนุภาคในการพ่นปะทะ เป็นปัจจัยที่สำคัญต่อพฤติกรรมและอัตราการสึกหรอของวัสดุ เมื่ออนุภาคมีความเร็วต่ำมากๆ ทำให้มีความเค้นที่ผิวชิ้นงานไม่เพียงพอที่จะทำให้วัสดุเปลี่ยนรูปถาวร วัสดุจะเสียรูปและสึกหรอด้วยกลไกการล้าตัวของเนื้อวัสดุ (Fatigue mechanism) แต่ถ้าหากอนุภาคมีความเร็วสูงขึ้น อนุภาคเองเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรและอาจเกิดการแตกหักหลังการชนปะทะ ทำให้มีอนุภาคขนาดเล็กเกิดขึ้นเป็นจำนวนมากและกระจายตัว ซึ่งจะทำให้ผิวชิ้นงานเสียหายขยายเป็นวงกว้างหรือทำให้บริเวณจุดปะทะตำแหน่งเดิมเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรซ้ำๆได้ กรณีวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิต ความเสียหายที่เกิดขึ้นนี้จะเป็นการแตกร้าวใต้ผิว (Subsurface cracks) และหากอนุภาคมีความเร็วสูงมากๆ ก็จะทำให้ผิวพอลิเมอร์ที่เป็นเนื้อหลักเกิดการละลายได้ (Barkoula and Karger, 2002)

2.3) รูปร่างและขนาดของอนุภาคในการพ่นปะทะ รูปร่างและขนาดอนุภาคมีอิทธิพลต่อรูปแบบของการสึกหรอและความเสียหายของวัสดุ การเปลี่ยนแปลงกลไกการสึกหรอจากรูปแบบหนึ่งไปสู่อีกรูปแบบหนึ่ง ขึ้นอยู่กับความแข็งของอนุภาค รูปร่าง ขนาด เป็นต้น ถ้าหากอนุภาคมีลักษณะเป็นทรงกลม ก็จะทำให้วัสดุเกิดการเสียรูปเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรในลักษณะการกดอัด แต่ถ้าอนุภาคมีลักษณะเป็นเหลี่ยมแหลมคม เนื้อวัสดุจะถูกตัดเฉือนและหลุด

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ออกเป็นชิ้นๆ โดยรูปร่างของอนุภาคทำให้มีความเป็นไปได้ที่จะเกิดรูปแบบการสึกหรอใน 3 ลักษณะ (1) การไถ (Ploughing) พิจารณาได้จากมีครีบวัสดุ (Lip material) ซึ่งกล่าวกันว่ามีปริมาณเป็น 10-25% ของปริมาตรร่องการสึกหรอ (Crater volume) เกิดขึ้นที่ขอบของร่องการสึกหรอ บริเวณจุดที่อนุภาคเคลื่อนที่ออก (Striking particle) จากอนุภาคทรงกลมและทรงเหลี่ยมที่มีผิวมนโค้ง (Rounded surface) ชนปะทะกับพื้นผิวสัมผัสที่มุมสูง (75-90^{o}) (2) การตัดเฉือนรูปแบบที่หนึ่ง (Cutting wear #1) เป็นการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุเนื่องจากอนุภาคทดสอบทรงเหลี่ยมที่มีลักษณะแหลมคม (Sharp irregular particle) เกิดการชนปะทะที่มุมต่ำ อาทิเช่น มุมพ่นปะทะ 30^{o} ในขณะที่อนุภาคเคลื่อนที่ออกด้วยมุมคาย (Rake angle) ระหว่าง - 17^{o} และ - 90^{o} และในอนุภาคชนิดรูปทรงเหลี่ยม ที่ในระหว่างหลังการชนปะทะ อนุภาคเคลื่อนที่อิสระและหมุนควงไปด้านหน้า (Forward rotation) ซึ่งลักษณะของอนุภาคทั้งหมดจะทำให้อนุภาคกระดอนออกจากร่องรอยการสึกหรอ (Particle rebonding) (3) การตัดเฉือนรูปแบบที่สอง (Cutting wear #2) เนื่องจากอนุภาคดังกล่าวเคลื่อนที่หมุนควงกลับด้านหลัง (Backward rotation) และในระหว่างหลังชนปะทะทำมุมคายในช่วง 0 - 17^{o} ในการพ่นปะทะที่มุมเดียวกัน (Hutchings, 1977) แต่โดยรวมเพื่อการนำไปใช้ในทางปฏิบัติได้จริงส่วนใหญ่พิจารณาเป็นเพียง Cutting wear (Liu, 2003) แสดงในภาพที่ 13



ภาพที่ 13 การสึกหรอเนื่องจากการปะทะของอนุภาคทรงเหลี่ยม (a) การไถ (b) การตัดเฉือนรูปแบบที่หนึ่ง (c) การตัดเฉือนรูปแบบที่สอง

ที่มา: Hutchings (1977)

นอกจากนี้ขนาดของอนุภาคส่งผลกระทบต่ออัตราการสึกหรอด้วย ในงานวิจัยหลายฉบับได้รายงานขนาดของอนุภาควิกฤติจะอยู่ในช่วง 100-200 μm ซึ่งอัตราการสึกหรอจะเพิ่มขึ้นตามเงื่อนไขในการพ่นปะทะและขนาดของอนุภาคที่เพิ่มขึ้น เมื่อพิจารณาถึงอัตราเครียดของวัสดุ (Strain rate) อนุภาคที่มีขนาดเล็ก (ต่ำกว่าขนาดวิกฤติ) จะทำให้เกิดอัตราเครียดสูงกว่าอนุภาคขนาดใหญ่ ซึ่งจะส่งผลให้มีความเค้นในวัสดุเพิ่มสูงขึ้นและค่าความแข็งที่

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

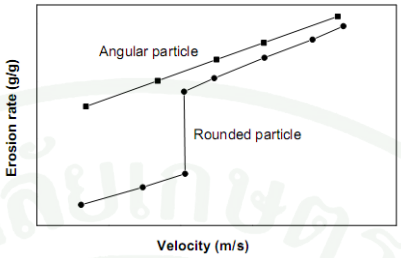
เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียดที่เพิ่มขึ้น (Strain hardening/ Work hardening) เนื่องจากความแตกต่างของขนาดอนุภาค ซึ่งชั้นของความแข็งอยู่ในช่วงความหนา 50-100 μm และจะมีค่าความแข็งสูงกว่าวัสดุก้อนทั่วไป ดังนั้นอนุภาคขนาดเล็กที่ชนปะทะก็จะทำให้เนื้อวัสดุเกิดความเค้นไหลสูงกว่าที่เกิดขึ้นกับวัสดุก้อน ขณะที่อนุภาคขนาดใหญ่จะกดเข้าในชั้นของความแข็งได้ ซึ่งอนุภาคที่มีขนาดโตกว่าขนาดวิกฤติส่วนมากจะไม่พิจารณาผลกระทบต่อชั้นความแข็งดังกล่าว และอนุภาคขนาดโตกว่าขนาดวิกฤติก็จะทำให้มีจำนวนของอนุภาคลดลง จากการพิจารณาอัตราไหลเชิงมวลที่เท่ากันกับอนุภาคขนาดเล็ก ด้วยเหตุนี้จะทำให้อนุภาคขนาดใหญ่ส่งผลกระทบต่อการสึกหรอต่ำกว่าตามไปด้วย

ในกรณีเมื่ออนุภาคมีการแตกแยกชิ้นออกเป็นอนุภาคขนาดเล็กหลังจากการชนปะทะ ค่าความต้านทานการแตกหัก (Fracture toughness) ของอนุภาคเป็นปัจจัยหลักที่ทำให้เกิดการสึกหรอเมื่ออนุภาคมีค่าความต้านทานต่ำกว่าเนื้อวัสดุ เมื่ออนุภาคแตกกระจายพลังงานเริ่มต้นในการชนปะทะก่อให้เกิดความเค้นกระจายตัวบนผิวสัมผัส พื้นที่ผิวสัมผัสที่รับความเค้นมีขนาดใหญ่ ทำให้การแตกร้าวของพื้นผิวช่วยลดพลังงานที่กระทำต่อวัสดุลดลง ด้วยแง่มุมด้านพลังงานนี้การสึกหรอก็จะลดลงด้วย แต่หากอนุภาคที่แตกหักมีรูปร่างแหลมคมเมื่อเปรียบเทียบกับอนุภาคก่อนการแตกหัก ก็จะทำให้การสึกหรอเพิ่มสูงขึ้น ขณะที่ความแข็งของอนุภาคส่งผลต่อรูปแบบการสึกกร่อนระหว่างรูปแบบวัสดุเหนียว (Ductile mode) และรูปแบบวัสดุเปราะ (Brittle mode) โดยที่อนุภาคที่มีความแข็งสูง และมีค่ามากกว่าวัสดุสัมผัสจะทำให้มีพฤติกรรมการสึกหรอเป็นรูปแบบวัสดุเปราะ ซึ่งเชื่อกันว่าอนุภาคที่มีความแข็งสูงจะทำให้วัสดุมีอัตราสึกหรอที่มากกว่าอนุภาคความแข็งต่ำ แต่ถ้าอนุภาคมีความแข็งสูงแต่มีรูปร่างเป็นทรงกลมหรือมนโค้ง การสึกหรอที่เกิดขึ้นอาจมีค่าต่ำกว่าอนุภาคการสึกหรอที่มีความแข็งต่ำแต่มีรูปร่างเป็นเหลี่ยมแหลมคม (Barkoula and Karger, 2002)

เมื่อความเร็วอนุภาคเพิ่มขึ้น จะทำให้อัตราการสึกหรอของวัสดุเปราะเพิ่มขึ้นตามและมีความสัมพันธ์เป็นเชิงเส้น หากอนุภาคมีรูปร่างเป็นทรงเหลี่ยม แต่ถ้าอนุภาคเป็นทรงกลม อัตราการสึกหรอจะไม่เพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องที่ความเร็วอนุภาคค่าหนึ่ง ซึ่งเป็นช่วงการเปลี่ยนแปลงอัตราการสึกหรอ (Transition) โดยที่การเปลี่ยนแปลงอัตราการสึกหรอ ที่ทำให้อัตราการสึกหรอสูงมากขึ้น ได้รับอิทธิพลมาจากการแตกหักแบบ Lateral fractures บริเวณรอบๆจุดกระแทกของอนุภาคด้วยความเร็วสูง และช่วงที่ต่ำกว่าช่วงการเปลี่ยนแปลงนี้ อัตราการสึกหรอจะ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ลดลง เนื่องจากความเร็วของอนุภาคไม่ส่งผลต่อการเกิดการแตกหักแบบ Lateral fractures แต่การสึกหรอจะเกิดขึ้นจากการเปลี่ยนรูปถาวร แสดงในภาพที่ 14



ภาพที่ 14 ผลกระทบของรูปทรงอนุภาคที่ปะทะด้วยมุมเอียงต่ออัตราการสึกหรอแบบวัสดุเปราะ

ที่มา: Hutchings (1992a)

2.4) อัตราของฟลักซ์ ค่าอัตราของฟลักซ์อนุภาคซึ่งมีค่าเป็นปริมาณเชิงมวลของอนุภาคต่อพื้นที่และหน่วยเวลา โดยในทางทฤษฎีค่าอัตราของฟลักซ์ที่สูงจะทำให้อัตราการสึกหรอสูงขึ้นด้วย แต่ในทางปฏิบัติแล้วอัตราของฟลักซ์ที่เพิ่มขึ้นจากปริมาณของไหลที่มากขึ้นกลับทำให้อัตราการสึกหรอลดลงเมื่อเปรียบเทียบกับความเร็วและมุมในการปะทะของอนุภาคที่มีค่าเท่ากัน เนื่องจากของไหลที่มีปริมาณมากกว่าปริมาณอนุภาค จะทำให้อนุภาคเกิดการกระดอนออก (Particle rebounding) ด้วยของไหลได้ในปริมาณสูง เมื่อของไหลสัมผัสกับพื้นผิววัสดุ อัตราของฟลักซ์ (The particle flux: P_f) แสดงในสมการที่ 8 (Zhang *et al.*, 2000)

$$P_f = v\rho_S Cv \tag{8}$$

เมื่อ P_f, v, ρ_S และ Cv คือ อัตราของฟลักซ์ ($kgm^{-2}s^{-1}$) ความเร็วของอนุภาค (ms^{-1}) ค่าความหนาแน่นของอนุภาค (kgm^{-3}) อัตราส่วนเชิงปริมาตรของอนุภาคกับของไหล ตามลำดับ โดยค่า Cv (Erodent volume fraction) คำนวณได้ตามสมการที่ 9 (Wood, 1999; Zhang *et al*., 2000)

$$Cv = \frac{V_p}{V_p + V_l} \tag{9}$$

เมื่อ V_p, และ V_l คือ ปริมาตรของอนุภาค และปริมาตรของน้ำ (m^3)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

3) เครื่องทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี

มีการสร้างเครื่องทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีความเร็วสูง (Slurry jet erosion) เพื่อทดสอบการสึกหรอของวัสดุเซรามิกและพอลิเมอร์คอมโพสิต โดยมีนักวิจัยเพียงสองกลุ่มที่ได้เผยแพร่ผลการวิจัยซึ่งมีกลุ่มของ Zhang *et al*., 2000 และ ผกามาศ แซ่หว่อง, 2546 มีรายละเอียดของการทดสอบดังแสดงในตารางที่ 1

ตารางที่ 1 พารามิเตอร์ของเครื่องทดสอบ Slurry jet erosion

กลุ่มวิจัย	ขนาดหัวฉีด (mm)	สัดส่วนของผสม (wt%)	ความเร็วอนุภาค (m/s)	ชนิดและขนาดอนุภาค (um)	ชนิดของวัสดุทดสอบ
Zhang	4 mm	3.1, 7.6, 11	12.7, 14.5, 16.5, 18.6,	โกเมน (Garnet) 400	อะลูมิน่า
ผกามาศ	8 mm	8	2.9, 4.3	ทราย <100	คอมโพสิตใยแก้ว

ที่มา: Zhang *et al*. (2000); ผกามาศ (2546)

งานวิจัยทั้งสองกลุ่มมุ่งประเด็นในการศึกษากลไกความเสียหายและการสึกหรอของวัสดุโดยงานของกลุ่ม Zhang กำหนดเงื่อนไข ความเร็วหยดของผสมเท่ากับ 16.5 m/s และสัดส่วนของผสมเท่ากับ 7.6 wt% และทดสอบที่มุมปะทะ 15, 30, 45, 60, 75, 90^{o} (Zhang *et al*., 2000) ส่วนงานวิจัยของ ดร.ผกามาศ แซ่หว่อง ได้กำหนดเงื่อนไข ความเร็วหยดของผสมเท่ากับ 4.3 m/s และสัดส่วนของผสมเท่ากับ 8 wt% และทดสอบที่มุมปะทะ 30, 45, 60, 90^{o} (ผกามาศ, 2546)

2.4 รูปแบบการสึกหรอของวัสดุอิพอกซีเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม และผิวเคลือบ

2.4.1 รูปแบบการสึกหรอของอิพอกซีเสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม

อายุของวัสดุอิพอกซีเรซินที่เสริมแรงด้วยอนุภาคอะลูมิเนียม ขึ้นอยู่กับสัมประสิทธิ์การนำความร้อนและพฤติกรรมการสึกหรอ ซึ่งผลของการผสมผงอะลูมิเนียมทำให้

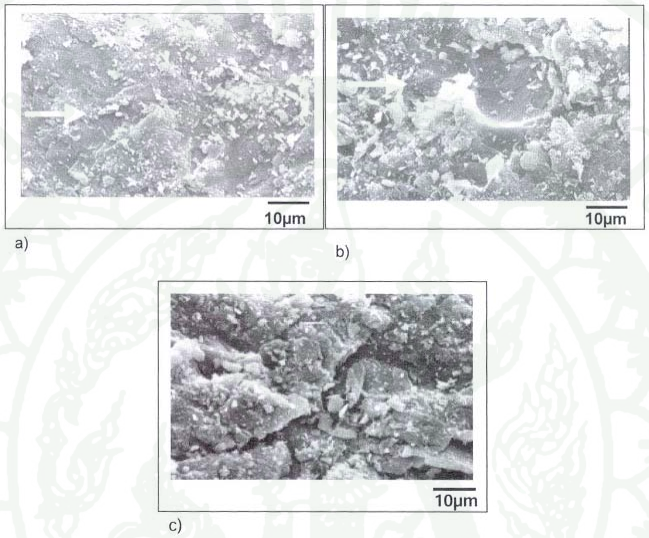
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สัมประสิทธิ์การนำความร้อนดีขึ้น ส่วนการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอจำลองด้วยไทรโบมิเตอร์แบบ Ball-on- disc พบว่าการสึกหรอของอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ มีค่าอัตราการสึกหรอที่อุณหภูมิห้องและที่อุณหภูมิ 160^{o}C ~ 1.82 x 10^{-5} mm^{3} / Nm และ 4.6 x 10^{-5} mm^{3} / Nm ตามลำดับ และผลของการเติมอะลูมิเนียมปริมาณ 41% โดยปริมาตรลงในวัสดุอิพอกซีเรซิน 59% โดยปริมาตร ทำให้การสึกหรอเพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับการสึกหรอของอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ โดยมีค่าอัตราของการสึกหรอที่อุณหภูมิห้องและที่อุณหภูมิ 160^{o}C ประมาณ 15.5 x 10^{-5} mm^{3}/Nm และ 99.8 x 10^{-5} mm^{3}/Nm และพบว่าอุณหภูมิห้องกับอุณหภูมิที่ 160^{o}C มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานแตกต่างกัน การพิจารณารูปแบบการสึกหรอของอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ หลังจากการเคลื่อนที่ไป 30 m ความเสียดทานจะเพิ่มขึ้น เนื่องจากวัสดุเรซินเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลในรูปของ Thermal softening ซึ่งเป็นผลของความดันและความร้อนบริเวณผิวสัมผัส ทำให้เกิดการโอนถ่ายเนื้อวัสดุเรซิน (Transfered material) และเมื่อระยะทางในการลื่นไถลเพิ่มขึ้น หัวกดทดสอบกดจมเข้าในเนื้อวัสดุอิพอกซีเรซินและทำให้การเสียรูปเนื่องจากการไถเพิ่มมากขึ้น แต่เนื่องจากชั้นเนื้อเรซินที่ถูกโอนถ่ายเคลือบอยู่บนหัวกด ทำให้มีหน้าที่เสมือนสารหล่อลื่นของแข็ง ส่งผลให้อัตราการสึกหรอลดลง และในการทดสอบที่อุณหภูมิสูง พื้นที่สัมผัสกันจริงมีมากขึ้นและทำให้พฤติกรรมความเสียดทานมีรูปแบบที่แตกต่างจากการทดสอบที่อุณหภูมิห้อง พื้นผิวรอยสึกหรอในการทดสอบที่อุณหภูมินี้พบว่าบริเวณรอยการไถ (Ploughing zone) มีการแตกร้าวระดับจุลภาคแบบขนาน (Parallel microcracks) ลักษณะตั้งฉากกับทิศทางการลื่นไถล เป็นกลไกการสึกหรอแบบล้าตัว สำหรับวัสดุ AL-EP มีการสึกหรอแบบขูดขีดร่วมด้วย เนื่องจากพบอนุภาคอะลูมิเนียมจำนวนมากหลุดออกจากเนื้ออิพอกซีเรซิน ทำให้ความต้านทานของวัสดุ AL-EP ลดลง และบริเวณร่องรอยการสึกหรอพบว่าเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรของผงอะลูมิเนียม ซึ่งกล่าวไว้ว่าอนุภาคอะลูมิเนียมรูปร่างทรงกลมจะทำให้การเกิดหลุดออกของอนุภาคทำได้ง่ายเนื่องจากมีแรงยึดเกาะระหว่างอิพอกซีเรซินและอนุภาคมีค่าต่ำ และเมื่ออะลูมิเนียมหลุดออกมาจนกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอก็จะนำไปสู่การขูดขีดแบบสามเนื้อ (Three- body abrasion) ทำให้อัตราการสึกหรอเพิ่มสูงขึ้น และอนุภาคการสึกหรออาจเปลี่ยนเป็นอะลูมิเนียมออกไซด์ และเนื้อวัสดุอิพอกซีเรซินบริเวณรอยต่อระหว่างอะลูมิเนียมเกิดการแตกร้าวระดับจุลภาค (Vasconcelos *et al*., 2006)

การทดสอบการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งของวัสดุอิพอกซีเรซิน ตามมาตรฐาน DIN 50 332 ด้วยเครื่องพ่นทราย ใช้ความดันลมอัด 6 bar ขนาดหัวฉีด 10 mm ระยะในการทดสอบ 16 cm เวลาในการทดสอบ 180 s อนุภาคใช้โครันดัม (Corundum) ขนาด 60-120 μm ด้วยเงื่อนไขการทดสอบ เมื่อพิจารณาผลกระทบของมุมในการชนปะทะที่มุม

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

30, 60, 90° พบว่าวัสดุมีพื้นผิวที่ค่อนข้างผิวเรียบและมีการสึกหรอต่ำที่มุมปะทะ 30° (ภาพที่ 15-a) แต่วัสดุเกิดการแตกหักและมีพื้นผิวหยาบมากในการทดสอบที่มุมปะทะ 60 (ภาพที่ 15-b) และ 90° (ภาพที่ 15-c) ด้วยเหตุนี้ทำให้ความต้านทานต่อการสึกกร่อนลดลง จึงเกิดการสึกหรอเพิ่มสูงขึ้น และการวัดอุณหภูมิขณะทำการทดสอบการสึกหรอ พบว่ามีค่าไม่ถึงอุณหภูมิคล้ายแก้วของวัสดุ ดังนั้นจึงไม่เกิดผลกระทบจากการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิต่อการสึกหรอ แสดงใน (Barkoula, 2002)



ภาพที่ 15 รูปแบบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งของวัสดุอิพอกซีเรซิน

ที่มา: Barkoula (2002)

2.4.2 รูปแบบการสึกหรอของวัสดุผิวเคลือบชนิดสังกะสี

การสึกหรอแบบลื่นไถลของวัสดุสังกะสีเจืออะลูมิเนียม 8, 12, 27 % mass จากการจำลองด้วยไทรโบมิเตอร์แบบ Pin-on- ring ในเงื่อนไขการทดสอบ เส้นผ่านศูนย์กลางหัวกดสังกะสีเจือขนาด 8 mm วงแหวนเหล็กกล้าขนาด 57 mm ความแข็ง 60 HRC หมุนด้วยความเร็วคงที่ 0.65 m/s โดยใช้ภาระกด 10-100 N เวลาในการทดสอบ 60 min การสึกหรอในช่วงที่รับภาระ 10-30 N ปริมาณของอะลูเนียมไม่มีผลต่อการสึกหรอ แต่เมื่อภาระเพิ่มขึ้นจาก 40-100 N โดยการสึกหรอจะเพิ่มขึ้นหากปริมาณของอะลูมิเนียมลดลง การพิจารณาร่องรอยการสึกหรอ พบว่าภาระทุกระดับจะทำให้ผิววัสดุสังกะสีเจือมีค่าความหยาบผิวเพิ่มมากขึ้นผิววัสดุเสียรูปเป็นชั้นๆขนาดเล็กกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอ และอนุภาคการสึกหรอขนาดจุลภาคแนบติดกับพื้นผิว ที่การทดสอบ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ด้วยภาระสูง อนุภาคการสึกหรอบางส่วนถูกป้ายติด (Smearing) ขณะที่การทดสอบด้วยภาระต่ำ การวิเคราะห์ EDX แสดงจำนวนของสังกะสีและออกซิเจน ซึ่งทำให้กลายเป็นสังกะสีออกไซด์ และบริเวณที่มีการสึกหรอเนื่องจากการลื่นไถลแบบรุนแรง มีการโอนถ่ายเนื้อวัสดุสังกะสีเจือไปสู่ผิวของเหล็กกล้า ทำให้มีแนวโน้มของการสึกหรอเพิ่มสูงขึ้น (Abou El-khair *et al*., 2004)

ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าการประเมินรูปแบบความเสียหายและการสึกหรอด้วยการศึกษาร่องรอยการสึกหรอ (Wear track) ซึ่งได้จากการพิจารณาผลลัพธ์ของการรับภาระและการเคลื่อนที่ของคู่สัมผัส แสดงให้ทราบถึงความเสียหายของพื้นผิวคู่สัมผัส สามารถนำมาวิเคราะห์เป็นรูปแบบความเสียหายและกลไกการสึกหรอได้ เพื่อใช้เป็นแนวทางในการแก้ไขความเสียหายและยืดอายุของวัสดุ การสึกหรอของพอลิเมอร์คอมโพสิตเป็นผลกระทบของ ปัจจัยภายในและปัจจัยภายนอก (Intrinsic and Extrinsic factors) ได้แก่ ภาระและการเคลื่อนที่ ความหยาบผิว คิเนแมติกส์ของการสัมผัส ชนิดวัสดุพอลิเมอร์และสารเสริมแรง สมบัติทางฟิสิกส์ สมบัติเชิงกลและทางเคมีของคู่สัมผัส รูปร่างของอนุภาคเสริมแรง สัดส่วนขนาดของอนุภาค อัตราส่วนผสมของสารเสริมแรง ทิศทางของสารเสริมแรง องค์ประกอบแวดล้อม และนอกจากนี้หากเป็นความเสียหายและการสึกหรอของผิวเคลือบ ยังประกอบด้วย ปฏิกิริยาไทรโบเคมี (Tribochemical reaction) การเกิดชั้นฟิล์ม (Transfer film) เป็นต้น (Friedrich, 1986; Holmberg and Matthews, 1998; Dasari, 2007)

3. วัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิต

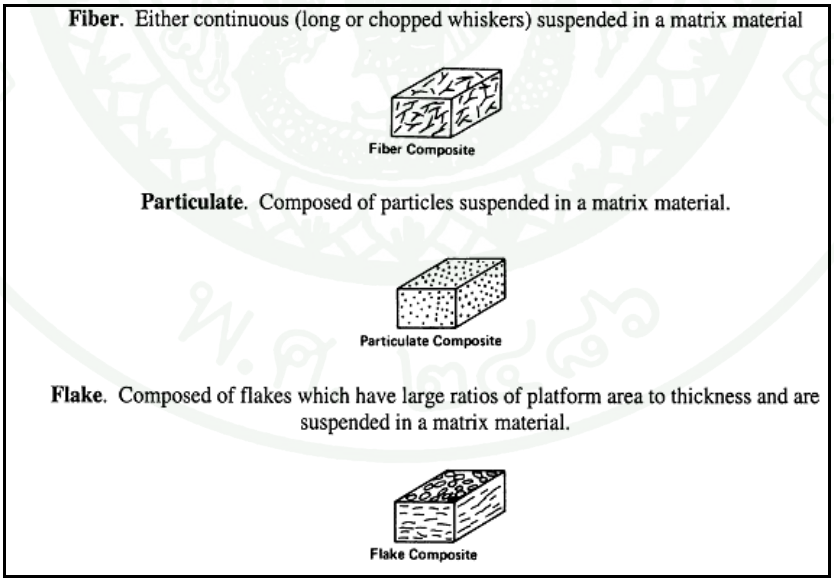
เมื่อมีความต้องการวัสดุที่มีสมบัติหลายอย่างรวมกัน ซึ่งไม่สามารถพบในวัสดุทั่วๆไปทั้งในโลหะ เซรามิก และพอลิเมอร์ วัสดุดังกล่าวจำเป็นสำหรับ การใช้งานด้านวิศวกรรมหลายแขนง เช่น วิศวกรวัสดุต้องการวัสดุที่มีความแข็งสูง มีความเหนียว ใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ดีทนทานต่อการสึกหรอ คุณลักษณะที่รวมทุกอย่างในวัสดุชนิดเดียวกันพบได้ยาก ยกตัวอย่างเช่น วัสดุที่มีความแข็งสูงขึ้นมักจะมีความเหนียวลดลงตามไปด้วยจึงทำให้วัสดุส่วนใหญ่มีความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้นด้วย แต่ถ้าหากวัสดุมีความเหนียวเพิ่มขึ้นจะทำให้วัสดุสึกหรอได้เร็วขึ้น เป็นต้น

วัสดุคอมโพสิต หมายถึง การรวมกันของวัสดุตั้งแต่ 2 ชนิดขึ้นไป สร้างเป็นวัสดุชนิดใหม่เพื่อส่งเสริมให้มีสมบัติทางกายภาพและเคมีหลายอย่างดีขึ้นหรือเกิดสมบัติวัสดุแบบใหม่ โดยทั่วไปวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิตประกอบด้วยวัตถุดิบ 3 ส่วน ได้แก่ วัสดุที่เป็นเนื้อหลัก สารเติมแต่ง และสารเสริมแรง โดยวัสดุที่เป็นเนื้อหลัก (Matrix) เป็นตัวประสานยึดเหนี่ยวสารเสริมแรงไว้ อาทิเช่น

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เทอร์โมพลาสติก เทอร์โมเซ็ทติ้ง และยาง วัสดุที่เป็นสารเติมแต่ง (Additives) เป็นสารที่ช่วยเพิ่มสมบัติทางเคมี เช่น สารเร่งปฏิกิริยา สารป้องการจับตัวกันเป็นก้อน สารยับยั้งการเกิดออกซิเดชัน เป็นต้น และวัสดุที่เป็นสารเสริมแรง (Reinforcing agents) เป็นสารที่ช่วยเพิ่มสมบัติเชิงกล แบ่งเป็น 3 ประเภท คือ เส้นใย (Fiber) อนุภาค (Particulate) และแบบเกล็ด (Flake) ซึ่งอาจมีขนาดในระดับมหภาค จุลภาค หรือระดับนาโนเมตร ประเภทที่เป็นจำพวก เส้นใย ได้แก่ ไฟเบอร์กลาส เคฟลาร์ คาร์บอนไฟเบอร์ กราไฟต์ไฟเบอร์ เป็นต้น อนุภาคต่างๆ ได้แก่ ผงทองแดง ผงซิลิกอน อะลูมิเนียม อะลูมิน่า เป็นต้น วัสดุจำพวกเกล็ด มีทั้งที่เป็นโลหะ และอโลหะ

การพัฒนาวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิตเพื่อนำมาใช้ประโยชน์ โดยสามารถเลือกเอาสมบัติที่เป็นลักษณะเฉพาะของแต่ละวัสดุ ที่มีน้ำหนักเบาและความทนทาน มาใช้ให้เหมาะสมกับความต้องการ ถ้าเปรียบเทียบการใช้งานของชิ้นงานโลหะกับชิ้นงานที่ทำด้วยวัสดุคอมโพสิตแล้ว ชิ้นงานที่ผลิตจากวัสดุคอมโพสิตจะมีความแข็งแรงทนทานกว่าในด้านความยืดหยุ่น และความคงทนต่อสภาวะทางเคมี ทางความร้อน อาทิเช่น ลำตัวของกระสวยอวกาศ ปีกและลำตัวของอากาศยาน ลำตัวและส่วนหัวของรถไฟฟ้าความเร็วสูง ชิ้นส่วนยานยนต์ ถังความดันของยานยนต์เชื้อเพลิงสะอาด เป็นต้น (Vinson and Sierakowski, 2008; กิตติ และคณะ, 2548)



ภาพที่ 16 ประเภทของวัสดุคอมโพสิตแบ่งตามชนิดของสารเสริมแรง

ที่มา: Vinson and Sierakowski (2008)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

3.1 เทอร์โมพลาสติกพอลิเมอร์คอมโพสิต

พอลิเมอร์ชนิดเทอร์โมพลาสติก โครงสร้างโมเลกุลมีการจัดเรียงตัวอย่างเป็นระเบียบการก่อผลึกขึ้นอยู่กับปัจจัยระหว่างกระบวนการผลิตและการใช้งาน เช่น เวลาในการหล่อเย็น ความหนาของชิ้นงาน อุณหภูมิ ความเค้น และปฏิกิริยาทางเคมี เป็นต้น การหล่อเย็นในกระบวนการผลิตที่รวดเร็ว ทำให้ผลึกเกิดขึ้นในปริมาณต่ำ เนื่องจากอุณหภูมิที่ลดลงอย่างรวดเร็วจนถึงการแข็งตัว ส่งผลกระทบต่อการเคลื่อนที่ของโมเลกุลเพื่อก่อโครงผลึกให้ลดลง โครงสร้างโมเลกุลของพอลิเมอร์แบบเส้น ทำให้เกิดแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุลสูงสุด แต่สมบัติเชิงกลจะลดลงทันทีหากมีปัจจัยที่สามารถทำลายแรงยึดเหนี่ยวได้ ปัจจัยต่างๆ เช่น การเกิดความร้อนในกระบวนการตัดเฉือน การขึ้นรูปด้วยการฉีด หรือการอัดรีดที่อุณหภูมิสูง หรือให้วัตถุดิบอยู่ในสกรูนานเกินไป เป็นต้น โดยสรุปการใช้งานเทอร์โมพลาสติกคอมโพสิต ที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลายาวนาน มีความเสี่ยงต่อการลดลงของแรงยึดเหนี่ยวระหว่างโมเลกุล ส่งผลโดยตรงต่อการลดลงของสมบัติเชิงกล รวมทั้งเมื่อมีแรงภายนอกมากระทำ รอยต่อระหว่างส่วนที่มีผลึกและไม่มีผลึก หรือรอยต่อระหว่างผลึก เป็นส่วนที่โครงสร้างเทอร์โมพลาสติกขาดความแข็งแรง ทำให้เป็นสาเหตุของการเกิดรอยแตกเล็กๆ บริเวณรอยต่อของผลึก เทอร์โมพลาสติกสำหรับงานคอมโพสิต ตัวอย่างเช่น พอลิเอมิดผลิตด้วยกระบวนการควบแน่น ซึ่งมีราคาถูกกว่าเทอร์โมเซ็ตติงพอลิเอมิด แต่การควบแน่นทำให้ไอน้ำสร้างรูพรุนให้กับวัสดุประมาณ 5 ถึง 10% ส่งผลให้สมบัติเชิงกลลดลง (กิตติ และคณะ, 2548)

3.2 เทอร์โมเซ็ตติงพอลิเมอร์คอมโพสิต

พอลิเมอร์ชนิดเทอร์โมเซ็ตติง นิยมนำมาทำเป็นวัสดุคอมโพสิตมากกว่าเทอร์โมพลาสติก เนื่องจากเทอร์โมเซ็ตติงมีโครงสร้างโมเลกุลเชื่อมโยงด้วยพันธะเคมีในลักษณะสามมิติ ที่มีความแข็งแรงสูงกว่าเทอร์โมพลาสติก วัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิตประเภทเทอร์โมเซ็ตติง เตรียมจากมอนอเมอร์ที่เรียกว่า เรซิน (Resin) ซึ่งเป็นสารทางเคมีที่อยู่ในสถานะของเหลวและมีความหนืดต่ำ จนเมื่อทำปฏิกิริยากับสารทำให้แข็ง (Hardener) จะมีการเปลี่ยนแปลงจากสถานะของเหลวไปเป็นของแข็ง เรียกว่าการทำให้สุก (Curing) เกิดการเชื่อมต่อของโมเลกุลของเรซินเป็นพอลิเมอร์มีโครงสร้างแบบ ตาข่ายสามมิติของโมเลกุล แล้วเติมสารเติมแต่งและสารเสริมแรง ทำให้มีสมบัติด้านต่างๆ ดีขึ้น อาทิเช่น สมบัติเชิงกล สมบัติทางเคมี สมบัติทางความร้อน เป็นต้น (Vinson and Sierakowski, 2008; กิตติ และคณะ, 2548)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

3.2.1 เทอร์โมเซ็ตติงพอลิเมอร์คอมโพสิตชนิดที่มีอิพอกซีเรซินเป็นเนื้อหลัก

1) เทอร์โมเซ็ตติงพอลิเมอร์คอมโพสิตที่มีเนื้อหลักเป็นอิพอกซีเรซิน

เป็นวัสดุที่นิยมใช้กันแพร่หลายในอุตสาหกรรมต่างๆทั่วโลก อาทิเช่น อุตสาหกรรมอากาศยาน อุตสาหกรรมยานยนต์ เป็นต้น เนื่องจากวัสดุอิพอกซีเรซิน มีสมบัติทางกายภาพที่กว้างขวาง มีความแข็งแรงและเข้ากันได้ดีกับวัสดุเสริมแรงแทบทุกชนิด ชนิดของสารทำให้แข็ง และสารดัดแปลงโครงสร้างมีให้เลือกอย่างมากมาย ภาวะการก่อโครงสร้างตาข่ายเป็นตัวกำหนด สมบัติความเหนียว ความทนทานต่อสารเคมี สมบัติเชิงกล นอกจากนี้อิพอกซีเรซินยังมีความสามารถยึดเกาะสารเสริมแรงชนิดเส้นใยได้ดี และมีความแข็ง (Hardness) สูงกว่าเทอร์โมเซ็ตติงหลายชนิด ซึ่งส่งผลให้มีความต้านทานการสึกหรอ (Wear resistance) ได้ดีขึ้น (Vinson and Sierakowski, 2008; กิตติ และคณะ, 2548)

2) สมบัติเชิงกลของอิพอกซีเรซินพอลิเมอร์คอมโพสิต

ความแข็งแรงของวัสดุอิพอกซีเรซินคอมโพสิต ขึ้นอยู่กับสมบัติเชิงกลเป็นหลัก โดยส่วนใหญ่เป็นอิทธิพลมาจากสารเสริมแรง โดยมีปัจจัยอาทิเช่น ชนิดของสารเสริมแรง ขนาด ปริมาณของสารเสริมแรง เป็นต้น ส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลของวัสดุ ในงานแม่พิมพ์พลาสติก นิยมเติมสารเสริมแรงชนิดวัสดุอะลูมิเนียม ซึ่งเรียกกันว่า วัสดุอิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม (Aluminium–Filled Epoxy Resin: AL-EP) ซึ่งต่อไปในงานวิจัยนี้จะเรียกว่าวัสดุ “AL-EP” เป็นวัสดุอิพอกซีเรซินคอมโพสิตชนิดเสริมแรงด้วยเกล็ด หรืออนุภาคของอะลูมิเนียม (Flake or Particulate composite) มีความแข็งแรงต่ำกว่าสารเสริมแรงชนิดเซรามิก แต่มีข้อดีในการถ่ายโอนความร้อนสูงกว่าสารเสริมชนิดเซรามิกและชนิดโลหะบางประเภท วัสดุชนิดนี้ได้มีการใช้กันอย่างแพร่หลายและมีการพัฒนาสมบัติของวัสดุมาอย่างต่อเนื่อง โดยการทดสอบค่าสมบัติเชิงกลของวัสดุ AL-EP (สุนิติ และคณะ, 2550) ใช้วัสดุอิพอกซีเรซินที่ผลิตโดย Sika Deutschland GmbH ประเทศเยอรมนี เกรด Biresin® L84 สารทำให้แข็ง เกรด L84T ด้วยอัตราส่วนระหว่างเรซินและสารทำให้แข็งเท่ากับ 80:20 เป็นสัดส่วนที่ทำให้ได้ค่าสมบัติเชิงกลโดยรวมดีที่สุด และสารเสริมแรงอนุภาคผงอะลูมิเนียมได้เตรียมด้วยการเจียระไนแท่ง Ingot การผลิตด้วยวิธีนี้ทำให้ได้ผงอะลูมิเนียมมีลักษณะเป็นเกล็ด และคัดขนาดอยู่ในช่วง submicron ถึง 70 μm การทดลองผสมอิพอกซีเรซินและปริมาณผงอะลูเนียมหลายสัดส่วนเพื่อหาค่าสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้น ในการทดสอบนี้มีส่วนผสมของผง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

อะลูมิเนียมในปริมาณที่ต่างกัน ซึ่งได้ทำการทดสอบจำนวน 10 ตัวอย่าง ในแต่ละส่วนผสมแสดงสัดส่วนและผลการทดสอบแรงดึง แรงกด และค่าสภาพการนำความร้อน แสดงในตารางที่ 2 ตารางที่ 3 และ ภาพที่ 17 ตามลำดับ

ตารางที่ 2 การทดสอบแรงดึงวัสดุ AL-EP

ปริมาณอะลูมิเนียม (by mass)	ความต้านทานแรงดึงสูงสุด (MPa)	เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (%)	มอดูลัสของยังก์ (MPa)
0%	18.44	1.17	2,157.00
10%	13.42	0.72	3,370.23
45%	49.99	3.50	3,334.03
50%	25.07	1.14	3,881.63
55%	24.44	1.55	3,855.29

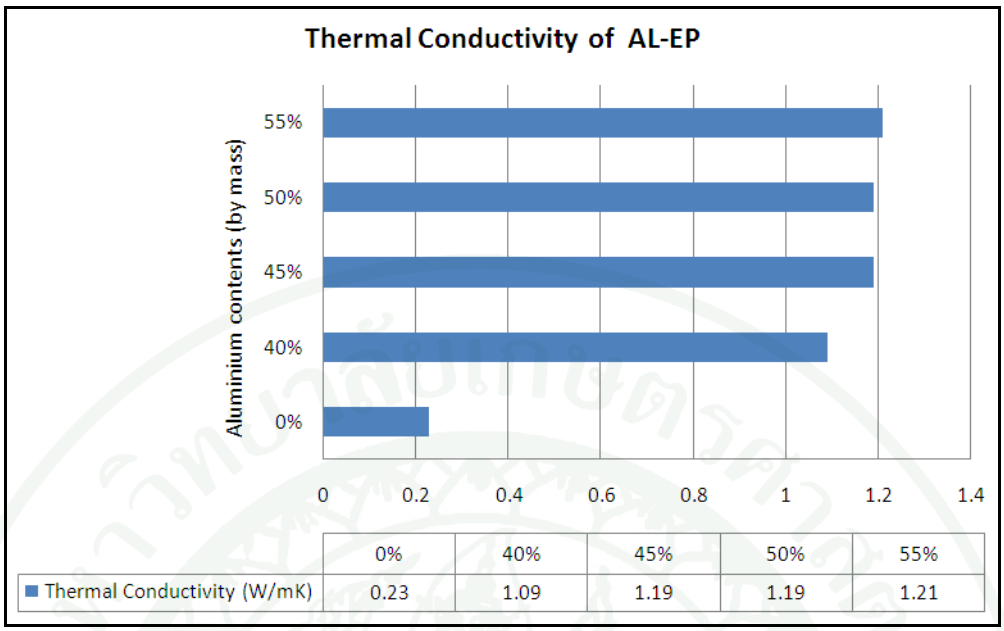
ที่มา: สุนิติ และคณะ (2550)

ตารางที่ 3 การทดสอบแรงกดวัสดุ AL-EP

ปริมาณอะลูมิเนียม (by mass)	ความต้านทานแรงกดสูงสุด (MPa)	เปอร์เซ็นต์การหดตัว (%)	มอดูลัสของยังก์ (MPa)
40%	85.13	4.12	3,754.46
45%	83.30	4.29	3,804.94
50%	83.06	4.29	4.498.10
55%	87.72	4.29	4,719.89

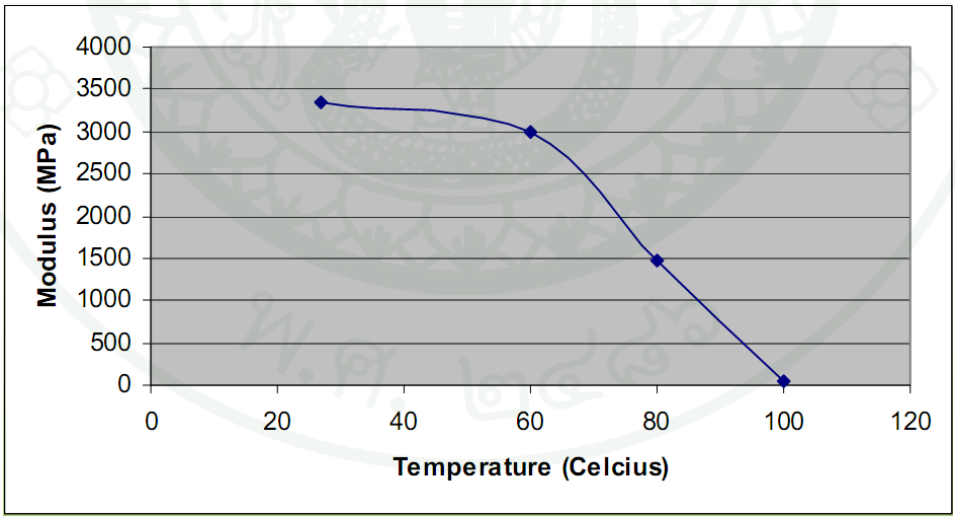
ที่มา: สุนิติ และคณะ (2550)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 17 ค่าสภาพการนำความร้อนของวัสดุ AL-EP

ที่มา: สุนิติ และคณะ (2550)



ภาพที่ 18 ค่ามอดูลัสความยืดหยุ่นของวัสดุ AL-EP เติมอะลูมิเนียม 45% ที่เป็นฟังก์ชันกับอุณหภูมิ

ที่มา: เอนก และคณะ (2550)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การใช้งานวัสดุ AL-EP ที่อุณภูมิสูงเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้ความแข็งแรงของวัสดุ AL-EP ลดลงซึ่งเกิดขึ้นในช่วงการใช้งานที่อุณหภูมิ 60 ถึง 80 ℃

ดังนั้นการทดสอบสมบัติเชิงกลของวัสดุนี้ได้แสดงถึงสัดส่วนของการเติมอะลูมิเนียมที่เหมาะสมสำหรับการนำไปประยุกต์ใช้งานในการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว (Rapid mould) หรือเครื่องมือรวดเร็ว (Rapid tooling) โดยสัดส่วนของผงอะลูมิเนียมที่ 45% มีความเหมาะสมเนื่องจากมีความต้านทานแรงดึงสูงสุดเมื่อเปรียบเทียบกับสัดส่วนอื่นๆ

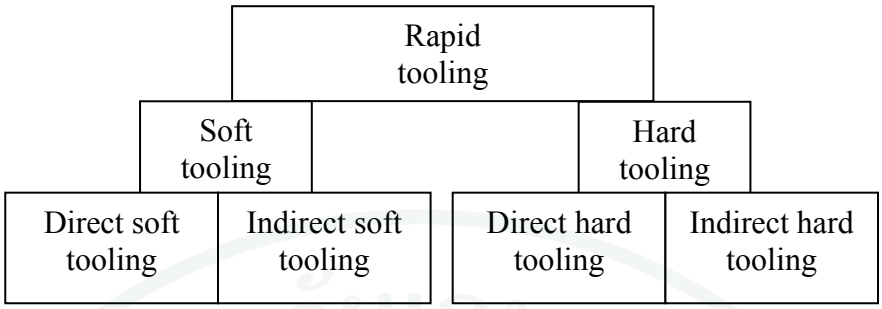
4. เทคโนโลยีการสร้างเครื่องมือรวดเร็ว

4.1 การขึ้นรูปเครื่องมือรวดเร็ว

การขึ้นรูปเครื่องมือรวดเร็ว (Rapid tooling) เป็นส่วนหนึ่งของเทคโนโลยีการสร้างต้นแบบรวดเร็ว (Rapid prototyping) จากความต้องการผลิตเครื่องมือ หรือแม่พิมพ์ ที่สามารถสร้างได้ในระยะเวลาอันสั้น และมีต้นทุนต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับการสร้างด้วยกระบวนการปกติ (Conventional processes of machining) การสร้างแม่พิมพ์ขึ้นรูปง่าย (Soft tooling) สามารถใช้แม่พิมพ์นี้กับกระบวนการฉีดพลาสติกหรือแวกซ์ ด้วยเครื่องฉีดพลาสติกทั่วไป วิธีการนี้หากเปรียบเทียบกับการสร้างแม่พิมพ์ขึ้นรูปยาก (Hard tooling) ซึ่งทำจากวัสดุ เช่น เหล็กกล้าเครื่องมือ อะลูมิเนียม อะลูมิเนียมผสม เป็นต้น ต้นทุนด้านราคาวัสดุและกระบวนการตัดเฉือน มีค่าใช้จ่ายที่สูงและใช้เวลาในการผลิตที่ยาวนานกว่า จึงเหมาะกับการผลิตสินค้าในปริมาณสูง (Mass production) เนื่องจากอายุของแม่พิมพ์สามารถผลิตชิ้นงานได้ถึงหลักแสนชิ้นขึ้นไป ทั้งนี้ยังขึ้นอยู่กับขนาดและความซับซ้อนของชิ้นงานด้วย

แต่ในกรณีที่ต้องการผลิตสินค้าในปริมาณต่ำ (Short-run production) หรือเป็นสินค้าแฟชั่น ซึ่งเป็นกลุ่มสินค้าที่มีวงจรชีวิตสั้น (Product life cycle) เป็นเหตุผลที่ทำให้การผลิตสินค้าประเภทนี้ต้องการใช้เวลาในการผลิตที่สั้นที่สุด เพื่อให้ทันกับกระแสความต้องการและช่วงเวลาของการตลาด ดังนั้นเครื่องมือรวดเร็ว หรือแม่พิมพ์รวดเร็ว (Rapid mould) จึงเป็นทางเลือกที่มีความเหมาะสมกับการผลิตสินค้าประเภทนี้ แม่พิมพ์รวดเร็วแบ่งเป็น 2 ประเภท คือ แม่พิมพ์รวดเร็วทางตรง (Direct soft tooling) และแม่พิมพ์รวดเร็วทางอ้อม (Indirect soft tooling) (Chua *et al*., 1999a; Cooper, 2001)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 19 ประเภทของเครื่องมือรวดเร็ว

ที่มา: Chua *et al*. (1999a)

เทคโนโลยีการสร้างเครื่องมือรวดเร็ว มีการเพิ่มขึ้นเป็นทวีคูณของการนำไปใช้ในงานอุตสาหกรรม โดยเฉพาะอุตสาหกรรมอากาศยานและยานยนต์ กรรมวิธีที่นิยมใช้มีหลากหลายให้เลือก ซึ่งส่วนใหญ่แล้วกรรมวิธีการผลิตจะขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุเครื่องมือ ชนิดของวัสดุเครื่องมือสำหรับงานพอลิเมอร์ ที่นิยมใช้ อาทิเช่น สังกะสี อะลูมิเนียม เหล็กหล่อ เหล็กกล้า รวมทั้งเทอร์โมเซ็ตติง สำหรับงานโลหะผลิตภัณฑ์ที่ทำจากวัสดุ เช่น อะลูมิเนียม แมกนิเซียม และเหล็กหล่อเป็นต้น ส่วนมากใช้กรรมวิธีการสร้างเครื่องมือรวดเร็ว ยกตัวอย่างเช่น กรรมวิธีการหล่อทราย กรรมวิธีการหล่อปูนพลาสเตอร์ และการหล่อแทนที่แวกซ์ ส่วนการสร้างเครื่องมือรวดเร็วสำหรับงานพอลิเมอร์ และเป็นผลิตภัณฑ์ที่ทำจากวัสดุ อาทิเช่น พลาสติกชนิดที่อัดร้อน ฉีดและเป่าขึ้นรูปได้ รวมถึงวัสดุกลุ่มอิลาสโตเมอร์ นิยมใช้การขึ้นรูปด้วยกรรมวิธี เช่น กรรมวิธีการขึ้นรูปด้วยระบบสุญญากาศ กรรมวิธีการหล่อแบบแรงดึงดูดของโลกและสุญญากาศ การฉีดขึ้นรูป การอัดรีด การอัดในแม่พิมพ์ร้อน เป็นต้น โดยการเลือกกรรมวิธีการผลิต นอกจากจะพิจารณาจากชนิดผลิตภัณฑ์ ปัจจัยหลักอีกอย่างหนึ่งที่มีความสำคัญอย่างยิ่งก็คือปริมาณของผลิตภัณฑ์ที่ต้องการผลิต หากเลือกกรรมวิธีการผลิตได้เหมาะสมกับปริมาณการผลิต จะส่งผลให้ต้นทุนการผลิตลดลงได้ โดยมีข้อแนะนำในการเลือกกรรมวิธีการผลิตที่เหมาะสมกับชนิดวัสดุชิ้นงานและปริมาณผลิตภัณฑ์ที่ต้องการผลิต ดังแสดงไว้ในตารางที่ 4 (Anderson, 2000)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ตารางที่ 4 ปริมาณผลิตภัณฑ์ที่เหมาะสมกับกรรมวิธีการผลิตแบบต่างๆ

ปริมาณผลิตภัณฑ์ (ชิ้น)	กรรมวิธีผลิตสำหรับผลิตภัณฑ์พลาสติก				กรรมวิธีผลิตสำหรับผลิตภัณฑ์โลหะ			
	อัดขึ้นรูป	เป่าขึ้นรูป	ฉีดขึ้นรูป		แบบหล่อถาวร		เหล็กหล่อ	การขึ้นรูปโลหะแผ่น
			เทอร์โมเซตติง	เทอร์โมพลาสติก	สังกะสี	อะลูมิเนียม		
1-10	Machine Vac. formed Composites		Machine Vac. casted Composites		Machine Sand cast Plaster cast		Machine Sand cast Loss foam	
10-100	CNC machine Soft tools		CNC machine Soft tools		CNC machine Investment casting Soft tools		CNC machine Investment casting Soft tools	
100-1,000	Soft tools		Soft tools		Soft tools Hard tools		Soft tools Hard tools	
1,000-10,000	Soft tools Hard tools		Soft tools Hard tools		Hard tools		Hard tools	
10,000-100,000	Hard tools		Hard tools		Hard tools		Hard tools	

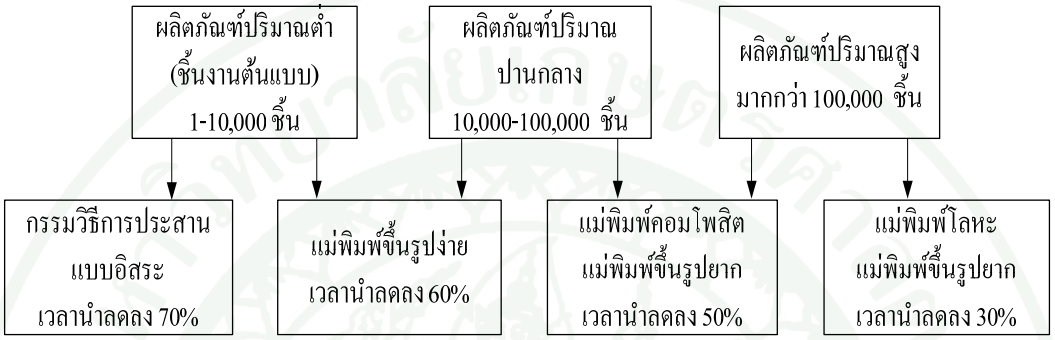
ที่มา: Anderson (2000)

โดยที่ เครื่องมือขึ้นรูปง่าย อาทิเช่น แม่พิมพ์ยางซิลิโคน แม่พิมพ์อิพอกซีเรซิน Kirsite tooling ส่วนเครื่องมือขึ้นรูปยาก เช่น แม่พิมพ์เหล็กกล้า แม่พิมพ์นิเกิล แม่พิมพ์เซรามิก เครื่องมือเหล่านี้สามารถใช้วิธีการสร้างเครื่องมือโดยตรงด้วยการกัดแต่ง และการสร้างแม่พิมพ์โดยอ้อม ยกตัวอย่างเช่น กรรมวิธีการหล่อ เทคโนโลยีการเคลือบผิว หรือกรรมวิธีการสร้างพื้นผิวด้วยการทับถมของวัสดุ

การพัฒนาแม่พิมพ์รวดเร็วสำหรับการสร้างผลิตภัณฑ์ต้นแบบ นำไปสู่หนทางการลดต้นทุนการสร้างแม่พิมพ์โดยวิธีการปกติด้วยการกัดแต่งเหล็กกล้า ตัวอย่างของชนิดเหล็กกล้าที่นิยมใช้ในการสร้างแม่พิมพ์ ได้แก่ วัสดุแม่พิมพ์เกรด SAE 4340 , AISI H-13, AISI P-20 เนื่องจากมีความสามารถในการปรับปรุงสมบัติเชิงกลด้านความแข็งได้ง่าย ซึ่งสามารถช่วยลดการสึกหรอของแม่พิมพ์ได้ ทำให้แม่พิมพ์มีอายุการใช้งานที่เหมาะสม แต่การสร้างแม่พิมพ์ด้วยวัสดุดังกล่าวนี้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ใช้เวลานำในการสร้างแม่พิมพ์ยาวนาน (Lead time for mould making) ส่งผลให้ต้นทุนในสร้างแม่พิมพ์มีมูลค่าสูง ดังนั้นการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วจึงเป็นทางเลือกหนึ่งที่สามารถลดเวลานำในการผลิตแม่พิมพ์ เมื่อเปรียบเทียบกับการสร้างแม่พิมพ์แบบปกติ สำหรับการผลิตชิ้นงานในปริมาณที่เหมาะสม ซึ่งทำให้ต้นทุนในการสร้างแม่พิมพ์ลดลงได้ (Anderson, 2000)



ภาพที่ 20 เวลานำในการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว

ที่มา: Anderson (2000)

4.2 แม่พิมพ์รวดเร็วทางตรง

แม่พิมพ์รวดเร็วทางตรง นิยมใช้เทคโนโลยีการผลิตแบบชั้น (Layer manufacturing) เป็นการสร้างต้นแบบด้วยการเติมวัสดุทีละชั้น ขึ้นรูปจนเป็นชิ้นงานที่ต้องการ (Chua *et al*., 1999a; Radstok, 1999)

4.3 แม่พิมพ์รวดเร็วทางอ้อม

แม่พิมพ์รวดเร็วทางอ้อม ได้รับการพัฒนาขึ้นอย่างต่อเนื่อง และได้รับความนิยมใช้กันอย่างกว้างขวางสูงกว่าวิธีทำแม่พิมพ์รวดเร็วทางตรงหลายวิธี เนื่องจากบางวิธีมีความสามารถในการสร้างแม่พิมพ์ด้วยเทคนิควิศวกรรมย้อนรอยผลิตภัณฑ์ได้ และมีวิธีการใหม่ๆ หลายวิธี ในบางวิธีได้ถูกนำออกมาใช้จริงในอุตสาหกรรม แต่ก็มีอีกหลายวิธีที่ยังเป็นแนวคิดอยู่ในระดับขั้นการวิจัยพัฒนา โดยแต่ละวิธีมีข้อดีและข้อด้อยแตกต่างกันไป (Chua *et al*., 1999a; Radstok, 1999; Anonymous, 2008a)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

4.3.1 แม่พิมพ์ยางซิลิโคน

การหลอมยางซิลิโคนที่อุณหภูมิห้อง (Room temperature vulcanizing: RTV) เป็นวิธีการที่ได้รับความนิยมมากที่สุดวิธีหนึ่ง เหตุผลเนื่องจากวัสดุซิลิโคนมีความสามารถในการไหลที่ทำให้สามารถสร้างแม่พิมพ์ของชิ้นงานที่ซับซ้อนได้ดี กระบวนการหล่อกระทำในเครื่องหล่อสุญญากาศ การผสมเรซินซิลิโคนกับสารทำให้แข็ง กวนให้เข้ากันประมาณ 10 นาที แล้วเทลงในแม่แบบให้แห้งประมาณ 4 ชั่วโมง ในสภาวะสุญญากาศ เพื่อให้ดึงฟองอากาศ ที่เกิดจากกระบวนการทำให้สุก (Curing) ฟองอากาศทำให้เกิดรูเล็กๆในเนื้อวัสดุ ช่องว่างที่เป็นรูลักษณะนี้ทำให้แม่พิมพ์สูญเสียความแข็งแรง แม่พิมพ์ยางซิลิโคน สามารถขึ้นรูปได้อย่างรวดเร็ว ราคาถูก เหมาะกับชิ้นงานขนาดเล็กและใหญ่ และใช้ได้กับวัสดุหลากหลาย ทั้งพลาสติก และอีลาสโตเมอร์ ปกติอายุของแม่พิมพ์นี้สามารถสร้างชิ้นงานได้ประมาณ 20 ชิ้น ตัวอย่างวัสดุเช่น โพลียูเรเทน โพลีสไตรลีน เป็นต้น (Chua *et al*., 1999a; Radstok, 1999; Anonymous, 2008b; สมเกียรติ, 2551)

4.3.2 แม่พิมพ์ Kirksite tooling

Kirksite tooling เป็นชื่อเรียกทางการค้าของชนิดวัสดุทำแม่พิมพ์รวดเร็ว โดยมีวัสดุเป็นสังกะสีเจือ ซึ่งมีส่วนประสมหลักเป็นวัสดุสังกะสีปริมาณ 94 % และวัสดุอะลูมิเนียม 6 % วัสดุชนิดนี้มีอุณหภูมิหลอมเหลวตั้งแต่ 385-400^{o}C ความดันช่วงไอดงของสังกะสี ทำให้วัสดุชนิดนี้สามารถป้องกันการเกิดรูพรุนเนื่องจากก๊าซได้ดีเมื่อเปรียบเทียบวัสดุผสมชนิดอื่น การขึ้นรูปแม่พิมพ์ชนิดนี้ทำได้ง่ายโดยใช้กรรมวิธีการหล่อขึ้นรูป แต่มีข้อด้อยด้านคุณภาพของขนาดที่มีความแม่นยำต่ำกว่าแม่พิมพ์หล่อเรซิน และกระบวนการผลิตก็มีความซับซ้อนมากกว่าการผลิตแม่พิมพ์โดยอ้อมหลายชนิด รวมถึงข้อจำกัดจากกรรมวิธีการผลิตแม่พิมพ์ด้วยกระบวนการหล่อขึ้นรูปของวัสดุแม่พิมพ์ชนิดนี้สามารถเกิดการหดตัวของเนื้อวัสดุได้ถึงประมาณ 50 % ของแม่พิมพ์อะลูมิเนียม (Anderson, 2000; Cooper, 2001)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

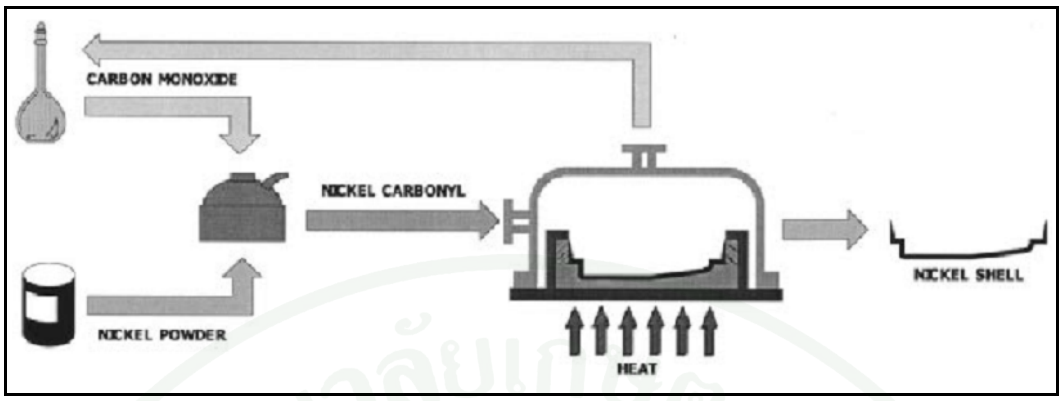
ภาพที่ 21 แม่พิมพ์ Kirksite tooling ในงานขึ้นรูปต้นแบบชิ้นส่วนอากาศยาน

ที่มา: Anonymous (2009)

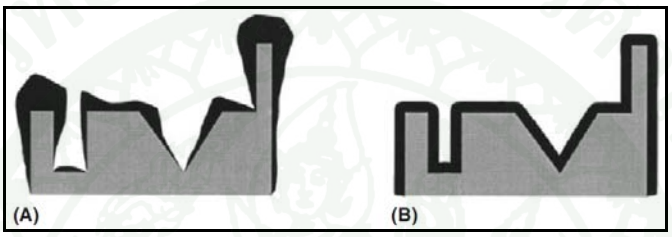
4.3.3 แม่พิมพ์นิกเกิล

การสร้างแม่พิมพ์ด้วยเทคนิคการเคลือบผิวนิกเกิลด้วยไอเคมี (Nickel vapor deposition: NVD) บนผิวแม่พิมพ์ กระบวนการนี้ทำให้ผิวเคลือบมีความแข็งแรงสูง เนื่องจากมีความเค้นตกค้างที่ค่อนข้างต่ำ ผิวเคลือบมีความเรียบที่ค่อนข้างละเอียด และมีข้อได้เปรียบของสมบัติเชิงกล รวมถึงนิกเกิลเป็นวัสดุกลุ่มต้านทานการสึกหรอได้ดี ทำให้อายุของแม่พิมพ์ยาวนานขึ้น แต่กระบวนการเคลือบผิวมีข้อจำกัดด้านความหนาของผิวเคลือบทำให้ได้ผิวเคลือบที่บางมาก โดยมีอัตราการเคลือบตั้งแต่ 0.005-0.8 mm/hr เมื่อเปรียบเทียบกับกรรมวิธีการเคลือบผิวแบบอื่น ดังนั้นกระบวนการเคลือบผิวเพื่อควบคุมความหนาของผิวเคลือบจึงมีความซับซ้อน เนื่องจากความเสียหายของผิวเคลือบแบบแข็ง (Hard coating) จะเกิดขึ้นหากผิวเคลือบมีความหนาแตกต่างกันมาก ส่งผลให้ผิวเคลือบบิดตัวและแตกหักได้ในที่สุด และการเคลือบผิวนิกเกิลด้วยไอเคมีเหมาะกับการเคลือบบนแม่พิมพ์โลหะ หรือคอมโพสิตชนิดวัสดุที่นำไฟฟ้าและทนความร้อนสูง โดยที่ส่วนมากแม่แบบจะมีอุณหภูมิในช่วง 110-190 ^{o}C นอกจากนี้สารเคมีที่ใช้ในกระบวนการผลิตมีความเป็นพิษ ทำให้ต้องมีระบบกำจัดสารเคมีอันตรายที่ปลอดภัย และวัสดุนิกเกิลเป็นวัสดุที่มีราคาสูง ดังนั้นทำให้ต้นทุนการผลิตแม่พิมพ์ด้วยกรรมวิธีนี้มีต้นทุนสูงตามไปด้วย (Davy, 2000; Joubert, 2005)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก)



(ข)

ภาพที่ 22 แม่พิมพ์ NVD

ที่มา: Davy (2000)

ภาพที่ 22 ก แสดงกระบวนการสร้างผิวเคลือบนิกเกิลด้วยไอเคมี และภาพที่ 22 (ข-B) แสดงความสม่ำเสมอของความหนาของผิวเคลือบนิกเกิลด้วยกรรมวิธี NVD มีประสิทธิภาพดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับกรรมวิธีการชุบเคลือบผิวนิกเกิลด้วยไฟฟ้า (Nickel Electroplating) แสดงในภาพที่ 22 (ข-A)

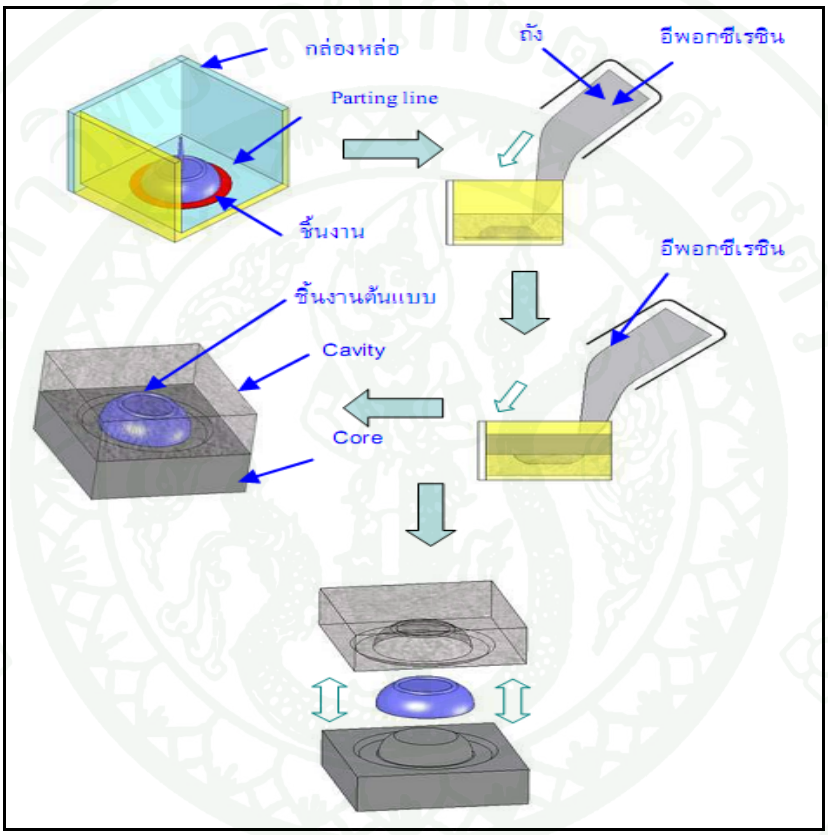
4.3.4 แม่พิมพ์รวดเร็วชนิดอิพอกซีเรซินเสริมความแข็งแรงด้วยอะลูมิเนียม

1) วิธีการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP

การเสริมความแข็งแรงในแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินด้วยอะลูมิเนียม (แม่พิมพ์ AL-EP) ได้มีการใช้กันอย่างกว้างขวางในงานอุตสาหกรรมแม่พิมพ์พลาสติกเนื่องด้วยอะลูมิเนียมสามารถเพิ่มความต้านทานแรงกด ทำให้แม่พิมพ์อิพอกซีเรซินแข็งแรงเพิ่มขึ้นและยังช่วยให้การถ่ายโอนความร้อนออกจากแม่พิมพ์ได้ง่ายขึ้น ส่งผลให้รอบเวลาการทำงานในการผลิตชิ้นงานพลาสติก

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สั้นลงได้ (Chua *et al*., 1999a; Radstok, 1999; Anderson, 2000; Cooper, 2001; Joubert, 2005; Anonymous, 2007; Martinho, 2010) กระบวนการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว ส่วนมากใช้วิธีการหล่อขึ้นรูป โดยเทหล่อวัสดุ AL-EP ทับบนชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล (Master model) ที่เตรียมไว้แล้วในแบบหล่อ (Pattern) เพื่อให้เกิดส่วนที่ใช้เป็นคาวิตี้แม่พิมพ์ วิธีการขึ้นรูปแม่พิมพ์มีอยู่ 6 ขั้นตอน ด้วยกันดังนี้ (สุนิติ และคณะ, 2550; เอนก และคณะ, 2550)



ภาพที่ 23 การสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP

ที่มา: เอนก และคณะ (2550)

ขั้นตอนที่ 1 เตรียมต้นแบบโดยกำหนดแนวปลด (Parting line) สำหรับแยกแม่พิมพ์ทั้งสอง ด้านออกจากกัน หลังจากนั้นประกอบยึดลงกล่องภาชนะที่เตรียมสำหรับใช้เป็นแบบหล่อ ขั้นตอนที่ 2 ผสมAL-EP ตามอัตราส่วนที่ต้องการ จากนั้นนำเรซินที่ผสมไว้ไปกำจัดฟองอากาศด้วยเครื่องหล่อสุญญากาศประมาณ 40 นาที แล้วนำส่วนผสมที่ได้เททับบนชิ้นงานต้นแบบที่เตรียมไว้ และปล่อยให้ชิ้นงานแข็งตัวที่อุณหภูมิห้องโดยใช้เวลาประมาณ 24 ชั่วโมง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ขั้นตอนที่ 3 พลิกกลับด้านตรงกันข้ามเพื่อหล่ออีกด้านหนึ่งของแม่พิมพ์โดยวิธีการหล่อใช้ขั้นตอนเดียวกับขั้นตอนที่ 1 และ 2 ในขั้นตอนที่ 4 เมื่อแกะแบบหล่อออกจะได้แม่พิมพ์ทั้ง 2 ด้านซึ่งยังติดกันอยู่ ขั้นตอนที่ 5 นำชิ้นงานไปอบกำจัดความชื้น เพื่อให้สามารถแยกแม่พิมพ์ออกจากกันได้ง่าย ที่อุณหภูมิ 80°C นาน 1 ชั่วโมง ขั้นตอนที่ 6 แยกแม่พิมพ์ทั้งสองด้านออกจากกัน ตรวจสอบความสมบูรณ์ของผิวหน้าแม่พิมพ์ AL-EP

2) การใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP ในงานฉีดพลาสติก

แม่พิมพ์รวดเร็วในงานฉีดพลาสติก โดยเฉพาะวัสดุทำแม่พิมพ์ชนิด AL-EP ได้นำมาใช้งานกันอย่างแพร่หลายเนื่องจากราคาต่ำ แต่วัสดุชนิดนี้มีอายุการใช้งานที่สั้นกว่าแม่พิมพ์โลหะ ดังนั้นจึงได้รับความสนใจในการศึกษาในหลายประเด็นเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพการใช้งาน การศึกษาเพื่อกำหนดกฎเกณฑ์ในการออกแบบแม่พิมพ์ อาทิเช่น รัศมีบริเวณมุมแม่พิมพ์ มุมดราฟท์สำหรับถอดชิ้นงาน การบังคับการไหลของพลาสติก เป็นต้น การออกแบบที่ดีต้องคำนึงปัจจัยดังนี้

- ง่ายต่อการเปลี่ยนแผ่นแม่พิมพ์อินเสิร์ท โดยไม่ต้องถอดแม่พิมพ์ออกจากเครื่องฉีดพลาสติก

- ต้องมีระบบหล่อเย็นที่ดีกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับแม่พิมพ์ปกติ เนื่องจากสามารถวางระบบหล่อเย็นตามรูปร่างชิ้นงานได้

- การปลดชิ้นงานในตำแหน่งที่อิสระขึ้นอยู่กับมิติของชิ้นงาน

- มีความยืดหยุ่นสูงต่อระบบเครื่องฉีดพลาสติก

คุณภาพของแม่พิมพ์ขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย เช่น รูปร่างของชิ้นงาน สมบัติและโครงสร้างของแม่พิมพ์ โดยเฉพาะสมบัติเชิงกลของวัสดุแม่พิมพ์ ซึ่งต้องระมัดระวังเนื่องจากส่งผลต่ออายุของแม่พิมพ์ในด้านความเสียหายและการสึกหรอ โดยในการออกแบบต้องคำนึงถึงค่าสมบัติเชิงกลที่เหมาะสม ที่สามารถจะรักษาระดับของการสึกหรอในการใช้งานแม่พิมพ์ แต่เนื่องด้วยปกติแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP จะมีสมบัติเชิงกลและสมบัติความร้อนที่ต่ำ เป็นเหตุผลให้สามารถผลิตชิ้นงานได้ในปริมาณต่ำกว่าแม่พิมพ์โลหะ สมบัติเชิงกลของวัสดุแม่พิมพ์ แสดงในตารางที่ 5

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ตารางที่ 5 สมบัติเชิงกลของวัสดุแม่พิมพ์

Property	P20	Aluminium	Zamak-5*	Epoxy resin
Density ($Mg.m^{-3}$)	7.80	2.71	6.76	1.75
Specific heat ($J.kg^{-1}.K^{-1}$)	460	782.3	420	1050
Thermal conductivity ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	29	138	109	1
Coefficient of thermal expansion (K^{-1})	12×10^{-6}	22.5×10^{-6}	27.4×10^{-5}	60×10^{-5}
Young modulus (GPa)	210	70	85	6.86

* วัสดุชนิด ZnAl4Cu1

ที่มา: Martinho (2010)

นอกจากนี้อายุแม่พิมพ์ขึ้นอยู่กับการออกแบบแม่พิมพ์ เช่น การหดตัวของแม่พิมพ์และชิ้นงาน การหล่อเย็น การวางตำแหน่ง Gate และ Runner ระบบการปลดชิ้นงาน ขนาดของแม่พิมพ์ เป็นต้น ในการออกแบบแม่พิมพ์โดยเฉพาะขนาดของแม่พิมพ์ แม่พิมพ์ AL-EP จะแตกต่างกับแม่พิมพ์ปกติ เนื่องจากขนาดของแม่พิมพ์ต้องเหมาะสมกับขนาดชิ้นงานที่ต้องการผลิต เพื่อความแข็งแรงของแม่พิมพ์ ในภาพที่ 24 ขนาดของแม่พิมพ์ (Window dimensions) เช่นขนาดเป็น + 25 mm หมายถึงในการออกแบบขนาดแม่พิมพ์ต้องมากกว่า 25 mm เป็นอย่างต่ำของขนาดชิ้นงานในทุกมิติ (MCP Tooling engineers, 2002)

ในขั้นตอนการวางตำแหน่ง Gate ต้องพิจารณาการเกิดรอยประสานของพลาสติกหลอมเหลว (Weld line) ซึ่งส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของชิ้นงานโดยตรง แนวทางหนึ่งในการออกแบบนิยมใช้การจำลองการไหลของพอลิเมอร์และพารามิเตอร์ในการฉีดพลาสติกด้วยโปรแกรมคอมพิวเตอร์เชิงพาณิชย์ นอกจากนี้ตำแหน่งของรูเข้าที่ไม่เหมาะสม จะทำให้เวลาในการฉีดและวงรอบเวลาการผลิตยาวนานขึ้น วงรอบเวลาการผลิตงานฉีดพลาสติก ได้แก่ เวลาในการเปิด-ปิดแม่พิมพ์ เวลาในการเติมเนื้อพลาสติก เวลาในการรักษาความดันย้ำ เวลาในการหล่อเย็นและปลดชิ้นงาน (Martinho, 2010)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Part Dimension		Window Dimension		Notes
Length, width, mm	*Height, mm*	*Length, width, mm*	*Height, mm*	
<40	*<10*	*+20*	*+25*	Injection moulding machine up to 32 tons
<40	*10..30*	*+20*	*+30*	
<40	*30..50*	*+30*	*+40*	
40..100	*<10*	*+25*	*+25*	Injection moulding machine up to 63 tons
40..100	*10..40*	*+40*	*+40*	
40..100	*30..60*	*+40*	*+60*	

ภาพที่ 24 ขนาดแม่พิมพ์ AL-EP

ที่มา: MCP Tooling engineers (2002)

เงื่อนไขการฉีดชิ้นงาน อาทิเช่น อุณหภูมิแม่พิมพ์ ความดันและความเร็วฉีด เป็นต้น ส่งผลกระทบต่ออายุของแม่พิมพ์ การปรับตั้งเงื่อนไขในการฉีดมีความสำคัญอย่างยิ่ง โดยเฉพาะแม่พิมพ์พอลิเมอร์คอมโพสิตประเภทอิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม จะแตกต่างกับแม่พิมพ์เหล็กกล้าปกติ ในการคำนวณแรงจับยึดแม่พิมพ์ (หน่วยเป็นตัน) มีข้อแนะนำให้ใช้ 50% ของพื้นที่ภาพฉายของชิ้นงาน อาทิเช่น ชิ้นงานมีพื้นที่ภาพฉาย (Projection of area) ขนาด 300 cm^2 ดังนั้นแรงปิดแม่พิมพ์ก็จะเท่ากับ 0.5 x 300 = 150 tons เป็นต้น เงื่อนไขความดันฉีดสูงสุดควรอยู่ในช่วง 50-60 MPa และในการฉีดครั้งแรกควรให้ปริมาณการฉีดที่ต่ำและกำหนดให้ความดันและเวลาในการฉีดย้ำมีค่าเป็นศูนย์ เพื่อจะได้เติมในปริมาณที่เหมาะสมได้ในการฉีดชิ้นต่อไป

ความดันและความเร็วฉีดขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุผลิตภัณฑ์ที่ต้องการ โดยที่ความดันในการฉีดพลาสติก สามารถปรับตั้งได้จากความดันของระบบไฮดรอลิก และต้องคำนึงถึงความดันภายในของแม่พิมพ์ที่เพียงพอต่อการเติมเต็มเนื้อพลาสติก การกำหนดความเร็วฉีดขึ้นอยู่กับรูปร่างและชนิดวัสดุของชิ้นงาน ตามปกติต้องให้มีค่าสูงสุดเท่าที่จะเป็นไปได้ เพื่อให้เวลาในการผลิตชิ้นงานสั้นลง ทั้งนี้ควรต้องคำนึงถึงคุณภาพของชิ้นงานและอายุไขของแม่พิมพ์ด้วย แต่ความดันสูงสุดไม่ควรต่ำจนส่งผลกระทบให้ความเร็วฉีดลดลง ข้อแนะนำในการปรับความเร็วฉีดที่เหมาะสม โดยใช้เวลาในการเติมเนื้อพลาสติกเป็นเกณฑ์ (Filling time, s) ซึ่งควรมีค่าเท่ากับความหนาชิ้นงาน (Part thickness, mm) ตัวอย่างเช่น ชิ้นงานงานมีความหนาผนังเท่ากับ 3 mm ควรเติมเนื้อพลาสติกภายในเวลาประมาณ 3 s

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การปรับตั้งค่าเวลาในช่วงความดันย้ำควรพิจารณาถึงเวลาในการหล่อเย็นบริเวณรูเข้าร่วมด้วย เนื่องจากบริเวณนี้แม่พิมพ์ AL-EP จะต้องใช้เวลาในการหล่อเย็นนานกว่าแม่พิมพ์เหล็กกล้า และเมื่อพิจารณาคุณภาพของผลิตภัณฑ์ ต้องคำนึงถึงเงื่อนไขในการฉีดตามชนิดของวัสดุชิ้นงาน มีข้อแนะนำสำหรับวัสดุกลุ่มเทอร์โมพลาสติก ตัวอย่างเช่นวัสดุ PP ดังแสดงในภาพที่ 25 (MCP Tooling engineers, 2002)

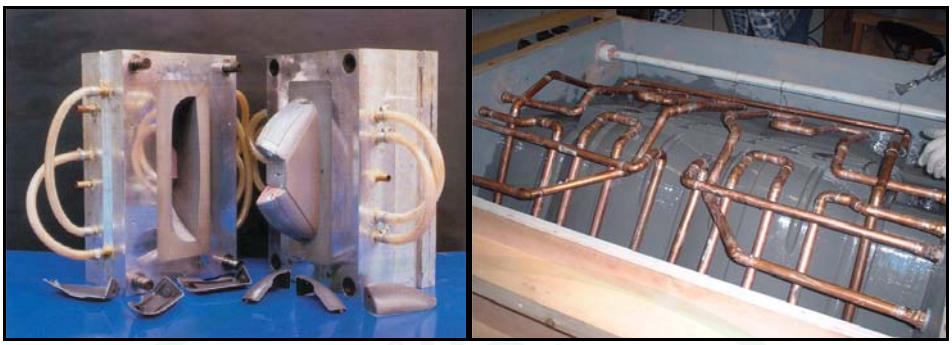
Process Parameters		
Melt temperature (recommended), ^{0}C		177-288
Melt temperature (maximum), ^{0}C		300
Temperature of a moulding when de-moulded (maximum), ^{0}C		120
Mould temperature(recommended), ^{0}C		50
Maximum injection pressure, MPa		140
Time for cooling a part with the wall thickness (minimum), sec	1 mm	**3.98**
	1.5 mm	**8.95**
	2.0 mm	**15.91**
	2.5 mm	**24.86**
	3.0 mm	**35.81**
	3.5 mm	**48.73**
	4.0 mm	**63.65**

ภาพที่ 25 เงื่อนไขในการฉีดพลาสติกชนิด PP ด้วยแม่พิมพ์ AL-EP

ที่มา: MCP Tooling engineers (2002)

การใช้แม่พิมพ์ AL-EP ในเชิงพาณิชย์ โดยกระบวนการผลิตส่วนใหญ่นั้นจะเป็นการสร้างแม่พิมพ์เพื่อใช้สำหรับการผลิตชิ้นงานต้นแบบหรือการผลิตในปริมาณต่ำ แต่ข้อได้เปรียบสำหรับแม่พิมพ์ชนิดนี้ โดยเฉพาะแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกที่ต้องการวงรอบการผลิตที่สั้นเพื่อการเพิ่มผลผลิต ซึ่งเวลาส่วนใหญ่ในการผลิตแต่ละครั้งนั้นขึ้นอยู่กับเวลาในการหล่อเย็นแม่พิมพ์ โดยประสิทธิภาพในการหล่อเย็นขึ้นอยู่กับระบบหล่อเย็น (Cooling pattern) การวางระบบหล่อเย็น (Cooling layout) ซึ่งในแม่พิมพ์นี้ทำได้ง่ายและไร้ขีดจำกัดของความซับซ้อนของท่อหล่อเย็น (Cooling chanel) เมื่อเปรียบเทียบกับแม่พิมพ์ปกติด้วยวิธีการกัดแต่ง ซึ่งตัวอย่างของแม่พิมพ์ดังกล่าวและลักษณะของการวางระบบหล่อเย็น แสดงไว้ดังภาพที่ 26

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 26 แม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP

ที่มา: Joubert (2005)

เครื่องมือรวดเร็ววัสดุ AL-EP มีข้อจำกัดในการใช้งาน เนื่องจากมีข้อด้อยของความต้านทานแรงดึง และการถ่ายโอนความร้อนได้ต่ำ และคุณภาพผิวแม่พิมพ์ยังขึ้นอยู่กับต้นแบบมาสเตอร์โมเดล ในงานส่วนใหญ่นิยมใช้กับงานแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก ซึ่งอายุของแม่พิมพ์นี้ขึ้นอยู่กับชนิดวัสดุชิ้นงานที่ต้องการผลิต ดังแสดงในภาพที่ 27 ข้อดีของแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP สำหรับการผลิตชิ้นงานวัสดุเทอร์โมพลาสติก สามารถผลิตชิ้นงานที่ความซับซ้อนต่ำถึงปานกลางได้ดี ซึ่งการผลิตชิ้นงานมีต้นทุนต่อชิ้นที่ต่ำกว่าการผลิตด้วยวิธีแม่พิมพ์ปกติ แต่อย่างไรก็ตาม ข้อจำกัดของอายุของแม่พิมพ์ดังกล่าว ทำให้ผลิตชิ้นงานได้จำนวนจำกัด (Joubert, 2005)

Thermoplastic	Tool Life (# shots)
ABS	50 - 3000
Acetal	100 - 1000
Nylon	250 - 3000
Nylon (Glass filled)	50 - 200
PBT	100 - 500
PC/ABS blends	100 - 1000
Polycarbonate	100 - 1000
Polyethylene	500 - 5000
Polypropylene	500 - 5000
Polystyrene	500 - 5000
Investment Casting Wax	1000 -10000

ภาพที่ 27 อายุแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP ในงานฉีดพลาสติก

ที่มา: Joubert (2005)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

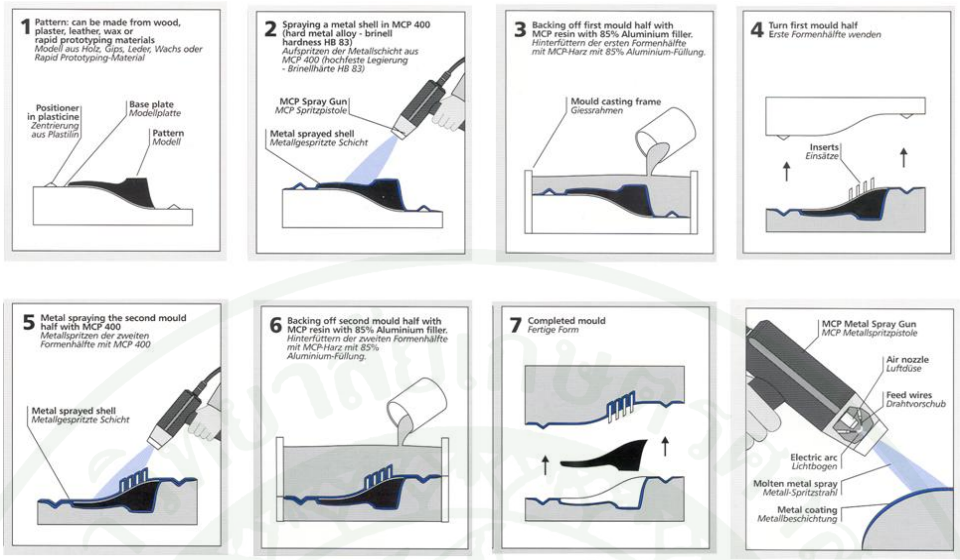
แม่พิมพ์ที่ทำจากวัสดุคอมโพสิตผสมกันระหว่างพอลิเมอร์ประเภทเทอร์โมเซ็ตติงกับสารเสริมแรงอนุภาคโลหะ ชนิด AL-EP นั้นมีอายุการใช้งานที่สั้นกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับแม่พิมพ์ที่ทำจากโลหะ ซึ่งได้รับผลกระทบสืบเนื่องมาจากข้อด้อยทางสมบัติเชิงกล คุณสมบัติทางความร้อนและเคมี ทำให้เกิดการสึกหรอ การกัดกร่อน ฯลฯ กับผิวแม่พิมพ์ ดังนั้นจึงมีการพัฒนาวิธีการพ่นเคลือบผิวแม่พิมพ์นี้ด้วยโลหะ เพื่อช่วยต้านทานการสึกหรอและการกัดกร่อน (Chua *et al*., 1999a; Radstok, 1999; Anderson, 2000; Cooper, 2001; Joubert, 2005; Anonymous, 2007)

4.3.5 แม่พิมพ์รวดเร็วด้วยเทคนิคการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ

แม่พิมพ์รวดเร็วชนิดขึ้นรูปด้วยการพ่นพอกผิว (Arc metal spray shell: AMS) เป็นทางเลือกหนึ่งในการเพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ AL-EP แม่แบบสามารถใช้วัสดุกลุ่มเดียวกันกับที่ใช้สร้างแม่พิมพ์ AL-EP วัสดุดังกล่าว ยกตัวอย่าง เช่น วัสดุจากการสร้างต้นแบบรวดเร็ว (RP materials) วัสดุพอลิเมอร์บางกลุ่ม หรือแวกซ์ เป็นต้น ส่วนมากนิยมใช้การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ เป็นหนึ่งในกรรมวิธีการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน (Thermal spray coating) เนื่องจากมีอุณหภูมิต่ำในกระบวนการผลิต โดยเฉพาะแม่แบบที่ทำจากแวกซ์นิยมใช้การขึ้นรูปด้วยกระบวนการเทอร์โมเจ็ต ซึ่งเป็นวิธีการเช่นเดียวกับเทคโนโลยีการพิมพ์ เทคนิคนี้ได้เริ่มใช้กันในงานของ NASA (National Aeronautics and Space Administration) ในหน่วยงาน Marshall Space Flight Center (MSFC) และบริษัท Boeing รวมถึงบริษัทกลุ่มเจเนอรัลมอเตอร์ ในการสร้างแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก เนื่องจากกรรมวิธีการผลิตนี้สามารถทำให้มีพื้นผิวแม่พิมพ์ได้ค่อนข้างเรียบ ซึ่งทั้งนี้ขึ้นอยู่กับผิวของต้นแบบด้วย วิธีการสร้างต้นแบบรวดเร็วเพื่อสร้างเป็นแม่แบบ สามารถควบคุมขนาดและคุณภาพผิวได้อย่างแม่นยำ ซึ่งผิวเคลือบจะถ่ายทอดขนาดและคุณภาพผิวจากแม่แบบมาโดยตรง การผลิตแม่พิมพ์ทำได้เร็วกว่าการกัดแต่งเหล็กกล้าหลายเท่า รวมถึงมีต้นทุนต่ำในการผลิตแม่พิมพ์ เมื่อเปรียบเทียบกับการผลิตแม่พิมพ์แบบปกติ (Anderson, 2000; Cooper, 2001; MCP Tooling engineers, 2002)

กระบวนการสร้าง แม่พิมพ์รวดเร็วด้วยการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ นิยมใช้วิธีการพ่นเคลือบโลหะด้วยเปลวความร้อนบนผิวแม่แบบ จากนั้นใช้กระบวนการเช่นเดียวกันกับการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว AL-EP วิธีการขึ้นรูปแม่พิมพ์มีอยู่ 7 ขั้นตอนด้วยกันดังนี้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 28 การสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยเทคนิคการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ

ที่มา: MCP Tooling engineers (2002)

ขั้นตอนที่ 1 การเตรียมชิ้นงานแม่แบบ ขั้นตอนที่ 2 พ่นโลหะเคลือบผิวบนแม่แบบ ขั้นตอนที่ 3 เทวัสดุ AL-EP ทับบนผิวเคลือบเพื่อสร้างแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้ จากนั้นทำตามขั้นตอนการสร้างแม่พิมพ์ AL-EP ดังที่กล่าวไว้ข้างต้น ขั้นตอนที่ 4 ถอดแบบแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้และเตรียมแบบหล่อด้านล่าง ขั้นตอนที่ 5 พ่นเคลือบผิวบนแม่แบบอีกด้านหนึ่ง ขั้นตอนที่ 6 เทหล่อวัสดุ AL-EP บนผิวเคลือบเพื่อสร้างแม่พิมพ์ส่วนคอร์ ขั้นตอนที่ 7 ถอดแบบแม่พิมพ์อินเสิร์ท

การสร้างแม่พิมพ์ทางอ้อม หลายวิธีเป็นที่นิยมใช้ในการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วมากกว่าการสร้างแม่พิมพ์ทางตรง เนื่องจากมีข้อดีในการสร้างแม่พิมพ์ขนาดใหญ่มากๆได้ ทำให้สามารถช่วยลดต้นทุนลงได้ แต่ทั้งนี้วิธีการดังกล่าวก็ไม่เหมาะสมกับการผลิตสินค้าจำนวนมากๆ เนื่องจากข้อจำกัดด้านอายุของแม่พิมพ์ โดยเฉพาะแม่พิมพ์รวดเร็วแบบขึ้นรูปง่าย ด้วยเหตุนี้ในงานอุตสาหกรรมยานยนต์และอากาศยาน จึงนิยมใช้ในการสร้างต้นแบบเพื่อวิจัยและพัฒนาผลิตภัณฑ์หรือการผลิตสินค้าจำนวนในปริมาณต่ำเป็นส่วนใหญ่ มีตัวอย่างจากผู้ผลิตยานยนต์ชั้นนำของโลกได้ทำการศึกษากรรมวิธีการผลิตแม่พิมพ์รวดเร็วหลายวิธี เพื่อเปรียบเทียบต้นทุนการผลิตแม่พิมพ์และอายุการใช้งานแม่พิมพ์ โดยได้ศึกษาการฉีดผลิตภัณฑ์พลาสติกชนิดวัสดุ PP ขนาด 152 x 127 x 4 mm เป็นชิ้นงานฝาครอบด้านในของกระจกมองข้าง สำหรับรถยนต์รุ่น Ford Contour และ Mercury Mystique (Anderson, 2000) ผลการศึกษาดังแสดงในตารางที่ 6

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ตารางที่ 6 การเปรียบเทียบประสิทธิผลของแม่พิมพ์รวดเร็วกับแม่พิมพ์ปกติ

ปริมาณผลิตภัณฑ์ (ชิ้น)	ประสิทธิผลของแม่พิมพ์รวดเร็วกับแม่พิมพ์ปกติ			
	ประเภทแม่พิมพ์	ปัจจัยในการผลิตแม่พิมพ์		อายุของแม่พิมพ์ (ชิ้น/แม่พิมพ์)
		ต้นทุน ($)	เวลานำ (สัปดาห์)	
1-500	Parts (machined)	1,000-25,000	6-8	N/A
500-3,000	Kirksite (cast)	25,000	12-14	1,500
1,000-3,000	AL (cast)	30,000	12-14	2,000
3,000-250K	Steel (machined)	60,000	16-18	250,000
1-30	RTV Silicone	5,000	2-3	30
30-300	AL-EP	9,000	4-5	300
300-1,400	AMS	16,000	6-7	1,000
1,400-8,000	NVD	20,000	6-7	8,000
8,000-250K	Steel Composite	30,000	6-8	250,000

ที่มา: Anderson (2000)

เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบประสิทธิผลของแม่พิมพ์รวดเร็ว แม่พิมพ์รวดเร็วชนิด NVD มีอายุของแม่พิมพ์ที่ยาวนานที่สุด ในกลุ่มที่มีเวลานำในการผลิตสั้น ถึงแม้ว่าจะมีต้นทุนในการผลิตแม่พิมพ์ที่สูงกว่าก็ตาม เมื่อเปรียบเทียบกับแม่พิมพ์ชนิด AMS ซึ่งมีเวลานำในการผลิตแม่พิมพ์เท่ากัน แต่กรรมวิธีการผลิตแม่พิมพ์ NVD มีกระบวนการที่ซับซ้อน และสามารถเกิดความเสียหายของผิวเคลือบได้ง่ายในระหว่างกระบวนการผลิต เป็นข้อจำกัดของผิวเคลือบแบบแข็ง (Hard coating) และหากพิจารณาในส่วนต้นทุนรวมทั้งหมดของผลิตภัณฑ์ ประเด็นในต้นทุนของการออกแบบและพัฒนาผลิตภัณฑ์ ซึ่งนับได้ว่าเป็นต้นทุนที่มีมูลค่าสูงสุดของต้นทุนทั้งหมดของผลิตภัณฑ์ การลดต้นทุนของการออกแบบผลิตภัณฑ์สามารถลดลงได้ด้วยวิศวกรรมย้อนรอยผลิตภัณฑ์ แม่พิมพ์รวดเร็วขึ้นรูปง่ายหลายชนิดที่สามารถใช้วิธีวิศวกรรมย้อนรอยผลิตภัณฑ์ ในด้านรูปทรง ขนาดมิติ ความหยาบผิวได้ เช่น แม่พิมพ์ AL-EP แม่พิมพ์ AMS เป็นต้น หากพิจารณาแม่พิมพ์ดังกล่าว แม่พิมพ์ AMS มีความแข็งแรงและคงทนกว่าแม่พิมพ์ AL-EP หลายเท่า แม้ว่าเวลานำและต้นทุนในการผลิตแม่พิมพ์จะสูงกว่าก็ตาม

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ดังนั้นการสร้างแม่พิมพ์เรซินที่เคลือบผิวด้วยวิธีพ่นโลหะขึ้นรูป (AMS) เป็นทางเลือกหนึ่งที่สามารถยืดอายุของเครื่องมือขึ้นรูปง่าย (Soft tooling) ได้อย่างเหมาะสมด้วยการใช้เทคนิคการพ่นพอกผิวบนชิ้นงานแม่แบบและหล่อทับด้านหลังด้วยเรซินสร้างเป็นแม่พิมพ์ (Composite backed mould) (Radstok, 1999) การใช้กรรมวิธีพ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ มีความเหมาะสมในการใช้งานกับวัสดุขึ้นรูปง่าย (Soft materials) มากกว่าการพ่นเคลือบด้วยวิธีการอื่น (Segal and Cobb, 1993; Chua *et al*., 1999b; Radstok, 1999; Wimpenny and Gibbons, 2000; Anderson, 2000; Cooper, 2001; Wang *et al*., 2004; Stepanenko, 2007) แต่กลไกการสร้างผิวเคลือบด้วยกรรมวิธีพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อนนั้น มีความซับซ้อนเนื่องจากผลกระทบของความร้อนในระหว่างการสร้างผิวเคลือบ ซึ่งปัจจัยส่วนหนึ่งขึ้นอยู่กับพารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบและชนิดของวัสดุฐาน การเตรียมผิวก่อนการพ่นเคลือบ รวมทั้งเทคนิคของการพ่นเคลือบผิวบนแม่พิมพ์รวดเร็ว แม้ว่าการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วชนิดนี้มีการใช้งานกันมานานนับสิบปีแต่รายละเอียดต่างๆ เหล่านี้ยังไม่ปรากฏเป็นที่เปิดเผยมากนัก เนื่องจากเหตุผลในเชิงพาณิชย์ ซึ่งปัจจัยและรายละเอียดดังกล่าวส่งผลโดยตรงต่อสมบัติของผิวเคลือบ โดยเฉพาะค่าสมบัติเชิงกลและพฤติกรรมการต้านทานการสึกหรอของวัสดุ ดังนั้นเพื่อให้วัสดุแม่พิมพ์รวดเร็วมีประสิทธิภาพต่อการใช้งานด้วยการปรับปรุงคุณภาพพื้นผิวด้วยการเคลือบผิว งานวิจัยส่วนหนึ่งในวิทยานิพนธ์นี้ได้ทำการศึกษารายละเอียดในกรรมวิธีและอิทธิพลของปัจจัยต่างๆ ในวิธีการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ เพื่อช่วยในการส่งเสริมและพัฒนาสมบัติของวัสดุแม่พิมพ์ ได้แสดงรายละเอียดในส่วนของวิธีการวิจัย ในหัวข้อที่ 2

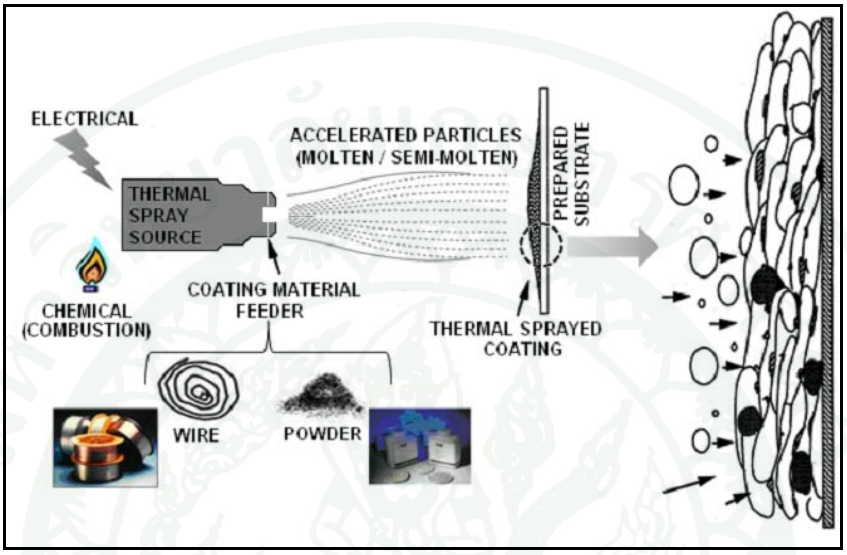
5. เทคโนโลยีการพ่นเคลือบผิววัสดุ

5.1. การพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน

การพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน (Thermal spray coating) เป็นหนึ่งในหลายเทคโนโลยีของการเคลือบผิววัสดุ หลักการของเทคโนโลยีการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อนเริ่มต้นจากการป้อนวัสดุเคลือบ ที่มีลักษณะเป็นเส้นลวด หรือ ผงอนุภาค และให้ความร้อนด้วยแหล่งพลังงานไฟฟ้าหรือการเผาไหม้ เพื่อหลอมวัสดุเคลือบโลหะ/อโลหะ ให้วัสดุเคลือบมีสภาวะหลอมเหลวหรือกึ่งหลอมเหลว แล้วพ่นวัสดุด้วยความดันของก๊าซให้ไปตกกระทบบนผิววัสดุชิ้นงาน หลังจากนั้นเกิดการถ่ายโอนความร้อน วัสดุเคลือบแผ่ตัวออกและแข็งตัวอย่างรวดเร็ว ผิวเคลือบที่ได้จะทับถมซ้อนกันเป็นชั้นๆ ผิวเคลือบมีโครงสร้างหลายแบบขึ้นอยู่กับชนิดผิวเคลือบและองค์ประกอบอื่นๆ แต่แบบที่ต้องการคือโครงสร้างแบบแผ่น (Lamellar structure) ซึ่งเป็น

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

โครงสร้างที่ดีที่สุด (ตามภาพที่ 29) การยึดเกาะกันของอนุภาคในผิวเคลือบ ส่วนมากเกิดจากการเกาะเกี่ยวกันระหว่างอนุภาคที่ตกกระทบแล้วแข็งตัวเป็นพันธะทางกล (Davis, 2005; ปนัดดา และคณะ 2548; Bergmann and Vicenzi, 2011)



ภาพที่ 29 กระบวนการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน

ที่มา: Bergmann and Vicenzi (2011)

5.2 กลไกการสร้างผิวเคลือบด้วยวิธีพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน

การพุ่งปะทะของอนุภาคที่หลอมเหลวด้วยความร้อนและความเร็วสูง วัสดุพ่นเคลือบที่ถูกป้อนจะกระจายออกตามรัศมีของกรวยเปลว (Plume) การควบคุมการกระจายตัวของอนุภาคทำได้ค่อนข้างยาก เนื่องจากความร้อนและแรงพา (Drag force) ที่กระทำกับแต่ละอนุภาคไม่สามารถคาดการณ์ได้อย่างแม่นยำ ลักษณะการหลอมของวัสดุเคลือบขึ้นอยู่กับความเฉื่อยของก๊าซพาหะซึ่งทำให้อนุภาคบางส่วนมีลักษณะกึ่งหลอมเหลว หรืออนุภาคบางส่วนไม่เกิดการหลอมเหลวเลยโดยเฉพาะวัสดุเซรามิก ส่งผลให้เกิดช่องว่าง (Void) เกิดขึ้นในระหว่างการแข็งตัวของผิวเคลือบทำให้ผิวเคลือบมีลักษณะเป็นรูพรุน (Porosity) เป็นข้อบกพร่องที่เกิดขึ้นในผิวเคลือบ นอกจากนี้ยังมีข้อบกพร่องที่มีมาตั้งแต่ต้น เป็นสิ่งแปลกปลอมที่ฝังตัวอยู่ในผิวเคลือบ มีทั้งส่วนที่เป็นฝุ่นผงในบรรยากาศหรือปะปนมากับวัสดุพ่นเคลือบและเป็นออกไซด์ที่ถูกสร้างขึ้นมาจากการทำปฏิกิริยากับออกซิเจนที่อุณหภูมิสูง (Davis, 2005; ปนัดดา และคณะ 2548) และมีองค์ประกอบสำคัญดังนี้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

5.2.1 ลักษณะการตกกระทบของหยดผิวเคลือบ (Droplet formation)

การตกกระทบของหยดผิวเคลือบส่งผลต่อประสิทธิภาพการเคลือบผิว (Deposition efficiency: DE) และความแข็งแรงของผิวเคลือบ โดยที่ลักษณะของการตกกระทบมีผลมาจาก ความเร็วของหยดผิวเคลือบ อุณหภูมิของหยดผิวเคลือบและวัสดุฐาน ค่าสภาพการนำความร้อนของผิวเคลือบและวัสดุฐาน รวมถึงความหยาบผิวของวัสดุฐาน มีรายงานการศึกษาลักษณะการตกกระทบของหยดผิวเคลือบ แสดงความเป็นไปได้ในหลายลักษณะ (Pawlowski, 2008)

5.2.2 ความหยาบผิวของวัสดุฐาน (Surface roughness)

เป็นปัจจัยที่ส่งผลต่อคุณภาพของผิวเคลือบ โดยเฉพาะกับลักษณะการก่อตัวของผิวเคลือบเป็นผลกระทบจากแรงเสียดทานและการถ่ายโอนความร้อนต่อการแผ่ขยายตัวของผิวเคลือบ หากพื้นผิวของวัสดุฐานมีค่าความหยาบผิวสูง แผ่นเคลือบ (Splat) ก็จะขยายตัวได้ต่ำ เนื่องจากแรงเสียดทานสูงและมีพื้นที่สัมผัสลดลงทำให้การถ่ายโอนความร้อนทำได้ช้าลง ความเรียบผิวขึ้นอยู่กับการเตรียมผิวจากกรรมวิธีการผลิตแบบต่างๆ ซึ่งส่งผลต่อลักษณะของการก่อตัวของผิวเคลือบ แสดงในตารางที่ 7 (Pawlowski, 2008)

5.2.3 รูพรุนในผิวเคลือบ (Coating porosity)

เป็นหนึ่งปัจจัยสำคัญที่ส่งผลกระทบต่อสมบัติของผิวเคลือบ ทำให้ลักษณะการเกาะตัวกันของผิวเคลือบ (Cohesion) ได้ไม่ดี เป็นสาเหตุให้ผิวเคลือบมีความต้านทานการกัดกร่อนและการสึกหรอต่ำลง รูพรุนเป็นผลกระทบสืบเนื่องมาจากหยดผิวเคลือบที่ไม่หลอมละลาย หรือกึ่งหลอมละลาย และมุมตกกระทบของหยดผิวเคลือบ ทำให้เกิดช่องว่างระหว่างแผ่นเคลือบ (Splat) แผ่นเคลือบที่มีข้อบกพร่องนี้จะนำไปสู่การแตกร้าวก่อนเวลาอันควร (Premature coating cracking) การหลุดล่อน (Delamination) การหลุดลอกออกเป็นชั้นๆ (Spalling) ของผิวเคลือบ ช่องว่างที่เป็นรูพรุนแบบเปิด (Open porosity) เนื้อผิวเคลือบจะทำปฏิกิริยากับอากาศได้ง่ายทำให้เกิดออกไซด์ที่ผิวเคลือบ รวมถึงวัสดุฐาน นอกจากนี้ปริมาณของรูพรุนจำนวนมาก ทำให้ค่าความหนาแน่นของวัสดุและค่าความแข็งของผิวเคลือบลดลง ส่งผลกระทบต่อความต้านทานการสึกหรอ การสึกหรอของผิวเคลือบบริเวณรูพรุนที่แตกหักออกเป็นเศษวัสดุและนำไปสู่กลไกการขูดขีดแบบสามเนื้อ (Three-

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

body abrasion) ทำให้อัตราการสึกหรอเพิ่มขึ้น (AWS Committee on Thermal Spraying, 1993; Davis, 2005; Pawlowski, 2008)

ตารางที่ 7 ลักษณะแผ่นเคลือบบนวัสดุฐานที่มีความหยาบผิวต่างกัน

ลักษณะแผ่นเคลือบ	Smooth Surface	Fine Surface	Coarse Surface
เวลาในการแผ่ขยาย (μs)	3.74	2.93	2.20
เส้นผ่านศูนย์กลางแผ่นเคลือบ (μm)	317.0	178.6	125.5
ความสูงแผ่นเคลือบ (μm)	1.24	2.62	5.24

ที่มา: Pawlowski (2008)

จากตารางที่ 7 การจำลองพฤติกรรมการหยดของแผ่นเคลือบวัสดุอะลูมิเนียม ขนาด 50 μm มีความเร็วในการตกกระทบ 100 m/s บนวัสดุฐานชนิดเหล็กกล้าที่มีความหยาบผิวต่างกัน โดยพิจารณาค่า Roughness factor ซึ่งเป็นสัดส่วนความสูงต่อเส้นผ่านศูนย์กลางของหยดผิวเคลือบระหว่างการตกกระทบ (Irregularity height to the particle diameter) แบ่งเป็นพื้นผิวแบบ Smooth surface (0.025) พื้นผิวแบบ Fine surface (0.25) พื้นผิวแบบ Coarse surface (4.0)

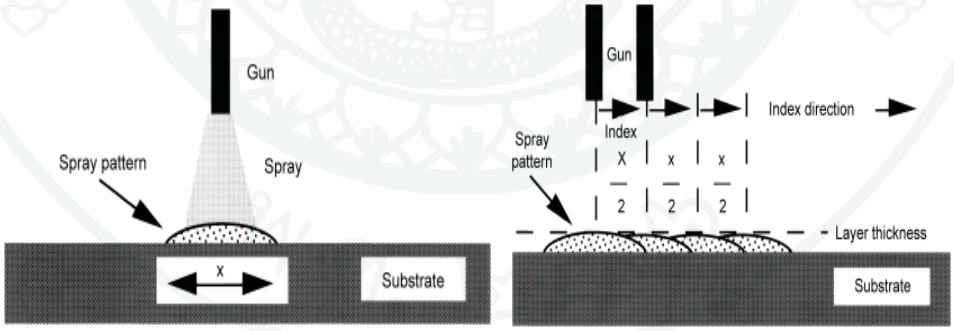
5.2.4 มุมในการพ่นเคลือบผิว (Spray angle)

การเคลือบผิวให้ได้คุณภาพดีนั้น ปัจจัยหนึ่งขึ้นอยู่กับมุมที่หยดผิวเคลือบถูกเร่งให้ตกกระทบและก่อตัวขึ้นบนผิววัสดุฐาน มุมที่ไม่เหมาะสมจะทำให้ผิวเคลือบมีความพรุนมาก เนื่องจากเป็นผลกระทบของการเหลื่อมกันของแผ่นเคลือบทำให้เกิดช่องว่าง (Shadowing) ซึ่งได้รับผลสืบเนื่องมาจากอิทธิพลของ Shadow angle ที่ทำให้ผิวเคลือบมีข้อบกพร่องมากที่สุดเกิดขึ้นที่มุม 45^{o} กับระนาบพื้นผิวของวัสดุฐาน ดังนั้นมุมในการพ่นเคลือบที่ดีที่สุดควรเป็นมุม 90^{o} ทำให้ผลกระทบของ Shadowing ลดลง ส่งผลให้ผิวเคลือบมีความหนาแน่นของวัสดุ (Coating density) และค่าความแข็ง (Hardness) รวมถึงความแข็งแรงของผิวเคลือบเพิ่มขึ้น แต่อย่างไรก็ตาม ในทางปฏิบัติการควบคุมมุมในการเคลือบผิวให้ตั้งฉากตลอดเวลาในการพ่นเคลือบทำได้ค่อนข้างยาก ทั้งนี้อาจขึ้นอยู่กับรูปร่างทางมิติของวัสดุฐาน จึงยอมรับกันให้ใช้มุมในการพ่นเคลือบผิวในช่วงมุม 65^{o}- 90^{o} (Davis, 2005)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

5.2.5 ระยะทับซ้อนในการพ่นเคลือบ (Overlap distance)

ในการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน เมื่อกล่าวถึงพารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบผิวเคลือบสามารถควบคุมให้มีความหนาตามต้องการได้ ด้วยการกำหนดระยะทับซ้อนในการพ่นเคลือบแต่ละครั้งและเพิ่มความแม่นยำในการพ่นเคลือบด้วยหุ่นยนต์ ทำให้ผิวเคลือบมีความหนาที่สม่ำเสมอมากกว่าการพ่นเคลือบด้วยมือ (Kutay and Weiss, 1992; Davis, 2005) ยิ่งไปกว่านั้นผลกระทบของความหนาของผิวเคลือบที่มีความหนาสูง รวมถึงผิวเคลือบมีความหนาแตกต่างกันมาก จะส่งผลต่อความแข็งแรงของผิวเคลือบเนื่องจากมีความเค้นตกค้างเนื่องจากความร้อน (Thermal residual stress) มีค่าสูงในผิวเคลือบ เป็นสาเหตุให้อายุการใช้งานผิวเคลือบลดลง (Kuroda and Clyne, 1991; Brandt, 1995; Iordanova and Forcey, 1997; Matejicek and Sampath, 2003; Davis, 2005; Pawlowski, 2008) ข้อดีของการควบคุมความหนาของผิวเคลือบ นอกจากการปรับปรุงสมบัติเชิงกลของผิวเคลือบให้เพียงพอต่อการใช้งานแล้ว ยังทำให้สามารถประเมินต้นทุนของกระบวนการเคลือบผิว และการเพิ่มผลผลิตในกระบวนการพ่นเคลือบผิวได้อีกด้วย มีข้อแนะนำในการกำหนดระยะทับซ้อนของการเคลือบผิวโดยพิจารณาจากค่าความกว้าง (x) ของผิวเคลือบจากการพ่นเคลือบผ่านครั้งเดียว (Single pass) โดยระยะทับซ้อนจะเป็นครึ่งหนึ่งของความกว้าง (x/2) ดังกล่าว ดังแสดงในภาพที่ 30 (Davis, 2005)



ภาพที่ 30 วิธีการกำหนดระยะทับซ้อนในการพ่นเคลือบผิว

ที่มา: Davis (2005)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

5.3 กรรมวิธีการพ่นเคลือบผิวด้วยเปลวความร้อน

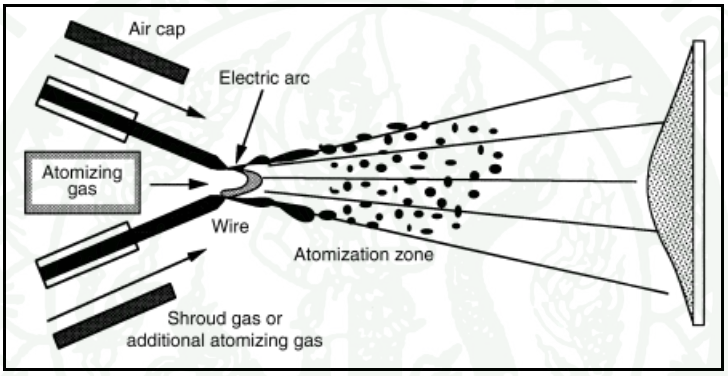
กรรมวิธีการพ่นเคลือบผิวด้วยเปลวความร้อน ทำให้ผิวเคลือบที่ได้มีค่าความแข็งสูง (Hardness) อาทิเช่น ผิวเคลือบวัสดุกลุ่มเซรามิก และวัสดุผิวเคลือบส่วนใหญ่ มีความต้านทานต่อการสึกหรอและการกัดกร่อนได้ดีอีกด้วย ซึ่งในกระบวนการเคลือบผิว ความแข็งที่ได้หลังจากการพ่นเคลือบจะมีค่าต่ำกว่าวัสดุวัตถุดิบ (Feedstock material) ในกรณีของผิวเคลือบชนิดโลหะ (Metallic coatings) ความหนาแน่นของวัสดุและความแข็งของผิวเคลือบ จะขึ้นอยู่กับชนิดวัสดุของผิวเคลือบ กรรมวิธีการพ่นเคลือบ เทคโนโลยีของเครื่องมืออุปกรณ์พ่นเคลือบ และพารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบ โดยปกติพารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบผิว อาทิเช่น ความเร็วของอนุภาควัสดุผิวเคลือบเป็นผลมาจากความแตกต่างกันของกรรมวิธีการพ่นเคลือบ ซึ่งกรรมวิธีการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน จำแนกตามแหล่งของความร้อนที่ใช้เป็นพลังงานในการหลอมวัสดุเคลือบ แบ่งเป็น 3 ประเภทได้แก่ แบบพลาสม่า (Plasma source) แบบเผาไหม้ (Combusion source) แบบอาร์คด้วยไฟฟ้า (Electric arc) และสามารถแบ่งได้ตามเทคโนโลยีและสภาวะใช้งานของอุปกรณ์เครื่องมือดังนี้ การพ่นเคลือบด้วยพลาสม่า (Plasma spraying: PS) การพ่นเคลือบด้วยปืนจุดระเบิดต่อเนื่อง (Detonation-gun spraying: D-GUN ^{TM}) การพ่นเคลือบด้วยเชื้อเพลิง-ออกซิเจนความเร็วสูง (High velocity oxy-fuel spraying: HVOF) การพ่นเคลือบด้วยเปลวไฟ (Flame spraying: FS) และการพ่นเคลือบด้วยการอาร์ค (Arc spraying:AS) ซึ่งสมบัติของวัสดุด้านความแข็งและความหนาแน่นของวัสดุผิวเคลือบ เป็นอิทธิพลมาจากตัวแปรของอุณหภูมิของผงวัตถุดิบผิวเคลือบ แหล่งความร้อนจากชนิดของก๊าซเชื้อเพลิง และความพรุนของผิวเคลือบขึ้นอยู่กับกรรมวิธีการเคลือบผิวแบบต่างๆ พารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบ ชนิดของวัสดุพ่นเคลือบ เป็นต้น สำหรับการใช้งานในการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ ของวัสดุผิวเคลือบชนิดลวด (Wire arc spraying) มีความเหมาะสมและเป็นที่นิยมใช้งาน (Kutay and Weiss, 1992; 2000; Hilton and Jacobs, 2000; Cooper, 2001; Wang *et al*., 2004; Stepanenko, 2007)

5.3.1 การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

การพ่นเคลือบแบบอาร์คสเปรย์ พัฒนาขึ้นในปี 1990 โดย M.U. Schoop ในประเทศสวิทเซอร์แลนด์ แต่ได้มีการนำไปใช้ในเชิงพานิชย์ในยุค 1960s หลักการทำงานของกรรมวิธีการพ่นเคลือบวิธีนี้ใช้แหล่งความร้อนจากการอาร์คด้วยไฟฟ้าระหว่างขั้ว 2 ขั้ว ในการหลอมวัสดุผิวเคลือบที่เป็นเส้นลวด ที่นำไฟฟ้าได้ อาทิเช่น โลหะ วัสดุเจือ หรือเซรามิกที่อยู่ในรูป

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

แกนลวด ผิวเคลือบจะหลอมละลายที่เส้นลวดเมื่อลวดสองเส้นที่มีประจุตรงกันข้ามมาสัมผัสกันที่บริเวณปลายลวด ทำให้ผิวเคลือบหลอมละลายมีความร้อนสูง และถูกเร่งให้เคลื่อนที่ด้วยความดันก๊าซ เกิดการกระจายตัวเป็นละอองหยดไปตกกระทบบนวัสดุฐานและแข็งตัวลงจากการถ่ายโอนความร้อนของผิวเคลือบ (ดังภาพที่ 31) การพ่นเคลือบแบบอาร์คสเปรย์ มีข้อได้เปรียบมากกว่าการพ่นเคลือบแบบใช้เปลวไฟ (Flame spraying) อาทิเช่น ความแข็งแรงระหว่างพันธะมีค่าสูงกว่า ความร้อนสะสมที่วัสดุฐานมีค่าต่ำกว่า เนื่องจากไม่เกิดเปลวไฟ และมีต้นทุนในการเคลือบผิวต่ำกว่า เนื่องจากไม่ต้องใช้ก๊าซเชื้อเพลิง และอัตราการเคลือบ (Deposition rate) ของวัสดุหลายชนิดมีค่าสูงกว่าการเคลือบด้วยวิธีการอื่น (Davis, 2005; Pawlowski, 2008)



ภาพที่ 31 หลักการของวิธีพ่นเคลือบแบบอาร์คสเปรย์

ที่มา: Davis (2005)

ข้อแนะนำในการปรับตั้งพารามิเตอร์และคุณลักษณะเฉพาะในการเคลือบผิวด้วยกรรมวิธีนี้ อุณหภูมิในการหลอมวัสดุผิวเคลือบสูงกว่า 3,800 °C แต่ปกติจะขึ้นอยู่กับอุณหภูมิหลอมเหลวของวัสดุผิวเคลือบ และมีความเร็วของหยดผิวเคลือบหลอมเหลวประมาณ 50 – 100 m/s อัตราการป้อนลวดอยู่ระหว่าง 150-2,000 g/min กำลังไฟฟ้าที่ใช้อยู่ในช่วง 2-10 kW ศักย์ทางไฟฟ้าสำหรับการอาร์คอยู่ในช่วง 20-40 V อัตราการพ่นเคลือบอยู่ที่ 3-20 kg/h ระยะในการพ่นเคลือบอยู่ในช่วง 50-170 mm ความหนาของผิวเคลือบอยู่ระหว่าง 50-1,500 μm ผิวเคลือบมีความพรุนสูงไม่เกิน 10% ขึ้นอยู่กับมุมในการพ่นและชนิดของผิวเคลือบ ผิวเคลือบที่ได้มีความแข็งแรงพันธะปานกลางถึงสูง (มีค่าต่ำกว่ากรรมวิธีแบบ HVOF และ Plasma spraying แต่สูงกว่ากรรมวิธี Flame spraying) ตัวอย่างวัสดุของผิวเคลือบชนิด Zn และ Al มีความแข็งแรงพันธะอยู่ในช่วง 10-30 MPa และวัสดุประสม NiAl มีค่าสูงถึง 70 MPa (Davis, 2005)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

5.3.2 วัสดุพ่นเคลือบ

วัสดุเคลือบผิว (Coating materials) ที่ใช้ในงานพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน แบ่งเป็น 3 ประเภท และสามารถแยกย่อยได้ตามรูปแบบของวัตถุดิบ เช่น แบบอนุภาคผง แบบแท่ง แบบเส้นลวด เป็นต้น การเลือกผิวเคลือบขึ้นอยู่กับกรรมวิธีการเคลือบและลักษณะการนำไปใช้งาน

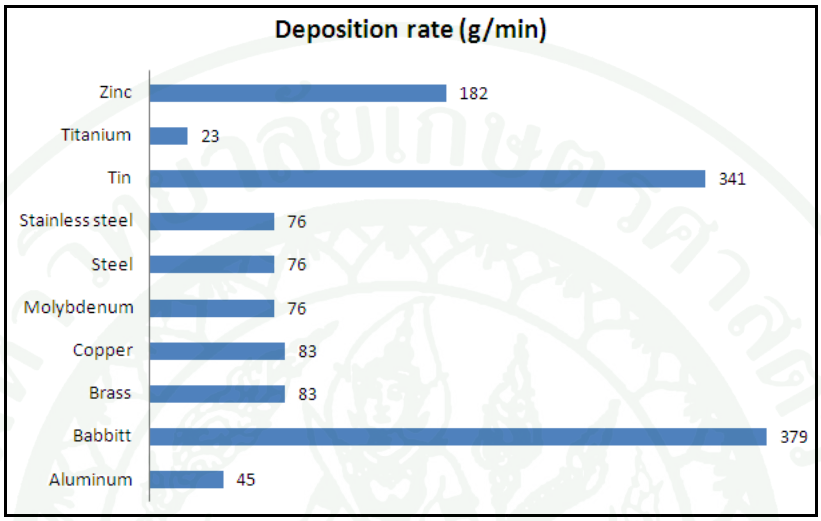
1) ชนิดวัสดุเซรามิก และเชอร์เมท (เซรามิก + โลหะ) วัตถุดิบส่วนใหญ่ จะมีลักษณะเป็นผงอนุภาค การนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูง และต้องการความต้านทานการสึกหรอสูง ชนิดวัสดุผิวเคลือบกลุ่มเซรามิก อาทิเช่น Al_2O_3 Cr_2O_3 ZrO_2 และกลุ่มเชอร์เมท ได้แก่ Cr_3C_2-based WC-based เป็นต้น (AWS Committee on Thermal Spraying, 1993; Genetti, 1999; Davis, 2005)

2) ชนิดวัสดุพอลิเมอร์ กลุ่มที่ใช้ในการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อนเป็นผงอนุภาคพลาสติกที่นำความร้อนได้ และต้องไม่แปรสภาพด้วยกระบวนการพอลิเมอร์ไรเซชัน และการเสื่อมสภาพหรือไหม้ไฟในเปลวความร้อนระหว่างกระบวนการพ่นเคลือบ นิยมใช้กับการพ่นเคลือบแบบเปลวไฟและพลาสม่าสำหรับงานโครงสร้างพื้นฐานเพื่อทดแทนการพ่นสี เช่นการเคลือบผิวเหล็กกล้าที่ใช้งานในอุณหภูมิต่ำ ชนิดวัสดุผิวเคลือบกลุ่มพอลิเมอร์ ได้แก่ โพลีโพรพิลีน (PP) โพลีเอไมด์ (PI) โพลีอีเทอร์อีเทอร์คีโทน (PEEK) เป็นต้น (Genetti, 1999; Davis, 2005)

3) ชนิดวัสดุโลหะบริสุทธิ์ และวัสดุโลหะเจือ วัสดุกลุ่มนี้มีให้เลือกใช้มากมายหลากหลายชนิด มีความต้านทานการกัดกร่อนได้ดี ปรับปรุงสมบัติเชิงกลของวัสดุฐาน และเพิ่มความต้านทานการสึกหรอในการใช้งาน ตัวอย่างชนิดของวัสดุโลหะบริสุทธิ์ อาทิเช่น Al, Zn, Mo, Ni, Cu และชนิดของวัสดุโลหะเจือ ได้แก่ Co-based, Mo-based, Ni-based, Zn-based เป็นต้น (Genetti, 1999; Davis, 2005; Pawlowski, 2008) สำหรับการพ่นเคลือบผิวแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ ตามที่ได้กล่าวมาข้างต้น การเลือกวัสดุผิวเคลือบชนิดจุดหลอมเหลวต่ำ เช่น Zn หรือ Zn-based มีความเหมาะสมในการใช้งาน (Kutay and Weiss, 1992; Cooper, 2001; Wang *et al*., 2004; Stepanenko, 2007) และจากรายงานการวิจัยที่ผ่านมา การพ่นเคลือบผิวด้วยวัสดุหลายชนิดด้วยวิธีพ่นเคลือบแบบอาร์คสเปรย์ บนวัสดุฐานชนิดโลหะ ได้อัตราการเคลือบผิวที่สูง เปรียบเทียบจากผลการปรับกระแสไฟฟ้าในการพ่นเคลือบที่ 100 A ดังแสดงในภาพที่ 32 และการเปรียบเทียบประสิทธิภาพการเคลือบผิว (Deposition efficiency: DE) ด้วยกรรมวิธีการพ่นเคลือบแบบต่างๆ แสดงในภาพที่ 33 ซึ่งพบว่า วัสดุที่มีอัตราการเคลือบสูงได้แก่ แบ็บบิต (Babbitt) ดีบุก (Tin) และ

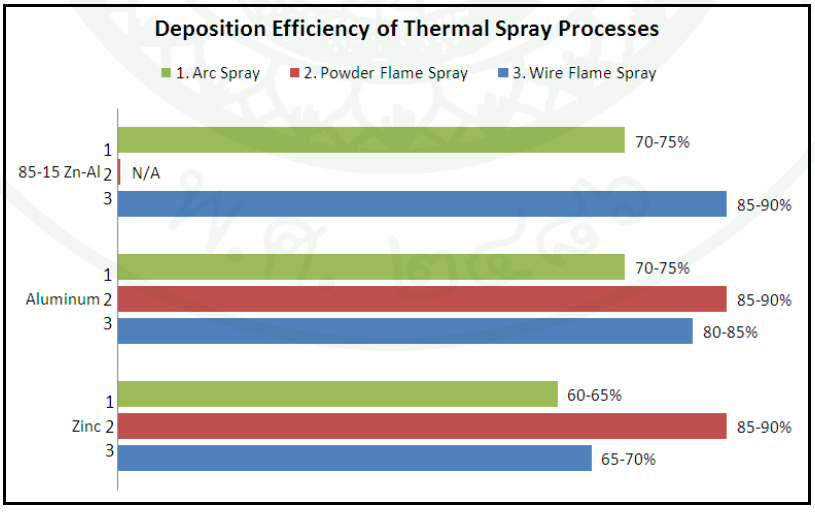
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สังกะสี (Zinc) ตามลำดับ ซึ่งช่วยให้สามารถประหยัดต้นทุนในการเคลือบผิวได้ แต่วัสดุสังกะสีมีค่าความแข็งสูงกว่า ซึ่งทำให้มีค่าความต้านทานการสึกหรอสูงกว่าด้วย และโครงสร้างจุลภาคของวัสดุผิวเคลือบชนิดต่างๆ เมื่อเปรียบเทียบการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ แสดงในภาพที่ 34



ภาพที่ 32 อัตราการพ่นเคลือบของผิวเคลือบต่างชนิด ด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

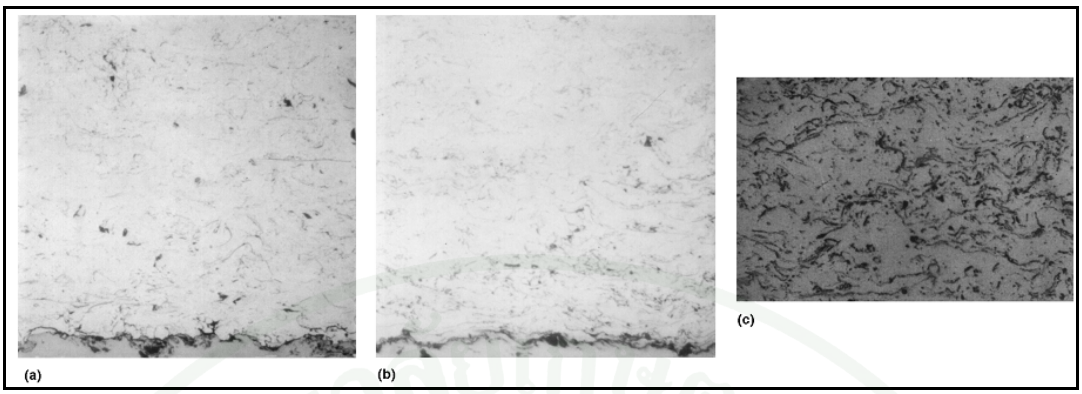
ที่มา: Davis (2005)



ภาพที่ 33 ประสิทธิภาพการเคลือบผิวของผิวเคลือบต่างชนิด ด้วยกรรมวิธีการพ่นเคลือบแบบต่างๆ

ที่มา: Genetti (1999)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 34 โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบต่างชนิด ด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

ที่มา: Davis (2005)

ภาพที่ 34 โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบ 3 ชนิด ที่พ่นเคลือบด้วยกรรมวิธีอาร์คสเปรย์ แสดงถึงปริมาณรูพรุนที่เกิดขึ้นและโครงสร้างแบบ Lamellar structure ของผิวเคลือบ (a) Al (b) Zn (c) NiAl จากภาพโครงสร้างจุลภาค ผิวเคลือบชนิด Zn มีปริมาณรูพรุนต่ำที่สุด (Davis, 2005)

คุณภาพของผิวเคลือบ ขึ้นอยู่กับหลายปัจจัยสำคัญที่จะช่วยส่งเสริมประสิทธิภาพของแม่พิมพ์รวดเร็วชนิด AMS ให้ดีขึ้น ทั้งนี้อาทิเช่น ชนิดของผิวเคลือบ ปริมาณรูพรุน ความแข็งแรงของผิวเคลือบ เป็นต้น

ดังนั้น โดยเฉพาะประเด็นของอายุการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว การศึกษาพฤติกรรมของความเสียดทานและการสึกหรอของวัสดุ สามารถใช้เป็นแนวทางหนึ่งในการพิจารณาเลือกวิธีการทางวิศวกรรมพื้นผิวที่เหมาะสม เพื่อช่วยชะลอความเสียหายของวัสดุ หรือการยืดอายุการใช้งานของแม่พิมพ์รวดเร็วได้

7. งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

ปัจจุบัน การสร้างแม่พิมพ์พลาสติกและยาง โดยปกตินิยมใช้วัสดุทำแม่พิมพ์เป็นชนิดเหล็กกล้าเครื่องมือ, อะลูมิเนียมเจือ เป็นต้น การสร้างแม่พิมพ์ด้วยกรรมวิธีการตัดเฉือน (การกัด

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

แต่ง) ทำให้มีต้นทุนการสร้างแม่พิมพ์ค่อนข้างสูง และยังใช้เวลาในการสร้างยาวนาน ในการที่จะลดเวลาในการสร้างแม่พิมพ์ให้ทันกับเวลาที่ต้องการ ส่วนใหญ่จะใช้การสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว (Rapid Mould) ซึ่งโดยมากจะเป็นการสร้างแม่พิมพ์อินเสิร์ท แม่พิมพ์ชนิดนี้แม้สร้างได้เร็วทันกับความต้องการ แต่เหมาะสมกับการผลิตชิ้นงานต้นแบบ (Prototype) หรือการผลิตสินค้าในปริมาณต่ำ (Short-run production) รวมถึงชิ้นงานที่มีความสลับซับซ้อนของรูปร่าง ซึ่งเป็นข้อจำกัดที่วิธีการสร้างแม่พิมพ์ด้วยการกัดแต่งทำได้ยาก จึงเป็นทางเลือกหนึ่งที่จะใช้แม่พิมพ์รวดเร็วมาทดแทนแม่พิมพ์ปกติ

แม่พิมพ์รวดเร็วมีเทคนิควิธีการสร้างหลายวิธี เช่น การหล่อขึ้นรูป การขึ้นต้นแบบรวดเร็ว การพ่นพอกผิวขึ้นรูป เป็นต้น ในกระบวนการที่ใช้การหล่อขึ้นรูป นิยมใช้วัสดุที่น้ำหนักเบา เช่น ซิลิโคน อิพอกซีเรซิน เป็นต้น (Chua *et al*., 1999a; Jetly and Low, 2005; Radstok, 1999) แต่วัสดุดังกล่าวมีความแข็งแรงต่ำ จึงได้มีการพัฒนาวัสดุด้วยการเติมโลหะเข้าไปในพอลิเมอร์ เพื่อเสริมความแข็งแรง โดยที่มีใช้กันอยู่ในอุตสาหกรรม คือการใช้วัสดุ AL-EP (Aluminium – Filled Epoxy Resin: AL-EP) ได้มีการใช้กันอย่างกว้างขวางในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก โดย Cheah *et al*. ได้ศึกษาความแข็งของวัสดุ AL-EP ด้วยการใช้สัดส่วนของผสม (Mixing ratio) เป็น 25% สำหรับอิพอกซีเรซิน และ 75% สำหรับผงอะลูมิเนียม (ผลิตโดย MCP HEK GmbH ประเทศเยอรมนี) การทดลองพบว่า สัดส่วนของผสมขึ้นอยู่กับขนาดของผงโลหะเสริมแรง ซึ่งมีผลต่อการแยกชั้นระหว่างวัสดุอิพอกซีเรซินกับผงอะลูมิเนียม (Cheah *et al*., 2002)

สุนิติ และคณะ (2550) ได้ทดลองหาสมบัติเชิงกลของวัสดุ AL-EP ในการทดลองนี้ใช้วัสดุอิพอกซีเรซิน ที่ผลิตโดย Sika Deutschland GmbH ประเทศเยอรมนี และผงอะลูมิเนียมได้เตรียมด้วยการเจียระไนแท่ง Ingot การผลิตด้วยวิธีนี้ทำให้ได้ผงอะลูมิเนียมเป็นลักษณะเกล็ด โดยมีขนาดอยู่ในช่วง Submicron ถึง 70 μm การทดลองสมบัติเชิงกลได้กำหนดสัดส่วนของผสมหลายขนาด พบว่า สัดส่วนของผสมที่มี อิพอกซีเรซิน 55% ต่อมวล และ อะลูมิเนียม 45% ต่อมวล ทำให้ได้สมบัติความต้านทานแรงดึงดีที่สุด ในการเตรียมชิ้นทดสอบ นับได้ว่ามีความสำคัญอย่างยิ่งต่อสมบัติเชิงกล ในกระบวนการหล่อขึ้นรูปได้กำจัดฟองอากาศด้วยการหล่อในเครื่องสุญญากาศ การควบคุมฟองอากาศที่เกิดขึ้นนี้ จะช่วยลดการแตกร้าวระหว่างใช้งานได้ (สุนิติ และคณะ, 2550) การใช้งานวัสดุ AL- EP ส่วนใหญ่มีความจำเป็นที่ต้องตัดเฉือนให้ได้ขนาดและรูปร่าง ตามลักษณะการใช้งาน แต่วัสดุคอมโพสิตมีข้อจำกัดด้านการตัดเฉือน การศึกษาความสามารถในการตัดเฉือนมีความจำเป็นสำหรับกระบวนการกัดแต่ง การศึกษานี้ได้รายงานโดย Lanz *et al*. การทดลองนี้ได้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ศึกษาพารามิเตอร์ในการตัดเฉือน โดยการพิจารณาผลของแรงตัดเฉือน ความหยาบผิว และการแตกหัก ผลการทดลองได้แสดงว่า ผลของแรงลัพธ์และการแตกหักขึ้นอยู่กับ ขนาดของระยะป้อนลึก (depth of cut) และอัตราป้อนต่อฟัน ส่วนความหยาบผิวที่ได้จากการตัดเฉือนขึ้นอยู่กับอัตราป้อนต่อฟัน เป็นปัจจัยหลัก นักวิจัยกลุ่มนี้ได้สรุปว่า ลักษณะเศษตัดของวัสดุนี้ (Material removal) มีลักษณะการแตกหักจากความเปราะ (Brittle fracture) และการวิเคราะห์พฤติกรรมของวัสดุตรงบริเวณจุดที่เครื่องมือตัดออกจากชิ้นงาน ทำให้เกิดการแตกหัก และนักวิจัยกลุ่มนี้ได้อภิปรายผลว่าพฤติกรรมการแตกหักนี้สามารถลดลงได้ด้วยการใช้ระยะป้อนลึกน้อยๆ หรือการใช้อัตราป้อนต่ำๆ เมื่อใกล้จุดที่เครื่องมือตัดออกจากชิ้นงาน (Lanz *et al*., 2002)

จากการศึกษาของนักวิจัยหลายๆ กลุ่ม วัสดุ AL- EP มีความแข็งแรงต่ำมากเมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กกล้า ทำให้มีอายุการใช้งานที่จำกัด ในการนำวัสดุ AL- EP ไปใช้เป็นวัสดุแม่พิมพ์ ได้มีการศึกษาอายุของแม่พิมพ์ โดย Chua *et al*. พบว่าแม่พิมพ์สามารถผลิตชิ้นงานได้ 201 ถึง 2,000 ชิ้น และมีต้นทุนการสร้างแม่พิมพ์ประมาณ $500 - $2000 เมื่อเปรียบเทียบกับการผลิตด้วยกระบวนการตัดเฉือนเหล็กกล้า แม่พิมพ์รวดเร็วทำให้ประหยัดต้นทุนลงถึง 40 % (Chua *et al*., 1999a) ในการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว ปัญหาหนึ่งที่เกิดขึ้นเสมอในการผลิตชิ้นงาน เช่น การฉีดขึ้นรูปพลาสติก ซึ่งสืบเนื่องมาจากความร้อนในกระบวนการผลิต ส่งผลให้ขนาดคาวิตี้ (Cavity) และ คอร์ (Core) ของแม่พิมพ์เปลี่ยนขนาดไป มีรายงานการวิจัยจาก Chung *et al*. ได้ทดลองวัดความแม่นยำของขนาดด้วยการเปรียบเทียบผลกระทบของอัตราการหดตัวของชิ้นทดสอบ พบว่า วัสดุแม่พิมพ์ AL- EP สามารถรักษาขนาดได้ดีกว่าอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ มากกว่านั้น งานวิจัยนี้ได้รายงานว่า การเติมผงอะลูมิเนียมในปริมาณสูงพอ จะช่วยให้วัสดุมีความต้านทานแรงดึง ความต้านทานการ สึกหรอ และสภาพการนำความร้อนที่ดีขึ้น และการผสมด้วยสัดส่วนของวัสดุเสริมแรงที่ 40% ต่อปริมาตร ด้วยสัดส่วนของผสมนี้เหมาะที่จะใช้งานกับแม่พิมพ์รวดเร็ว หรือ เครื่องมือขึ้นรูปง่าย (Soft tooling) (Chung *et al*., 2003)

อย่างไรก็ตาม เมื่อเปรียบเทียบอายุการใช้งานระหว่างแม่พิมพ์ที่ทำจากเหล็กกล้ากับแม่พิมพ์รวดเร็วที่ทำจากวัสดุ AL- EP อายุการใช้งานของแม่พิมพ์รวดเร็วจะต่ำกว่ามาก โดยมีสาเหตุมาจากหลายปัจจัย อาทิเช่น ความแข็งแรงของวัสดุ การสึกหรอของวัสดุ การกัดกร่อน เป็นต้น (Chua *et al*., 1999a; Jetly and Low, 2006; Martinho, 2010) เมื่อกล่าวถึงการสึกหรอของวัสดุแม่พิมพ์ ซึ่งถึงปัจจุบันนี้ก็ยังมีข้อถกเถียงกันถึงกลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้น โดยเฉพาะแม่พิมพ์พลาสติกมีงานวิจัยที่ศึกษากลไกการสึกหรออยู่ในปริมาณต่ำ นักวิจัยกลุ่มของ Engelmann *et al*. ได้รายงานการศึกษา

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

กลไกการสึกหรอของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก พบว่ามีกลไกการสึกหรอแบ่งเป็น 3 ประเภท คือ การสึกหรอแบบขูดขีด การสึกหรอแบบสึกกร่อน และการสึกหรอแบบยึดติด โดยที่พื้นผิวของแม่พิมพ์ที่สัมผัสกับพอลิเมอร์เหลวผสมเส้นใย ส่วนมากจะเกิดการสึกหรอแบบขูดขีดมากกว่าการฉีดด้วยพลาสติกธรรมดา ในส่วนบริเวณคาวิตี้และคอร์ของแม่พิมพ์ รวมถึง Gate และ Runner การสึกหรอจะมีลักษณะเป็นการพ่นปะทะของของไหล จากการศึกษาวัสดุแม่พิมพ์ที่เป็นวัสดุโลหะแข็ง ลักษณะการสึกหรอจะเป็นหลุมเล็ก ๆ (Pitting) และวัสดุแม่พิมพ์ที่เป็นวัสดุโลหะอ่อน ลักษณะการสึกหรอจะเป็นการกะเทาะออกเป็นแผ่นๆ (A shallow wash plane) ลักษณะการสึกหรอดังกล่าว นักวิจัยกลุ่มนี้ได้สรุปว่าเกิดจากกลไกการสึกหรอแบบสึกกร่อนและบริเวณคอร์เป็นการสึกหรอแบบขูดขีดด้วย จากการพิจารณาผนังชิ้นงานที่เป็นรอยขูดขีด เนื่องจากขณะเย็นตัวพลาสติกจะหดตัวแนบติดกับคอร์ เมื่อปลดชิ้นงานออกจะเกิดการเสียดสีกับคอร์ ทำให้เกิดกลไกการสึกหรอแบบขูดขีด และการศึกษาการออกแบบคอร์แบบไม่มีมุมดราฟท์ พบว่าพื้นที่บริเวณแนวเปิดแม่พิมพ์รวมถึงผนังของคาวิตี้แม่พิมพ์ด้านลึกเกิดการสึกหรอแบบกอลลิ่งและจะเกิดการสึกหรอแบบนี้มาก หากเป็นวัสดุแม่พิมพ์ชนิดวัสดุโลหะอ่อน การศึกษาบริเวณ Gate และ Runner จากการพิจารณาตรวจสอบลักษณะพื้นผิวด้วยกล้องจุลทรรศน์ พบว่าเกิดการกะเทาะหลุด จากการพ่นปะทะของพลาสติกหลอมเหลวและบริเวณก้านปลดชิ้นงานที่สัมผัสกับคอร์ มีการสึกหรอแบบยึดติด (Bienk and Mikkelsen, 1997; Karapatis *et al*., 1997; Engelmann *et al*., 2001; Martinho, 2010)

หากพิจารณาด้านคุณภาพรวมถึงอายุของแม่พิมพ์ บริเวณที่ส่งผลกระทบเป็นส่วนคาวิตี้และคอร์ของแม่พิมพ์ ซึ่งพบว่ามีลักษณะการสึกหรอจากการพ่นปะทะของพลาสติกเหลว และหากเป็นกระบวนการฉีดพลาสติกแบบเสริมแรงด้วยเส้นใย การสึกหรอประเภทนี้จะเกิดขึ้นสูงมาก ในการประเมินการสึกหรอ นิยมทดสอบการสึกหรอด้วยเครื่องทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง การศึกษาอัตราการสึกหรอของวัสดุ AL- EP ด้วยเครื่องทดสอบการสึกหรอ Vasconcelos *et al*. ได้ศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของ AL- EP ด้วยการเตรียมชิ้นทดสอบมีสัดส่วนของผสมต่อปริมาตรเป็นอะลูมิเนียม 41% และอิพอกซีเรซิน 51% และทดสอบการสึกหรอของวัสดุด้วยเครื่องทดสอบแบบเลื่อนไปเลื่อนกลับ (Reciprocating wear tester) โดยเปรียบเทียบการสึกหรอที่อุณหภูมิห้องและที่อุณหภูมิสูง งานวิจัยนี้พบว่าที่อุณหภูมิห้อง อัตราการสึกหรอของ AL- EP มีอัตราการสึกหรอที่สูงกว่าอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ และเมื่อทำการทดสอบเปรียบเทียบการสึกหรอของ AL- EP ที่อุณหภูมิ 160°C พบว่าการสึกหรอของ AL- EP มีอัตราการสึกหรอที่สูงกว่าการทดสอบที่อุณหภูมิห้อง อยู่ประมาณ 544% (Vasconcelos *et al*., 2006) และนอกจากนี้การศึกษาของนักวิจัยกลุ่ม Ma *et al*. พบว่าอัตราการสึกหรอของ AL- EP มีค่าสูงกว่าวัสดุอิพอกซีเรซินเติมผงอะลูมิน่า

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เนื่องจากผงอะลูมิน่ามีความแข็งสูงกว่า ทำให้วัสดุเกิดการสึกหรอต่ำลงและในพฤติกรรมของการสึกหรอของวัสดุAL- EP ได้อภิปรายไว้ว่า การใช้แรงกดในการทดสอบเท่ากันทำให้วัสดุอิพอกซีเรซินเสียรูปถาวรสูงมากกว่าผงอะลูมิเนียม ทำให้ผงอะลูมิเนียมหลุดออกมาจนกลายมาเป็น กลไกการสึกหรอแบบขูดขีดสามเนื้อ (Three body abrasion) ทำให้อัตราการสึกหรอของ AL- EP มีค่าสูงขึ้น (Ma *et al*., 2007)

ทางเลือกที่เป็นหนทางในการยืดอายุการใช้งานของวัสดุ AL- EP คือการใช้เทคโนโลยีการเคลือบผิว ทางเลือกหนึ่งในอุตสาหกรรม นิยมใช้การเคลือบผิวด้วยเทคนิคการพ่นเคลือบผิวด้วยเปลวความร้อน (Thermal spray coating) วิธีการนี้สามารถช่วยลดการกัดกร่อนและการสึกหรอที่พื้นผิววัสดุ (AWS Committee on Thermal Spraying, 1993; Davis, 2005; Pawlowski, 2008; Bergmann and Vicenzi, 2011) สมบัติของผิวเคลือบด้วยกรรมวิธีการผลิตนี้ มีปัจจัยที่ต้องคำนึงถึงเป็นหลัก เช่น มอดูลัสความยืดหยุ่น ความแข็ง รูพรุน แรงยึดเหนี่ยวระหว่างรอยต่อของผิวเคลือบ (Deposited coating) กับวัสดุฐาน (Substrate) และความเค้นตกค้าง เป็นต้น ลักษณะของผิวเคลือบที่ได้ส่วนใหญ่มีพฤติกรรมคล้ายกับวัสดุเปราะ ซึ่งการลดลงของรูพรุน จะทำให้ความแข็งแรงของผิวเคลือบเพิ่มขึ้น (Pawlowski, 2008) นอกจากนั้นผิวเคลือบที่ได้จากการทับถมของหยดโลหะเหลวนั้นยังประกอบด้วยอนุภาคออกไซด์ (Oxide inclusion) ซึ่งจำนวนของออกไซด์ที่เกิดขึ้น เป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้มีจำนวนของช่องว่างในผิวเคลือบเพิ่มขึ้น ช่องว่างหรือรูพรุน จะทำให้การยึดเหนี่ยวของผิวเคลือบทำได้ไม่ดี ซึ่งส่งผลให้ความแข็งแรงของผิวเคลือบลดลง และเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้อัตราการกัดกร่อนและการสึกหรอเพิ่มขึ้นด้วย (Davis, 2005) สมบัติเชิงกลของวัสดุที่ทำให้อัตราการสึกหรอลดลง ปัจจัยหนึ่งคือค่าความแข็งของผิวเคลือบ เมื่อวัสดุมีความแข็งเพิ่มขึ้นส่วนใหญ่จะต้านทานการสึกหรอได้ดี ความแข็งของผิวเคลือบสามารถวัดค่าได้ด้วยการทดสอบความแข็งแบบบริเนลล์และวิกเกอร์ รวมทั้งแบบรอกเวลล์ (ISO 4516, 1980; ASTM B18-94, 1994; ASTM B578-87, 1999)

กลไกการสร้างผิวเคลือบด้วยวิธีพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน เป็นการให้ความร้อนกับโลหะที่เป็นของแข็ง จนมีสภาพกลายเป็นโลหะเหลว และเร่งให้ตกทับถมบนผิวของวัสดุฐาน ชั้นของผิวเคลือบจะเกิดความเค้นตกค้าง เนื่องจากสาเหตุของการหดตัว หรือการขยายตัวในระหว่างการเย็นตัวและแข็งตัว ซึ่งลักษณะดังกล่าวเป็นผลมาจากค่าการขยายตัวและสภาพการนำความร้อนที่แตกต่างกัน ของผิวเคลือบและวัสดุฐาน (Davis, 2005; Kuroda and Clyne, 1991; Ahmed and Hadfield, 1997; Wenzelburger *et al*., 2004) ความเค้นที่เกิดขึ้นในระหว่างการเย็นตัวและแข็งตัว

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ของผิวเคลือบนี้ นักวิจัยบางกลุ่ม เรียกว่า “Quenching stress” ซึ่งมีนิยามที่หมายถึงความเค้นดึงในผิวเคลือบ ความเค้นนี้เป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้แรงยึดเหนี่ยวลดลง (Interfacial debonding) และทำให้เกิดการแตกร้าวในระดับจุลภาค (Micro-cracks) ในผิวเคลือบ (Kuroda and Clyne, 1991; Clyne, 2001; ASM International Committee, 1992) ความเค้นตกค้างเป็นหนึ่งในหลายๆ สาเหตุของการเสียรูปถาวรของผิวเคลือบ (Pawlowski, 2006; Iordanova and Forcey, 1997; Tsui and Clyne 1997; Clyne, 2001; Matejicek and Sampath, 2003)

การสร้างแม่พิมพ์จากการพ่นโลหะขึ้นรูป (Sprayed metal tool) มีการใช้ในอุตสาหกรรมมาเป็นเวลาราวไม่ต่ำกว่าสิบปี กระบวนการนี้สามารถยืดอายุของเครื่องมือขึ้นรูปง่าย (Soft tooling) ได้อย่างเหมาะสมด้วยการใช้เทคนิคการพ่นพอกผิวและหล่อทับด้านหลังสร้างเป็นแม่พิมพ์ (Composite backed mould) (Radstok, 1999) การใช้วิธีพ่นเคลือบแบบอาร์คสเปรย์ มีความเหมาะสมในการใช้งานกับวัสดุขึ้นรูปง่าย (Soft materials) มากกว่าการพ่นเคลือบด้วยวิธีการอื่น โดยเฉพาะอย่างยิ่งกับการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็ว เนื่องจากเกิดอุณหภูมิต่ำในการพ่นเคลือบ (Segal and Cobb, 1993; Chua *et al*., 1999b; Wimpenny and Gibbons, 2000) ในการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ จะเร่งให้อนุภาคตกกระทบด้วยความเร็ว 100 m/min (Davis, 2005) การศึกษาพฤติกรรมการหยดของอนุภาคผิวเคลือบและเงื่อนไขการพ่นเคลือบ เป็นความสนใจของนักวิจัยหลายกลุ่ม โดยมีการศึกษาพฤติกรรมการหยดของผิวเคลือบด้วยการตรวจจับด้วย Particle image velocimetry พบว่าลักษณะของก๊าซที่ใช้เป็นตัวเร่งให้อนุภาคเคลื่อนที่ มีลักษณะเอียงออกจากกรวยเปลว เมื่อกำหนดมุมในการพ่นเคลือบเป็น 45° (Fritsching, 2004; Newbery *et al*., 2004) มุมในการพ่นเคลือบที่เหมาะสมมีการรายงานว่าควรให้ตั้งฉากกับวัสดุฐานจึงจะมีประสิทธิภาพสูงสุด แต่ในทางปฏิบัติแล้ว ในบางกรณีการควบคุมให้ได้มุม 90° ทำได้ยาก จึงยอมให้ใช้มุมได้ถึงประมาณ 60° ซึ่งตัวแปรของมุมในการพ่นนี้ส่งผลต่อปริมาณรูพรุนของผิวเคลือบด้วย (Davis, 2005)

การพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อนบนแม่พิมพ์รวดเร็ว เป็นการสร้างผิวเคลือบบนคอร์และคาวิตี้ของแม่พิมพ์ ผิวเคลือบที่ได้เป็นโลหะที่มีความแข็งแรงสูงกว่าวัสดุ AL-EP และยังสามารถช่วยลดความเค้นเนื่องจากความร้อนที่ผิวของ AL-EP ได้ ในการพ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ การอาร์คของไฟฟ้าทำให้วัสดุสังกะสีหลอมเหลว และถูกเร่งให้ตกกระทบบนมาสเตอร์โมเดลอย่างรวดเร็วด้วยความดันของก๊าซ (Segal and Cobb, 1993; Chua *et al*., 1999b; Wimpenny and Gibbons, 2000; Radstok, 1999) วัสดุต้นแบบที่ใช้ในการสร้างผิวเคลือบโลหะเรียกว่า “ต้นแบบมาสเตอร์โมเดล”(Master Model) ปกติจะทำจาก พลาสติก ไม้ และวัสดุที่ใช้ในการสร้างต้นแบบ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

รวดเร็ว เป็นต้น การพ่นเคลือบผิวแม่พิมพ์ด้วยกระบวนอาร์คสเปรย์ ด้วยวัสดุพ่นเคลือบเป็นสังกะสีเจือ อุณหภูมิหลอมเหลวประมาณ 400-420 °C ซึ่งเป็นอุณหภูมิที่เหมาะกับการพ่นเคลือบลงบนวัสดุฐานที่เป็นวัสดุกลุ่มขึ้นรูปง่าย (Segal and Cobb, 1993; Chua *et al*., 1999b; Wimpenny and Gibbons, 2000; Zhang *et al*., 2001; Radstok, 1999)

วัสดุผิวเคลือบชนิดสังกะสี สามารถช่วยลดการสึกหรอที่จะเกิดขึ้นที่ผิวของวัสดุ AL-EP และป้องกันการกัดกร่อนเมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูง อายุการใช้งานของแม่พิมพ์ที่เคลือบผิวโดยการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน ถูกรายงานโดย Radstok ว่าสามารถผลิตชิ้นงานได้ประมาณ 1,000 - 2,000 ชิ้น (Radstok, 1999) และนักวิจัยกลุ่ม Chua *et al*. ซึ่งได้ศึกษาแม่พิมพ์นี้ในงานฉีดพลาสติก ได้รายงานถึงเวลาในการสร้างแม่พิมพ์นี้อยู่ในช่วงเวลาประมาณสองสัปดาห์ และมีต้นทุนในการสร้างแม่พิมพ์ต่ำกว่า 50% เมื่อเปรียบเทียบกับแม่พิมพ์เหล็กกล้า และการเปรียบแม่พิมพ์นี้กับแม่พิมพ์ AL-EP พบว่าแม่พิมพ์นี้สามารถถ่ายโอนความร้อนได้ดีกว่า เนื่องจากผิวเคลือบที่เป็นโลหะทำให้ชิ้นงานเย็นตัวได้เร็ว ส่งผลให้มีวงรอบการผลิตที่สั้นกว่าแม่พิมพ์ AL-EP (Chua *et al*., 1999b)

ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าการพ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ สามารถยืดอายุการใช้งานวัสดุ AL-EP ได้ สำหรับการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว และยังรักษาความแม่นยำของขนาดแม่พิมพ์เอาไว้ได้ อย่างไรก็ตาม การใช้งานในอุตสาหกรรม ยังต้องมีการศึกษาวัสดุที่เหมาะสมสำหรับการนำมาเป็นต้นแบบมาสเตอร์โมเดล เนื่องจากไม่มีงานวิจัยใดระบุชนิดของวัสดุไว้อย่างชัดเจน รวมถึงพารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบ อาทิเช่น ความเร็วในการพ่นเคลือบที่ส่งผลต่อคุณภาพผิวเคลือบ ระยะทับซ้อนที่ส่งผลต่อความหนาของผิวเคลือบ รวมถึงพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุผิวเคลือบ และอายุการใช้งานสำหรับการใช้งานในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก ข้อมูลต่างๆ เหล่านี้เป็นปัจจัยสำคัญต่อการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็วได้อย่างมีประสิทธิภาพและถูกต้องเหมาะสมกับลักษณะงาน แต่กระทั่งในปัจจุบันข้อมูลเหล่านี้ยังไม่ปรากฏเป็นที่เปิดเผยในรายละเอียดมากนัก รวมถึงข้อจำกัดของการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็วดังกล่าวด้วย ทั้งนี้อาจเนื่องด้วยเหตุผลในเชิงพาณิชย์

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

อุปกรณ์และวิธีการ

อุปกรณ์

วัสดุและอุปกรณ์ในงานวิทยานิพนธ์นี้ ประกอบด้วย

1. ผงอะลูมิเนียม ขนาด Sub-micron ถึง 70 μm
2. อิพอกซีเรซิน ชื่อยี่ห้อ Sika ชนิด Biresin L84
3. สารทำให้แข็งตัว (Hardener) ชื่อยี่ห้อ Sika ชนิด Biresin L84T HARDENER
4. เหล็กกล้าทำแม่พิมพ์เกรด DC53® Steel
5. ลวดพ่นเคลือบอาร์คสเปรย์ ชนิดวัสดุ Zn-alloy ชื่อยี่ห้อผู้ผลิต TAFA เกรด 204 M
6. เครื่องหล่อสุญญากาศ MCP Model 5/01
7. เครื่องพ่นเคลือบอาร์คสเปรย์ TAFA Model 9000 ARC SPRAY SYSTEM
8. เครื่องทดสอบแรงดึง INSTRON, Model 2716-010 (5 kN)
9. เครื่องทดสอบการสึกหรอแบบ Ball-on-Flat Reciprocating Wear Tester
10. เครื่องทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง
11. เครื่องทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีความเที่ยงตรงสูง
12. เครื่องฉีดพลาสติก High-Speed Hybrid Injection Moulding M/C (Model HXF88-A)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิธีการ

ขั้นตอนการศึกษาในงานวิทยานิพนธ์นี้ ได้แบ่งการศึกษาออกเป็น 4 ส่วน ประกอบด้วย

1. ตรวจสอบศึกษาลักษณะความเสียหายและการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก
2. ทดลองเพื่อศึกษาการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยวิธีการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ
   2.1 เลือกวัสดุฐานที่เหมาะสมกับการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์
   2.2 ศึกษาพารามิเตอร์และประสิทธิภาพในการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์
   2.3 ศึกษาพฤติกรรมการพ่นเคลือบผิวบนต้นแบบมาสเตอร์โมเดลที่มีรูปทรงซับซ้อน
   2.4 ศึกษาผลกระทบของการเคลือบผิวที่มีความหนาต่างกันต่อความแข็งแรงของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลรูปทรงซับซ้อนด้วยการจำลองทางวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์
3. ทดลองเพื่อศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP วัสดุผิวเคลือบ และวัสดุเหล็กกล้าแม่พิมพ์
   3.1 ทดสอบแรงเสียดทานและการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล
   3.2 ทดสอบการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง
   3.3 ทดสอบการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรี
4. สร้างแม่พิมพ์รวดเร็วสำหรับฉีดชิ้นงานพลาสติกชนิดวัสดุ PP เพื่อประเมินอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ที่เคลือบผิวและไม่เคลือบผิวหน้าแม่พิมพ์
   4.1 สร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยเทคนิคการหล่อวัสดุ AL-EP ทับบนผิวเคลือบ
   4.2 ประเมินอายุการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

โดยมีวิธีการในการศึกษาวิจัยเพื่อพัฒนาการเคลือบผิวโลหะบนแม่พิมพ์อิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม ดังต่อไปนี้

1. วิธีการตรวจสอบศึกษาลักษณะความเสียหายและการสึกหรอของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

การตรวจสอบศึกษารูปแบบการสึกหรอของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

เนื่องจากมีงานวิจัยที่กล่าวถึงกลไกและรูปแบบการสึกหรออยู่ในปริมาณต่ำ และบางข้อมูลก็ไม่ได้บ่งบอกกลไกและรูปแบบของการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกไว้อย่างชัดเจน ดังนั้นงานวิจัยในส่วนนี้จึงได้นำเอาแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกชนิดวัสดุเหล็กกล้าเครื่องมือที่ได้ผ่านการฉีดชิ้นงานมาแล้วประมาณ 120,000 ชิ้น นำมาผ่าพิสูจน์และตรวจสอบศึกษารูปแบบการสึกหรอด้วยการตัดเตรียมส่วนคอร์ (Core) และ Gate ซึ่งเป็นส่วนที่สำคัญต่อประสิทธิภาพการใช้งานของแม่พิมพ์และคุณภาพของชิ้นงาน โดยนำมาตรวจค้นร่องรอยการสึกหรอด้วยการตรวจพินิจด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด ซึ่งในที่นี้เรียกว่าเทคนิค “SEM” (SEM: Scanning Electron Microscope, JEOL JSM-5410, Oxford Instruments, Japan) ซึ่งให้รายละเอียดที่มีความน่าเชื่อถือในการประเมินกลไกและรูปแบบการสึกหรอ (Peng and Kirk, 1998) ของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก เพื่อเป็นแนวทางในการเลือกวิธีการทดสอบการสึกหรอของวัสดุให้เหมาะสมกับลักษณะการใช้งาน และเพื่อเป็นข้อมูลในการพิจารณาเลือกกรรมวิธีทางวิศวกรรมพื้นผิวสำหรับการยืดอายุของวัสดุทำแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกได้อย่างเหมาะสม

2. วิธีการและเครื่องมือสำหรับการศึกษาและพัฒนาเทคนิคการสร้างผิวเคลือบทับบนวัสดุอิพอกซีเรซินเติมอะลูมิเนียม

2.1 การเลือกวัสดุฐานที่เหมาะสมกับการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

งานวิจัยนี้ได้เลือกกรรมวิธีเคลือบผิวด้วยกระบวนการพ่นเคลือบผิวด้วยเปลวความร้อน (Thermal spray coating) สำหรับการเคลือบผิวแม่พิมพ์วัสดุ AL-EP และด้วยข้อจำกัดของสมบัติการทนต่อความร้อนของแม่พิมพ์นี้ค่อนข้างต่ำเมื่อเทียบกับโลหะ จึงเลือกใช้วิธีการพ่นเคลือบแบบอาร์คสเปรย์ (Electric arc spray) ซึ่งเกิดความร้อนต่ำในกระบวนการพ่นเคลือบ งานวิจัยนี้ใช้เครื่องพ่นเคลือบอุตสาหกรรม TAFA 9000 system (Hobart Tafa Technologies Inc., Ohio, USA)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

และใช้วัสดุเคลือบ Zn-alloy ประกอบด้วยธาตุสังกะสี 94 % และผสมวัสดุอะลูมิเนียม 6 % (Tafaloy 204M® wire, Hobart Tafa Technologies Inc., Ohio, USA) เนื่องจากมีอุณหภูมิในการพ่นเคลือบต่ำ ทำให้วัสดุฐานเสียรูปต่ำ และสามารถเกาะผิวแม่พิมพ์ได้ดี เนื่องจากมีส่วนผสมของวัสดุชนิดเดียวกันกับแม่พิมพ์รวดเร็วประเภทวัสดุ AL-EP

การเลือกวัสดุที่จะนำมาใช้เป็นวัสดุฐาน (Substrate) สำหรับแนวทางในการสร้างเป็นต้นแบบมาสเตอร์โมเดล พิจารณาจากความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ ซึ่งส่วนหนึ่งขึ้นอยู่กับชนิดวัสดุ งานวิจัยส่วนนี้มุ่งเน้นศึกษาเปรียบเทียบวัสดุที่จะนำมาใช้เป็นต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงตัน (Solid structure) จากวัสดุจำนวน 2 ชนิด ได้แก่ โพลีสไตรลีน (PS) และโพลีโพรพิลีน (PP) เพื่อเป็นแนวทางในการพิจารณาเป็นวัสดุหลักในการสร้างต้นแบบมาสเตอร์โมเดลด้วยกรรมวิธีการสร้างต้นแบบรวดเร็ว (Rapid prototyping) สำหรับการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วทางอ้อมได้

2.2 การศึกษาพารามิเตอร์และประสิทธิภาพในการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

การสร้างต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชิ้นงานแผ่นทรงตัน โดยเลือกชนิดวัสดุที่เหมาะสมที่สุด ที่ได้จากวิธีการคัดเลือกวัสดุฐาน ที่กล่าวไว้ในหัวข้อที่ 2.1 สำหรับผลิตชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล และการศึกษาพารามิเตอร์ในการพ่นอาร์คสเปรย์ นอกเหนือจากข้อจำกัดจากคำแนะนำของผู้ผลิตปืนพ่นและลวดอาร์คสเปรย์ ซึ่งเป็นค่าที่เหมาะสมแล้ว ผู้วิจัยจะทำการศึกษาตัวแปรต่างๆ ได้แก่ ความเร็วป้อนของปืนพ่น และปริมาณรูพรุนที่มีผลต่อความแข็งแรงของผิวเคลือบ การศึกษาในเบื้องต้นเป็นการศึกษาตัวแปร ความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface speed) ที่มีผลต่อความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ จากการทดลองพ่นเคลือบด้วยหุ่นยนต์ เนื่องจากการเคลื่อนที่ของหุ่นยนต์มีข้อจำกัดในการเคลื่อนที่สำหรับงานนี้ด้วยความเร็วป้อน 400 mm/s ผู้วิจัยจึงได้กำหนดเป็นสัดส่วน 80%, 70%, 50%, 40%, 30% ได้เป็นความเร็วป้อนของปืนพ่น 5 ระดับ ได้แก่ 320, 280, 200, 160, 120 mm/s ตามลำดับ โดยกำหนดพารามิเตอร์ในการพ่นอาร์คสเปรย์ ตามคำแนะนำของผู้ผลิตปืนและลวดอาร์คสเปรย์

1. ค่ากระแสไฟฟ้า (Ampere) 100 A.
2. ค่าแรงดันไฟฟ้า (Voltage) 30 V.
3. ค่าความดันอากาศ (Air pressure) 400 kPa

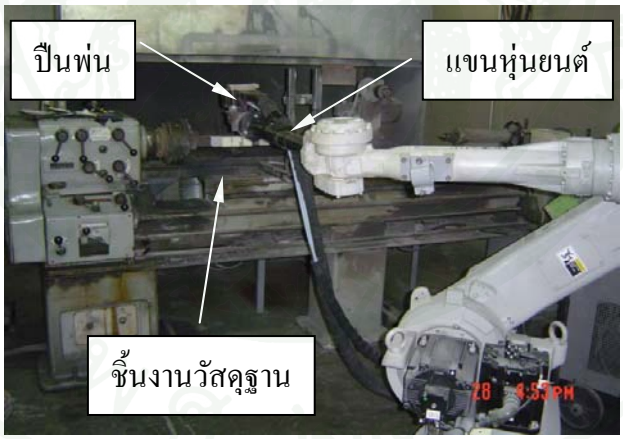
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

4. ระยะในการพ่น (Spray distance) 152 mm

5. มุมในการพ่น (Spray angle) 90 deg

การศึกษาพารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบที่ส่งผลกระทบต่อคุณภาพผิวเคลือบ รวมถึงการพิจารณาความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ ตามมาตรฐาน ISO 17836 ใช้การวัดปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐานในการพ่นผ่านตลอดหน้าตัดเพียงครั้งเดียว เป็นค่าประสิทธิภาพการเคลือบผิว (DE: Deposition efficiency)

และสำหรับการพ่นเคลือบให้ได้ความหนาของผิวเคลือบในช่วงกำหนด 200-300 μm เพื่อเป็นแนวทางในการพ่นเคลือบผิวแม่พิมพ์ AL-EP ได้เหมาะสม จึงกำหนดเงื่อนไขในการพ่นเคลือบเพิ่มเติมได้แก่ ระยะทับซ้อนในการพ่นเคลือบ (Overlap distance) เป็นค่าคงที่เท่ากับ 20 mm ด้วยการควบคุมแนวการพ่นเคลือบแบบ Zig-zag pattern (Davis, 2005) โดยใช้หุ่นยนต์อุตสาหกรรม (MOTOMAN UP50N ROBOT, Yaskawa Company, Japan) เพื่อควบคุมตัวแปรในการพ่นเคลือบให้มีความแม่นยำเพิ่มขึ้นเมื่อเปรียบเทียบกับการพ่นด้วยมือ ตามเงื่อนไขในการพ่นเคลือบข้างต้น



ภาพที่ 35 การพ่นเคลือบผิวด้วยหุ่นยนต์อุตสาหกรรม

2.3 การศึกษาพฤติกรรมการพ่นเคลือบผิวบนต้นแบบมาสเตอร์โมเดลที่มีรูปทรงซับซ้อน

งานวิจัยส่วนนี้เป็นการศึกษาชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงกลวง (Hollow structure) เป็นต้นแบบที่มีรูปทรงซับซ้อนสูงกว่าต้นแบบมาสเตอร์โมเดลในหัวข้อที่ 2.2 ซึ่งเป็นชิ้นงานต้นแบบที่มีลักษณะของขอบเป็นลักษณะมนโค้งเป็นรูปทรงถ้วย เนื่องจากต้องการศึกษา

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เปรียบเทียบความสามารถในการเคลือบผิวและเพื่อเป็นทางเลือกในการลดต้นทุนการผลิตชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงตันด้วยวิธีการสร้างต้นแบบรวดเร็ว โดยในการศึกษานี้กำหนดเงื่อนไขในการพ่นเคลือบ ตามคำแนะนำของผู้ผลิตปืนพ่นและลวดอาร์คสเปรย์ ดังนี้

1. ค่ากระแสไฟฟ้า (Ampere) 100 A.
2. ค่าแรงดันไฟฟ้า (Voltage) 30 V.
3. ค่าความดันอากาศอัด (Compressed air pressure) 0.4 MPa
4. ระยะในการพ่น (Spray distance) 152 mm
5. ลักษณะการพ่นหมุนชิ้นงาน (Spray Motion) 50 Hz.
6. อัตราป้อนของปืนพ่น (Surface speed) 40 mm/s

2.4 การศึกษาผลกระทบของการเคลือบผิวที่มีความหนาต่างกันต่อความแข็งแรงของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลรูปทรงซับซ้อนด้วยการจำลองทางวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์

ความเค้นเนื่องจากความร้อนที่เกิดขึ้นภายในเนื้อวัสดุส่งผลต่อผิวเคลือบ และสามารถสร้างความเสียหายให้กับต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดพอลิเมอร์ที่มีรูปทรงซับซ้อนได้ง่าย ทำให้ผิวเคลือบไม่ได้คุณภาพ เนื่องจากผิวเคลือบจะก่อตัวขึ้นตามรูปร่างโปรไฟล์ของต้นแบบซึ่งถ้าหากการพ่นเคลือบมีความหนาสูงก็จะยิ่งส่งผลให้ชิ้นงานต้นแบบเสียรูปถาวรสูงขึ้นตาม ทำให้มีผลกระทบต่อคุณภาพทางด้านขนาดมิติและความหยาบผิวของแม่พิมพ์ด้วย ดังนั้นการศึกษาความเค้นและความเครียดที่ส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของวัสดุพอลิเมอร์ในระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่มีความหนาต่างกัน โดยกำหนดให้มีความหนาเท่ากับ 100, 200, 300 และ 400 μm ด้วยการจำลองทางวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์ เพื่อเป็นแนวทางหนึ่งในการพิจารณาความหนาที่เหมาะสมของการเคลือบผิว

3. วิธีการและเครื่องมือสำหรับการประเมินคุณลักษณะเชิงปริมาณและเชิงคุณภาพของวัสดุ

3.1 การวัดค่าความหนาแน่นของวัสดุ

ในการวัดค่าความหนาแน่นของวัสดุใช้หลักการของอาร์คีมีดิส (Water immersion technique) เตรียมชิ้นทดสอบขนาด 25 x 65 x 6 mm และสำหรับชิ้นงานผิวเคลือบ ขัดผิวให้ได้ความหนาผิวเคลือบระหว่าง 260-300 μm ด้วยกระดาษทรายน้ำตั้งแต่ No. 130 จนถึง No. 1200

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

และขัดผิวมันด้วยผ้าสักหลาด การวัดค่ามวลของวัสดุกระทำที่ความดันบรรยากาศและควบคุมอุณหภูมิแวดล้อมที่ 22.5 °C การทดสอบการจมของชิ้นงานในน้ำกลั่น โดยแต่ละชิ้นทดสอบทำซ้ำ 5 ครั้ง และก่อนการทดสอบในแต่ละครั้ง เป่าลมชิ้นงานให้แห้งด้วยเครื่องทำลมร้อน จากนั้นชั่งชิ้นงานเพื่อวัดค่ามวลด้วยเครื่องชั่งแบบดิจิทัลความละเอียดสูง 0.0001 g (GF-200, A&D Co., Ltd. Tokyo, Japan) และคำนวณค่าความหนาแน่นของวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ ตามสมการที่ 10 (Ferranti, 2007)

$$\rho_S = \frac{m_d}{-m_w}\rho_o(T) \tag{10}$$

เมื่อ ρ_s, m_d , m_w, $\rho_o(T)$ คือ ความหนาแน่นวัสดุด้วยวิธี Water immersion technique (g/cm^3), มวลชั่งในอากาศ (g), มวลชั่งในน้ำ (g), ค่าความหนาแน่นจำเพาะของวัสดุในน้ำที่ควบคุมอุณหภูมิ โดยค่าความหนาแน่น (ρ_o) อุณหภูมิ (T) ที่ 22.5 °C มีค่าเท่ากับ 0.9980 g/cm^3

ในการวัดค่าความหนาแน่นของวัสดุ AL-EP ด้วยวิธี Water immersion technique ได้เปรียบเทียบกับกฎของการผสม (Rule of mixture) ตามสมการที่ 11 (ASTM D2734-09, 2009)

$$\rho_{CT} = \frac{100}{\left(M_f / \rho_f\right) + \left(M_m / \rho_m\right)} \tag{11}$$

เมื่อ ρ_{CT}, M_f , M_m, ρ_f, ρ_m คือ ความหนาแน่นวัสดุคอมโพสิตเชิงทฤษฎีตามกฎของการผสม (g/cm^3), สัดส่วนโดยมวลของอนุภาคเสริมแรง (%) , สัดส่วนโดยมวลของวัสดุเนื้อหลัก (%), ค่าความหนาแน่นของอนุภาคเสริมแรง (g/cm^3), ค่าความหนาแน่นของวัสดุเนื้อหลัก (g/cm^3)

จากการวัดค่าความหนาแน่นจริงของวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิตด้วยวิธี Water immersion technique ซึ่งนำไปสู่การหาค่าสัดส่วนปริมาตรของช่องว่างในวัสดุ AL-EP (Volume fraction of voids : V_V) ดังสมการที่ 12 (ASTM D2734-09, 2009; Biswas and Satapathy, 2009)

$$V_V = 100\left(\frac{\rho_{CT} - \rho_S}{\rho_{CT}}\right) \tag{12}$$

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

3.2 การวัดความหนาของวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ

ความหนาของวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ ใช้เครื่องมือวัดเป็นไมโครมิเตอร์ ขนาดความละเอียด 0.001 mm (Ball probe – Micrometer, Mitutoyo Corporation, Kanagawa, Japan) โดยเฉพาะการวัดค่าความหนาของผิวเคลือบจะใช้การเทียบผลต่างจากความหนาของวัสดุฐาน (PP substrate) กับความหนาหลังการพ่นเคลือบผิวบนวัสดุฐาน และค่าวัดการสูญเสียความหนาของวัสดุในการทดสอบการสึกกร่อนแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง จะทำการวัดค่าซ้ำ 3 ครั้งต่อชิ้นทดสอบแบบสุ่มบริเวณศูนย์กลางของจุดรอยการสึกหรอ (Wear spot)

3.3 การศึกษาโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ

การศึกษาโครงสร้างจุลภาค แสดงการกระจายตัวและทิศทางของอนุภาคอะลูมิเนียมในอิพอกซีเรซิน รวมถึงลักษณะการประสานกันแต่ละแผ่นของผิวเคลือบ (Splat formation) ซึ่งลักษณะโครงสร้างจุลภาคเป็นองค์ประกอบหนึ่งในการประเมินสมบัติเชิงกลของวัสดุ ในการศึกษาชิ้นทดสอบวัสดุ AL-EP ขนาด 10 mm x 13 mm x 5 mm เตรียมด้วยการขัดผิวให้ได้ระนาบด้วยกระดาษทรายน้ำตั้งแต่ No. 130 จนถึง No. 1200 โดยทำเรือนครอบแบบเย็น (Cold mounting) เนื่องจากการทำเรือนครอบแบบร้อนจะส่งผลต่อโครงสร้างของวัสดุอิพอกซีเรซิน ส่วนผิวเคลือบเตรียมขนาดเดียวกันและทำเรือนครอบ ด้วยวัสดุเบเกอร์ไลต์ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 25 x 15 mm เตรียมผิวเช่นเดียวกับชิ้นทดสอบวัสดุ AL-EP และขัดผิวมันด้วยผ้าสักหลาด การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบบนระนาบพื้นผิวขัดเรียบด้วยกล้องจุลทรรศน์ (BX51M Model, Metallurgical Microscope, Olympus, Tokyo, Japan) และบันทึกภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องซีซีดี (DP20 Model, Microscope digital camera, Olympus, Tokyo, Japan) ซึ่งในที่นี้รวมเรียกว่าเทคนิค “OM”

3.4 การศึกษาประสิทธิภาพการเคลือบผิวบนวัสดุฐานชนิดพอลิเมอร์

การศึกษาความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ (DE : Deposition efficiency) ตามมาตรฐาน ISO 17836 บนวัสดุพอลิเมอร์ที่นำมาเป็นต้นแบบ ทำจากชิ้นงานพลาสติก PP ฉีดขึ้นรูปขนาด 50 x 50 mm หนา 4 mm ความหยาบผิวเฉลี่ย (Ra) ประมาณ 2 μm ด้วยการควบคุมการพ่นเคลือบด้วยหุ่นยนต์งานอุตสาหกรรม (MOTOMAN UP50N ROBOT, Yaskawa Electric

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Corporation, Kyushu, Japan) การวัดค่าผลต่างของมวลวัสดุฐานก่อนและหลังการพ่นเคลือบผิวด้วยเครื่องชั่งแบบดิจิทัล ความละเอียด 0.001 g (Mettler Toledo, PR 1203, Ohio, USA) โดยการควบคุมอุณหภูมิที่ 22.5 ^{o}C

3.5 การศึกษาคุณลักษณะความพรุนของผิวเคลือบ

การเตรียมชิ้นทดสอบมีขนาดชิ้นงานเช่นเดียวกันกับกระบวนการเตรียมเพื่อตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์ การศึกษาปริมาณรูพรุนของผิวเคลือบด้วยเทคนิค OM และวัดปริมาณรูพรุนด้วยโปรแกรมวิเคราะห์ภาพ (Imager Model, Analysis five system, Olympus, Tokyo, Japan) แสดงเป็นเปอร์เซ็นต์ของรูพรุนบนภาพโครงสร้างจุลภาคที่วัดแบบสุ่มบนระนาบพื้นผิวของผิวเคลือบ

3.6 การศึกษาพฤติกรรมการก่อตัวของผิวเคลือบบนวัสดุฐานชนิดพอลิเมอร์

นำชิ้นงานที่ได้จากการศึกษาประสิทธิภาพการเคลือบผิวบนวัสดุพอลิเมอร์ มาตัดขวางกับแนวการพ่นเคลือบ และเตรียมผิวตามกระบวนการในวิธีการศึกษาโครงสร้างจุลภาค การศึกษาลักษณะของการก่อตัวของผิวเคลือบบนวัสดุพอลิเมอร์แสดงเป็นข้อมูลเชิงคุณภาพด้วยเทคนิค OM

4. การศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP วัสดุผิวเคลือบ และวัสดุเหล็กกล้าแม่พิมพ์

4.1 การทดสอบแรงเสียดทานและการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล

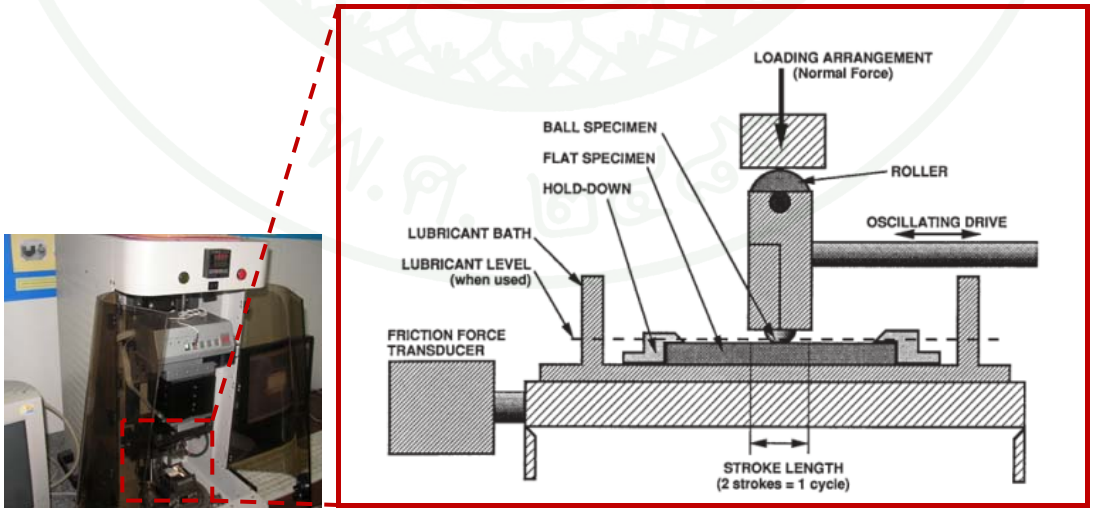
จากการศึกษาวรรณกรรมวิจัยที่ผ่านมา มีรายงานว่าแม่พิมพ์รวดเร็วมีอายุการใช้งานต่ำกว่า แม่พิมพ์ที่สร้างจากเหล็กกล้าเครื่องมือ อายุของแม่พิมพ์วัสดุเรซิน (Tool life) ส่วนหนึ่งเกิดขึ้นจากการสึกหรอของวัสดุ (Wear of materials) งานวิจัยส่วนนี้ได้ศึกษาการสึกหรอของวัสดุแม่พิมพ์วัสดุ AL-EP และผิวเคลือบเปรียบเทียบกับวัสดุทำแม่พิมพ์ที่สร้างจากเหล็กกล้าเครื่องมือที่เทียบเท่ากับ เกรด AISI D2 มีชื่อทางการค้าว่า DC53$^{®}$ ซึ่งในปัจจุบันได้นำมาใช้ในงานแม่พิมพ์อย่างกว้างขวาง เนื่องจากมีสมบัติเชิงกลที่ดีกว่า D2 เพื่อเป็นข้อมูลในการใช้งานในอุตสาหกรรมแม่พิมพ์ต่อไป สำหรับการศึกษาสมบัติทางกายภาพของวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ เริ่มต้นศึกษาด้วยการวัดค่าความหนาแน่นของวัสดุ และตรวจสอบลักษณะการกระจายตัวของสารเสริมแรงหลังการหล่อขึ้นรูปด้วยกล้องจุลทรรศน์ ค่าความหนาแน่นของวัสดุเป็นตัวแปรที่สำคัญต่อสมบัติของโครงสร้าง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

จุลภาคและสมบัติเชิงกลของวัสดุ ซึ่งจำนวนของรูพรุนที่เกิดขึ้นในเนื้อวัสดุจะส่งผลต่อค่าความหนาแน่นของวัสดุ การศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยเทคนิค OM และ SEM สามารถให้ข้อมูลเชิงคุณภาพและเชิงปริมาณของวัสดุได้ เช่น ขนาดเฉลี่ยของอนุภาคสารเสริมแรง ลักษณะการกระจายตัวของอนุภาค และปริมาณรูพรุนของวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ (Ferranti, 2007; Mate, 2008)

ในการทดสอบการสึกหรอของวัสดุ ถ้าเป็นไปได้จะต้องทดสอบบนเครื่องจักรหรือเครื่องมือที่ใช้งานเพื่อให้ได้ข้อมูลที่ใกล้เคียงกับการใช้งานจริง แต่เนื่องจากข้อจำกัดหลายๆ ด้าน เช่น ค่าใช้จ่าย ระยะเวลา เป็นต้น เป็นเหตุผลที่ทำให้ต้องทดสอบการสึกหรอด้วยการจำลองกลไกการสึกหรอบนเครื่องทดสอบ หรือเรียกกันว่า “ไทรโบมิเตอร์”(Tribometer) ซึ่งเครื่องทดสอบได้มีการพัฒนาให้มีการจำลองกลไกการเคลื่อนที่ให้ใกล้เคียงกับการเคลื่อนที่ของชิ้นส่วนทางกลที่ใช้งานจริง โดยมีมาตรฐานสากลที่เป็นที่ยอมรับ อาทิเช่น ASTM, DIN, ISO เป็นต้น เครื่องทดสอบการสึกหรอที่ใช้จำลองการสึกหรอของวัสดุ ได้แก่ เครื่องทดสอบแบบพินออนดิสก์ (Pin-on-disc wear tester) เครื่องทดสอบแบบเคลื่อนที่กลับไปกลับมา (Ball-on-flat reciprocating wear tester) เป็นต้น ซึ่งเครื่องทดสอบแต่ละแบบใช้กลไกการเคลื่อนที่และการสัมผัสแตกต่างกัน เพื่อให้ใกล้เคียงกับการเคลื่อนที่ในการใช้งานจริงของวัสดุ

งานวิจัยส่วนนี้ได้ทดสอบด้วยเครื่องทดสอบการสึกหรอแบบเคลื่อนที่กลับไปกลับมา (Nano and Micro Tribometer UMT-2, CETR UMT, Center for Tribology Inc., CA, USA)



ภาพที่ 36 เครื่องทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถลเคลื่อนที่กลับไปกลับมา ที่ใช้ในงานวิจัยนี้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เครื่องทดสอบแบบลื่นไถลเคลื่อนที่กลับไปกลับมา และใช้การทดสอบตามมาตรฐาน ASTM G133-05 จำลองกลไกการสึกหรอ ซึ่งเป็นที่นิยมใช้กันในห้องทดสอบมากที่สุดวิธีหนึ่ง สำหรับการศึกษาความเสียดทานและพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ หลักการของเครื่องทดสอบนี้คือการใช้วัสดุหัวกดทรงกลม (Ball) กดลงบนแผ่นชิ้นงาน (Flat) ซึ่งเป็นวัสดุต่างชนิดหรือชนิดเดียวกันเพื่อให้เกิดกลไกการเคลื่อนที่แบบลื่นไถล โดยสามารถปรับ แรงกด ความเร็วในการเคลื่อนที่ไปและกลับ (Reciprocating) และเวลาในการทดสอบให้เหมาะสมได้ หลังการทดสอบสามารถวัดค่าแรงเสียดทาน และสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน รวมถึงการชั่งน้ำหนักที่หายไปของวัสดุหัวกดทรงกลมและแผ่นชิ้นงานเปรียบเทียบมวลของวัสดุหัวกดทรงกลมและแผ่นชิ้นงานก่อนการทดสอบ เพื่อพิจารณาวัสดุคู่สัมผัสว่าวัสดุชนิดใดสึกหรอก่อนกัน หรือสามารถนำชิ้นทดสอบมาประเมินวิเคราะห์ลักษณะร่องรอยของการสึกหรอด้วยเทคนิค OM หรือ SEM เป็นต้น โดยการทดสอบการสึกหรอด้วยเครื่องทดสอบแบบเคลื่อนที่ไปกลับ ตามมาตรฐาน ASTM G133-05 งานวิจัยนี้ได้กำหนด เงื่อนไขในการทดสอบดังตารางที่ 8

ตารางที่ 8 เงื่อนไขในการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล

Testing conditions	Value of the test
Alumina Ball	∅ 5 mm
Normal Force	5 N
Stroke length	10 mm
Oscillating frequency	5 Hz.
Test duration	1000 s
Lubrication	Non-applied
Temperature	Room temp.

4.1.1 การวัดค่าการสึกหรอเชิงปริมาณ

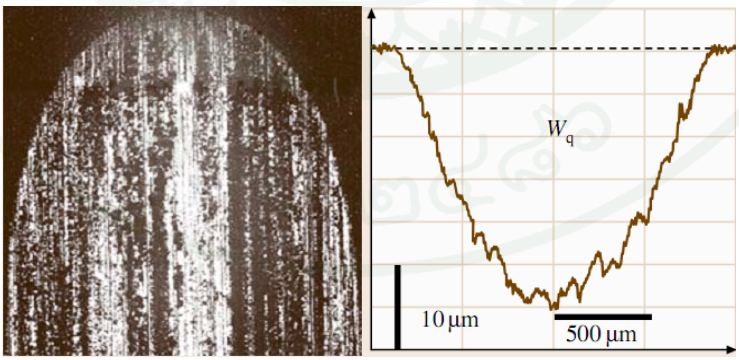
1) การวัดมวลสูญเสีย เป็นการวัดค่าการหายไปของเนื้อวัสดุคู่สัมผัส หรือชิ้นใดๆ ที่สนใจ ปกติจะนิยมใช้การชั่งน้ำหนักด้วยเครื่องชั่งความละเอียดสูง โดยการชั่งน้ำหนักก่อนการทดสอบเปรียบเทียบและหักล้างกับน้ำหนักหลังการทดสอบ แต่วิธีการนี้จะมีประสิทธิภาพสูงหากพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุสัมผัสมีการสูญเสียมวลขนาดตั้งแต่ 1 mg ขึ้นไป โดยที่มีภาระที่

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

กระทำไม่สูงเกิน 0.5 kgf ในการชั่งน้ำหนักต้องควบคุมอุณหภูมิและระดับความชื้นในห้องทดสอบ อย่างไรก็ตามหากพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเกิดการสึกหรอ อาทิเช่น ปฏิกิริยาไทรโบเคมี ชั้นออกไซด์ ชั้นเนื้อโอนถ่าย เป็นต้น การวัดการสึกหรอวิธีนี้ก็จะไม่สามารถอธิบายพฤติกรรมการสึกหรอได้อย่างชัดแจ้ง เนื่องจากลักษณะของการสึกหรอดังกล่าวมีความซับซ้อนสูง นอกจากนี้นิยมใช้การวัดค่าเชิงปริมาตร ด้วยการเปลี่ยนค่าของการสูญเสียมวลไปสู่ค่าการสูญเสียเชิงปริมาตร ซึ่งจำเป็นต้องทราบค่าความหนาแน่นของวัสดุคู่สัมผัส สำหรับวัสดุก้อน วิธีการดังกล่าวใช้ได้โดยไม่จำกัด แต่หากวัสดุที่ต้องการศึกษานั้นเป็นกลุ่มวัสดุคอมโพสิต ผิวเคลือบ ผิวชุบแข็ง ควรต้องระมัดระวังเป็นอย่างยิ่งในการวัดค่าความหนาแน่นของวัสดุ การวัดค่าการสูญเสียเชิงปริมาตรด้วยวิธีการพิจารณาการเปลี่ยนแปลงขนาดมิติ กล่าวกันว่ามีความแม่นยำมากกว่าการพิจารณาจากค่าการสูญเสียมวล สำหรับการทดสอบการสึกหรอแบบ Pin-on-disc/flat, Ball-on-disc/flat และ Block-on-ring เป็นต้น (Hutchings, *et al*., 2006) การพิจารณาค่าการสึกหรอบนระนาบ (Planimetric wear: Wq) สามารถพิจารณาได้จากบริเวณร่องรอยการสึกหรอที่วัดค่าจากเครื่องวัดความหยาบผิว (Profilometer) แสดงในภาพที่ 37 และคำนวณได้จากสมการที่ 13 (Hutchings, *et al*., 2006)

$$W_q \approx d_a^{\,3} / 12R \qquad (13)$$

เมื่อ W_q d_a R คือ การสึกหรอบนระนาบของวัสดุ Plate, เส้นผ่านศูนย์กลางของรอยสึกหรอบน Plate และรัศมีของ Ball



ภาพที่ 37 การประเมินการสึกหรอเนื่องจากการลื่นไถลแบบ Ball-on-flat

ที่มา: Hutchings *et al*. (2006)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

2) การวัดค่าการเปลี่ยนแปลงไปของขนาดมิติ การวัดการสึกหรอโดยการพิจารณาการเปลี่ยนแปลงมิติแบบเชิงเส้น (Linear wear) หรือนิยมเรียกกันว่า ความลึกของการสึกหรอ (Wear depth) วิธีการนี้สามารถวัดได้แบบเรียลไทม์ขณะทดสอบความเสียดทานและการสึกหรอบนเครื่องทดสอบ หรือการวัดหลังการทดสอบด้วยเครื่องวัดความหยาบผิว ซึ่งการเปลี่ยนแปลงความลึกของรอยสึก แสดงถึงการวัดค่าการเปลี่ยนแปลงระยะสัมผัสของคู่สัมผัส ซึ่งเป็นนัยของการเปลี่ยนแปลงความดันสัมผัสที่กระทำกับพื้นผิวด้วย กรณีการทดสอบการสึกหรอของวัสดุหลายชนิดแบบลื่นไถล การโอนถ่ายเนื้อวัสดุจากชิ้นทดสอบไปสู่ผิวสัมผัสของหัวกดทดสอบ จะทำให้การเปลี่ยนขนาดมิติ ไม่เป็นผลกระทบที่ทำให้ความเสียดทานมีค่าสูงขึ้นในวัสดุบางชนิด ดังนั้นจึงทำให้อธิบายกลไกหรืออัตราการสึกหรอได้ยากขึ้น ปริมาณการสึกหรอของชิ้นทดสอบหรืออัตราการสึกหรอด้วยการโอนถ่ายวัสดุ อาจจะลดลง หรือเพิ่มขึ้นได้ การสึกหรอเชิงเส้น (Linear wear: W_l) ประเมินได้ตามสมการที่ 14

$$W_l \approx d_a^{\,2} / (8R) \tag{14}$$

4.1.2 การวัดค่าการสึกหรอเชิงคุณภาพ

การประเมินกลไกหรือรูปแบบการสึกหรอ ด้วยการวิเคราะห์ลักษณะความเสียหายของร่องรอยการสึกหรอในระดับจุลภาคในงานวิจัยนี้ แบ่งเป็น 2 แบบ ได้แก่

1) การสึกหรอแบบสองมิติ (2D –Wear formation) เพื่อพิจารณากลไกของการสึกหรอหรือความเสียหายของวัสดุ ที่สามารถแยกประเภทของร่องรอยหรืออนุภาคการสึกหรอที่เกิดขึ้นได้ในลักษณะสองมิติ เช่น กลไกการสึกหรอแบบขูดขีด ยึดติด ฟิล์มการสึกหรอชั้นที่สาม เป็นต้น ด้วยเทคนิค LSCM และ SEM ร่วมกับการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์ (EDS: Energy Dispertive X-Ray Spectrometry, ISIS 300, Oxford Instruments, Japan)

2) การสึกหรอแบบสามมิติ (3D –Wear formation) สามารถให้รายละเอียดของร่องรอยและอนุภาคการสึกหรอได้ดีกว่าแบบสองมิติ อาทิเช่น การสึกหรอด้วยกลไกการล้าตัวของวัสดุ การหลุดล่อน ชั้นเนื้อโอนถ่ายวัสดุ การสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งและสเลอรีที่ทำมุมเอียงกับพื้นผิววัสดุ การแตกหักของวัสดุ เป็นต้น จะทำให้ผลการวิเคราะห์การสึกหรอมีความแม่นยำยิ่งขึ้น เนื่องจากอนุภาคการสึกหรอส่วนใหญ่จะมีลักษณะเป็นรูปทรงสามมิติ ด้วยเทคนิค LSCM

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

(ซึ่งเทคนิคนี้แสดงวิธีการและรายละเอียดของการตรวจวัด ตามคำอธิบายในหัวข้อที่ 4.4)

4.2 การทดสอบการสึกกร่อนของวัสดุ

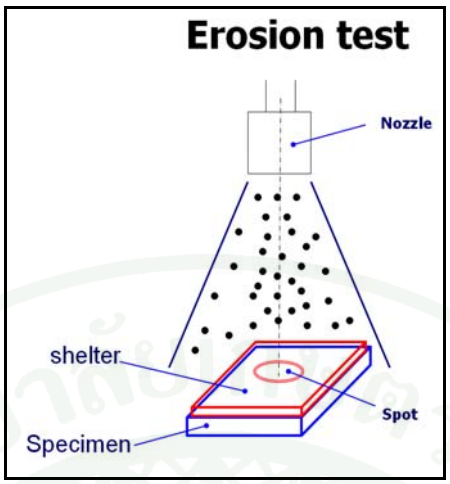
4.2.1 การสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง

การสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง (Solid particle erosion) จำลองการพ่นปะทะของสสาร ที่เป็นของแข็ง ของเหลว และ ก๊าซ โดยเฉพาะของแข็งสามารถที่จะสร้างความเสียหายได้อย่างรวดเร็วให้กับผิววัสดุ หรือ เรียกว่าการสึกหรอแบบสึกกร่อน (Erosive wear) โดยใช้ความดันของอากาศอัด เพื่อขับดันอนุภาคของแข็งให้พุ่งปะทะ ชนกับผิววัสดุชิ้นทดสอบ อาจจะทดสอบด้วยการชนปะทะที่มุมต่างกันตามลักษณะการใช้งานจริง (Sundararajan *et al*., 1990) แต่โดยปกติมุมปะทะจะทำให้การสึกหรอมีค่าต่างกัน โดยสามารถปรับความดันลมอัด เพื่อเพิ่มหรือลดความเร็วในการเคลื่อนที่อนุภาคทดสอบ และกำหนดเวลาในการทดสอบให้เหมาะสมได้ หลังการทดสอบวัดค่าความหนาของชิ้นทดสอบเปรียบเทียบกับความหนาชิ้นทดสอบก่อนการทดสอบ เพื่อแปรผลของความหนาที่สูญเสียไปเป็นการสึกหรอของวัสดุ (Hutchings, 1992b; Hussainova *et al*., 1999; Takadoum, 2008) ซึ่งงานวิจัยส่วนนี้กำหนดเงื่อนไขในการทดสอบดังนี้

ตารางที่ 9 เงื่อนไขในการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง

Testing conditions	Value of the test
Silica Particle Size	∅ 74 um (200 U.S. Mesh)
Air Pressure	400 kPa
Impact distance	15 cm
Test duration	5 s/time
Lubrication	Non-applied
Temperature	Room temp.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



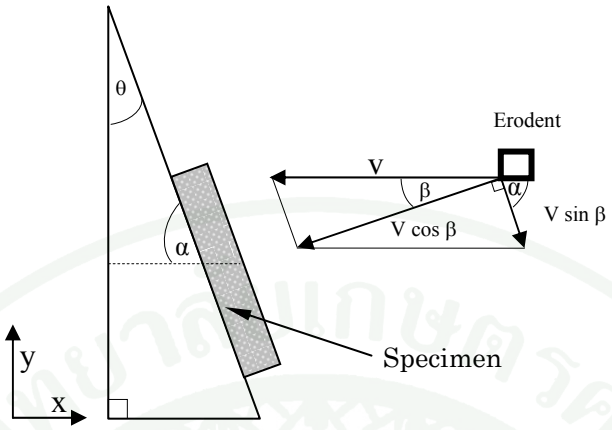
ภาพที่ 38 รูปแบบของการเซ็ตการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง

ภาพที่ 38 การจำกัดพื้นที่ของรอยการสึกหรอด้วยการปิดผิวหน้าชิ้นงานบางส่วน เพื่อศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ เนื่องจากการพ่นปะทะที่มุมตั้งฉากกับพื้นผิวสัมผัสทำให้เกิดการสึกหรอสูงสุดสำหรับพฤติกรรมของวัสดุเปราะโดยเฉพาะที่ขอบชิ้นงาน การปะทะจะไม่ตั้งฉาก ดังนั้นการปิดบังขอบชิ้นงานไว้ เพื่อลดการสึกหรอที่มากเกินปกติและลดผลกระทบของกลไกการสึกหรอแบบตัดเฉือนลง (Hutchings, 1992b)

4.2.2 การสึกกร่อนด้วยสเลอรี

การจำลองการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง นิยมใช้ในการศึกษาการสึกหรอวัสดุคอมโพสิต วิธีการนี้มีองค์ประกอบของปัจจัยที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่ต่ำกว่าเมื่อเปรียบเทียบกับการทดสอบการสึกกร่อนด้วยวิธีอื่น อาทิเช่น Erosion-cavitation, Erosion-corrosion และ Slurry erosion เป็นต้น ซึ่งเหตุผลดังกล่าวทำให้การประเมินวิเคราะห์เปรียบเทียบความสามารถของวัสดุในการต้านทานการสึกหรอจะมีความแม่นยำเพิ่มขึ้น แต่หากนำมาเป็นเกณฑ์ในการพิจารณาการสึกหรอของวัสดุทำแม่พิมพ์ โดยเฉพาะแม่พิมพ์พลาสติก อาจจำลองรายละเอียดของการสึกหรอได้ไม่สมบูรณ์ เนื่องจากพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุทำแม่พิมพ์ ได้รับอิทธิพลหลักจากการที่พลาสติกหลอมเหลวพ่นปะทะด้วยความเร็วสูง (Engelmann *et al*., 2001) ดังนั้นการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี (Slurry erosion) สามารถใช้เป็นทางเลือกสำหรับการจำลองพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุแม่พิมพ์ให้มีพฤติกรรมที่ใกล้เคียงกับกระบวนการฉีดพลาสติกได้มากกว่า หากเปรียบเทียบกับการทดสอบการสึกหรอด้วยวิธีอื่นๆ ที่มีตามมาตรฐานในปัจจุบัน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 39 แบบจำลองลักษณะการพ่นปะทะของสเลอรีบนเครื่องทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี

ที่มา: พีระวัตร (2553)

ตารางที่ 10 เงื่อนไขในการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี

Testing conditions	Value of the test
Erodent size of irregular-shaped silica (d_{50})	99.515 μm
Erodent mass flow rate (M_E)	5.44 g/min
Flow rate of water (F_W)	301.9084 cm^3/min
Erodent mass fraction (M_F)	1.81 %wt
Erodent volume fraction (Cv)	6.7869 x 10^{-3}
Flow rate of compressed air (Q_P) at 0.85 Bar	78.91840 x 10^{-5} m^3/s
Slurry droplet velocity (v) at 0.85 Bar	12.5034 m/s
Test duration (T)	1500 s
Total erodent volume on impact (Ve)	8.0342 x 10^{-4} m^3
Stand-off distance refer to impingement of 90^o	12 mm
Angles of impingement (α)	30, 45, 60, 75, 90 deg

ที่มา: พีระวัตร (2553)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การศึกษาในงานวิจัยส่วนนี้พิจารณาอัตราการสึกหรอของวัสดุทำแม่พิมพ์ที่ได้รับอิทธิพลจากองค์ประกอบด้านพลังงานจลน์ที่ส่งผลกระทบต่อการสึกหรอของวัสดุ (ภาพที่ 39) ซึ่งเป็นการพิจารณาการเปลี่ยนแปลงพลังงานจลน์ที่ขึ้นอยู่กับความเร็วในการชนปะทะ (Slurry droplet velocity:V) และการเปลี่ยนแปลงมุมชนปะทะ (Hucthings, 1992b; Hussianova *et al*., 1999; Zhang *et al*., 2000; Kleis and Kulu, 2008) ในการทดสอบการสึกหรอ องค์ประกอบของความเร็วในการพ่นปะทะชิ้นทดสอบด้วยสเลอรี พิจารณาจากค่าความเร็วลัพธ์ ($V \cos \beta$) โดยกำหนดให้มุม $\beta = 90 - \alpha$ และได้กำหนดเงื่อนไขในการทดสอบวัสดุเป็นค่าคงที่ดังแสดงในตารางที่ 10 (พีระวัตร, 2553) โดยมุ่งเน้นศึกษาผลกระทบของมุมปะทะในการทดสอบ (α) ต่อการสึกหรอที่มุมปะทะต่างกันของวัสดุแม่พิมพ์ต่างชนิด เพื่อเป็นแนวทางในการออกแบบแม่พิมพ์รวดเร็วสำหรับงานฉีดพลาสติกได้อย่างเหมาะสม

4.3 การศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงปริมาณ

การวัดผลต่างของมวลชิ้นทดสอบระหว่างก่อนและหลังการทดสอบ สำหรับการศึกษาการสึกหรอแบบลื่นไถล ด้วยเครื่องชั่งแบบดิจิทัล ความละเอียด 0.001 g (PR 1203, Mettler Toledo, Ohio, USA) สำหรับการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี ทำความสะอาดชิ้นทดสอบในสารละลายอาซีโทน (Acetone) ด้วยเครื่องล้างอัลตราโซนิกเป็นเวลา 15 min และอบชิ้นทดสอบที่อุณหภูมิ 50^{o}C เป็นเวลา 60 min และใช้เครื่องชั่งแบบดิจิทัล ความละเอียดสูง 0.0001 g (GF-200, A&D Co., Ltd. Tokyo, Japan) โดยการควบคุมอุณหภูมิแวดล้อมที่ 22.5 ^{o}C

4.4 การศึกษาลักษณะการสึกหรอของวัสดุเชิงปริมาณ ด้วยเครื่องวัดความหยาบผิว

การเตรียมชิ้นทดสอบให้มีขนาดของชิ้นงานเช่นเดียวกันกับกระบวนการเตรียมเพื่อตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเลกตรอน การศึกษารูปแบบและลักษณะความเสียหายของชิ้นทดสอบก่อนและหลังการทดสอบการสึกหรอด้วยเครื่องวัดความหยาบผิวแบบสัมผัส (CV-3100/4100 series Mitutoyo profilometer, Mitutoyo, Japan) การวัดค่าแสดงเป็นความกว้างและความลึกของร่องการสึกหรอ และสำหรับเครื่องวัดความหยาบผิวแบบไม่สัมผัส ซึ่งในที่นี้เรียกว่าเทคนิค “LSCM” (Laser scanning confocal microscopy, 3D Measuring Laser Microscope OLS4000 LEXT, Olympus, Tokyo, Japan) การวัดค่าแสดงเป็นค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ โดย

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

กำหนดระยะในการวัดค่า (Evaluation length) เท่ากับ 639 μm และระยะ Cut-off (λc) เท่ากับ 80 μm วิธีวัดค่าความหยาบผิวและสัญลักษณ์กำหนดตามมาตรฐาน ISO 4287/1 : 1997

4.5 การศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงปริมาณและคุณภาพด้วยเทคนิค LSCM

นำชิ้นทดสอบจากการวัดค่าความหนาแน่นของวัสดุ ที่ได้ทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล ด้วยเครื่องทดสอบการสึกหรอแบบเคลื่อนที่กลับไปกลับมา (Nano and Micro Tribometer UMT-2, CETR UMT, Center for Tribology Inc., CA, USA) โดยการทดสอบตามมาตรฐาน ASTM G133-05 โดยในการสึกหรอแบบลื่นไถล เตรียมชิ้นทดสอบในช่วงรอยการสึกหรอตรงกึ่งกลางถึงขอบ (Wear track) แสดงในภาพที่ 86 ส่วนชิ้นทดสอบการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งและแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรี เตรียมชิ้นทดสอบในช่วงจุดรอยการสึกหรอให้รอยการสึกหรออยู่บริเวณจุดศูนย์กลางชิ้นทดสอบ (Wear spot) แสดงในภาพที่ 108 โดยด้านหลังขัดผิวให้ได้ระนาบ การศึกษาลักษณะพื้นผิวของชิ้นทดสอบก่อนและหลังการทดสอบการสึกหรอเพื่อตรวจสอบเปรียบเทียบประเมินวิเคราะห์บริเวณที่เกิดการสึกหรอด้วยการแสดงผลการวัดค่ารูปร่างร่องรอยการสึกหรอแบบสามมิติ และองค์ประกอบค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ (Stachowiak *et al*., 2004) สำหรับการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล การทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง และการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี โดยทั้งหมดใช้การวัดค่าเชิงปริมาณและคุณภาพด้วยเทคนิค LSCM

4.6 การศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเชิงปริมาณและคุณภาพด้วยเทคนิค SEM

นำชิ้นทดสอบจากขั้นตอนการศึกษาด้วยเทคนิคการวัดการสึกหรอแบบต่างๆ นำมาตรวจพิเคราะห์พื้นผิวของวัสดุบริเวณ Wear track สำหรับการสึกหรอแบบลื่นไถล และบริเวณ Wear spot สำหรับการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งและสเลอรี เพื่อตรวจสอบเปรียบเทียบประเมินวิเคราะห์บริเวณที่เกิดการสึกหรอด้วยการแสดงผลการวัดค่ารูปร่าง ร่องรอยการสึกหรอแบบสองมิติ ด้วยเทคนิค SEM และองค์ประกอบของธาตุ ด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์ (Energy Dispertive X-Ray Spectrometry: EDS)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

5. การสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วสำหรับฉีดชิ้นงานพลาสติกชนิดวัสดุ PP เพื่อประเมินอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ที่เคลือบผิวและไม่ได้เคลือบผิวหน้าแม่พิมพ์

5.1 การสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์รวดเร็ว

วิธีสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยกระบวนการหล่อเรซินสร้างขึ้นมาตามลำดับขั้นตอนดังที่ได้กล่าวไว้ในส่วนการตรวจเอกสาร หัวข้อที่ 4.3.4 แม่พิมพ์รวดเร็วชนิดอิพอกซีเรซินเสริมความแข็งแรงด้วยอะลูมิเนียม และหัวข้อที่ 4.3.5 แม่พิมพ์รวดเร็วด้วยเทคนิคการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ ซึ่งมีรายละเอียดการเตรียมวัสดุแม่พิมพ์ ด้วยการผสมอิพอกซีเรซิน Biresin® L84 (Sika Deutschland GmbH, Stuttgart, Germany) กับของผสมทำให้แข็ง Biresin® L84T (Hardener) ในสัดส่วนเชิงมวล 80:20 มวลอิพอกซีเรซินต่อมวลของผสมทำให้แข็งตัว มีสัดส่วนเป็น 55 %โดยมวล และเติมสารเสริมแรงอะลูมิเนียมขนาด Submicron-70 μm เป็นปริมาณ 45 % การสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์วัสดุ AL-EP มีขั้นตอนการสร้างแม่พิมพ์ เริ่มจากเตรียมชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล แบ่งเป็นจำนวน 2 คาวิตี้ ด้านหนึ่งเป็นวัสดุต้นแบบมาสเตอร์โมเดล (Master model) และอีกด้านหนึ่งเป็นต้นแบบวัสดุ Zn-alloy coating ซึ่งมี Runner อยู่ตรงกลางระหว่างคาวิตี้ จัดวางและปรับระนาบของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลเพื่อให้แนวการปลดชิ้นงาน (Parting line) ของคาวิตี้ทั้งหมดอยู่ในระนาบเดียวกัน และใช้เทคนิคการหล่อขึ้นรูปดังนี้ เริ่มต้นด้วยการผสมเรซินกับสารเสริมแรงและเทหล่อชิ้นงานในเครื่องหล่อแบบสุญญากาศ (MCP 5/01 Vacuum Casting Machine, MCP HEK GmbH, Schleswig-Holstein, Germany) โดยใช้เวลาในการกวนให้เข้ากัน ประมาณ 20 นาที หลังจากนั้นเทวัสดุลงในแบบหล่อในห้องสุญญากาศ และใช้เวลาในการดึงฟองอากาศออก ประมาณ 60 นาที จากนั้นควบคุมบรรยากาศที่ 1000 mBar เพื่อทำให้อินเสิร์ทแม่พิมพ์เย็นตัว โดยใช้เวลาไม่ต่ำกว่า 24 ชั่วโมง และอบแม่พิมพ์ที่อุณหภูมิ 80^{O} C เป็นเวลา 1 ชั่วโมง โดยขั้นตอนสุดท้าย ถอดแบบชิ้นงานและตรวจสอบผิวหน้าแม่พิมพ์ และช่องทางการไหลของพลาสติก

5.2 การสร้างแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

เนื่องจากในงานวิจัยส่วนนี้ต้องการศึกษาความสามารถของวัสดุทำแม่พิมพ์ที่เคลือบผิวหน้า และไม่เคลือบผิวหน้าแม่พิมพ์ ในประเด็นของความสามารถในการต้านทานการสึกหรอ จึงพิจารณาเลือกแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกแบบ 2 แผ่น ซึ่งมีต้นทุนการสร้างแม่พิมพ์ที่ต่ำกว่าแม่พิมพ์ชนิด

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

อื่นๆ โดยใช้ Mould base ขนาด 205 x 205 mm ที่มีระบบหล่อเย็นทำจากอินเสิร์ทของแม่พิมพ์วัสดุ AL-EP และยึดเข้ากับอินเสิร์ทของแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยกระบวนการหล่อเรซิน ที่ได้กล่าวมาในหัวข้อที่ 5.1

5.3 การวัดค่าความหยาบผิวของคาวิตี้แม่พิมพ์วัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ

วัดความหยาบผิวคาวิตี้แม่พิมพ์ด้านผิวหล่อวัสดุ AL-EP และด้านเคลือบผิว Zn-alloy ด้วยเทคนิค LSCM เปรียบเทียบความหยาบผิวก่อนและหลังการฉีดด้วยเครื่องฉีดพลาสติกอุตสาหกรรม (Model HXF88-A, High-Speed Hybrid Injection Moulding Machine, Ningbo Haixing Plastic Machinery Manufacturing Co., Ltd) ในระหว่างทำการฉีดพลาสติก การวัดค่าความหยาบผิวแม่พิมพ์หลังการฉีดด้วยเทคนิค LSCM ดังกล่าว แสดงเป็นค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ ประกอบด้วยค่า Ra, Rq, Rz, Rt และ Rsm (Whitehouse, 2002) จากการวัดค่าในบริเวณที่กำหนดจำนวน 30 จุด แสดงในภาพที่ 129

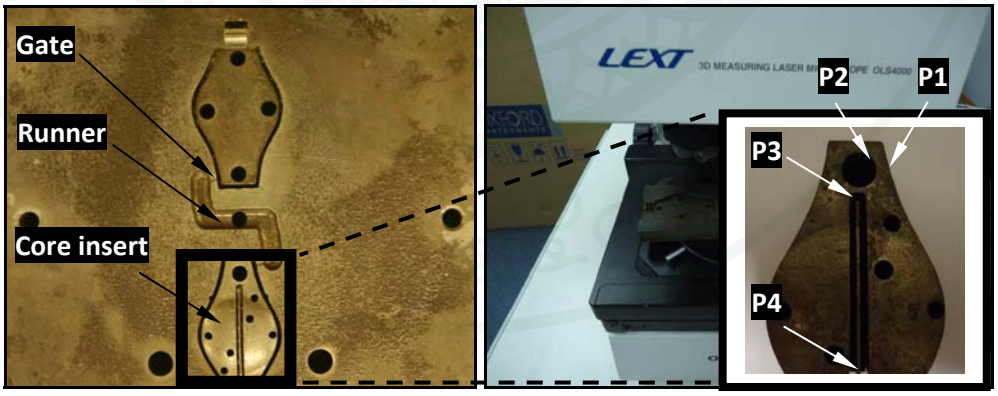
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ผลและวิจารณ์

1. ผลการตรวจสอบศึกษาลักษณะความเสียหายและการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

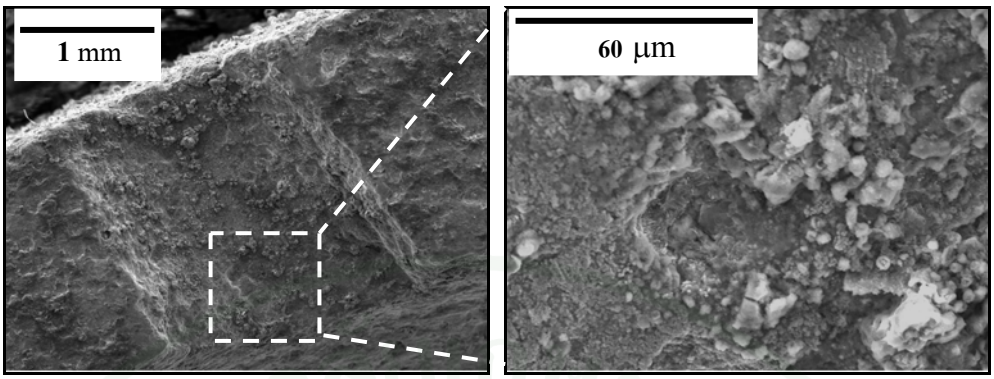
การศึกษาในส่วนนี้ได้นำแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกชนิดวัสดุเหล็กกล้าเครื่องมือที่ได้ผ่านการฉีดชิ้นงานมาแล้วประมาณ 120,000 ชิ้น นำมาตรวจสอบศึกษารูปแบบการสึกหรอและลักษณะของความเสียหายด้วยการตัดเตรียมส่วนที่สำคัญของส่วนประกอบแม่พิมพ์ ได้แก่ บริเวณ Gate Runner อินเสิร์ทส่วนคอร์ (Core insert) ของแม่พิมพ์ชนิดวัสดุเหล็กกล้าเครื่องมือ ซึ่งเป็นส่วนสำคัญที่ส่งผลต่อประสิทธิภาพของแม่พิมพ์และคุณภาพของชิ้นงาน การตรวจค้นร่องรอยของการสึกหรอแสดงเป็นข้อมูลเชิงคุณภาพในลักษณะของการสึกหรอแบบสามมิติด้วยเทคนิค LSCM และข้อมูลเชิงคุณภาพในลักษณะของการสึกหรอแบบสองมิติด้วยเทคนิค SEM ซึ่งให้รายละเอียดที่เป็นที่ยอมรับและมีความน่าเชื่อถือในการประเมินกลไกและรูปแบบการสึกหรอ (Peng and Kirk, 1998) ของแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

การตรวจสอบศึกษาร่องรอยการสึกหรอเพื่อประเมินกลไกหรือรูปแบบการสึกหรอสามารถใช้เป็นทางเลือกหนึ่งในการกำหนดวิธีการทดสอบการสึกหรอของวัสดุทำแม่พิมพ์ให้เหมาะสมกับลักษณะการใช้งานได้ แสดงในภาพที่ 40

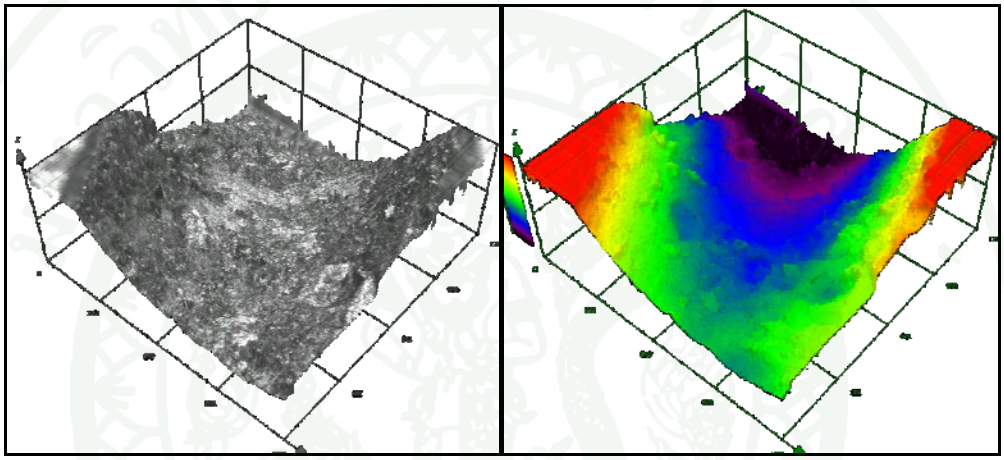


ภาพที่ 40 ตำแหน่งการตรวจสอบศึกษากลไกการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วนแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

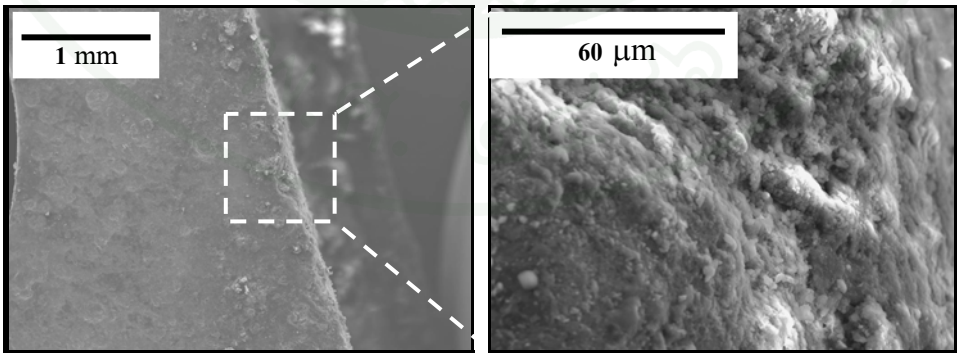


(ก)



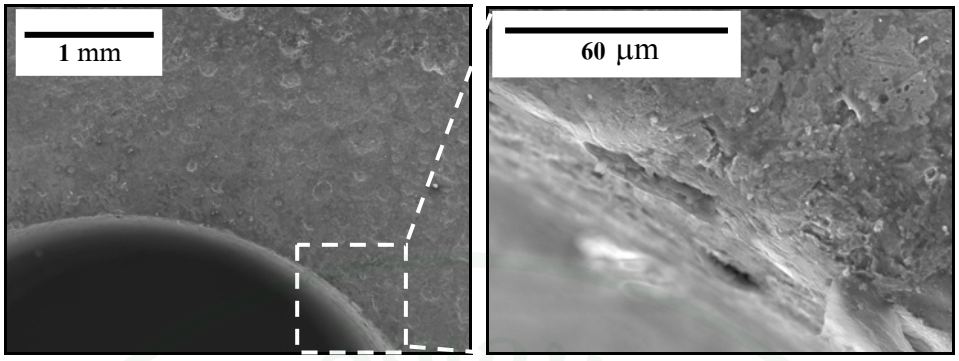
(ข)

ภาพที่ 41 รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วนแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกบริเวณ Gate (ก) การสึกหรอแบบสองมิติด้วย SEM (ข) การสึกหรอแบบสามมิติด้วย LSCM

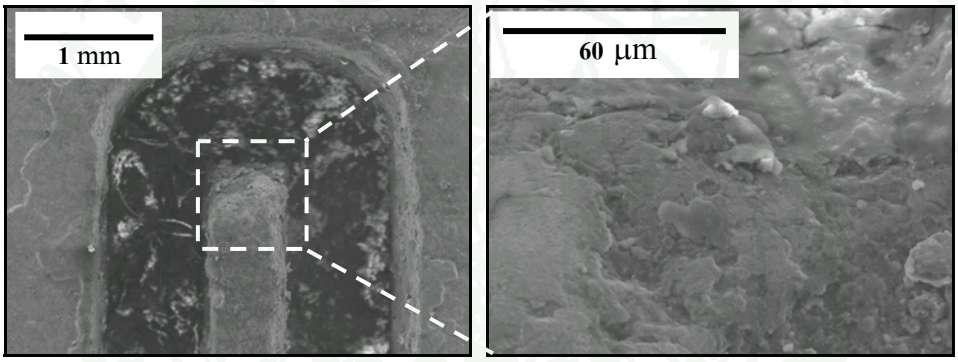


ภาพที่ 42 รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P1

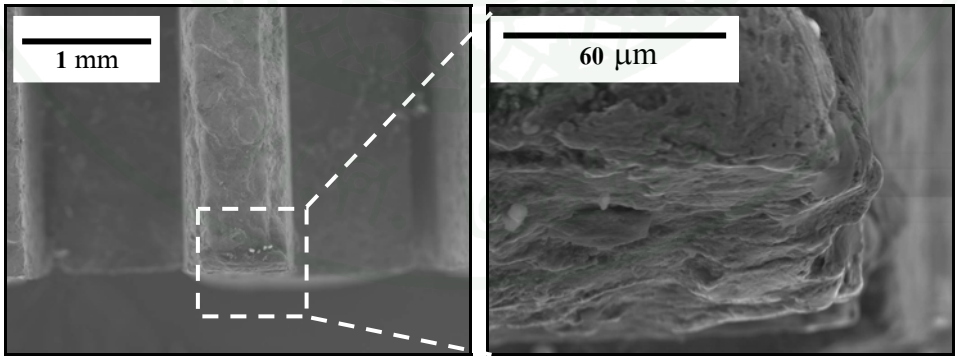
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 43 รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P2



ภาพที่ 44 รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P3



ภาพที่ 45 รูปแบบการสึกหรอและความเสียหายของชิ้นส่วน Core insert บริเวณจุด P4

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 41 Gate เป็นช่องขนาดเล็กที่เชื่อมต่อระหว่าง Runner และ Cavity ในการลำเลียงพลาสติกเหลว โดยปกติบริเวณช่องทางไหลนี้พื้นผิวจะมีความเรียบ แต่ระหว่างการใช้งานหากช่องทางการไหลบริเวณ Gate มีความหยาบเพิ่มขึ้น จะทำให้เกิดความเสียดทานเพิ่มขึ้นในขณะที่พลาสติกไหล ทำให้พฤติกรรมการไหลของพลาสติกเปลี่ยนแปลงไปจากเดิมส่งผลกระทบต่อคุณภาพชิ้นงานฉีด (Bienk and Mikkelsen, 1997; Karapatis *et al*., 1997; Engelmann *et al*., 2001; Mitterer *et al*., 2003) โดยที่ความเสียดทานที่เพิ่มขึ้นในระหว่างการไหลของพลาสติกหลอมเหลวเนื่องจากสาเหตุของความเสียหายหรือการสึกหรอของพื้นผิว ซึ่งมีความสอดคล้องกับการตรวจสอบศึกษาบริเวณนี้จากภาพถ่าย (ก) SEM กำลังขยาย 1 mm คาดว่า พื้นผิวส่วนใหญ่ที่อยู่รอบๆ บริเวณช่องทางไหล Gate ของแม่พิมพ์ปกติที่ใช้วัสดุทำแม่พิมพ์ชนิดวัสดุเหล็กกล้า ซึ่งมีแนวโน้มทำให้เกิดการสึกหรอด้วยการล้าตัวเนื่องจากความร้อน (Thermal fatigue) ของวัสดุแม่พิมพ์ (Li *et al*., 2009) แต่บริเวณขอบของช่อง Gate มีลักษณะความเสียหายปรากฏเป็นร่องรอยคล้ายคลื่นจากการพ่นปะทะของของไหลด้วยความเร็วสูง เนื่องด้วยในกระบวนการฉีดพลาสติก เมื่อพลาสติกหลอมเหลวไหลผ่าน Runner จะเกิดการสึกหรอแบบสึกกร่อน (Erosive wear) เป็นกลไกหลัก (Bienk and Mikkelsen, 1997; Engelmann *et al*., 2001) แต่การสึกหรอจะมีปริมาณสูงขึ้น เมื่อพลาสติกไหลต่อมาที่ช่อง Gate ซึ่งมีขนาดเล็กกว่า Runner หลายเท่าตัว (ภาพ ก) ทำให้พลาสติกไหลด้วยความเร็วสูงขึ้น ส่งผลต่อความดันในช่องทางการไหลนี้มีความดันเพิ่มขึ้นสูงมาก ทำให้การพ่นปะทะของพลาสติกหลอมเหลวมีความรุนแรงสูง กอปรกับบริเวณขอบของช่อง Gate เป็นจุดศูนย์รวมความเค้น เนื่องจากข้อจำกัดของกรรมวิธีการผลิตแม่พิมพ์ จึงทำให้การสึกหรอแบบสึกกร่อนปรากฏชัดในบริเวณนี้ ส่วนพื้นผิวตรงกลางบริเวณทางเข้าช่อง Gate (End of runner channel) ซึ่งเป็นจุดที่เกิดการเปลี่ยนแปลงความเร็วในการไหลของพลาสติก ปรากฏหลุมขนาดเล็กระดับจุลภาคในช่วง 30-60 μm แต่มีขนาดความลึกในระดับหลายร้อยไมครอน (ภาพ ข) และเมื่อพิจารณาภาพถ่าย SEM กำลังขยาย 60 μm ชนิดของพลาสติกหลอมเหลวทำให้เกิดกลไกการกัดกร่อน (Corrosive wear) ร่วมด้วย (Bienk and Mikkelsen, 1997)

ภาพที่ 42 บริเวณจุด P1 ซึ่งเป็นบริเวณขอบของอินเสิร์ทแม่พิมพ์ส่วนคอร์ (Core insert) โดยที่พลาสติกหลอมเหลวจากช่อง Gate ถูกส่งผ่านมาที่บริเวณนี้เป็นจุดแรกของ Core insert เป็นจุดที่มีความดันใกล้เคียงกับบริเวณ Gate จึงทำให้พลาสติกหลอมเหลว ไหลด้วยความเร็วสูง ตรงจุดนี้พลาสติกจะไหลเข้าปะทะในลักษณะตั้งฉากกับพื้นผิว (ภาพขยาย 1mm) จึงพบการสึกหรอแบบสึกกร่อน ที่มีขนาดใหญ่ และมีลักษณะการสึกหรอตามทิศทางการไหลของพลาสติก (ภาพขยาย 60 μm)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 43 จุด P2 เป็นบริเวณขอบรูเจาะของชิ้นส่วน Core insert ด้วยขนาดของรูเจาะมีขนาดเล็ก ทำให้การตกแต่งขอบเหลี่ยมคมที่เกิดขึ้นทำได้ค่อนข้างยาก ส่งผลให้บริเวณนี้เป็นจุดศูนย์รวมความเค้น ซึ่งทำให้หลังจากการผลิตชิ้นงานประมาณ 120,000 ชิ้น บริเวณขอบเกิดการสึกหรอในลักษณะข้อบกพร่องบริเวณขอบ (Edge effect) ซึ่งจะช่วยเร่งการสึกหรอให้เร็วขึ้น พิจารณาได้จากบริเวณขอบเกิดเป็นลักษณะมนโค้งขึ้นตลอดแนวเส้นรอบวง แสดงในภาพขยาย 1 mm (Engelmann *et al*., 2001) และคาดว่า มีการสึกกร่อนในระดับมหภาค (Macro-erosion wear) เนื่องจากปรากฏหลุมขนาดระดับมหภาคอยู่ทั่วไป (ภาพขยาย 60 μm)

ภาพที่ 44 บริเวณจุด P3 ซึ่งเป็นบริเวณส่วนปลายร่องตรงกลางของ Core insert เนื่องจากชิ้นส่วนบริเวณนี้มีขนาดเล็ก พบว่า เป็นบริเวณที่ทำให้การสึกหรอแบบสึกกร่อนเด่นชัดขึ้นในบริเวณที่เป็นเหลี่ยมคม การพ่นปะทะของพลาสติกหลอมเหลว ทำให้เกิดการสึกหรอที่ขอบทั้งด้านนอกและด้านในของร่องดังกล่าวในลักษณะที่ทำให้ผิวโค้งมนขึ้น ตามทิศทางการไหลของพลาสติกเหลว (ภาพขยาย 1mm) และบริเวณปลายของส่วนครีบ (Rib) ที่มีขนาดเล็กมาก เกิดการสึกหรอแบบสึกกร่อนที่ทำให้เกิดการมนโค้งในลักษณะสามมิติ นอกจากนี้เมื่อชิ้นงานพลาสติกที่แข็งตัวอยู่ในร่องของ Core insert จะมีแรงยึดเกาะสูง ทำให้การปลดชิ้นงานในบริเวณนี้จะเกิดความเสียหายได้สูงกว่าบริเวณอื่น (ภาพขยาย 60 μm) ซึ่งอาจทำให้เกิดการสึกหรอเนื่องจากการยึดติดของพอลิเมอร์ (Adhesive wear) ร่วมด้วย (Engelmann *et al*., 2001; Mitterer *et al*., 2003)

ภาพที่ 45 จุด P4 เป็นบริเวณส่วนปลายด้านตรงกันข้ามกับจุด P3 เมื่อพลาสติกสามารถไหลมาบรรจบกัน (Weld line) ในบริเวณนี้ (ภาพขยาย 1 mm) กล่าวได้ว่าพลาสติกหลอมเหลวสามารถเคลื่อนที่ได้หลายทิศทาง จึงทำให้การไหลของพลาสติกมีความเร็วสูงขึ้น และทำให้มีความเค้นเฉือนเพิ่มขึ้นด้วยในขณะที่พลาสติกไหล ส่งผลให้การสึกกร่อนด้วยผลกระทบของการไหลของพอลิเมอร์มีความรุนแรงสูง ซึ่งปรากฏร่องรอยการสึกหรอมีลักษณะคล้ายคลื่นเด่นชัดมาก (ภาพขยาย 60 μm)

การสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก มีกลไกการสึกหรอมากมายที่เกิดขึ้นร่วมกัน และบางกลไกจะเกิดขึ้นและปรากฏชัดในบริเวณต่างกันดังที่กล่าวมาในส่วนการตรวจเอกสาร หัวข้อที่ 1.1 กลไกการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก นอกจากที่ได้จากการตรวสอบศึกษาการสึกหรอด้วยเทคนิค SEM และ LSCM ตามที่กล่าวมาข้างต้น ในส่วนอื่น ๆ อาทิเช่น บริเวณช่องสลักปลด (Ejector hole) ซึ่งไม่ได้แสดงในงานส่วนนี้เนื่องจากบริเวณที่เสียหายและสึกหรอ ทำให้การเตรียม

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ชิ้นงานสำหรับการตรวจสอบด้วยเทคนิค SEM และ LSCM ทำได้ค่อนข้างยากและมีโอกาสที่จะสูญเสียคุณลักษณะพื้นผิวไปในขณะเตรียมชิ้นงาน แต่มีผู้ศึกษาส่วนใหญ่กล่าวว่าเป็นการสึกหรอแบบลื่นไถล (Sliding wear) โดยเฉพาะเมื่อสลักปลด (Ejector pin) ขาดการหล่อลื่น และบริเวณที่เป็นส่วนหนึ่งของอินเสิร์ทแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้ (Cavity insert) จะปรากฏรูปแบบการสึกหรอคล้ายคลึงกับที่ปรากฏใน Core insert (Karapatis *et al*., 1997; Engelmann *et al*., 2001)

ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่า กลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้นกับแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก คาดว่าประกอบด้วย 3 กลไกหลัก ได้แก่ (1) กลไกการสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) ด้วยรูปแบบการลื่นไถล (Sliding wear) ที่บริเวณส่วนปลดชิ้นงาน (2) กลไกการสึกหรอแบบล้าตัว (Fatigue wear) บริเวณผิวหน้าอิมเพรสชัน โดยเฉพาะบริเวณหล่อเย็น ด้วยรูปแบบการล้าเนื่องจากความร้อน (Thermal fatigue) อาจเป็นลักษณะของการเกิดตามด (Pitting fatigue) (3) กลไกการสึกหรอแบบขูดขีด (Abrasive wear) มีความรุนแรงสูงในการฉีดพลาสติกชนิดเติมสารเสริมแรง ซึ่งมีรูปแบบของการสึกกร่อนด้วยสเลอรี (Slurry erosion) ของพลาสติกหลอมเหลว ซึ่งเกิดขึ้นในบริเวณ Gate Runner และ Core/ Cavity inserts รวมทั้งบริเวณอื่นๆ ที่มีมิติขนาดเล็ก หรือบริเวณที่มีลักษณะเป็นเหลี่ยมแหลมคม อาทิเช่น รูเจาะ ขอบแม่พิมพ์ เป็นต้น นอกจากนี้ยังกล่าวกันว่า เกิดการสึกหรอเนื่องจากกลไกการสึกหรอร่วมกับปฏิกิริยาเคมี (Tribochemical wear) ด้วยรูปแบบการกัดกร่อน (Corrosive wear) หรือ Pitting corrosion fatigue ทุกบริเวณที่สัมผัสกับพลาสติกหลอมเหลวซึ่งบางชนิดทำให้เกิดการกัดกร่อนสูงกว่าปกติ และการสึกกร่อนแบบคาร์วิเตชัน (Cavitation erosion) เนื่องจากการระเบิดของฟองก๊าซในระหว่างการหลอมและการไหลของพลาสติกบางชนิดที่ฉีดด้วยความดันสูงได้อีกด้วย (Bienk and Mikkelsen, 1997; Karapatis *et al*., 1997; Engelmann *et al*., 2001; Mitterer *et al*., 2003; Li *et al*., 2009; Martinho, 2010) ดังนั้นอาจทำให้กล่าวได้ว่า กลไกการสึกหรอแบบขูดขีดโดยเฉพาะรูปแบบการสึกกร่อนด้วยพลาสติกหลอมเหลว เป็นสาเหตุสำคัญซึ่งไม่ขึ้นอยู่กับชนิดของพลาสติกที่ต้องการผลิตดังเช่นรูปแบบการสึกหรอแบบอื่นๆ และปรากฏร่องรอยของการสึกหรอในบริเวณสำคัญที่ส่งผลต่อคุณภาพของชิ้นงานฉีดพลาสติก จนในที่สุดต้องทำการซ่อมแซมหรือเปลี่ยนแม่พิมพ์ ซึ่งทำให้เกิดผลกระทบต่อกระบวนการผลิต

ในการแก้ไขหรือลดการสึกหรอ เพื่อเป้าหมายในการยืดอายุไขของแม่พิมพ์ ซึ่งส่วนใหญ่นิยมใช้วิธีการปรับปรุงคุณภาพพื้นผิวด้วยการเคลือบผิว (Bienk and Mikkelsen, 1997; Wimpenny and Gibbons, 2000; Martinho, 2010) แต่ขั้นตอนตั้งแต่ การเลือกชนิดผิวเคลือบ วิธี กระบวนการเคลือบผิวล้วนมีเทคนิคเฉพาะตัวเป็นปัจจัยที่ต้องศึกษาเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพในการต้านการสึกหรอ

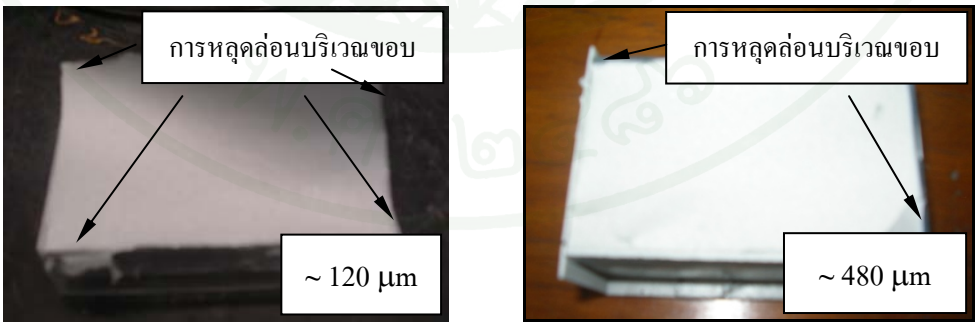
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

2. ผลการศึกษาการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยวิธีการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ

2.1 ผลการเลือกวัสดุฐานที่เหมาะสมกับการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

เกณฑ์ในการเลือกชนิดวัสดุที่จะนำมาใช้เป็นวัสดุฐาน (Substrate) เพื่อเป็นทางเลือกของวัสดุหลักสำหรับการสร้างต้นแบบมาสเตอร์โมเดลในกระบวนการสร้างต้นแบบรวดเร็ว (Rapid prototyping) พิจารณาจากความสามารถในการก่อตัวของวัสดุพ่นเคลือบบนวัสดุฐาน (พ่นเคลือบได้ความหนาสูง) ซึ่งต้องเกาะติดไม่หลุดล่อนโดยเฉพาะบริเวณขอบของชิ้นงาน (Edge debonding) และในขณะหลังการพ่นเคลือบแล้วเสร็จต้องสามารถถอดแบบได้ง่าย (Mould release) ซึ่งเกณฑ์ทั้งสองลักษณะนี้เป็นคุณสมบัติที่ตรงกันข้ามกัน จึงทำให้สามารถเลือกวัสดุต้นแบบได้ง่ายขึ้น งานวิจัยส่วนนี้มุ่งเน้นศึกษาเปรียบเทียบวัสดุที่จะนำมาใช้เป็นต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงตัน (Solid structure) จากวัสดุจำนวน 2 ชนิด ได้แก่วัสดุ โพลีสไตรลีน (PS) และโพลีโพรพิลีน (PP)

จากการศึกษาพบว่า ชิ้นงานวัสดุ PS ที่มีความหยาบผิวของชิ้นงานประมาณ 2 μm การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ สามารถพ่นเคลือบด้วยความหนาวัดได้ประมาณ 120 μm โดยปรากฏการหลุดล่อนที่บริเวณขอบชิ้นงาน การหลุดล่อนที่ขอบปริมาณสูง ทำให้ผิวเคลือบหลุดออกและมีลักษณะม้วนงอ (ภาพที่ 46 ก) ขณะที่ชิ้นงานวัสดุ PP ที่มีความหยาบผิวก่อนการพ่นเคลือบประมาณ 2 μm วิธีอาร์คสเปรย์สามารถพ่นเคลือบผิวได้ความหนาสูงถึง 480 μm โดยบริเวณขอบชิ้นงานเกิดการหลุดล่อนของผิวเคลือบค่อนข้างต่ำ และสามารถถอดแบบได้ง่าย (ภาพที่ 46 ข)



(ก) (ข)

ภาพที่ 46 การพ่นเคลือบอาร์คสเปรย์บนวัสดุฐานพอลิเมอร์ (ก) ชิ้นงานวัสดุ PS (ข) ชิ้นงานวัสดุ PP

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

2.2 ผลการศึกษาพารามิเตอร์และประสิทธิภาพในการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

ผลการทดลองในหัวข้อที่ 2.1 ที่พบว่า วัสดุ PP มีความเหมาะสมสำหรับทางเลือกในการผลิตต้นแบบมาสเตอร์โมเดล เนื่องจากเป็นวัสดุที่ทำให้การก่อตัวของผิวเคลือบมีประสิทธิภาพสูง ซึ่งพิจารณาได้จากที่สามารถพ่นเคลือบได้ด้วยความหนาสูง และบริเวณขอบเสียรูปต่ำกว่าวัสดุ PS ขณะเดียวกันก็สามารถถอดแบบได้ง่ายกว่าโดยไม่ส่งผลต่อคุณภาพของผิวเคลือบ

ดังนั้นจึงเลือกวัสดุ PP สำหรับสร้างชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล ด้วยวิธีการฉีดขึ้นรูป (Injection Moulding) เพื่อใช้ในการศึกษาพารามิเตอร์ในการพ่นอาร์คสเปรย์ โดยใช้แม่พิมพ์ฉีดพลาสติกแบบ 2 แผ่น ดังแสดงในภาพที่ 47 สำหรับผลิตชิ้นงานแผ่นวัสดุ PP วัสดุชนิดนี้จะเย็นตัวลงด้วยเวลาที่ใกล้เคียงกันและการหดตัวจะเกิดขึ้นสม่ำเสมอ ทำให้สามารถถอดชิ้นงานจากแม่พิมพ์ได้โดยไม่จำเป็นต้องมีระบบปลดชิ้นงาน (Chua *et al*., 1999b) และเพื่อป้องกันความเสียหายต่อผิวชิ้นงานต้นแบบ ซึ่งมีความสำคัญในการสร้างชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล

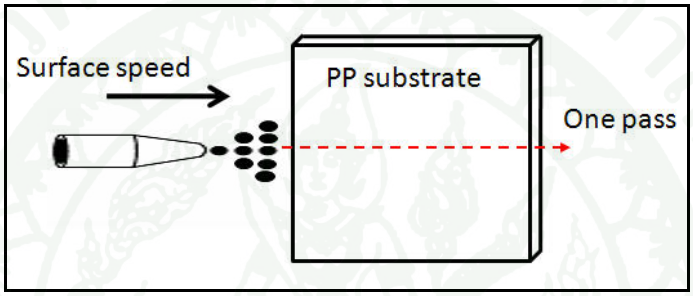
ภาพที่ 47 แม่พิมพ์ฉีดชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล

ภาพที่ 48 ชิ้นงานฉีดขึ้นรูปต้นแบบมาสเตอร์โมเดลแผ่นสี่เหลี่ยมจัตุรัสวัสดุ PP

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 48 ชิ้นงานพลาสติกชนิด PP ฉีดขึ้นรูป ขนาด 50 x 50 mm หนา 4 mm รัศมีที่ขอบ 1 mm ความหยาบผิวเฉลี่ย (Ra) ประมาณ 2 µm สำหรับทำเป็นต้นแบบมาสเตอร์โมเดล ในการศึกษาพารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

การศึกษาพารามิเตอร์ของความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface speed) ในการพ่นเคลือบและความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ ตามมาตรฐาน ISO 17836 (ภาพที่ 49) โดยการวัดปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐาน PP ที่เลือกมาทำเป็นต้นแบบมาสเตอร์โมเดล



ภาพที่ 49 การวัดประสิทธิภาพการพ่นเคลือบผิว

ภาพที่ 50 ผลการทดสอบความแปรปรวนแบบทางเดียว (One-way ANOVA) ในการทดลองพ่นเคลือบผิว เมื่อพิจารณาปัจจัยความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface speed) ที่มีผลต่อปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐาน (Spraying mass) การทดสอบความเชื่อมั่นที่ 95% ด้วยเงื่อนไขการทดลองที่ควบคุมการพ่นเคลือบด้วยหุ่นยนต์อุตสาหกรรมที่แม่นยำ (Industrial robot) เป็นปัจจัยความเร็วป้อนของปืนพ่นที่ 5 ระดับ ได้แก่ 320, 280, 200, 160 และ 120 mm/s ตามลำดับ

One-way ANOVA : Coating mass *vs.* Surface speed					
Source	DF	SS	MS	F	P
Surface speed	4	0.25090	0.06272	51.20	0.000
Error	40	0.04900	0.00123		
Total	44	0.29990			
S= 0.035	R-sq = 83.66%				

ภาพที่ 50 ผลการวิเคราะห์ความแปรปรวนแบบทางเดียว

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface speed) เป็นปัจจัยหลักที่มีผลต่อปริมาณการก่อตัวของผิวเคลือบ ซึ่งพิจารณาได้จากผลต่างของมวลก่อนและหลังการพ่นเคลือบผิว แสดงผลทางสถิติด้วยการวิเคราะห์ค่าความแปรปรวนแบบทางเดียว (ภาพที่ 50) ระหว่างปัจจัยของปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐาน (Spraying mass) และความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface speed)

การทดลองนี้มีความน่าเชื่อถือในการทดลอง (R-Squared) เท่ากับ 83.66% ปัจจัยดังกล่าวมีนัยสำคัญทางสถิติ (α) เท่ากับ 0.05 และมีค่า P- value เท่ากับ 0.000 ซึ่งพิจารณาได้ว่าค่า P-value มีค่าที่ต่ำกว่าค่านัยสำคัญ (α) ซึ่งแปรผลได้ว่าระดับในการทดลอง 5 ระดับ ของตัวแปรทดสอบ (Surface speed) มีความเป็นอิสระต่อกันที่ระดับนัยสำคัญ 0.05

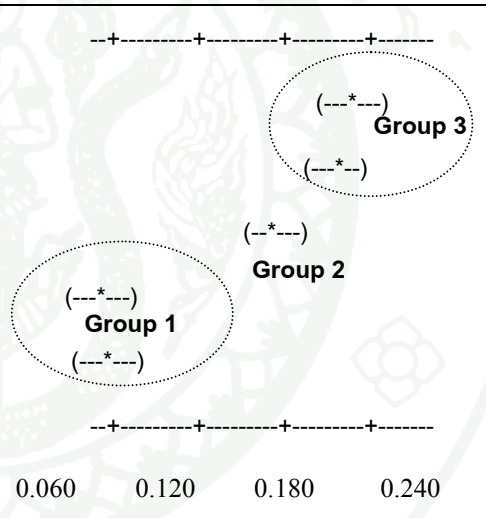
Individual 95% CIs for Mean Based on Pooled StDev

Level	N	Mean	StDev
120	9	0.24667	0.07467
160	9	0.23111	0.01453
200	9	0.17667	0.00866
280	9	0.07111	0.01054
320	9	0.07556	0.01236

Pooled StDev = 0.03500

Tukey 95% Simultaneous Confidence Intervals

All Pairwise Comparisons among Levels of Surface speed

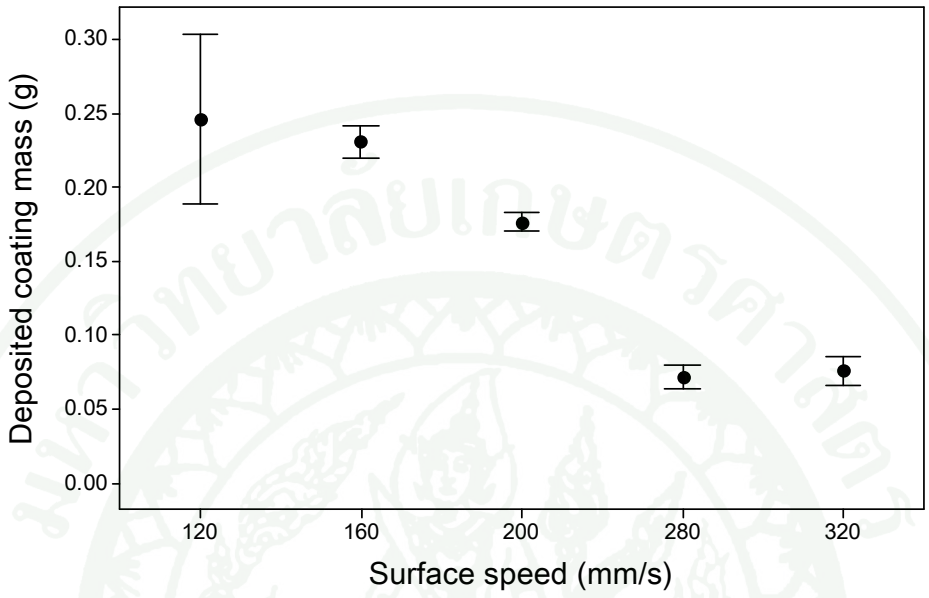


ภาพที่ 51 ผลการวิเคราะห์คู่ความสัมพันธ์ระดับของตัวแปรแบบ TUKEY METHOD TEST

จากการทดสอบความแปรปรวนที่พบว่า ความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface speed) ใน 5 ระดับ ได้แก่ 320, 280, 200, 160 และ 120 mm/s ตามลำดับ ส่งผลต่อการก่อตัวของผิวเคลือบ (มีนัยสำคัญ) แต่ตาราง ANOVA ไม่สามารถทำให้ทราบได้ว่าระดับความเร็วป้อนของปืนพ่น ระดับใดมีความเหมือนหรือมีความต่างกัน ซึ่งหากมีความเหมือนก็จะสามารถใช้แทนกันได้ ดังนั้นจึงเลือกใช้วิธีทดสอบข้อมูลด้วยวิธี TUKEY METHOD TEST เป็นวิธีการทดสอบความสัมพันธ์ของข้อมูลทีละคู่ทุกๆ คู่ (Pairwise comparisons) ซึ่งผลการวิเคราะห์ในภาพที่ 51 แสดงให้ทราบถึงกลุ่ม

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ของระดับความเร็วป้อนของปืนพ่นที่มีความเหมือน (ใช้ค่าทดแทนกันได้) แบ่งเป็น 3 กลุ่ม ได้แก่ กลุ่ม ระดับ 120 กับ 160 mm/s กลุ่มระดับ 200 mm/s และกลุ่มระดับ 280 กับ 320 mm/s

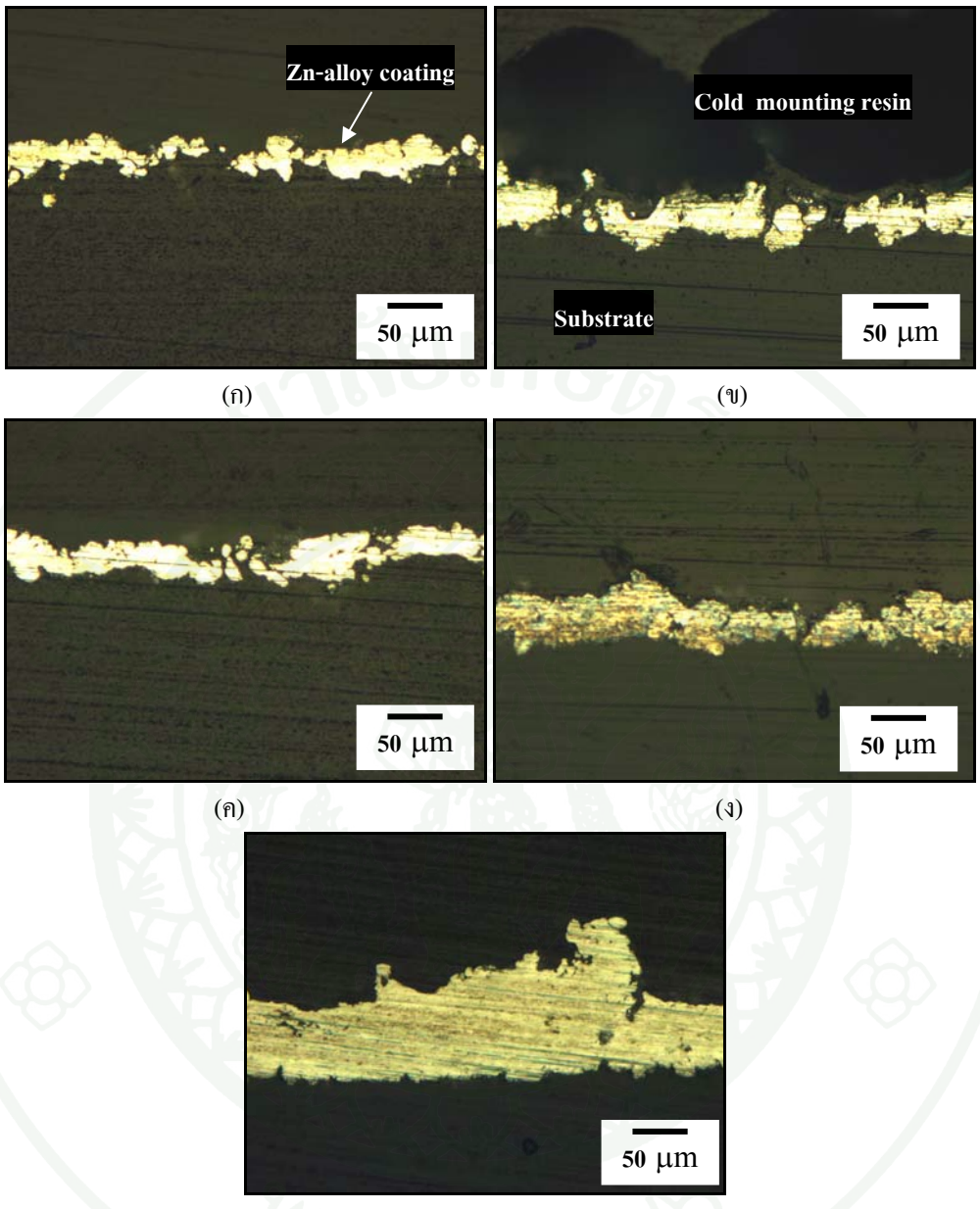


ภาพที่ 52 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างปัจจัยของปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐานและความเร็วป้อนของปืนพ่น

ภาพที่ 52 แสดงปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐาน (Spraying mass) และปัจจัยความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface speed) แสดงให้ทราบถึงความเร็วป้อนของปืนพ่น ที่ระดับ 120 mm/s มีปริมาณมวลสูงที่สุด อยู่ในช่วง 0.17 ถึง 0.34 g เมื่อพิจารณาเงื่อนไขความเร็วป้อนของปืนพ่นที่เหมาะสมจากการทดลองนี้ ควรเลือกใช้ความเร็วป้อนของปืนพ่น ที่ระดับ 160 mm/s ซึ่งมีปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐาน อยู่ในช่วง 0.22 ถึง 0.25 g เนื่องจากมีความผันแปรของปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐานที่ต่ำกว่า ระดับ 120 mm/s หรืออาจกล่าวได้อีกนัยหนึ่งว่า ที่ความเร็วป้อนนี้ ทำให้การก่อตัวของผิวเคลือบบนวัสดุฐานวัสดุ PP มีความแม่นยำสูงกว่า

ดังนั้นในเงื่อนไขของการพ่นเคลือบด้วยความเร็วป้อนของปืนพ่นที่ระดับ 160 mm/s จึงมีค่าความแม่นยำและความเหมาะสมสำหรับการกำหนดเป็นเงื่อนไขในการพ่นเคลือบผิว เพื่อการศึกษาและพัฒนาการเคลือบผิวแม่พิมพ์รวดเร็ว แต่อย่างไรก็ตาม ความเร็วทั้งสองระดับที่ 120 mm/s และ160 mm/s ก็จัดอยู่ในกลุ่มเดียวกันที่สามารถใช้ทดแทนกันได้ตามวิธีของ Tukey

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 53 ภาพตัดขวางของผิวเคลือบจากกระบวนการศึกษาประสิทธิภาพการพ่นเคลือบผิว (DE) ที่ความเร็วป้อนของปืนพ่นระดับต่างๆ (ก) 320 mm/s (ข) 280 mm/s (ค) 200 mm/s (ง) 160 mm/s (จ) 120mm/s

เมื่อนำชิ้นงานจากขั้นตอนการศึกษาประสิทธิภาพการเคลือบผิว ตัดตามแนวทิศทางการพ่นเคลือบ ซึ่งการพิจารณาจากภาพตัดขวางของผิวเคลือบและวัสดุฐานวัสดุ PP พบว่า ลักษณะการก่อตัวขึ้นของผิวเคลือบมีความแตกต่างกัน ซึ่งขึ้นอยู่กับปัจจัยความเร็วป้อนของปืนพ่น โดยที่

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ความเร็วป้อนของปืนพ่นที่ระดับ 320 mm/s, 280 mm/s และ 200 mm/s (ภาพที่ 53 ก-ค) พบว่า การก่อตัวของผิวเคลือบเกิดขึ้นแบบไม่ต่อเนื่องขาดเป็นช่วงๆ เนื่องจากการเคลื่อนที่ของปืนพ่นมีความเร็วสูงมากเกินไป ลักษณะดังกล่าวจะส่งผลให้ผิวเคลือบเกิดช่องว่างระหว่างรอยต่อของแผ่นเคลือบ (Splat) ได้เป็นจำนวนมาก ซึ่งจะทำให้รูพรุนในผิวเคลือบเพิ่มสูงขึ้นและส่งผลให้สมบัติเชิงกลของผิวเคลือบลดลง หากพิจารณาลักษณะของผิวเคลือบจากเงื่อนไขความเร็วป้อนแสดงใน (ภาพที่ 53ง-จ) การก่อตัวของผิวเคลือบเกิดขึ้นได้ต่อเนื่องมากกว่า ทำให้ผิวเคลือบมีรูพรุนลดลง ซึ่งความเร็วที่ระดับ 120 mm/s ผิวเคลือบก่อตัวได้ต่อเนื่องสูงที่สุด แต่ผิวเคลือบมีความหนาสูง ซึ่งจะส่งผลต่อวัสดุฐานพอลิเมอร์ให้เกิดการเสียรูปเนื่องจากมีความเค้นเนื่องจากความร้อนสูงมากพอ จึงทำให้อัตราการเคลือบมีความผันแปรสูง แต่หากพิจารณาที่ความเร็วป้อนปืนพ่นที่ระดับ 160 mm/s การก่อตัวของผิวเคลือบมีความหนาที่ไม่สูงมากจนเกินไป ทำให้มีอัตราการเคลือบที่แม่นยำสูงกว่า (อ้างถึงภาพที่ 52)

ผลการศึกษาประสิทธิภาพในการเคลือบวัสดุ Zn-alloy บนวัสดุฐานชนิดพอลิเมอร์ เมื่อพิจารณาความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ (Deposition Efficiency: DE) ตามมาตรฐาน ISO 17836 แสดงถึงประสิทธิภาพการยึดเกาะกันและก่อตัวกันของผิวเคลือบบนวัสดุฐาน (%) ซึ่งขึ้นอยู่กับหลายปัจจัย เช่น พารามิเตอร์ในการพ่นเคลือบ ความหยาบผิวของวัสดุฐาน มุมในการพ่นเคลือบ และความเร็วป้อนของปืนพ่น เป็นต้น (ISO 17836, 2004)

ข้อมูลที่ได้จากการทดลอง พบว่า ตัวแปรของปริมาณมวลที่ได้จากการก่อตัวของผิวเคลือบซึ่งขึ้นอยู่กับพารามิเตอร์ของความเร็วป้อนของปืนพ่นเป็นปัจจัยหลัก ดังนั้นความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ (DE) จึงเป็นส่วนหนึ่งของการเพิ่มผลผลิตในกระบวนการพ่นเคลือบผิววัสดุ (Productivity) และเป็นหนึ่งองค์ประกอบของการประเมินต้นทุนในการเคลือบผิว วิธีการคำนวณประสิทธิภาพในการเคลือบผิว ซึ่งกำหนดตามมาตรฐาน ISO 17836 ดังแสดงในสมการที่ 15

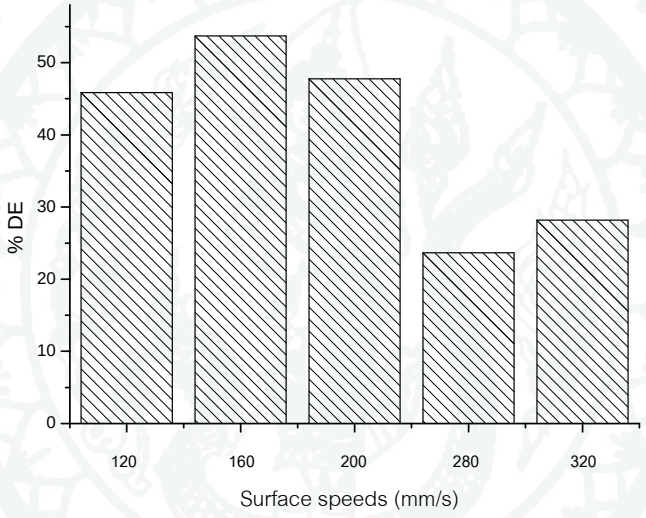
$$DE = \frac{\text{Spraying Mass}}{\text{Wire Mass}} * 100 \qquad (15)$$

Spraying Mass = ปริมาณมวลของผิวเคลือบที่ก่อตัวขึ้นบนวัสดุฐาน (g)

Wire Mass = ปริมาณมวลของลวดอาร์คสเปรย์ ที่ใช้ไป (g)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เนื่องจากข้อจำกัดของพารามิเตอร์ที่ใช้ในการพ่นเคลือบ ที่ต้องใช้ตามคำแนะของผู้ผลิตปืนพ่นและลวดอาร์คสเปรย์ ด้วยวัสดุ Zn -alloy ชนิด Mould making เกรด TAFA 204M ซึ่งเป็นค่าที่เหมาะสมแล้ว และจากการทดลอง ปัจจัยความเร็วป้อนของปืนพ่นที่ระดับต่างกัน ทำให้การก่อตัวของผิวเคลือบมีความแตกต่างกันด้วย ซึ่งประเมินได้จากมวลของผิวเคลือบที่เกาะกันอยู่บนผิววัสดุฐานชนิดวัสดุพอลิเมอร์ และมีค่าต่ำกว่า หากเปรียบเทียบกับการเคลือบผิวบนวัสดุฐานชนิดโลหะ (Genetti, 1999) ดังนั้นการพิจารณาประสิทธิภาพของความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ (DE) ที่ขึ้นอยู่กับการเปลี่ยนแปลงค่าพารามิเตอร์ความเร็วป้อนของปืนพ่นในการพ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ในงานวิจัยนี้ แสดงในภาพที่ 54

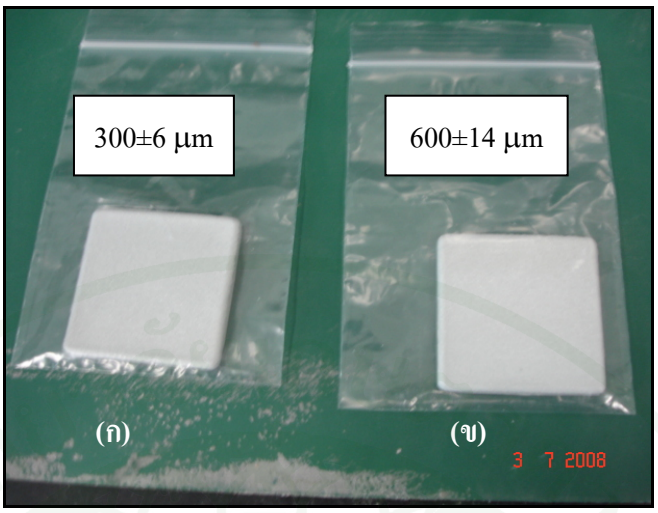


ภาพที่ 54 ค่าเฉลี่ย DE ที่ขึ้นอยู่กับการเปลี่ยนแปลงค่าความเร็วป้อนของปืนพ่น

ในการประเมินประสิทธิภาพการเคลือบผิว (% DE) การพ่นเคลือบในลักษณะตั้งฉากตามมาตรฐาน ISO 17836 ที่เป็นฟังก์ชันกับพารามิเตอร์ความเร็วป้อนของปืนพ่นในระดับต่าง ๆ พบว่า ความเร็วป้อนของปืนพ่นที่ระดับ 120 mm/s มีค่า DE ที่ต่ำกว่า ที่ระดับ 160 mm/s เนื่องจากเกิดความผันแปรของปริมาณมวลผิวเคลือบ (Spraying mass) ที่สูงกว่า (ภาพที่ 52)

ดังนั้นจึงเลือกใช้ความเร็วป้อนของปืนพ่นที่ระดับ 160 mm/s ที่ทำให้มีค่า DE สูงที่สุดประมาณ 53.72% สำหรับพารามิเตอร์ในการเคลือบผิวแม่พิมพ์รวดเร็วในงานวิจัยนี้ ซึ่งผลการทดลองในการเคลือบผิวที่ความหนา 300 และ 600 μm ตามลำดับ แสดงในภาพที่ 55

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

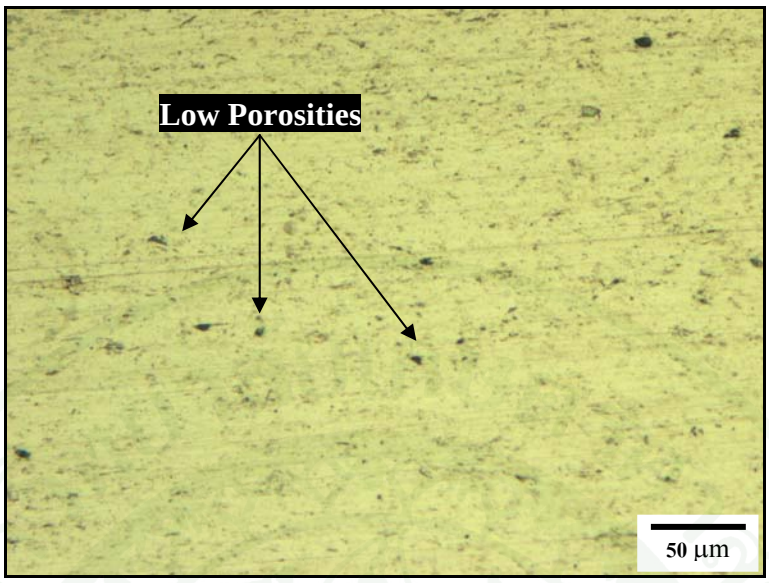


ภาพที่ 55 ตัวอย่างต้นแบบมาสเตอร์โมเดลวัสดุ PP ชนิดทรงตันที่พ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

ภาพที่ 55 ต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดแผ่นวัสดุ PP ที่เคลือบผิวด้วยวัสดุ Zn-alloy สามารถพ่นเคลือบได้ความหนา 300±6 และ 600 ±14 μm ที่ควบคุมกระบวนการพ่นเคลือบด้วยหุ่นยนต์อุตสาหกรรม พบว่า มีค่าความคลาดเคลื่อนของความหนาของผิวเคลือบค่อนข้างต่ำอยู่ในเกณฑ์ที่ยอมรับได้ในงานอุตสาหกรรม และมีประสิทธิภาพสูงในการก่อตัวของผิวเคลือบ พิจารณาได้จากลักษณะภายนอกของผิวเคลือบ ขอบชิ้นงานไม่เกิดการหลุดล่อนจากผลกระทบของความเค้น

คุณภาพภายในของผิวเคลือบ สามารถประเมินจากลักษณะโครงสร้างจุลภาค ซึ่งได้รับอิทธิพลส่วนหนึ่งมาจากการก่อตัวและการเย็นตัวลงของผิวเคลือบ การหยดและแข็งตัวของผิวเคลือบบนวัสดุฐานชนิดโลหะที่นำความร้อนได้ดี จะมีประสิทธิภาพสูงกว่าโลหะที่นำความร้อนต่ำ หากเปรียบเทียบกับการก่อตัวของผิวเคลือบบนวัสดุฐานชนิดวัสดุพอลิเมอร์ ซึ่งการแข็งตัวและการเย็นตัวที่อัตราต่ำกว่าวัสดุฐานชนิดโลหะ จึงส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงและลักษณะโครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบ ดังนั้นเพื่อการศึกษาประสิทธิภาพของการเคลือบผิวบนวัสดุฐานชนิดพอลิเมอร์ โดยมุ่งเน้นศึกษาเฉพาะโครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบที่พ่นเคลือบด้วยความหนา 300 μm พิจารณาได้จากการวัดปริมาณรูพรุนด้วยคอมพิวเตอร์วิเคราะห์ภาพ พบว่า มีปริมาณของรูพรุนประมาณ 0.82% (ภาพที่ 56) จำนวนของรูพรุนปริมาณต่ำดังกล่าวแสดงถึงความสามารถของการหลอมละลายเข้ากันของผิวเคลือบทำได้ดีมาก และเงื่อนในการพ่นเคลือบมีความเหมาะสม

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 56 โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบที่พ่นเคลือบหนา 300 μm บนแผ่นวัสดุฐานชนิด PP

2.3 ผลการศึกษาพฤติกรรมการพ่นเคลือบผิวบนต้นแบบมาสเตอร์โมเดลที่มีรูปทรงซับซ้อน

ในการศึกษานี้ชิ้นงานต้นแบบรูปถ้วย ทำจากพลาสติกชนิด PP มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 80 mm และความหนา 1 mm โดยมีค่าความหยาบผิวเฉลี่ยเท่ากับ 0.4 μm

ภาพที่ 57 การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์บนถ้วยพลาสติกชนิด PP (300 μm)

ภาพที่ 57 การพ่นเคลือบผิวบนถ้วยพลาสติกทำได้ดี โดยที่ไม่มีการหลุดล่อนที่ขอบชิ้นงานเมื่อเปรียบเทียบกับการพ่นบนชิ้นงานแผ่นสี่เหลี่ยมจากการทดลองที่ผ่านมา และสามารถถ่ายทอดรายละเอียดได้ครบถ้วนจากการพิจารณาเปรียบเทียบกับต้นแบบ การถอดแบบทำได้ง่าย

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

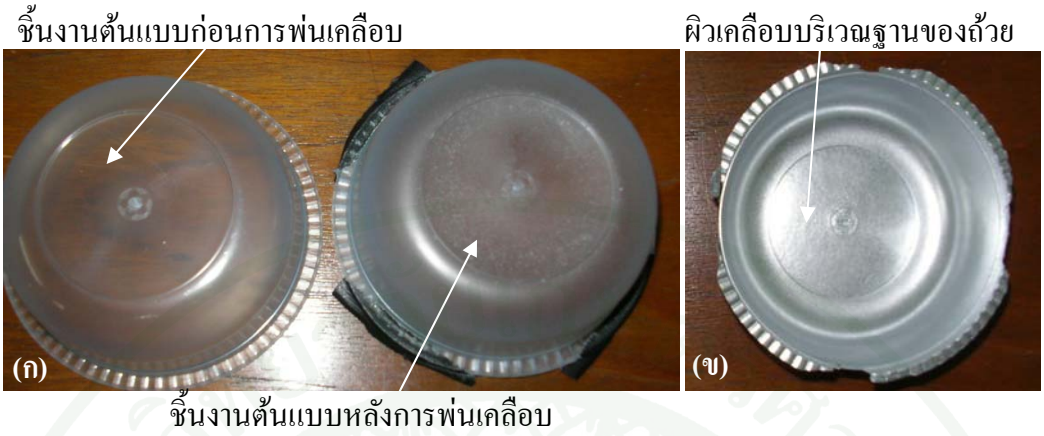
ทำให้ไม่เกิดความเสียหายต่อผิวเคลือบ รายละเอียดของผิวด้านข้างของถ้วย ผิวเคลือบสามารถถ่ายทอดรายละเอียดของต้นแบบได้ใกล้เคียงไม่ต่ำกว่า 95% ความหนาของผิวเคลือบเฉลี่ยประมาณ 300 μm และกล่าวได้ว่าการพ่นเคลือบบนผิวที่มนโค้ง สามารถทำให้การก่อตัวของผิวเคลือบมีประสิทธิภาพสูงกว่าผิวที่เป็นขอบเหลี่ยม

ภาพที่ 58 การพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์บนถ้วยพลาสติกชนิด PP (3 mm)

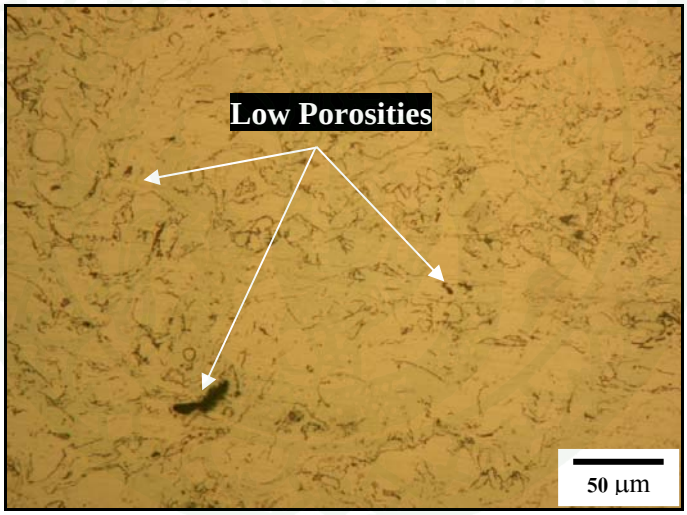
ภาพที่ 58 จากการทดลองพ่นให้ผิวเคลือบมีความหนาเพิ่มขึ้น ซึ่งพบว่า สามารถเพิ่มความหนาได้ถึง ~ 3 mm ซึ่งโดยปกติการพ่นเคลือบด้วยความหนาสูง จะมีความร้อนสะสมสูงขึ้น ทำให้เกิดการหลุดล่อนของผิวเคลือบโดยเฉพาะบริเวณที่เป็นขอบชิ้นงาน แต่ก็ไม่ปรากฏการหลุดล่อนที่ขอบชิ้นงานและเมื่อพิจารณาการถอดแบบ สามารถถอดแบบได้ง่าย และไม่เกิดความเสียหายต่อผิวเคลือบ ผิวเคลือบด้านข้างของถ้วยสามารถถ่ายทอดขนาดได้ใกล้เคียงกับผิวของต้นแบบ ยกเว้นผิวเคลือบบริเวณฐานของถ้วย ซึ่งพบว่า ไม่สามารถถ่ายทอดขนาดและคุณลักษณะของชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล เมื่อเปรียบเทียบกับรายละเอียดของต้นแบบก่อนการพ่นเคลือบ (ภาพที่ 59 ก)

ภาพที่ 59 ก ลักษณะผิวของชิ้นงานต้นแบบก่อนพ่นและหลังพ่นเคลือบ บริเวณผิวด้านข้างมีลักษณะผิวที่ใกล้เคียงกัน แต่บริเวณฐานของถ้วยชิ้นงานต้นแบบหลังการพ่นเคลือบ ได้ปรากฏเป็นลักษณะเกิดการยุบตัวลง และมีอนุภาคของผิวเคลือบบางส่วนฝังติดกับเนื้อวัสดุชิ้นงานต้นแบบ ส่งผลให้ผิวเคลือบบริเวณฐานของถ้วย มีรายละเอียดของพื้นผิวที่แตกต่างกันสูงเมื่อทำการเปรียบเทียบกับผิวต้นแบบก่อนการพ่นเคลือบ และการตรวจสอบผิวเคลือบบริเวณฐานของถ้วย พบว่า มีขนาดที่คาดเคลื่อนสูงจากขนาดต้นแบบก่อนการพ่นเคลือบ เนื่องจากการเสียรูปถาวร (Plastic deformations) ของผิวชิ้นงานต้นแบบ (ภาพที่ 59 ข)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



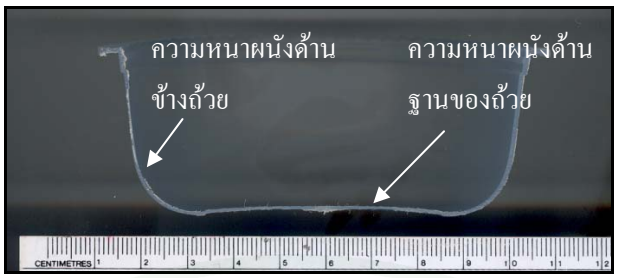
ภาพที่ 59 การเปรียบเทียบลักษณะผิวของชิ้นงานต้นแบบก่อนพ่นและหลังพ่นอาร์คสเปรย์



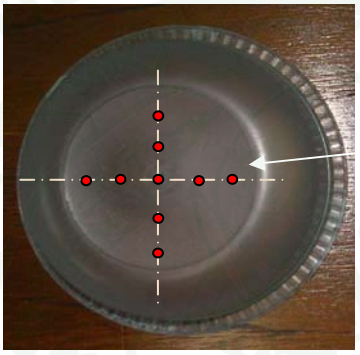
ภาพที่ 60 โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบที่พ่นหนา 300 µm บนวัสดุฐานชนิดถ้วย PP

การตรวจวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบ พบว่า มีปริมาณของรูพรุนประมาณ 0.3% (ภาพที่ 60) จากการทดลองที่พบปัญหาของการเสียรูปถาวรของชิ้นงานต้นแบบ ซึ่งเป็นผลกระทบจากการเกิดความเค้นเนื่องจากความร้อนระหว่างผิวเคลือบและวัสดุฐาน ทำให้ผิวชิ้นงานต้นแบบเกิดการยุบตัว ซึ่งส่งผลกระทบต่อคุณภาพผิวเคลือบ (ภาพที่ 59) ผู้วิจัยจึงได้ตรวจสอบชิ้นงานต้นแบบเพื่อค้นหาสาเหตุของการเสียรูปถาวรที่เกิดขึ้นสูงบริเวณฐานของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลรูปทรงถ้วยดังนี้ (แสดงในภาพที่ 61)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 61 การตรวจสอบชิ้นงานต้นแบบรูปถ้วย PP



ภาพที่ 62 แสดงตำแหน่งการวัดระยะยุบของชิ้นงานต้นแบบรูปถ้วย PP

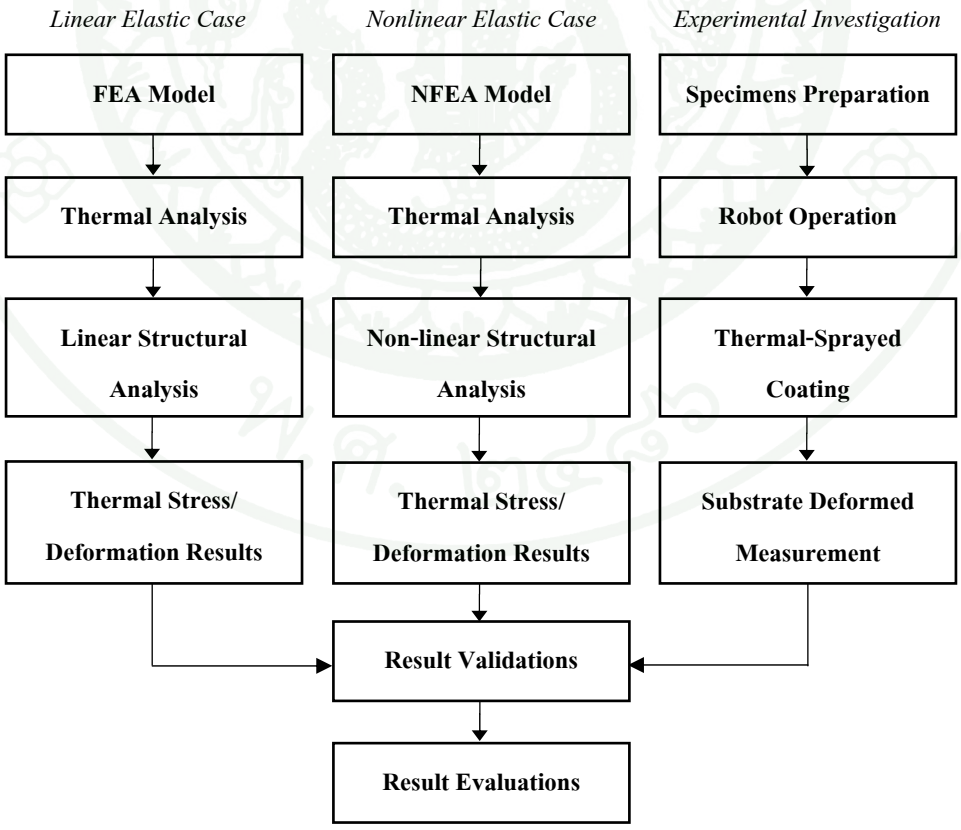
ภาพที่ 61 การตรวจสอบถ้วยต้นแบบ โดยการวัดความหนาด้วยเวอร์เนียร์คาลิเปอร์ พบว่า ความหนาของถ้วยต้นแบบบริเวณด้านข้าง มีความหนาเฉลี่ยประมาณ 1 mm และความหนาบริเวณฐานของถ้วยมีความหนาเฉลี่ย ประมาณ 0.50 mm ผลต่างของความหนาทั้งสองด้านนี้มีผลต่อความเค้นและการเสียรูปถาวรที่เกิดขึ้นบนผิวชิ้นงานต้นแบบ จากการทดลองเมื่อเปรียบเทียบการเสียรูปถาวรบริเวณฐานของถ้วยที่เคลือบผิวด้วยความหนาต่างกันที่ 300 μm และ 3 mm พบว่า การเคลือบผิวที่ความหนา 3 mm ทำให้การเสียรูปถาวรและความเค้นเกิดขึ้นสูงกว่า (ภาพที่ 57 และภาพที่ 58) และการพิจารณาการเสียรูปถาวรบริเวณฐานของถ้วยวัสดุฐานเป็นค่าระยะยุบที่เกิดขึ้นหลังการเคลือบผิว จากการวัดด้วยเวอร์เนียร์ไฮเกจความละเอียดสูง (A high-precision digital high guage 0.001 mm, Mitutoyo Coporation, Kanagawa, Japan) โดยกำหนดตำแหน่งการวัดจำนวน 9 ตำแหน่ง (ภาพที่ 62) และค่าวัดแสดงในภาพที่ 69 ซึ่งปัญหาที่พบการยุบตัวของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงกลวง ซึ่งแปรผันไปตามขนาดความหนาของผิวเคลือบและความแข็งแรงของต้นแบบมาสเตอร์โมเดล ที่ส่งผลต่อคุณภาพการเคลือบผิว ดังนั้นงานวิจัยส่วนนี้จึงได้มุ่งเน้นศึกษาผลกระทบของการเคลือบผิวที่มีความหนาแตกต่างกันที่ส่งผลต่อความแข็งแรงของต้นแบบ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

มาสเตอร์โมเดลชนิดทรงกลวงชิ้นงานถ้วย PP ด้วยระเบียบวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์ เพื่อเป็นแนวทางในการประยุกต์ใช้ในงานอุตสาหกรรมได้

2.4 ผลการศึกษาผลกระทบของการเคลือบผิวที่มีความหนาต่างกันต่อความแข็งแรงของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลรูปทรงซับซ้อนด้วยการจำลองทางวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์

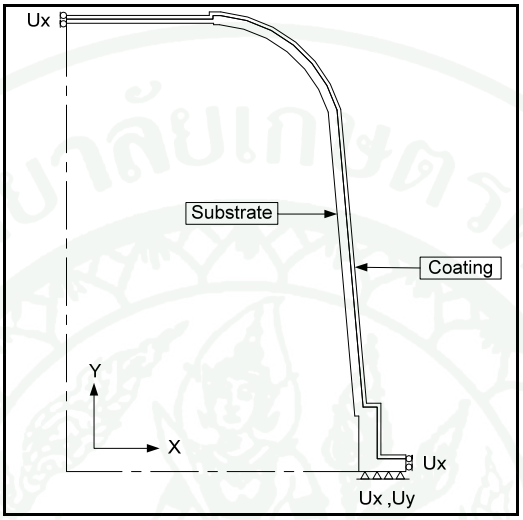
การจำลองพฤติกรรมการเสียรูปถาวรของชิ้นงานต้นแบบรูปทรงถ้วยวัสดุ PP ที่ใช้ทำเป็นวัสดุฐานในการเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ โดยใช้โปรแกรมไฟไนต์อิลิเมนต์ (ANSYS 8.0) เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของความเค้นและความเครียดที่ส่งผลกระทบต่อความแข็งแรงของวัสดุฐานในระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่มีความหนาต่างกัน การศึกษานี้ได้เปรียบเทียบการจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้น (Linear finite element analysis: FEA) และการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น (Nonlinear finite element analysis: NFEA) อย่างง่ายโดยเปรียบเทียบผลการจำลองที่ได้กับผลการทดลองพ่นเคลือบผิว ซึ่งได้เสนอรูปแบบวิธีการศึกษาดังแสดงในภาพที่ 63



ภาพที่ 63 รูปแบบการศึกษาผลกระทบของความหนาของผิวเคลือบต่อความแข็งแรงของวัสดุฐาน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

โดยแบบจำลองสำหรับการวิเคราะห์ด้วยวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์ กำหนดให้ผิวเคลือบมีความหนาเท่ากับ 100, 200, 300 และ 400 μm โดยมีเงื่อนไขขอบเขตของแบบจำลองรูปทรงถ้วยดังแสดงในภาพที่ 64



ภาพที่ 64 แบบจำลองแบบสมมาตรรอบแกน และการกำหนดเงื่อนไขขอบเขต

จุดที่สนใจพิจารณาความเค้นคือบริเวณฐานของถ้วยมีความหนา 0.5 mm ซึ่งเป็นบริเวณที่มีความแข็งแรงต่ำที่สุด จากข้อจำกัดในการผลิตชิ้นงานต้นแบบ แบบจำลองนี้จำลองการถ่ายโอนความร้อน จากการกำหนดโมเดลทางกลศาสตร์ของการสัมผัส (Contact mechanics) ของ Lagrange & Penalty ซึ่งคุณสมบัติของการสัมผัสได้กำหนดเป็นแบบติดแน่น (perfectly bonded) ด้วยอิลิเมนต์ชนิด CONTA 172 surface to surface contact ในการจำลองการพ่นเคลือบผิว

2.4.1 ผลการจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้น

ขั้นตอนแรกจำลองการสัมผัสของผิวเคลือบด้วยอิลิเมนต์ชนิด PLANE 77 thermal solid element เป็นภาระเริ่มต้นและเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวจากการถ่ายโอนความร้อน กำหนดให้เปลี่ยนเป็น PLANE 82 solid element เป็นภาระขั้นสุดท้าย และเลือกใช้แบบจำลองปัญหาแบบสมมาตรรอบแกน (ภาพที่ 64) เพื่อลดเวลาในการคำนวณ โดยแบบจำลองนี้กำหนดความร้อนเริ่มต้นจากการพ่นเคลือบด้วย Zn-alloy กระจายเท่ากันตลอดการเคลือบเท่ากับ 400° C และเมื่อผิวเคลือบเย็นตัว อุณหภูมิจะลดลงเท่ากับอุณหภูมิห้อง (30° C) ในแบบจำลองกำหนดให้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ผิวเคลือบเป็นชั้นเดียวแบบติดแน่นเป็นภาระแบบกระจายบนผิวชิ้นงานต้นแบบ เนื่องจากในเบื้องต้นต้องการศึกษาพฤติกรรมการยุบตัว (Deflection) ของวัสดุต้นแบบในขณะที่ผิวเคลือบเริ่มก่อตัวขึ้น (400^{o} C)จึงยกเว้นการพิจารณาการยุบตัวที่อุณหภูมิห้องร่วมด้วย ในระหว่างการเคลือบผิวชิ้นงานต้นแบบจะถูกทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปถาวร ในขณะที่ผิวเคลือบวัสดุ Zn-alloy ถูกพิจารณาเป็นการเปลี่ยนแปลงสมบัติเชิงกลในช่วงยืดหยุ่นตลอดการวิเคราะห์ สมบัติเชิงกลและทางความร้อนที่ใช้ในแบบจำลองนี้ แสดงในตารางที่ 11 และตารางที่ 12

ตารางที่ 11 สมบัติเชิงกลของวัสดุ PP ที่ขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ

Temperature (C)	room	25	50	75	100	125	150
Young's modulus (MPa)		2031	1254	659.6	417.3	270.1	129.6
Poisson's ratio	0.39						
Thermal expansion coff.	8.6 (x 10^{-5} C^{-1})						
Density (x 10^{3} g mm^{-3})	0.905						
Thermal conductivity	0.164 (x 10^{3} W $m^{-1}C^{-1}$)						
Specific heat	2740 (J $kg^{-1}C^{-1}$)						

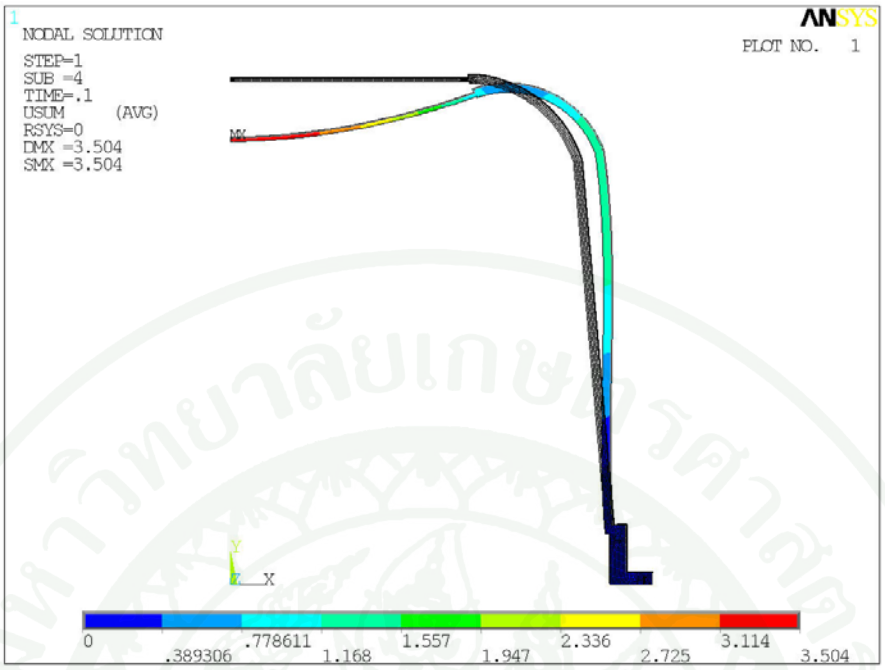
ตารางที่ 12 สมบัติเชิงกลของวัสดุผิวเคลือบที่ขึ้นกับการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ

Temperature (C)	room	37.7	93.3	148.8	204.4	260	293.3	315.5	326.7	371.1	426.6
Density (x 10^{-6} g mm^{-3})		6.7	6.67	6.62	6.56	6.5	6.4	6.42	6.39	6.31	6.17
Specific heat (x 10^{-2}J $kg^{-1}C^{-1}$)		40.82	41.07	42.29	44.38	54.43	77.89	73.27	55.69	50.24	50.24
K[a] (x 10^{-3} W $m^{-1}C^{-1}$)		107.75	107.93	107.24	102.22	98.59	97.03	95.82	95.47	92.53	44.97
Young's modulus (MPa)	9650										
Poisson's ratio	0.25										
Thermal expansion coff.	3.12 (x 10^{-5} C^{-1})										

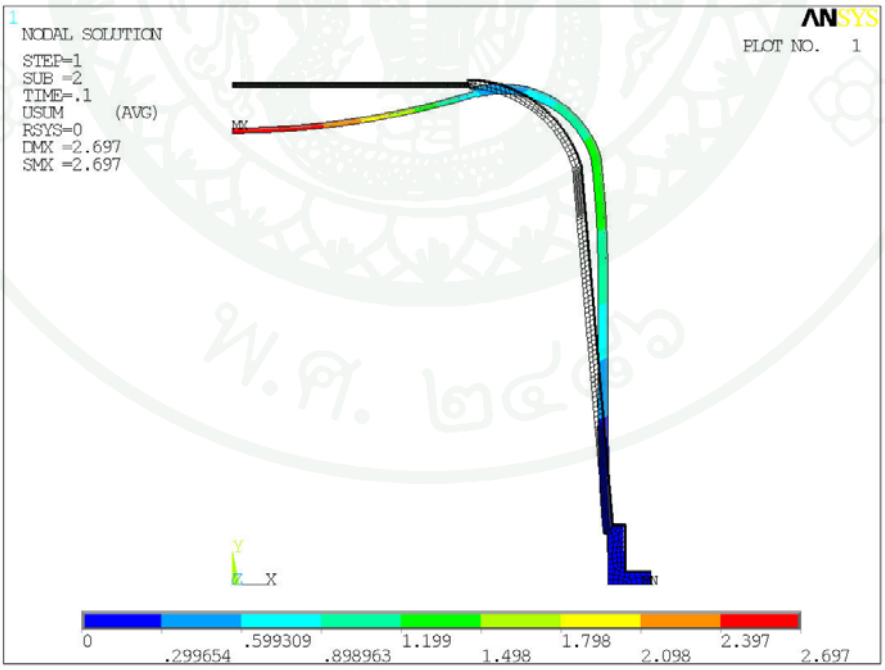
เมื่อ [a] Thermal conductivity

ผลของการจำลองทางระเบียบวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้นที่มีความหนาของผิวเคลือบต่างกัน แสดงในภาพที่ 65 – 68

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

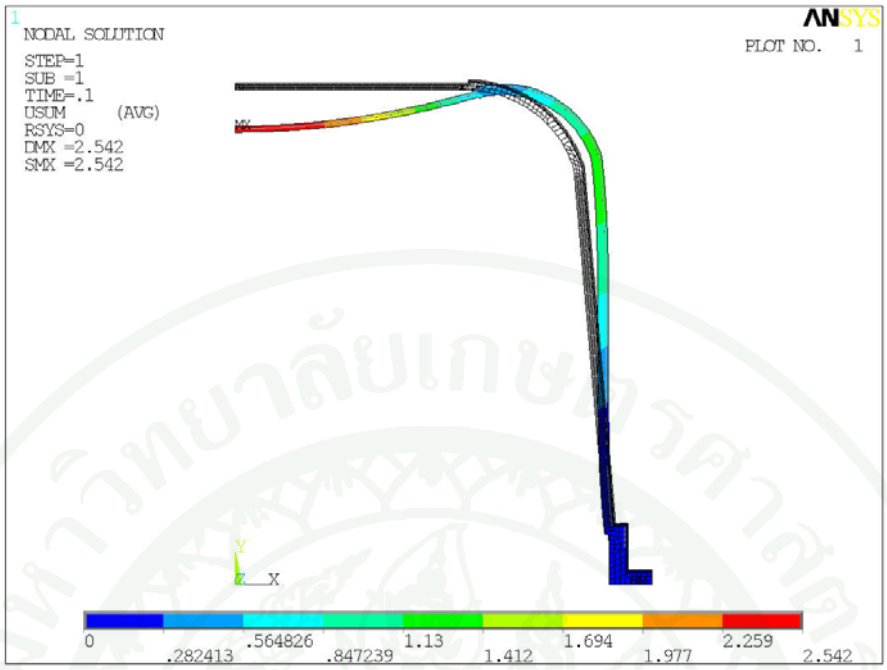


ภาพที่ 65 แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 100 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 3.504 mm

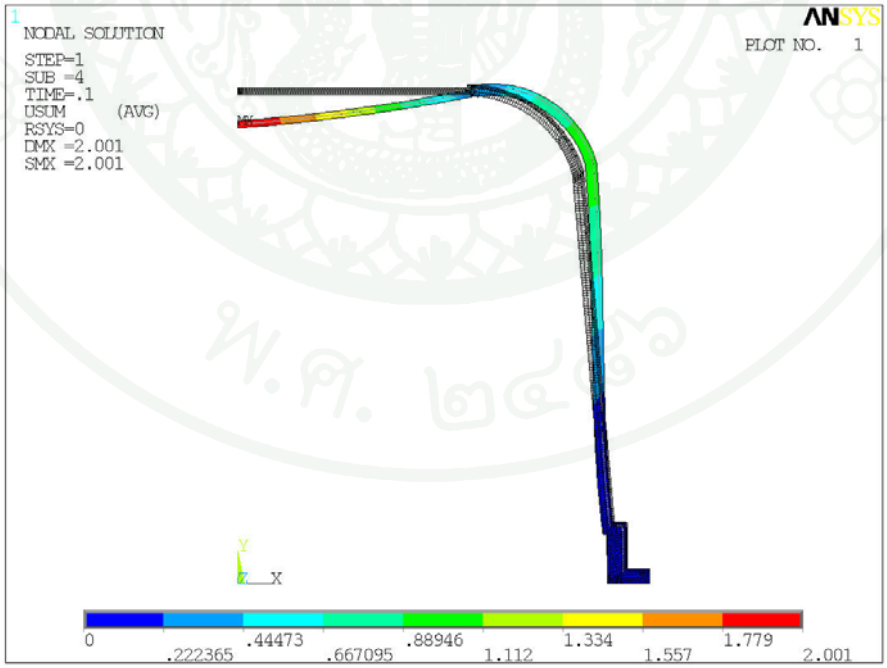


ภาพที่ 66 แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 200 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 2.697 mm

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



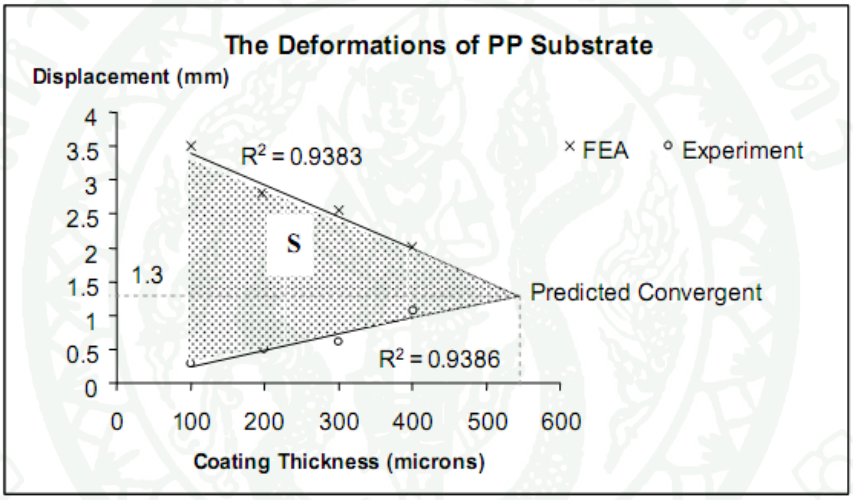
ภาพที่ 67 แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 300 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 2.542 mm



ภาพที่ 68 แสดงระยะยุบระหว่างการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 400 μm มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 2.001 mm

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ผลการศึกษาความเค้นและความเครียดที่เปลี่ยนแปลงบริเวณรอยต่อของวัสดุฐานและวัสดุผิวเคลือบ ทำให้เกิดการเสียรูปถาวรของผิวเคลือบแบบยืดหยุ่น (Plastic–elastic deformations) การสร้างแบบจำลองเพื่อศึกษาพฤติกรรมการเสียรูปถาวรของวัสดุฐานชิ้นงานต้นแบบ (Deflection displacement) ในระหว่างการพ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ การเสียรูปถาวรเกิดขึ้นสูง จากการพิจารณาผลต่างของขนาดชิ้นงานต้นแบบที่พ่นเคลือบผิวด้วยความหนาแตกต่างกัน โดยแบบจำลองทางระเบียบวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้น (ภาพที่ 65 -68) เปรียบเทียบกับผลการทดลองพ่นเคลือบผิว เพื่อศึกษาพฤติกรรมของวัสดุฐาน ในระหว่างการก่อตัวของผิวเคลือบที่อุณหภูมิสูง แสดงในภาพที่ 69



ภาพที่ 69 การเปรียบเทียบระยะยุบของแบบจำลองกับการทดลอง

การจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบอิลาสติก เพื่อประมาณค่าความเค้นเนื่องจากความร้อนที่อุณหภูมิสูง 400 °C โดยวัสดุทั้งหมดถูกจำลองให้มีพฤติกรรมในช่วงยืดหยุ่น ยกเว้นค่ามอดูลัสของวัสดุฐาน PP ที่เป็นฟังก์ชันของอุณหภูมิ (ตารางที่ 11) การจำลอง พบว่า ที่อุณหภูมิสูงผลกระทบของความเค้นเนื่องจากความร้อนมีสูงพอที่จะทำให้เป็นสาเหตุของการยุบตัวของชิ้นงานต้นแบบถ้วย PP ค่าของระยะยุบขึ้นอยู่กับค่าความหนาของผิวเคลือบ แต่ในการทดลอง การตรวจวัดระยะยุบที่อุณหภูมิ 400 °C ทำได้ค่อนข้างยากในทางปฏิบัติ ในงานวิจัยนี้จึงได้วัดค่าระยะยุบสุดท้ายเมื่อชิ้นงานเย็นตัวที่อุณหภูมิ 30 °C ซึ่งเป็นระยะยุบจริงที่มีผลต่อคุณภาพผิวเคลือบ ดังนั้นเมื่อพิจารณาผลการทดลอง (ภาพที่ 69) แสดงให้ทราบว่าเมื่อเคลือบผิวให้มีความหนาที่แตกต่างกัน จะทำให้มีระยะยุบสูงขึ้นตามความหนาของผิวเคลือบที่เพิ่มขึ้น (ผลการทดลองมีค่าความสัมพันธ์

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เชิงเส้นเท่ากับ 93.86 %) ซึ่งค่าระยะยุบจริงเป็นการวัดค่าหลังการดีดกลับของผิวเคลือบในพฤติกรรมช่วงยืดหยุ่น แต่ในแบบจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบอิลาสติก ได้จำลองการยุบตัวที่อุณหภูมิสูง ทำให้ทราบได้ว่าพฤติกรรมการดีดกลับของวัสดุฐาน จะทำให้เกิดระยะยุบสูงขึ้น เมื่อผิวเคลือบเริ่มก่อตัวด้วยความหนาลดลงตามลำดับ (ผลการจำลองมีค่าความสัมพันธ์เชิงเส้น 93.83 %) จากพฤติกรรมดังกล่าวนี้ทำให้ทราบได้ว่า ความหนาของผิวเคลือบ ส่งผลต่อการยุบตัวของวัสดุฐาน ความสัมพันธ์ที่ได้จากแบบจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์และการทดลอง บริเวณขอบเขตผลกระทบของพฤติกรรมการดีดกลับ (พื้นที่ในอักษร S: The area of the effect of spring-back) ของวัสดุฐานเมื่อพ่นเคลือบผิวด้วยความหนาแตกต่างกัน พบว่า ความหนาของผิวเคลือบประมาณ 550 μm จะทำให้เกิดระยะยุบได้ไม่เกิน 1.3 mm เนื่องจากเป็นจุดตัดกันของแบบจำลองและการทดลองที่มีค่าระยะยุบเท่ากัน (Predicted convergent point) จากการพิจารณาจุดตัดกันนี้ พบว่า อิทธิพลของความหนาที่แตกต่างกันของผิวเคลือบเป็นปัจจัยที่ส่งผลต่อพฤติกรรมการดีดกลับของวัสดุฐาน โดยสามารถพิจารณาได้จากค่าความแตกต่างของค่าความแข็งแกร่งต่อการดัด (Flexural stiffness) ของวัสดุฐานและผิวเคลือบ (สมการที่ 16) ค่าความแข็งแกร่งต่อการดัดสำหรับจุดสนใจที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวรสูงที่สุดบริเวณฐานของถ้วยต้นแบบ ซึ่งผู้วิจัยได้เสนอเป็นแบบจำลองที่ประดิษฐ์ขึ้นตามหลักทฤษฎีของแผ่นหน้าตัดทรงกระบอก (Circular plate theory) แสดงในภาพที่ 70 และสมการที่ 17

การอธิบายผลกระทบของการเปลี่ยนแปลงความหนาของผิวเคลือบที่มีผลต่อการเสียรูปของชิ้นงานต้นแบบ ได้ถูกอธิบายด้วยค่าความแข็งแกร่งต่อการดัด (Flexural stiffness: D) ตามทฤษฎีของแผ่นหน้าตัดทรงกระบอก (Bauera and Eidel, 2007) ดังนี้

$$D=\frac{E.t^{3}}{12(1-\nu^{2})} \qquad (16)$$

ซึ่งค่า E, t และ ν คือ ค่ามอดูลัสความยืดหยุ่นของวัสดุฐานหรือของวัสดุผิวเคลือบ, ความหนาของวัสดุฐานหรือของผิวเคลือบ และอัตราส่วนของปัวซอง

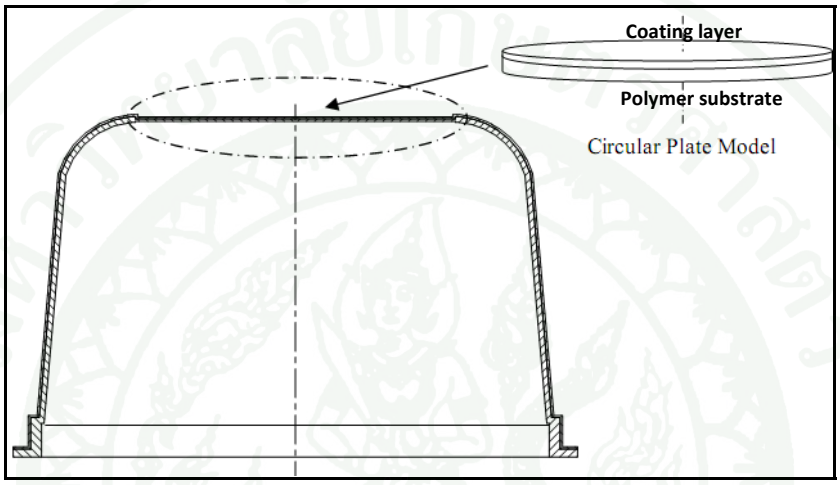
ดังนั้นในงานวิจัยส่วนนี้จึงเสนอสมการที่เป็นความสัมพันธ์ของค่าความแข็งแกร่งของวัสดุ (Flexural stiffness) ซึ่งแสดงถึงระยะยุบมีผลมาจากอัตราส่วนของความแข็งแกร่งระหว่างวัสดุฐานและวัสดุผิวเคลือบ (Stiffness ratio) สมการที่ได้ประดิษฐ์ขึ้นแสดงในสมการที่ 17

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

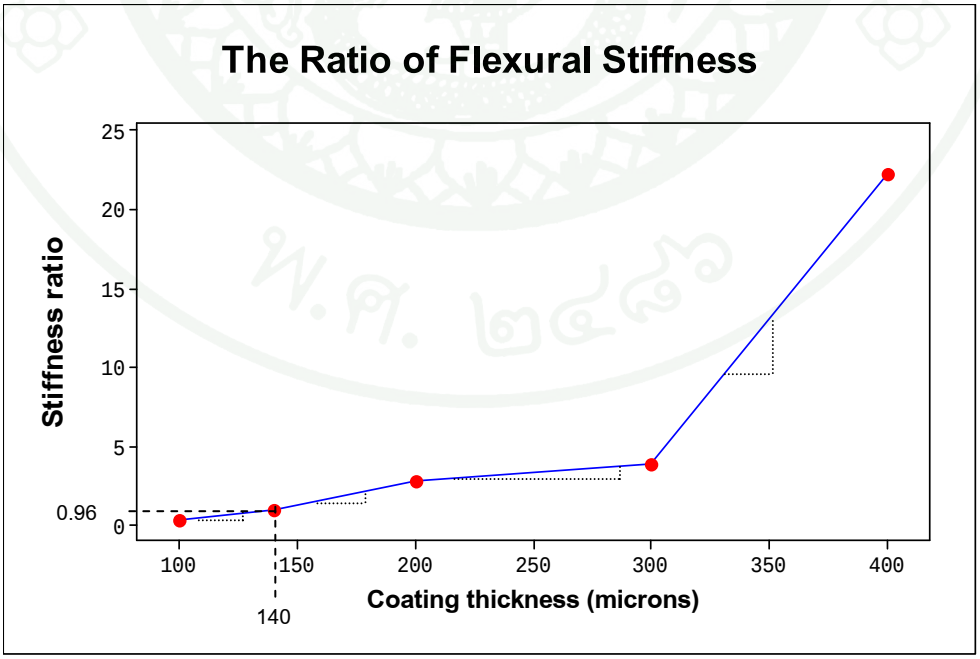
$$\text{Stiffness ratio} = \frac{D_c}{D_s} \quad (17)$$

ค่า D_c คือ ค่าความแข็งแกร่งของวัสดุผิวเคลือบ

ค่า D_s คือ ค่าความแข็งแกร่งของวัสดุฐาน



ภาพที่ 70 แบบจำลองการเคลือบผิวที่ประดิษฐ์ขึ้นตามทฤษฎีของแผ่นหน้าตัดทรงกระบอก



ภาพที่ 71 อัตราส่วนของความแข็งแกร่งต่อการดัดด้วยหลักทฤษฎีของแผ่นหน้าตัดทรงกระบอก

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 71 การอธิบายพฤติกรรมการเสียรูปของวัสดุ ด้วยสมการที่ 17 ที่ได้ประดิษฐ์ขึ้น พบว่าเมื่อค่าอัตราส่วนของความแข็งแกร่งต่อการดัดของวัสดุเพิ่มขึ้นจะส่งผลให้ระยะยุบมีค่าสูงขึ้นด้วย เนื่องจากผลของการดีดกลับของวัสดุฐาน ความสัมพันธ์นี้สามารถใช้เป็นแนวทางในการประเมินความหนาวิกฤตของผิวเคลือบ (Critical thickness of coating) จากการพิจารณาค่าการดีดกลับที่ต่ำที่สุด (Minimum spring-back) ซึ่งมาจากค่าอัตราส่วนของความแข็งแกร่งต่อการดัดควรมีค่าเท่ากับหนึ่ง (Stiffness ratio = 1) ซึ่งความสัมพันธ์จากการจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์และการทดลอง พบว่า เมื่อพ่นเคลือบผิวด้วยความหนาเท่ากับ 140 μm จะมีค่าอัตราส่วนของความแข็งแกร่งต่อการดัดของวัสดุฐานเท่ากับ 0.96

2.4.2 ผลการจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น

การจำลองการยุบตัวบริเวณฐานของถ้วยพลาสติก PP ด้วยการจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้นเป็นการศึกษาระยะยุบที่ประมาณค่าจากการเริ่มก่อตัวของผิวเคลือบ ($400^{\circ}C$) แต่ผลกระทบของระยะยุบที่ส่งผลต่อขนาดมิติของผิวเคลือบคือระยะยุบที่เกิดขึ้นเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวลง ($30^{\circ}C$) ซึ่งในระหว่างที่ผิวเคลือบเย็นตัวลง จะเกิดการดีดกลับ (Springback) ทำให้ระยะยุบสุดท้ายเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวลงมีค่าต่ำกว่าระยะยุบเมื่อผิวเคลือบเริ่มก่อตัวขึ้น ตามทฤษฎีทางกลศาสตร์ของวัสดุ

ดังนั้นเพื่อให้สามารถศึกษาระยะยุบที่เกิดขึ้นเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวลง งานวิจัยส่วนนี้จึงได้จำลองวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น (Nonlinear finite element analysis: NFEA) การจำลองนี้ประเมินความแข็งแรงของวัสดุด้วยค่าความเค้น-ความเครียดจริง (True stress – True strain relationship) ของผิวเคลือบ โดยจำลองการยุบตัวเมื่อผิวเคลือบเย็นลงที่อุณหภูมิห้อง ซึ่งในการวิจัยส่วนนี้ได้ทำการทดสอบแรงดึงของลวดอาร์คสเปรย์ชนิดวัสดุ Zn-alloy ที่ใช้พ่นเคลือบขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1.6 mm โดยการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิ 30 ,75 และ $120^{\circ}C$ ด้วยเครื่องทดสอบแรงดึงขนาด 5 kN (INSTRON, Model 2716-010) ดังแสดงในภาพที่ 72 โดยกำหนดการทดสอบแรงดึงของวัสดุ ตามมาตรฐาน ASTM E8/E8M-08 เพื่อเป็นข้อมูลทางสมบัติเชิงกลของวัสดุ สำหรับการจำลองด้วยวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 72 เครื่องทดสอบแรงดึง ทดสอบที่อุณหภูมิสูง

ในการจำลองการยุบตัวของชิ้นงานต้นแบบเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวด้วยวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้นมีความซับซ้อนสูงกว่าการจำลองแบบเชิงเส้นที่กล่าวไว้ข้างต้น แบบจำลองกำหนดให้ผิวเคลือบมีความหนาเท่ากับ 100, 200, 300 และ 400 μm โดยมีเงื่อนไขขอบเขตของแบบจำลองนี้เหมือนกับการจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้น (ภาพที่ 64)

งานวิจัยนี้ได้เสนอวิธีการจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์ ด้วยภาระแบบหลายลำดับขั้นของการจำลองแบบสมมาตรรอบแกน (A multi-step axisymmetric problem) โดยมีขั้นตอนในการจำลองดังต่อไปนี้

1) ขั้นตอนแรกกำหนดการสัมผัสของผิวเคลือบเป็นภาระเนื่องจากความร้อนด้วยอิลิเมนต์ชนิด PLANE 77 thermal solid element เป็นภาระเริ่มต้นเมื่อผิวเคลือบเริ่มก่อตัวบนวัสดุฐานและถ่ายโอนความร้อนด้วยการนำความร้อนไปสู่วัสดุฐาน

2) ภาระเนื่องจากความร้อนที่เกิดขึ้นจากการเริ่มก่อตัวขึ้นของผิวเคลือบที่อุณหภูมิ (400°C) ด้วยอิลิเมนต์ชนิด PLANE 77 thermal solid element ถูกเปลี่ยนไปสู่อิลิเมนต์ชนิด PLANE 82 solid element เพื่อคำนวณระยะยุบจากภาระที่ได้จากขั้นตอนแรก

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

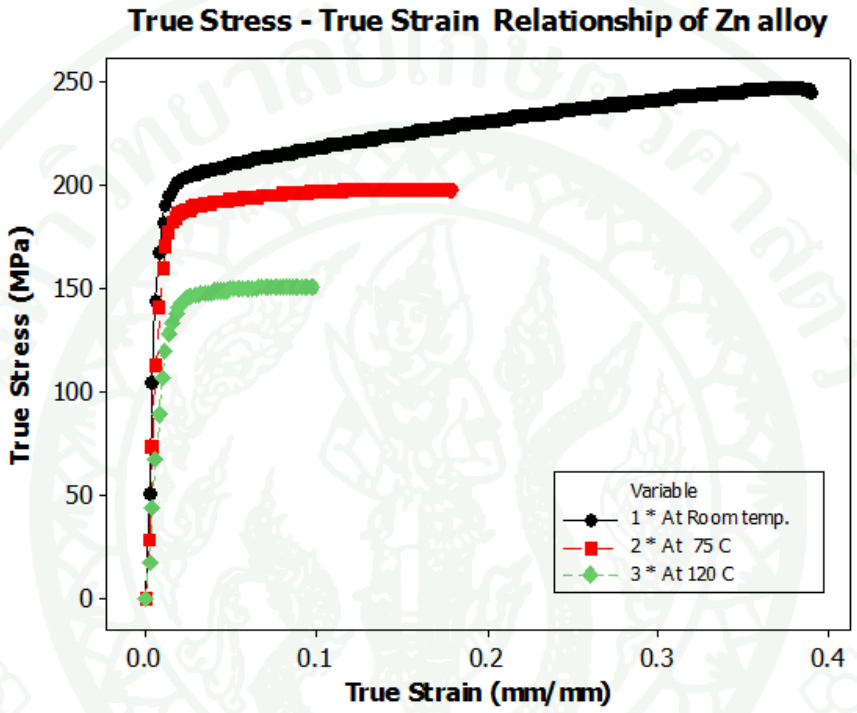
3) ระยะยุบที่เกิดขึ้นเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวลงที่อุณหภูมิ (30°C) ที่ปรากฏเป็นความเค้นตกค้างเนื่องจากความร้อน (Thermal residual stress) ขั้นตอนสุดท้ายนี้นำไปสู่การคำนวณหาความเครียดตกค้างเนื่องจากความร้อนเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวลง เป็นระยะยุบจริงที่เกิดขึ้นบนผิววัสดุฐาน จุดที่สนใจพิจารณาความเค้นคือบริเวณฐานของถ้วยชิ้นงานต้นแบบ มีความหนา 0.5 mm ซึ่งเป็นบริเวณที่มีความแข็งแรงต่ำที่สุด จากข้อจำกัดในการผลิตชิ้นงานต้นแบบ แบบจำลองนี้พิจารณาจำลองการถ่ายโอนความร้อนด้วยการกำหนดโมเดลทางกลศาสตร์ของการสัมผัสของ Lagrange & Penalty ซึ่งคุณสมบัติของการสัมผัสได้กำหนดเป็นแบบติดแน่น (Perfectly bonded) ของพื้นผิวเคลือบที่จำลองขึ้นเป็นชั้นเดียวและให้เป็นภาระแบบกระจายบนผิวชิ้นงานต้นแบบ สมบัติเชิงกล และสมบัติทางความร้อนที่ใช้ในแบบจำลองนี้ ได้แสดงไว้ในตารางที่ 11 - ตารางที่ 12 และภาพที่ 73

การศึกษาผลกระทบของความหนาผิวเคลือบที่แตกต่างกัน ในประเด็นของความเค้นเนื่องจากความร้อน (Thermal stress) เป็นประโยชน์ต่อการหาแนวทางที่จะช่วยลดการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุฐานซึ่งส่งผลกระทบโดยตรงต่อคุณภาพผิวแม่พิมพ์รวดเร็ว

ผลกระทบของความหนาผิวเคลือบ ที่มีความหนาที่แตกต่างกันที่ 4 ระดับ ได้แก่ 100, 200, 300 และ 400 μm ในการจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น ความหนาของผิวเคลือบเป็นปัจจัยหลักต่อความเค้นเนื่องจากความร้อนของผิวเคลือบ ที่ส่งผลต่อการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุฐาน การจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น เพื่อศึกษาการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุฐานเมื่อผิวเคลือบเย็นตัวลง (30 °C) เปรียบเทียบกับผลการทดลองจริง ที่วัดค่าการเปลี่ยนรูปถาวรเป็นระยะยุบของวัสดุฐานที่เกิดขึ้นจริงด้วยเครื่องมือวัดความแม่นยำสูง ในการจำลองทางวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้นสำหรับการเคลือบผิววัสดุ Zn-alloy ซึ่งพฤติกรรมในช่วงพลาสติกของผิวเคลือบ ได้รับจากผลการทดสอบแรงดึง ตามมาตราฐาน ASTM E8/E8M-08 เป็นความสัมพันธ์ของความเค้นจริง-ความเครียดจริง (True stress-True strain relationship) โดยเป็นฟังชันก์ของอุณหภูมิที่ 30, 75, 120°C ตามลำดับ (ภาพที่ 73) สำหรับการศึกษาความเค้นเนื่องจากความร้อนและพฤติกรรมของลักษณะการเปลี่ยนรูปถาวรอย่างต่อเนื่อง (Progressive deformation) จนกระทั่งผิวเคลือบเย็นตัว เพื่อใช้ในการจำลองวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น แบบจำลองนี้ได้พิจารณาพฤติกรรมของวัสดุฐาน (PP) เป็นวัสดุแบบอิลาสติกเชิงเส้น (Linear elastic material) แต่ได้กำหนดค่ามอดูลัสของยังก์เป็นฟังชันก์ของอุณหภูมิ ตามตารางที่ 11

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

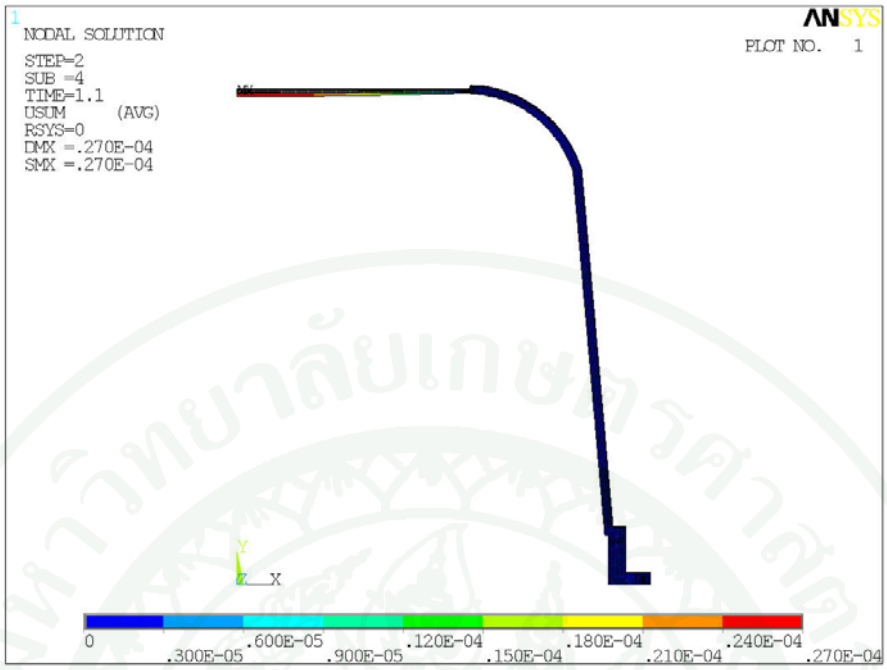
ดังนั้นผลการศึกษาผลกระทบของการเสียรูปของวัสดุฐาน จากพฤติกรรมของวัสดุผิวเคลือบ Zn-alloy ในขณะที่ผิวเคลือบเย็นตัวลงอย่างต่อเนื่อง ด้วยแบบจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น ของการเคลือบผิวที่มีความหนาแตกต่างกัน ได้แสดงไว้ในภาพที่ 74-77 และการเปรียบเทียบกับผลการทดลองจริงเมื่อชิ้นงานเย็นตัวที่อุณหภูมิ 30°C แสดงในภาพที่ 78



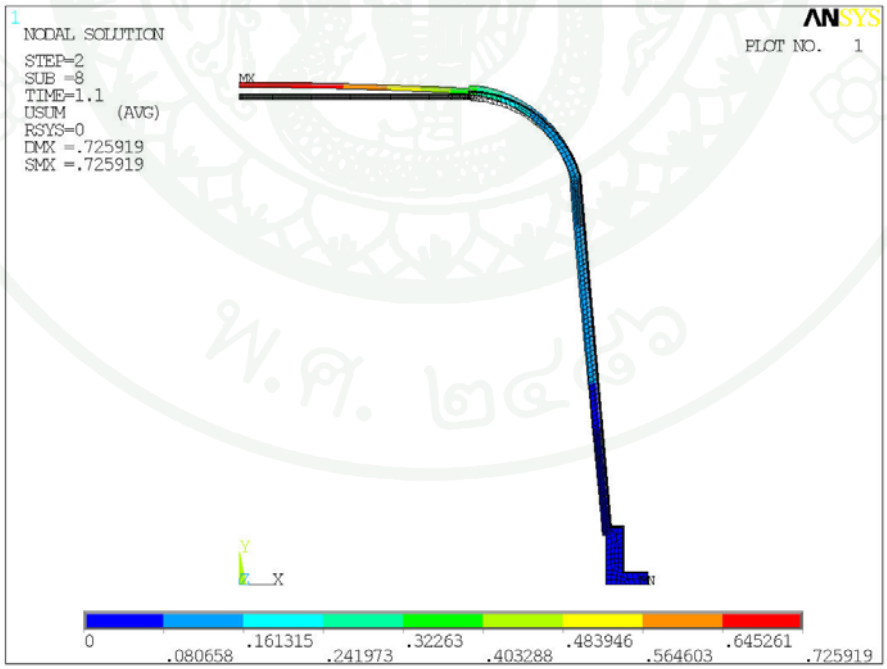
ภาพที่ 73 กราฟความเค้นจริง-ความเครียดจริง ของวัสดุผิวเคลือบที่เปลี่ยนแปลงตามอุณหภูมิ

เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวลงจะเกิดการดีดกลับเป็นระยะยุบที่เกิดขึ้นจริง และสามารถพยากรณ์ค่าระยะยุบนี้ได้จากการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมวัสดุด้วยข้อมูลของความเค้นจริง-ความเครียดจริงที่เปลี่ยนแปลงไปตามอุณหภูมิ (ภาพที่ 73) แบบจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์ถูกจำลองให้ใกล้เคียงกับงานจริง โดยที่บริเวณรอยต่อของผิววัสดุฐานและผิวเคลือบมีพฤติกรรมการเสียรูปเป็นแบบพลาสติก (Plastic deformations) ตลอดการวิเคราะห์ ซึ่งผลที่ได้จากการวิเคราะห์ของแบบจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์ที่จำลองการเคลือบผิวที่มีความหนาของผิวเคลือบแตกต่างกันแสดงในภาพที่ 74 -ภาพที่ 77

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

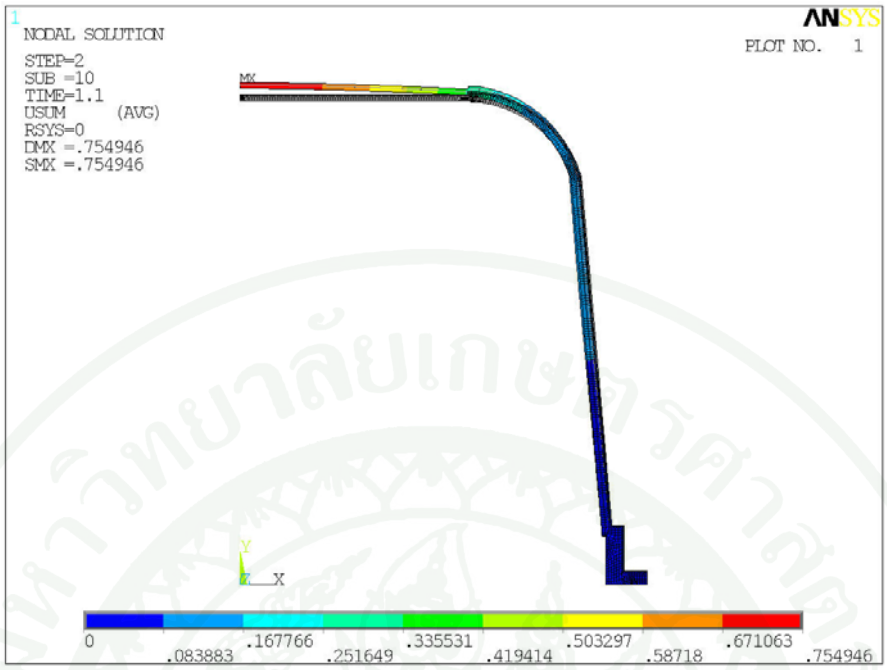


ภาพที่ 74 แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 100 µm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้ว มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 0.27 x 10^{-4} mm

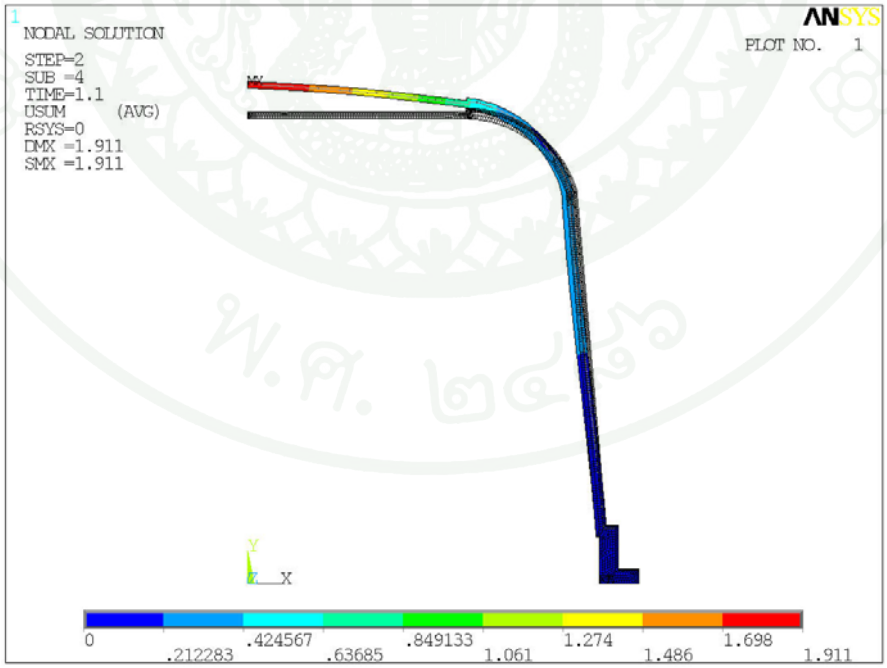


ภาพที่ 75 แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 200 µm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้ว มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 7259.19 x 10^{-4} mm

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



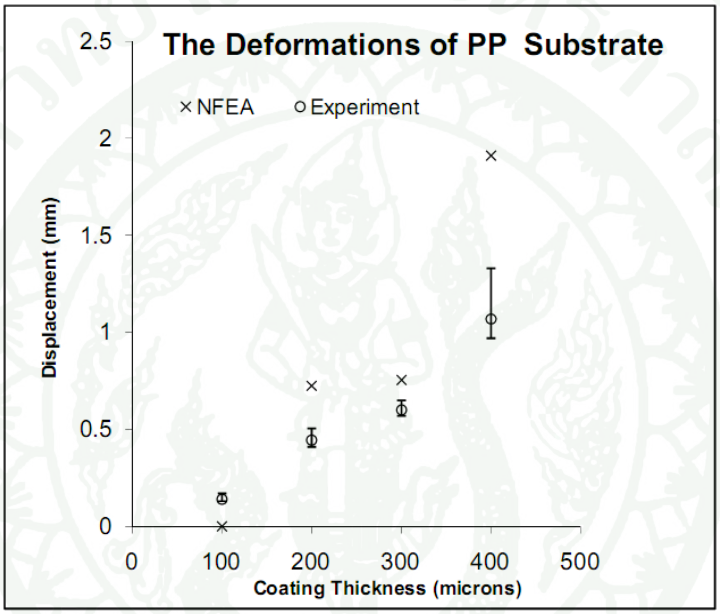
ภาพที่ 76 แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 300 µm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้ว มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 7549.46 x 10^{-4} mm



ภาพที่ 77 แสดงการพ่นเคลือบผิวที่ความหนา 400 µm เมื่อผิวเคลือบเย็นตัวแล้ว มีระยะยุบสูงที่สุดเท่ากับ 1.911 mm

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น เพื่อพยากรณ์ความเค้นเนื่องจากความร้อนที่อุณหภูมิ 400 °C พบว่า ที่อุณหภูมินี้ ความเค้นเนื่องจากความร้อนมีสูงพอที่จะทำให้เป็นสาเหตุของการยุบตัวของชิ้นงานต้นแบบถ้วย PP ผลการจำลองนี้สอดคล้องเป็นทิศทางเดียวกันกับแบบจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้น ซึ่งค่าของระยะยุบขึ้นอยู่กับค่าความหนาของผิวเคลือบด้วยเช่นกัน และงานวิจัยในส่วนนี้ได้เปรียบเทียบค่าระยะยุบจากผลการจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์กับการทดลองจริงเมื่อชิ้นงานเย็นตัวที่อุณหภูมิ 30 °C แสดงในภาพที่ 78



ภาพที่ 78 การเปรียบเทียบระยะยุบจริงของแบบจำลองกับการทดลอง

ภาพที่ 78 เมื่อพิจารณาผลการทดลอง แสดงให้ทราบว่าเมื่อความหนาของผิวเคลือบเพิ่มขึ้น จะทำให้มีระยะยุบสูงขึ้นด้วยในพฤติกรรมแบบไม่เชิงเส้นและระยะยุบที่ได้จากแบบจำลองทางไฟไนต์อิลิเมนต์มีแนวโน้มเป็นไปในทิศทางเดียวกันกับผลการทดลองจริง โดยแนวโน้มของระยะยุบจะสูงขึ้นเมื่อเคลือบผิวให้หนาเพิ่มขึ้นจาก 100 μm จนถึงความหนา 300 μm ซึ่งผลการทดลองและผลการจำลองไฟไนต์อิลิเมนต์มีความสอดคล้องกัน และพบว่า การเคลือบผิวในช่วงความหนาดังกล่าว ทำให้เกิดระยะยุบได้ไม่เกิน 1 mm แต่เมื่อผิวเคลือบมีความหนาเพิ่มขึ้นจนถึง 400 μm ระยะยุบจะเกิดขึ้นสูงมากโดยเฉียบพลัน เนื่องจากการเคลือบผิวหนาขึ้น ทำให้มีค่าอัตราส่วนของความแข็งแกร่งต่อการดัดเพิ่มขึ้นสูง (อ้างถึงภาพที่ 71 ความหนาของผิวเคลือบที่ 300 - 400 μm)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การศึกษาพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุฐานระหว่างการเคลือบผิววัสดุ Zn-alloy ที่มีความหนาแตกต่างกันบนวัสดุฐานถ้วย PP ด้วยระเบียบวิธีทางไฟไนต์อิลิเมนต์อย่างง่าย เพื่อเป็นทางเลือกหนึ่งในวิธีวิเคราะห์ความเสียหายและการเปลี่ยนแปลงขนาดมิติของวัสดุฐานและเปรียบเทียบความเสียหายของวัสดุฐานที่ได้จากการทดลอง สามารถสรุปเป็นประเด็นได้ดังต่อไปนี้

- การเปลี่ยนรูปถาวรของวัสดุฐานได้รับผลกระทบมาจากการเคลือบผิวที่ความหนาต่างกัน

- พฤติกรรมในการดีดกลับของวัสดุฐานระหว่างการเย็นตัวลงที่อุณหภูมิห้องของผิวเคลือบขึ้นอยู่กับความหนาของผิวเคลือบและส่งผลให้ความเสียหายของวัสดุฐานมีค่าต่างกัน

- ความหนาของผิวเคลือบที่เหมาะสมที่ทำให้วัสดุฐานทรงถ้วยเสียรูปต่ำ ซึ่งสามารถใช้แนวทางในการหาค่าความเหมาะสมในการเคลือบผิวด้วยหลักทฤษฎีแผ่นหน้าตัดทรงกระบอก โดยสามารถพิจารณาตามกฎเกณฑ์ (Selection criteria) ในสมการที่ประดิษฐ์ขึ้นจากค่าอัตราส่วนความแข็งแกร่งต่อการดัดของผิวเคลือบและวัสดุฐาน (Stiffness ratio) มีค่าเท่ากับหนึ่ง ซึ่งในงานนี้ พบว่า เป็นความหนาของผิวเคลือบที่ 140 μm

- การจำลองด้วยวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น มีความสอดคล้องกับผลการทดลองจริง พบว่า ความเสียหายของวัสดุฐานมีแน้วโน้มที่จะลดลงเมื่อเคลือบผิวให้มีความหนาลดลงตามด้วย

- การคาดการณ์ความเสียหายต่อเนื่อง (Progressive deformation) ของวัสดุฐานระหว่างการเคลือบผิวหนา-บาง (Thick/Thin coating) ด้วยการจำลองวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้นแบบหลายขั้นที่นำเสนอ (Multi-step NFEA) เป็นทางเลือกที่มีประสิทธิภาพในการเคลือบผิว

แต่อย่างไรก็ตามจากผลการศึกษาความแข็งแรงของวัสดุฐานต่อความหนาของผิวเคลือบที่แตกต่างกันด้วยวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์ ทำให้ทราบว่าการเสียรูปทรงของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงกลวงรูปถ้วยในงานวิจัยนี้ไม่สามารถหลีกเลี่ยงได้ ดังนั้นแนวทางในการสร้างต้นแบบมาสเตอร์โมเดลวัสดุ PP ด้วยเทคนิคการสร้างต้นแบบรวดเร็ว จึงควรพิจารณาเป็นชนิดทรงตันเพื่อหลีกเลี่ยงปัญหาดังกล่าว

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

3. ผลการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP วัสดุผิวเคลือบ และวัสดุเหล็กกล้าแม่พิมพ์

3.1 ผลการทดสอบแรงเสียดทานและการสึกหรอแบบลื่นไถล

ผลการทดสอบสมบัติของวัสดุสำหรับการประเมินการสึกหรอ สมบัติของวัสดุแม่พิมพ์ที่เป็นปัจจัยในการประเมินการสึกหรอของวัสดุในงานวิจัยนี้ ได้แก่ ค่าความหนาแน่นของวัสดุ แสดงในตารางที่ 13 ค่าความแข็ง แสดงในตารางที่ 14 และค่าความหยาบผิวเฉลี่ย แสดงในตารางที่ 15

ตารางที่ 13 ค่าความหนาแน่นของวัสดุทำแม่พิมพ์

Materials	Rule of mixture ($x\ 10^3\ kg/m^3$)	Water immersion technique ($x\ 10^3\ kg/m^3$)	Mass fraction of Voids (%)
DC53	N/A	7.86±0.03	N/A
AL-EP casting	1.60	1.53±0.08	4.36
AL-EP machining	1.60	1.54±0.2	3.75
Zn-alloy coating	N/A	3.82±0.05	N/A

ตารางที่ 14 ค่าความแข็งของวัสดุทำแม่พิมพ์

Materials	Brinell Hardness (HB)
DC53	176 ± 2
AL-EP casting	23.8 ± 0.1
AL-EP machining	25.5 ± 0.2
Zn-alloy coating	97 ± 4

วัสดุแม่พิมพ์ ได้แก่ เหล็กกล้าทำแม่พิมพ์ (DC53) วัสดุ AL-EP ผิวสำเร็จจากการหล่อในสุญญากาศ (AL-EP casting) วัสดุ AL-EP ผิวสำเร็จจากการกัดแต่ง (AL-EP machining) และผิว

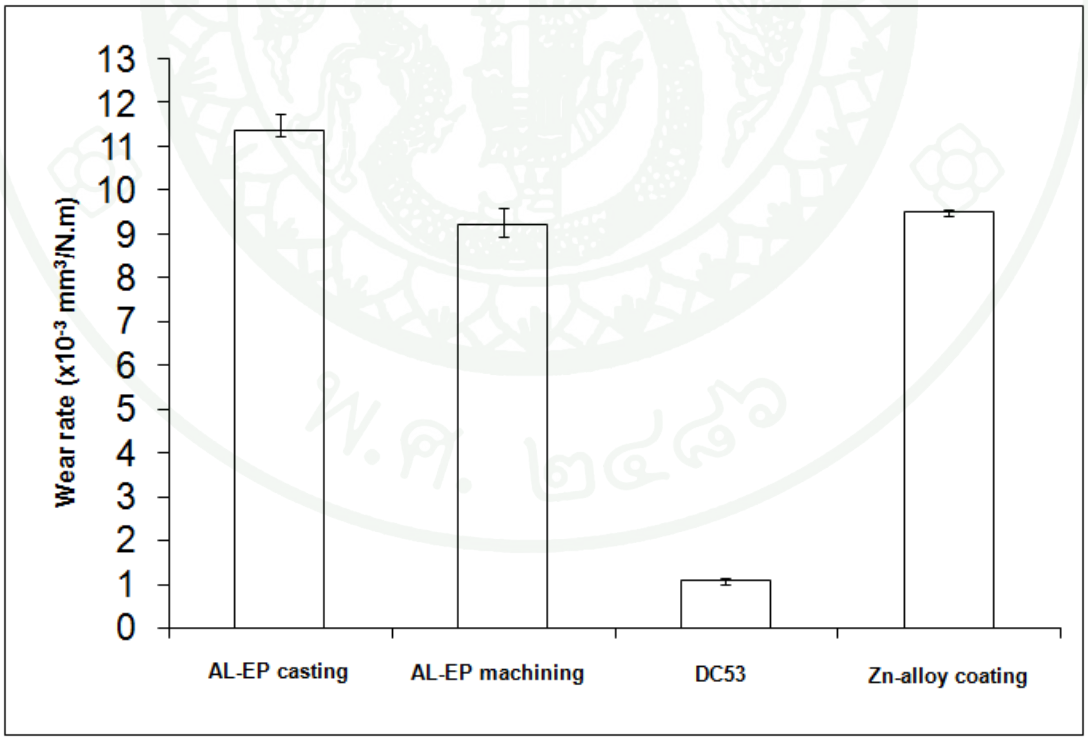
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เคลือบวัสดุ Zn-alloy บนวัสดุ AL-EP ด้วยเทคนิคการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ (Zn-alloy coating) ความหนาของผิวเคลือบขัดผิวให้ได้ขนาดในช่วง 260-300 μm

ตารางที่ 15 ค่าความหยาบผิวของวัสดุทำแม่พิมพ์

Materials	Average roughness of the surface, Ra (μm)
DC53	0.16
AL-EP casting	0.22
AL-EP machining	1.60
Zn-alloy coating	0.05

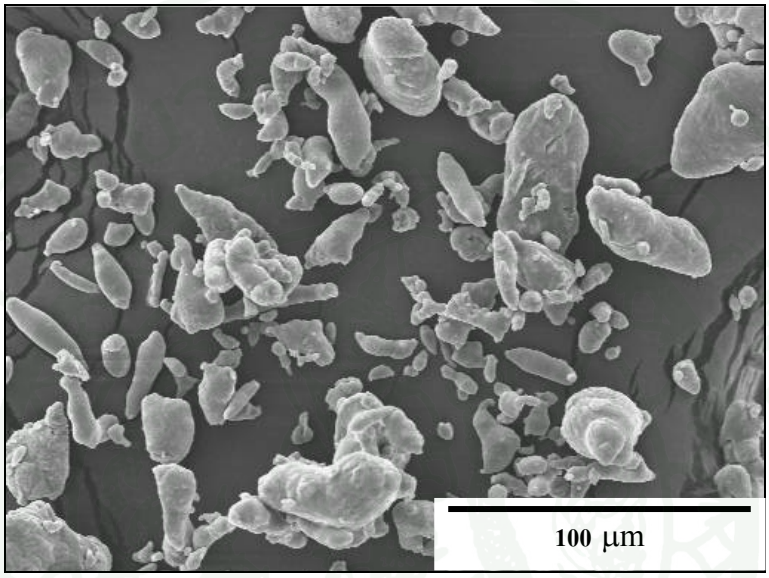
งานวิจัยส่วนนี้ได้ทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถลและวัดค่าเฉลี่ยของอัตราการสึกหรอจำเพาะ (Specific wear rate: W_s) ด้วยสมการที่ 2 โดยมีผลการทดสอบวัสดุดังนี้



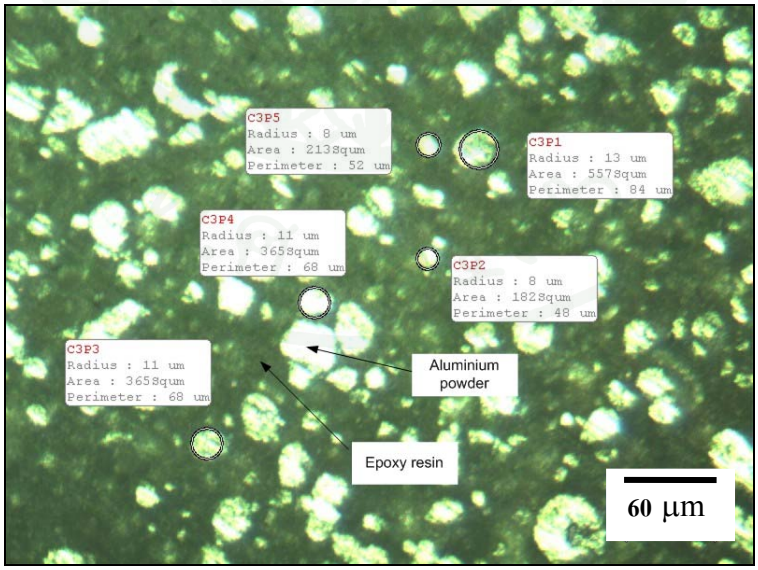
ภาพที่ 79 อัตราการสึกหรอเฉลี่ยในการทดสอบแบบลื่นไถลของวัสดุทำแม่พิมพ์

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ในภาพที่ 79 แสดงอัตราการสึกหรอในการทดสอบแบบลื่นไถล พบว่า AL-EP casting มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 11.46 x 10^{-3} mm^3/Nm วัสดุ AL-EP machining มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 9.26 x 10^{-3} mm^3/Nm วัสดุ Zn-alloy coating มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 9.50 x 10^{-3} mm^3/Nm วัสดุ DC53 มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 1.07 x 10^{-3} mm^3/Nm



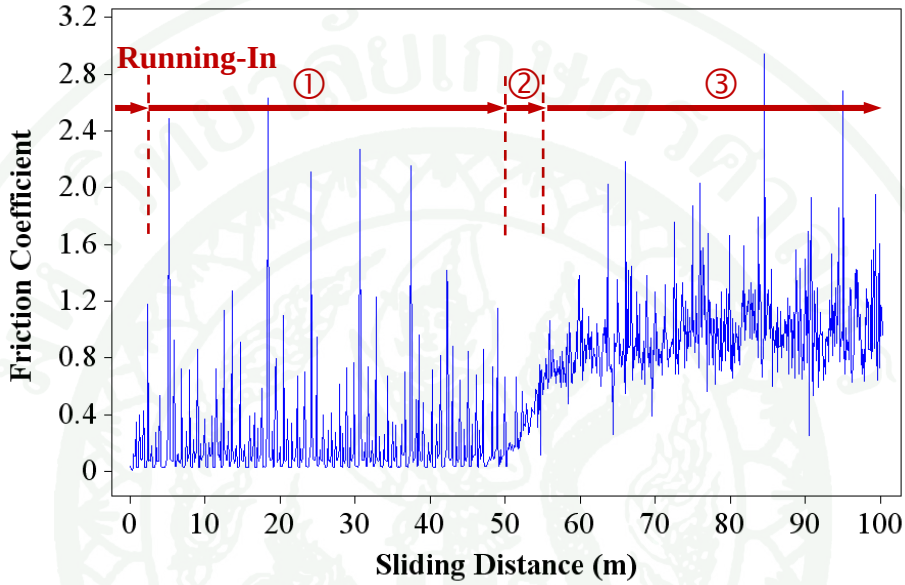
ภาพที่ 80 รูปร่างของอะลูมิเนียมชนิดเกล็ด ขนาดประมาณ Sub-micron ถึง 70 μm



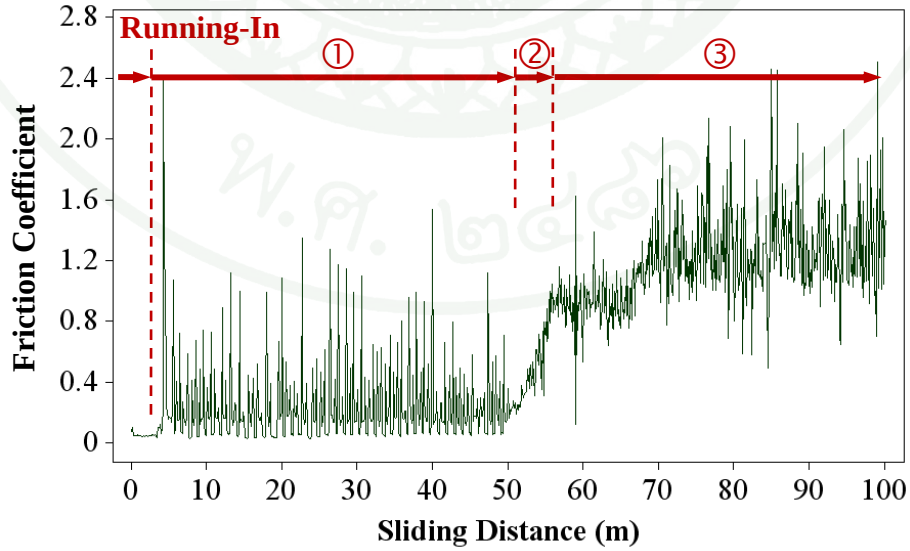
ภาพที่ 81 ภาพถ่ายโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานวัสดุ AL-EP สำหรับทดสอบการสึกหรอ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การวัดแรงกระทำในการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถลกลับไปกลับมาเป็นแบบเรียลไทม์ ด้วยโหลดเซลล์และเพียโซอิเลคทริกซ์ทรานสดิวเซอร์ ในการทดสอบนี้ทุกการทดสอบกำหนดการทดสอบช่วงรัน-อิน เป็นระยะทางในการลื่นไถล 2 m การทดสอบการสึกหรอได้ผลของการเปลี่ยนแปลงของสัมประสิทธิ์ความเสียดทานที่เป็นฟังก์ชันระยะทางในการเคลื่อนที่ ดังต่อไปนี้

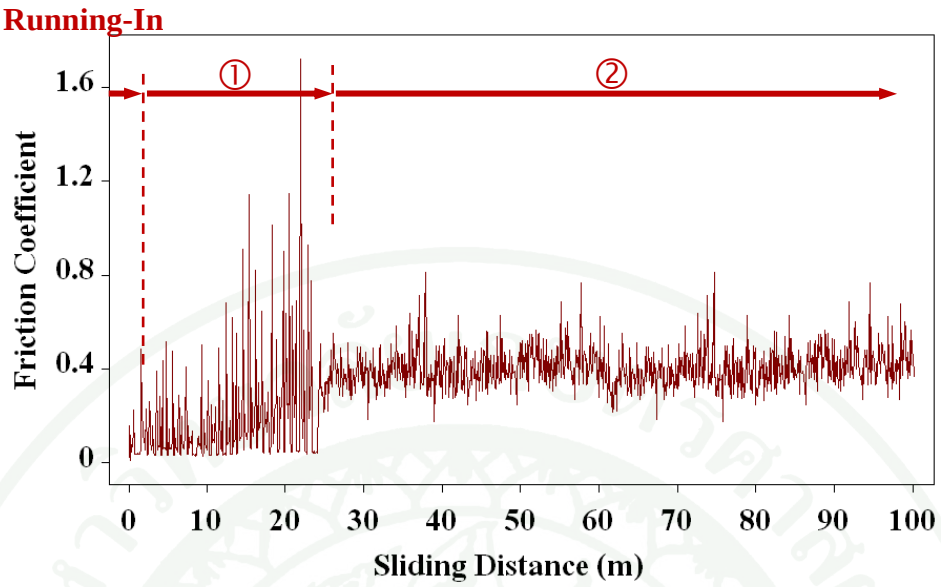


ภาพที่ 82 สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ AL-EP casting

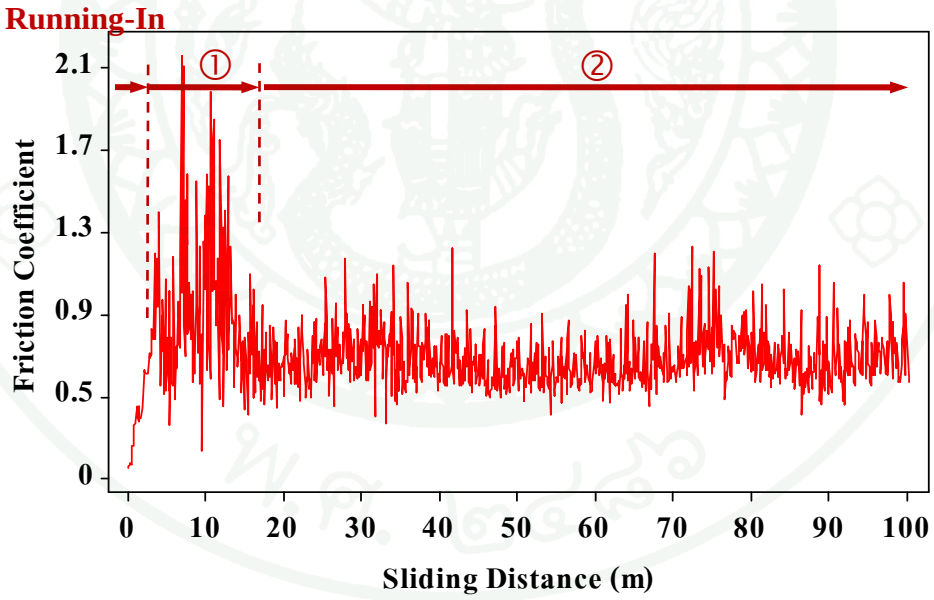


ภาพที่ 83 สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ AL-EP machining

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 84 สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ DC53



ภาพที่ 85 สัมประสิทธิ์ความเสียดทานต่อระยะทางในการลื่นไถลของวัสดุ Zn-alloy coating

ภาพที่ 82 แสดงผลการทดสอบ เมื่อทดสอบการสึกหรอบนวัสดุ AL-EP casting พบว่า ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานที่เป็นฟังก์ชันของระยะทางในการลื่นไถล ปรากฏลักษณะของความเสียดทานแบ่งเป็น 3 ช่วง ได้แก่ ช่วงความเสียดทานต่ำ (Low-friction) ช่วงการเปลี่ยนแปลง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ความเสียดทาน (Transitional friction) และช่วงความเสียดทานสูง (High-friction) โดยในช่วง รัน-อิน ความเสียดทานเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง เนื่องจากผิวของวัสดุ AL-EP ที่หล่อในสุญญากาศบริเวณผิวหน้าไม่มีช่องว่างของอากาศแต่มีผิวอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์เคลือบอยู่จาก Backing mould technique ทำให้ผิวหน้ามีความแข็งแรงต่ำเนื่องจากไม่มีอนุภาคอะลูมิเนียมช่วยเสริมแรงเพื่อรองรับภาระที่มากระทำจึงทำให้สัมประสิทธิ์ความเสียดทานเฉลี่ยมีค่าเพิ่มสูงขึ้นจนถึง ~ 1.2 และเมื่อระยะทางในการลื่นไถลเพิ่มขึ้นจะเกิดเป็นช่วงความเสียดทานต่ำ ① ความเสียดทานในช่วงนี้เกิดขึ้นค่อนข้างสม่ำเสมอแต่ระหว่างนี้มีความเสียดทานพุ่งสูงเป็นช่วงๆ เนื่องจากกลไกการสึกหรอแบบโอนถ่ายเนื้อวัสดุ (Transfer wear) ของอิพอกซีเรซิน (Romanes *et al*., 2007 ; Larsen *et al*., 2007) จนถึงระยะประมาณ 51 m และตั้งแต่ระยะนี้จะเกิดการเปลี่ยนแปลงความเสียดทานที่สูงขึ้น ②โดยมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน~ 0.2 จนถึง ~ 0.7 ที่ระยะประมาณตั้งแต่ 51 ถึง 55 m โดยในการเปลี่ยนแปลงความเสียดทานนี้เป็นผลมาจากการโอนถ่ายเนื้อวัสดุที่รุนแรง ซึ่งพอลิเมอร์สามารถถ่ายโอนเนื้อได้ง่ายกว่าโลหะ (Blau, 2009) และวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินเกิดการอ่อนตัวลงเนื่องจากความร้อน (Thermal softening) (Vasconcelos *et al*., 2006) ซึ่งอิพอกซีเรซินโอนถ่ายเนื้อวัสดุไปสู่คู่สัมผัสได้มากขึ้น และช่วงสุดท้ายเกิดความเสียดทานสูงขึ้น ③ การโอนถ่ายเนื้อวัสดุอิพอกซีเรซินเป็นไปอย่างต่อเนื่องทำให้ผิวสัมผัสของหัวกดมีชั้นเนื้อวัสดุอิพอกซีเรซินพอกเพิ่มสูงขึ้น ทำให้เกิดกลไกการสึกหรอแบบยึดติด (Polymer-to-Polymer) ระหว่างเนื้ออิพอกซีเรซินชิ้นงานกับเนื้ออิพอกซีเรซินบนผิวสัมผัสของหัวกด พิจารณาได้จากความเสียดทานเพิ่มสูงขึ้นและมีความเสียดทานพุ่งโด่งถี่สูงขึ้นเป็นบางช่วง เนื่องจากการโอนถ่ายเนื้ออิพอกซีเรซินมีปริมาณสูงขึ้นทำให้คู่สัมผัสยึดติดกันอย่างรุนแรง (Severe sliding) และยังสังเกตได้ว่ามีความเสียดทานตกร่วงลงต่ำเป็นช่วงๆ จากค่าความเสียดทานเฉลี่ยเนื่องจากการแตกขยายใต้ผิววัสดุจากภาระลื่นไถลสลับไปสลับมา (Surface fracture due to fatigue) (Blau, 2009) ซึ่งการสึกหรอของอิพอกซีเรซินจะทำให้อนุภาคอะลูมิเนียมสามารถหลุดออกจากเนื้ออิพอกซีเรซินได้ง่ายและเกิดกลไกการสึกหรอแบบขูดขีดโดยเนื้อที่สาม (Third-body wear) ร่วมด้วยขณะลื่นไถล (Vasconcelos *et al*., 2006) ระยะทางการลื่นไถลในช่วงนี้ความเสียดทานจะคงตัวจนถึงระยะทาง 100 m ซึ่งค่าความเสียดทานคงที่ช่วงนี้จะนำมาประเมินค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานของวัสดุ โดยวัสดุนี้มีค่าเฉลี่ย ~ 0.9

ภาพที่ 83 เมื่อทดสอบการสึกหรอบนวัสดุ AL-EP machining ลักษณะของความเสียดทานมีความคล้ายคลึงกับวัสดุ AL-EP casting แบ่งเป็น 3 ช่วงเช่นเดียวกัน แต่ในช่วง รัน-อิน ความเสียดทานมีพฤติกรรมแตกต่างกัน โดยในช่วงเริ่มต้นการเคลื่อนที่จนถึงระยะทางประมาณ 4 m ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีค่าต่ำมาก เนื่องจากผิวการกัดแต่งตั้งแต่เริ่มแรกจะมีอนุภาคของ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

อะลูมิเนียมกระจายตัวตลอดพื้นที่หน้าตัด (ภาพที่ 81) ซึ่งจะช่วยเสริมแรงให้กับอิพอกซีเรซินที่เป็นเนื้อหลัก (Matrix) ทำให้วัสดุชิ้นงานชนิดนี้สามารถรองรับแรงกดที่มากระทำด้วยหัวทดสอบวัสดุอะลูมิน่าได้และ ประกอบด้วยในช่วงแรกนี้คู่สัมผัสมีค่าความหยาบผิวใกล้เคียงกัน ทำให้ในช่วงรัน-อิน มีค่าความเสียดทานต่ำมากและคงที่ปรากฏชัด จนกระทั่งถึงระยะทางประมาณ 5 m เกิดการสึกหรอของอิพอกซีเรซินเพิ่มขึ้น ทำให้ความเสียดทานสูงขึ้นอยู่ในช่วงเวลาหนึ่ง หลังจากนั้นความเสียดทานเริ่มลดลงและเข้าสู่สภาวะความเสียดทานต่ำ ① ซึ่งในช่วงนี้การหลุดออกของอนุภาคอะลูมิเนียมมีแนวโน้มสูงขึ้น เป็นผลกระทบมาจากการสูญเสียความแข็งแรงของชิ้นงานในกระบวนการกัดแต่ง ทำให้ความต้านทานต่อแรงเฉือนลดลง พิจารณาได้จากมีความเสียดทานต่ำกว่าค่าความเสียดทานโดยเฉลี่ย การหลุดออกของอนุภาคอะลูมิเนียมและเนื้ออิพอกซีเรซินที่ล้าตัว จึงทำให้ความเสียดทานลดลงเป็นช่วงๆ และกระจายตัวสม่ำเสมอ โดยในช่วงนี้มีค่าความเสียดทานเฉลี่ย ~ 0.25 จนถึงระยะ 49 m ความเสียดทานเริ่มสูงขึ้นแบบเฉียบพลัน ② หากเมื่อเปรียบเทียบวัสดุชนิดนี้กับวัสดุ AL-EP casting โอกาสในการเกิดการโอนถ่ายเนื้อวัสดุเรซินจะเกิดได้ง่ายกว่าเนื่องจากวัสดุชนิดนี้เนื้ออิพอกซีเรซินสูญเสียความแข็งแรงได้สูงกว่าเนื่องจากผลกระทบของการกัดแต่งผิว (แสดงเปรียบเทียบในภาพที่ 88)

ดังนั้นเมื่อระยะเวลาและแรงกระทำที่ใช้ในการทดสอบเท่ากัน จึงทำให้ความเสียดทานช่วงนี้มีความชันสูงกว่าวัสดุผิวสำเร็จจากการหล่อในสุญญากาศ (AL-EP casting) โดยเริ่มต้นตั้งแต่ระยะประมาณ 49 ถึง 57 m และมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน ~ 0.2 จนถึง ~ 0.9 และช่วงสุดท้ายเกิดความเสียดทานสูงคงตัว ③ ในระยะการลื่นไถลจนถึง 100 m การโอนถ่ายเนื้ออิพอกซีเรซินที่สึกหรอในปริมาณสูงและอนุภาคอะลูมิเนียมที่หลุดออกมาเป็นจำนวนมาก ทำให้เกิดกลไกการสึกหรอแบบขูดขีดขึ้นมาร่วมด้วย จึงทำให้ช่วงนี้ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานมีค่าเฉลี่ย ~ 1.4

ภาพที่ 84 ผลทดสอบการสึกหรอบนเหล็กกล้าทำแม่พิมพ์ เกรด DC53 พบว่าพฤติกรรมการสึกหรอมีความแตกต่างกันกับทดสอบการสึกหรอบนวัสดุ AL-EP โดยปรากฏลักษณะของความเสียดทานแบ่งเป็น 2 ช่วง ได้แก่ ช่วงความเสียดทานฟักตัว (Incubation period of friction) และช่วงความเสียดทานคงตัว (Normal-friction) โดยในช่วง รัน-อิน ความเสียดทานเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง เนื่องจากผิวของวัสดุคู่สัมผัสเริ่มสัมผัสกันด้วย Asperities ยอดแหลมสูง ทำให้ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่อง เมื่อเวลาผ่านไปจะเกิดช่วงความเสียดทานฟักตัว ① ในระยะการลื่นไถลระหว่างเวลาในช่วงแรกๆ Asperities ของคู่สัมผัสที่มีความแหลมคมสูงมีจำนวนมาก ทำให้เกิดความเค้นเฉือนโดยรวมมีค่าสูงตามไปด้วยระหว่างการสัมผัสกัน จึงส่งผลให้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ปรากฏค่าความเสียดทานเพิ่มสูงขึ้น โดยมีค่าเฉลี่ย ~ 0.53 ซึ่งอาจกล่าวได้ว่าในระยะของการลื่นไถลในช่วงนี้ พฤติกรรมของความเสียดทานยังคงอยู่ในช่วงรัน-อิน จนกระทั่งระยะลื่นไถลของคู่สัมผัสมีระยะทางเพิ่มขึ้นจนถึงประมาณ 26 m ซึ่งการสัมผัสกันเป็นเวลานานขึ้นทำให้ Aperities มีความคมลดลง การสัมผัสกันด้วยความราบเรียบยิ่งขึ้น ทำให้ค่าความเสียดทานเริ่มลดลงและเริ่มคงตัว หลังจากนั้นจะเกิดช่วงความเสียดทานคงที่ ② จนถึงระยะทางในการลื่นไถลที่ 100 m ช่วงนี้เป็นค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานที่ใช้ในการพิจารณาอายุการใช้งานของวัสดุ มีค่าเฉลี่ย ~ 0.36 ซึ่งไดอะแกรมของความเสียดทานจากการทดสอบมีพฤติกรรมคล้ายคลึงกับงานวิจัยของ Wen (Wen, 2010) แม้ว่าค่าสัมประสิทธิ์จะมีค่าต่ำกว่า เนื่องจากวิธีและเงื่อนไขการทดสอบที่แตกต่างกัน

ภาพที่ 85 ผลทดสอบการสึกหรอวัสดุ Zn-alloy coating ด้วยการกดด้วยคู่สัมผัสที่เป็นหัวกดลูกบอลอะลูมิน่า เนื่องจากวัสดุสังกะสีมีความเข้ากันได้ทางโครงสร้างกับวัสดุอื่นๆ ได้เป็นอย่างดี ทำให้โอกาสของการสึกหรอเกิดขึ้นด้วยการแนบติดกันสูง (Seizure) อันเนื่องมาจากกลไกการสึกหรอจากการยึดติดแบบรุนแรง (Severe sliding) หรือการเกิดไทรโบฟิล์ม (Tribolayer) เด่นชัดจนเกินไป อาจส่งผลกระทบต่อการพิจารณากลไกการสึกหรอรูปแบบอื่นๆ ให้แสดงผลได้ต่ำลง ในกรณีต้องการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอเนื่องจากกลไกการสึกหรอต่างกัน ดังนั้นการใช้คู่สัมผัสชนิดเซรามิก สามารถช่วยลดปัญหาดังกล่าวได้ (Durand *et al*., 1995; Panagopoulos *et al*., 2003; Kim, 2007)

การทดสอบในงานวิจัยนี้ พบว่า พฤติกรรมการสึกหรอปรากฏลักษณะของความเสียดทาน แบ่งเป็น 3 ลักษณะซึ่งมีความคล้ายคลึงกับวัสดุโลหะคอมโพสิต เช่น เหล็ก-สังกะสี นิกเกิล-สังกะสี บรอนด์-ดีบุกเจือ เป็นต้น (Panagopoulos *et al*., 2000; Panagopoulos *et al*., 2003; Singh *et al*., 2007) ได้แก่ ลักษณะของความเสียดทานในช่วงฟักตัว (Incubation period of friction) ร่วมกับลักษณะของการเปลี่ยนแปลงความเสียดทาน (Transitional friction) และลักษณะของความเสียดทานคงตัว (Normal-friction) แต่พฤติกรรมของความเสียดทานที่เกิดขึ้นเปลี่ยนแปลงได้หลายช่วง โดยที่ช่วง รัน-อิน ความเสียดทานเพิ่มขึ้นด้วยความชันสูง มีค่าสัมประสิทธ์ความเสียดทาน ~ 0.84 เนื่องจากการยึดติดของคู่สัมผัสเกิดขึ้นได้ในช่วงเวลาสั้นๆ หลังจากนั้นการยึดติดกันอย่างรุนแรงทำให้ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็ว ~ 1.07 ① จากกลไกการสึกหรอด้วยการโอนถ่ายเนื้อวัสดุผิวเคลือบมีปริมาณสูง พิจารณาได้จากที่มีค่าความเสียดทานพุ่งโด่งขึ้น และมีความเป็นไปได้สูงที่จะเกิดออกไซด์ฟิล์มของผิวเคลือบขึ้นมาระหว่างนี้ด้วย เนื่องจากสภาวะของ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การลื่นไถลแบบแห้ง (Dry sliding) และในช่วงสุดท้ายของการลื่นไถลมีความเสียดทานคงตัวจนถึงระยะ 100 m ② มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเฉลี่ย ~ 0.72

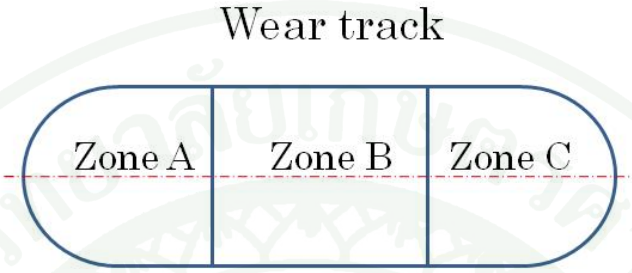
การพิจารณาพฤติกรรมความเสียดทานของวัสดุชนิดนี้ โดยรวมแล้ว พบว่า ความเสียดทานเกิดขึ้นและเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นรูปแบบ ตามลักษณะของรอบเวลาในการเคลื่อนที่ (Life cycle) เนื่องจากการลื่นไถลแบบกลับไปกลับมา ความเสียหายเนื่องจากการล้าตัวของวัสดุเป็นกลไกสำคัญ โดยเฉพาะผิวเคลือบจากกรรมวิธีการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อน ซึ่งลักษณะกลไกการก่อตัวของผิวเคลือบ ปกติจะมีความต้านทานต่อการล้าตัวต่ำ และในผลของการทดสอบวัสดุชนิดนี้ ปรากฏลักษณะของการสึกหรอด้วยการหลุดล่อน (Delamination wear) ได้อย่างเด่นชัด และเพิ่มความรุนแรงของการสึกหรอด้วยกลไกของการโอนถ่ายเนื้อวัสดุ (Transfer wear) กอปรกับการเคลือบผิวบนวัสดุฐานที่มีความแข็งแรงต่ำ (AL-EP) จะส่งผลกระทบต่อความเสียหายและการสึกหรอของผิวเคลือบให้เพิ่มสูงขึ้นได้

พฤติกรรมของความเสียดทานที่เปลี่ยนแปลง และมีความแตกต่างกันขึ้นอยู่กับชนิดของวัสดุ เงื่อนไขในการรับภาระ สภาวะแวดล้อมต่างๆ และคุณลักษณะของวัสดุ อาทิเช่น ขนาดความหยาบผิว เป็นต้น หากเป็นการเปรียบเทียบกันในแง่ด้านความสามารถของวัสดุ จำเป็นต้องกำหนดเงื่อนไขต่างๆ เหล่านี้เป็นเงื่อนไขเดียวกันทั้งหมด แต่หากเป็นการพิจารณาในสภาวะการใช้งานจริง จำเป็นต้องจำลองสภาวะต่างๆ ให้ใกล้เคียงกับสภาพการใช้งานจริงให้มากที่สุด จะสามารถทำให้การประเมินอายุการใช้งานของวัสดุมีความแม่นยำยิ่งขึ้น

พฤติกรรมความเสียดทานเป็นผลมาจากความเสียหายและกลไกการสึกหรอของวัสดุระหว่างการใช้งาน การเปลี่ยนแปลงค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานในแต่ละช่วง สะท้อนให้ทราบถึงการเปลี่ยนแปลงกลไกหรือรูปแบบการสึกหรอด้วย ซึ่งบางวัสดุ มีความสลับซับซ้อนเป็นอย่างยิ่ง ทำให้ยากต่อการอธิบายด้วยการพิจารณาเพียงแค่การเปลี่ยนแปลงความเสียดทาน ดังนั้นการอธิบายปรากฏการณ์ของการสึกหรอด้วยวิธีการตรวจสอบร่องรอยการสึกหรอหลังการทดสอบวัสดุร่วมด้วย จึงเป็นที่นิยม สำหรับการค้นหากลไก หรือรูปแบบการสึกหรอที่เป็นรากสาเหตุของการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมความเสียดทานและอายุไขของวัสดุ

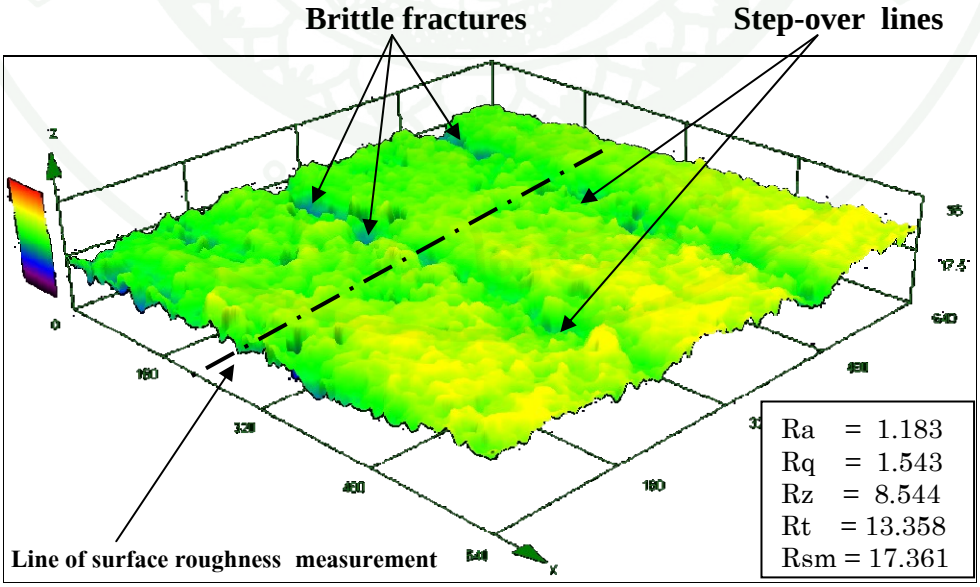
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ดังนั้นเพื่อให้บรรลุจุดมุ่งหมายของการศึกษารูปแบบการสึกหรอและพฤติกรรมความเสียหาย งานวิจัยส่วนนี้ได้วัดค่าการสึกหรอด้วยเทคนิค SEM และ LSCM ซึ่งได้แบ่งโซนในการวัดค่าการสึกหรอแบบลื่นไถล ดังแสดงในภาพที่ 86



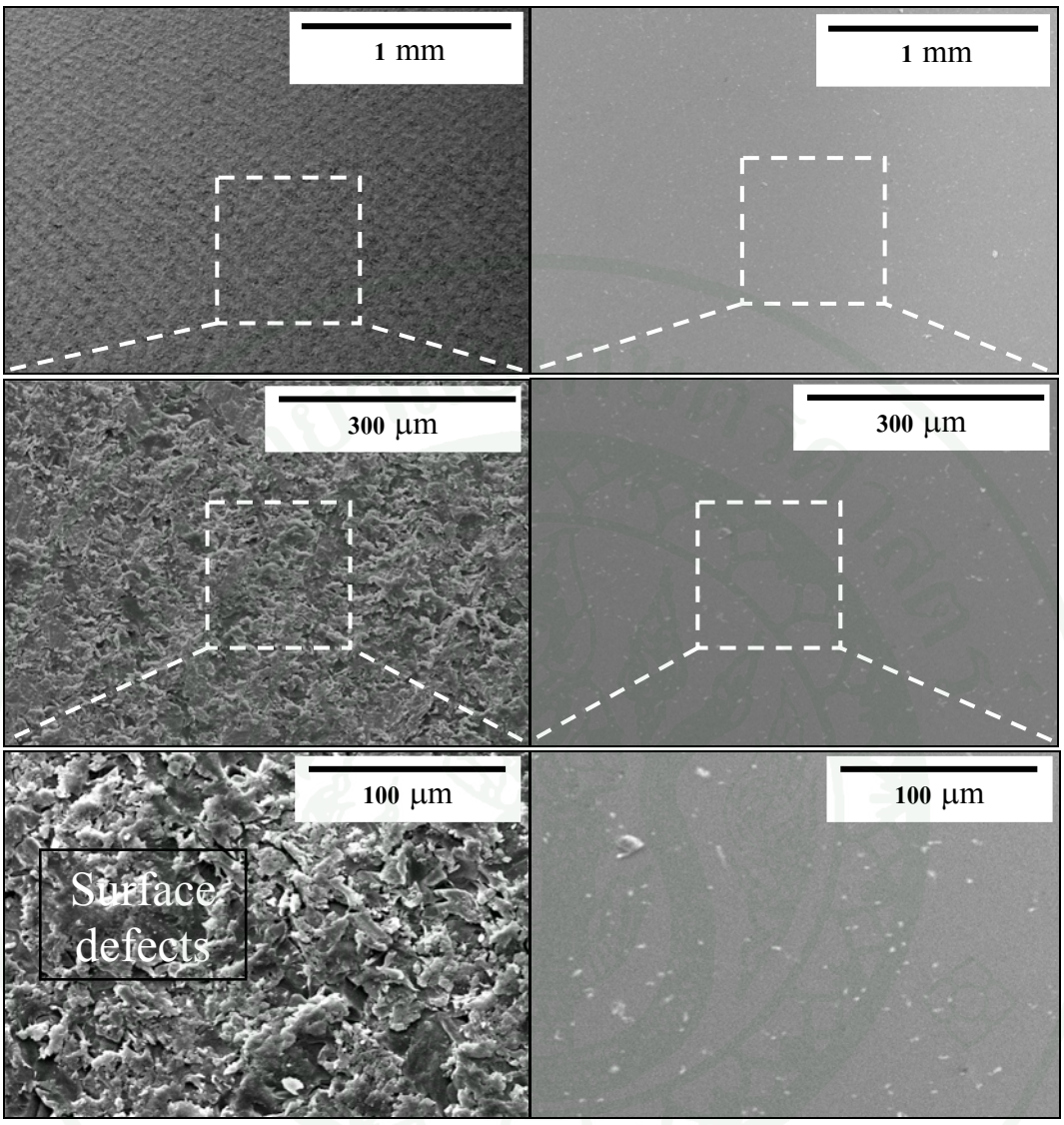
ภาพที่ 86 โซนการวัดค่าการสึกหรอแบบลื่นไถล

เนื่องจากการเคลื่อนที่สัมผัสกันของคู่สัมผัสมีผลต่อพฤติกรรมการสึกหรอ จากการพิจารณาการเคลื่อนที่ในทิศทางเดียว ดังนั้นในการวัดการสึกหรอ จึงได้แบ่งออกเป็น 3 โซน ได้แก่ Zone A เป็นการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอเมื่อเริ่มต้นเคลื่อนที่ Zone B พฤติกรรมการสึกหรอระหว่างการลื่นไถล และ Zone C พฤติกรรมการสึกหรอเมื่อสิ้นสุดการเคลื่อนที่ ซึ่งมุ่งเน้นศึกษาเฉพาะวัสดุ AL-EP machining และวัสดุ Zn-alloy coating



ภาพที่ 87 LSCM พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining ก่อนการทดสอบการสึกหรอ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ก) AL-EP machining surface ข) AL-EP casting surface

ภาพที่ 88 ภาพ SEM พื้นผิวของ AL-EP ผิวกัดแต่งด้วยดอกกัดแบบ Flat type ก่อนการทดสอบการสึกหรอ

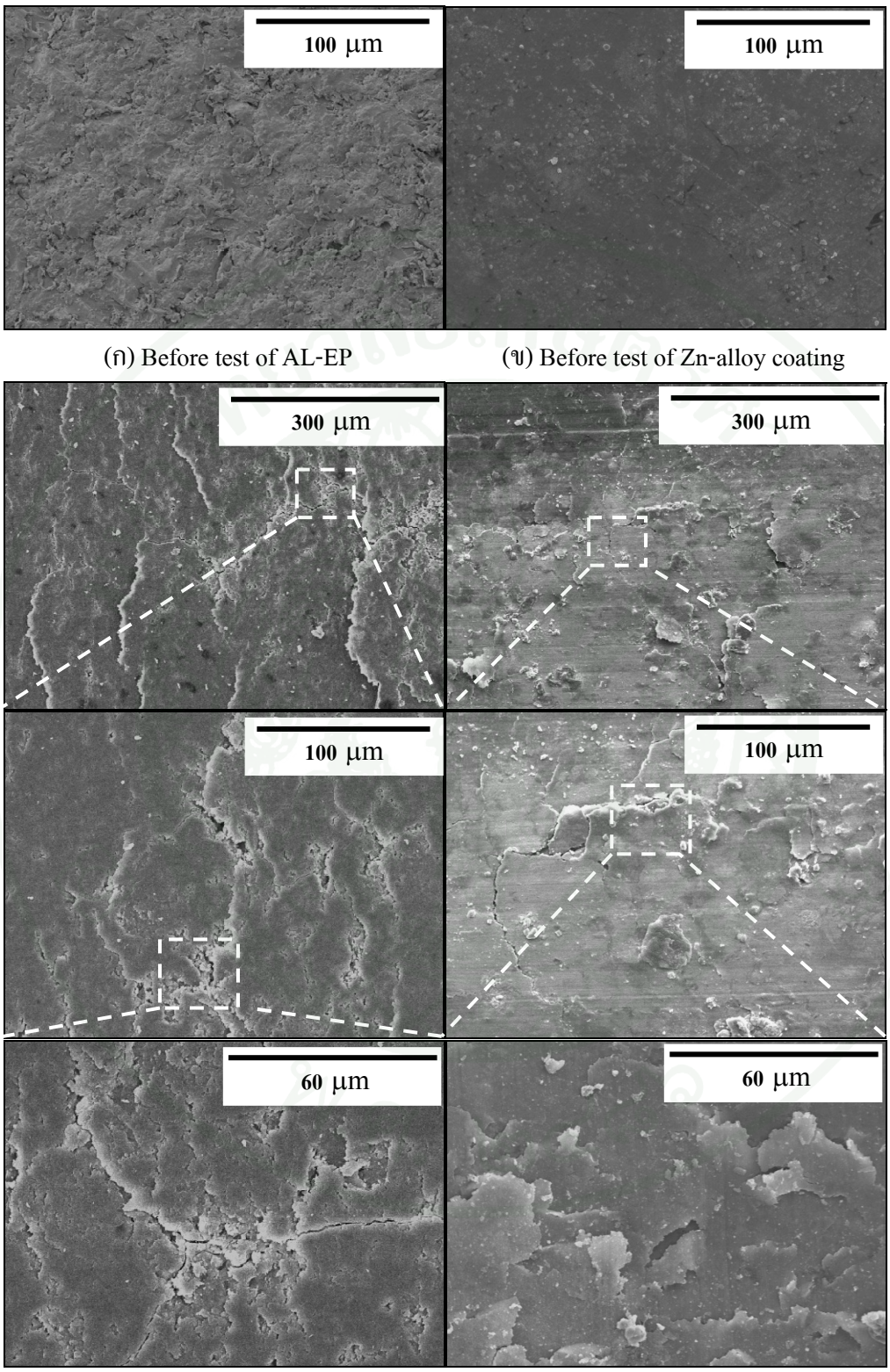
เนื่องด้วยอัตราการสึกหรอเชิงปริมาตรของวัสดุ AL-EP machining มีค่าต่ำกว่าผิวหล่อในสุญญากาศในวัสดุ AL-EP casting (ภาพที่ 79) ดังนั้นงานส่วนนี้จึงมุ่งเน้นไปในการศึกษาผลกระทบของกระบวนการกัดแต่งผิว ซึ่งมีความจำเป็นต่อการผลิตอินเสิร์ทแม่พิมพ์รวดเร็วในงานฉีดพลาสติก เพื่อศึกษาปัจจัยที่ช่วยส่งเสริมการต้านทานการสึกหรอแบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP machining

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 87 การพิจารณาเบื้องต้นจากภาพพื้นผิวหลังการกัดแต่งผิวด้วยดอกกัดแบบ Flat type ภาพถ่ายสามมิติด้วยเครื่องมือ LSCM แสดงให้ทราบถึงลักษณะของพื้นผิวมีลักษณะความเสียหายด้วยพฤติกรรมวัสดุเปราะ (Lanz *et al*., 2002) ซึ่งมีปริมาณที่หนาแน่นสูงบริเวณรอยทับซ้อนของดอกกัด (Step-over line) บริเวณนี้เป็นจุดเชื่อมต่อของการตัดเฉือนในแต่ละครั้ง ซึ่งจะได้รับภาระความสั่นสะเทือนสูงจากเครื่องมือตัด วัสดุ AL-EP machining มีค่าความหยาบผิวเฉลี่ยโดยรวม Ra ~ 1.6 และค่าความหยาบผิวเฉพาะจุด (Line of surface roughness measurement) ด้วยเทคนิค LSCM มีค่า Ra ~ 1. 183 และค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ ประกอบด้วยค่า Rq, Rz, Rt, Rsm (ภาพที่ 87) และเมื่อพิจารณาภาพถ่าย SEM บริเวณพื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining กัดแต่งด้วยดอกกัดแบบ Flat type ก่อนการทดสอบการสึกหรอ (ภาพที่ 88 ก) แสดงให้ทราบถึงผลกระทบของกระบวนการตัดเฉือนส่งผลให้เนื้อวัสดุ AL-EP machining เกิดความเสียหายของพื้นผิวในระดับจุลภาค (ภาพที่ 88 ก) หากเปรียบเทียบกับผิวหล่อในสุญญากาศ พื้นผิวมีอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์เคลือบเป็นฟิล์มบาง (Skin layer) ทำให้มีพื้นผิวที่เรียบขึ้น (ภาพที่ 88 ข) โดยที่ความเสียหายของพื้นผิวในระดับจุลภาคของผิวกัดแต่ง เป็นสาเหตุของการเกิดชั้นเนื้อโอนถ่ายได้ง่ายขึ้น ดังพิจารณาได้จากพฤติกรรมความเสียดทานในช่วงการเปลี่ยนแปลงความเสียดทานของวัสดุ AL-EP machining (ภาพที่ 83) มีความชันสูงกว่าวัสดุ AL-EP casting (ภาพที่ 82)

การศึกษาลักษณะรูปแบบการสึกหรอวัสดุ AL-EP ในส่วนนี้ได้มุ่งเน้นพิจารณาเฉพาะร่องรอยการสึกหรอของวัสดุ AL-EP machining เนื่องจากลักษณะรูปแบบและกลไกการสึกหรอหลังการทดสอบที่ระยะทาง 100 m ร่องรอยการสึกหรอของวัสดุชนิดนี้จะลึกลงต่ำกว่าชั้นฟิล์มอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ของวัสดุชนิด AL-EP casting จึงทำให้ร่องรอยการสึกหรอปรากฏเป็นเช่นเดียวกันกับวัสดุ AL-EP machining และได้เปรียบเทียบกับวัสดุ Zn-alloy coating ในภาพที่ 89 ทำให้ทราบถึงลักษณะความเสียหายและการสึกหรอหลังการทดสอบของวัสดุ AL-EP มีพฤติกรรมความเสียหายเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวร (ภาพที่ 89 ค ภาพขยาย 300 μm) มีลักษณะการแตกร้าวเป็นรูปคลื่น (Crack –waves) ซึ่งมีทิศทางการขยายตัวของรอยร้าวตั้งฉากกับการลื่นไถล (Durand *et al*., 1995) และเมื่อ Crack –waves ขยายตัวมาบรรจบกัน ก็จะทำให้ผิววัสดุหลุดออกมากลายเป็นอนุภาคการสึกหรอ (ภาพที่ 89 ค ภาพขยาย 60 μm) หากพิจารณาเปรียบเทียบการสึกหรอของผิวเคลือบ Zn-alloy พบว่า มีกลไกการสึกหรอแบบล้าตัว และมีลักษณะความเสียหายเป็นรูปแบบของการสึกหรอ (Wear modes) เนื่องด้วยการหลุดล่อน (Delamination wear) ของผิวเคลือบปรากฏขึ้นเด่นชัด (ภาพที่ 89 ง ภาพขยาย 300 μm) และการล้าทำให้รอยร้าวขยายตัวบริเวณใต้ผิวหน้าจนถึงผิวด้านบนของวัสดุจนกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอในระดับจุลภาค (ภาพที่ 89 ง ภาพขยาย 60 μm)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

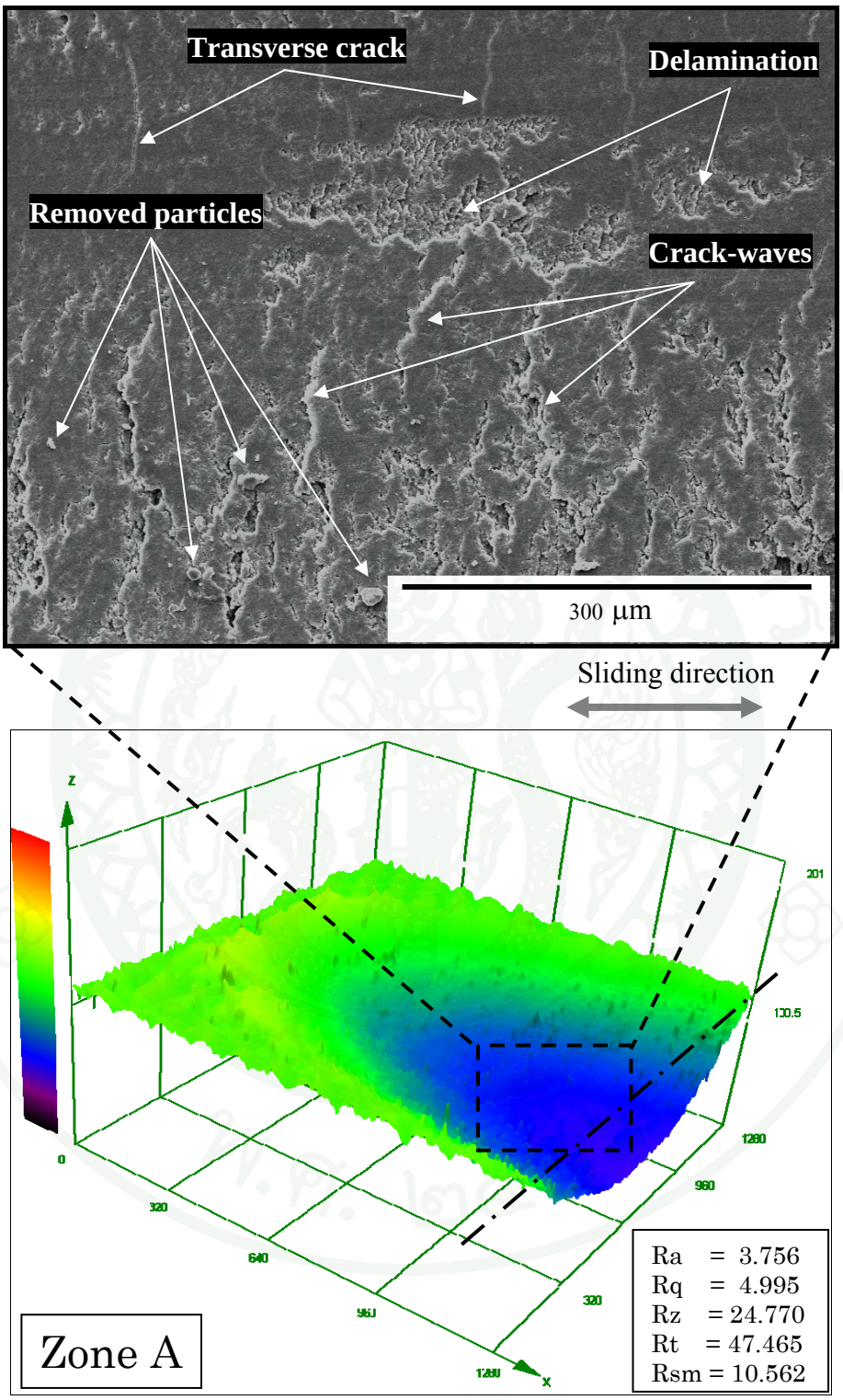


(ก) Before test of AL-EP (ข) Before test of Zn-alloy coating

(ค) After test of AL-EP (ง) After test of Zn-alloy coating

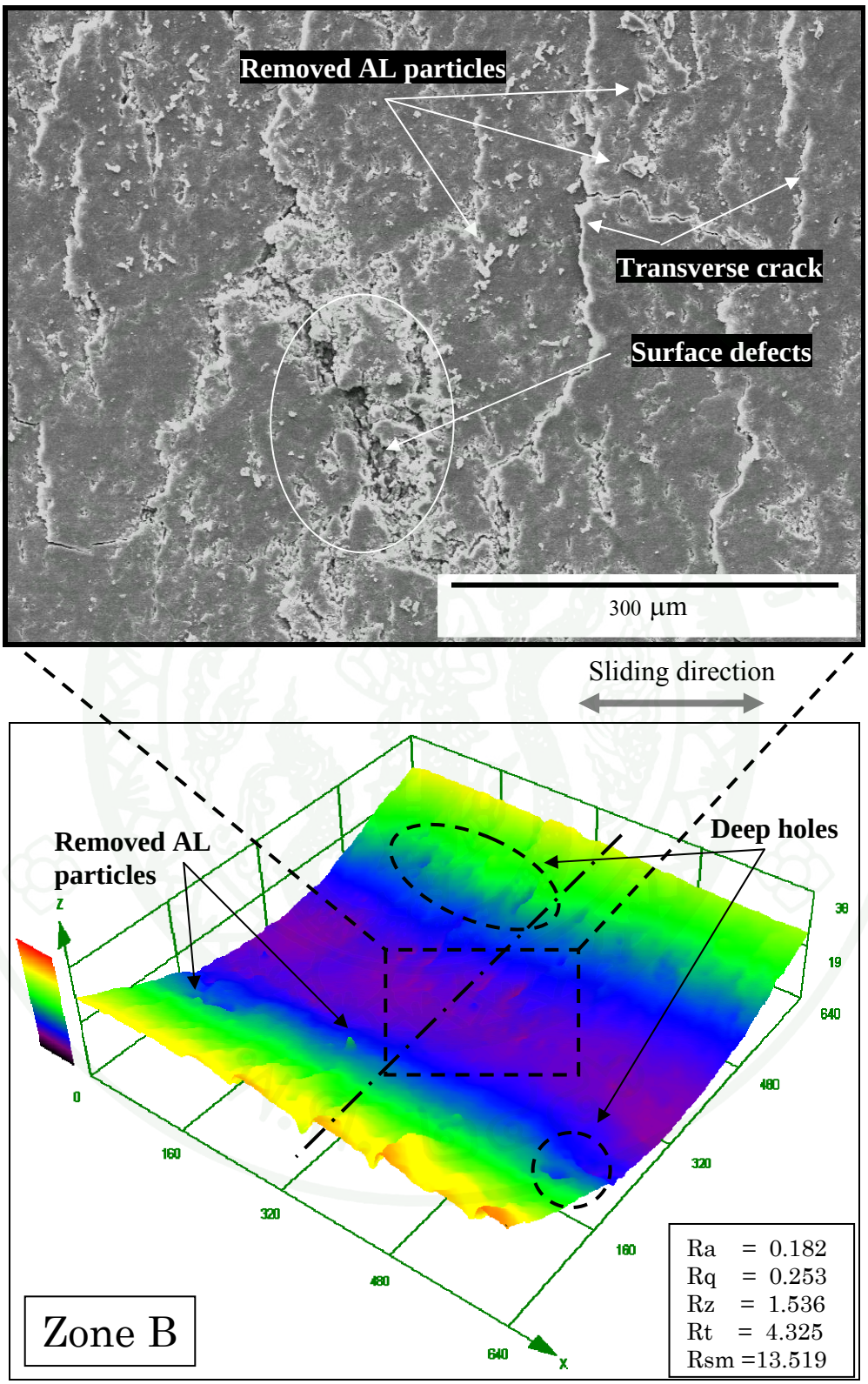
ภาพที่ 89 ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกหรอแบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP และ Coating

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



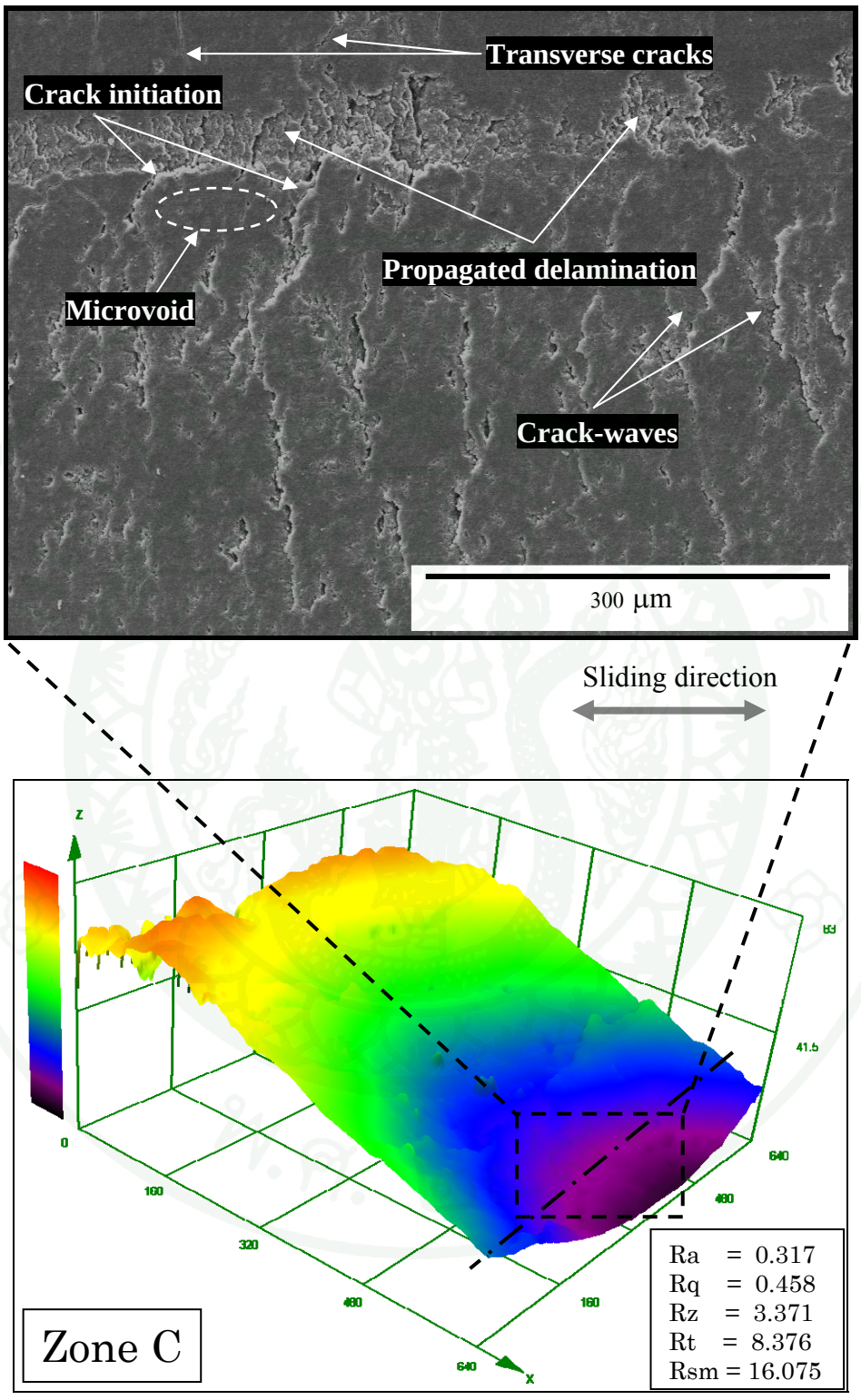
ภาพที่ 90 พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone A

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 91 พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone B

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 92 พื้นผิวของวัสดุ AL-EP machining หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone C

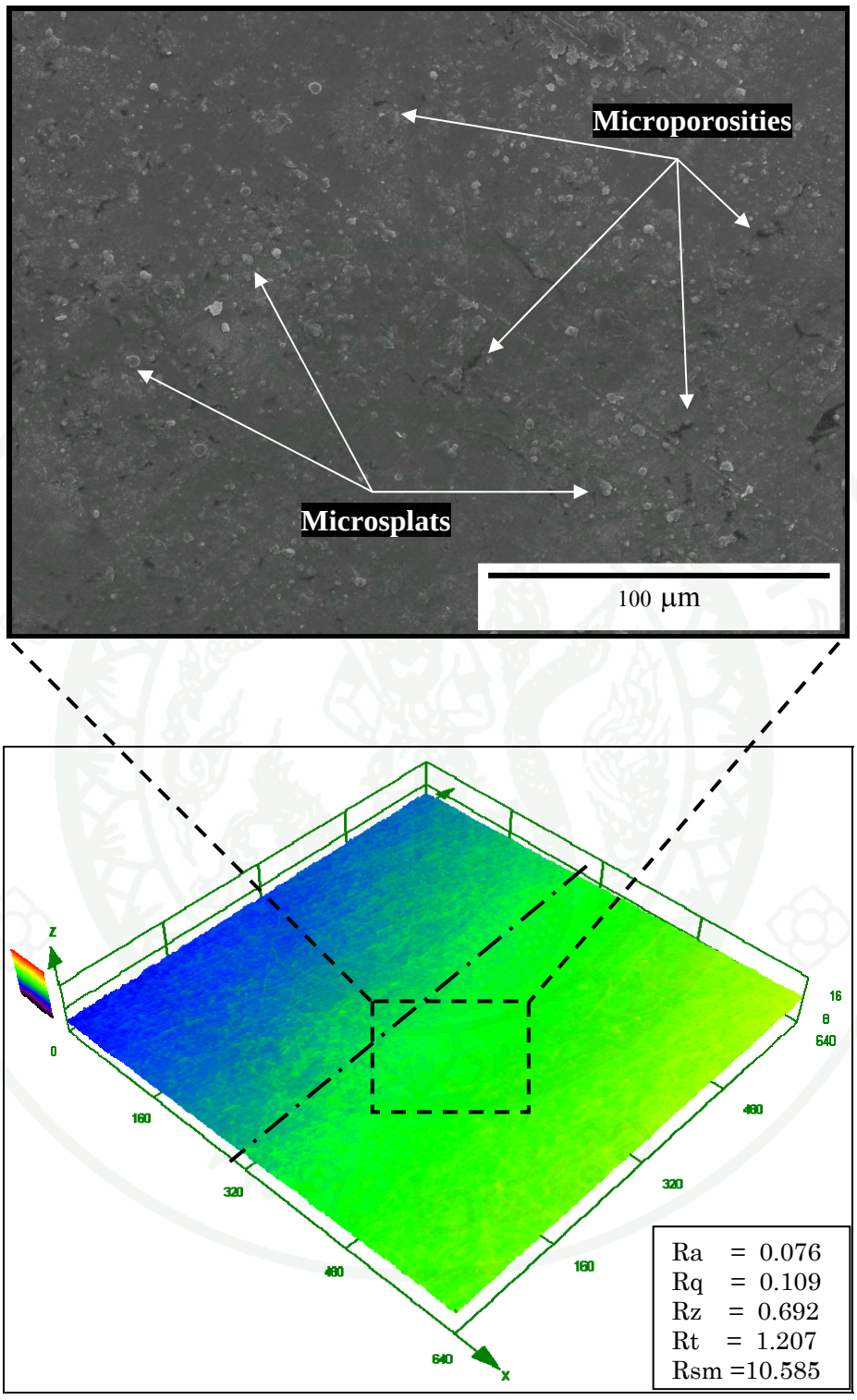
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

พฤติกรรมการสึกหรอของอิพอกซีเรซินและผลกระทบของสารเสริมแรงชนิดเกล็ดอะลูมิเนียม เมื่อวิเคราะห์ผลหลังการทดสอบแบบลื่นไถลบริเวณ Zone A (ภาพที่ 90) ได้ปรากฏรูปแบบการสึกหรอเนื่องจากการหลุดล่อนของเนื้อวัสดุหลายตำแหน่ง (Delamination wear) และมีรอยร้าวตามขวาง (Transverse crack) เกิดขึ้นใกล้ๆ กับรอยการสึกหรอ แต่มีลักษณะของรอยร้าวค่อนข้างแตกต่างกับวัสดุชนิดโลหะ เนื่องจากการขยายตัวของรอยร้าวจะเกิดขึ้นในบริเวณเนื้อวัสดุที่มีความแข็งแรงต่ำสุดตรงบริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาคเสริมแรงกับเนื้อวัสดุหลัก และเนื้อวัสดุอิพอกซีเรซินที่แตกหักเนื่องจากการขยายตัวมาบรรจบกันของ Crack –waves สามารถหลุดออกมากลายเป็นอนุภาคการสึกหรอ (Particle removal) โดยพิจารณาได้จากมีอนุภาคการสึกหรออยู่รอบๆ บริเวณดังกล่าว และมีความเป็นไปได้สูงที่อนุภาคอะลูมิเนียมจะหลุดออกมาระหว่างนี้ด้วย

ในภาพที่ 91 การวิเคราะห์ความเสียหายและการสึกหรอบริเวณ Zone B หากพิจารณาตรงบริเวณกึ่งกลางของรอยการสึกหรอ (Wear track) ตามแนวยาว จะเป็นบริเวณที่เกิดการเปลี่ยนรูปถาวรสูงที่สุด เนื่องจากภาระกระทำทั้งหมดจะรวมกันอยู่บริเวณนี้ ดังปรากฏลักษณะความเสียหายเป็นหลุมลึก (Deep hole failure) กระจายอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส และพื้นผิววัสดุมีความเสียหายอย่างรุนแรง (Surface defects) ซึ่งพิจารณาได้จากที่พบอนุภาคอะลูมิเนียมหลุดออกมาเป็นจำนวนมาก (AL wear particles) และบริเวณนี้ยังทำให้การขยายตัวของร้าวรอยตามขวางมีขนาดใหญ่

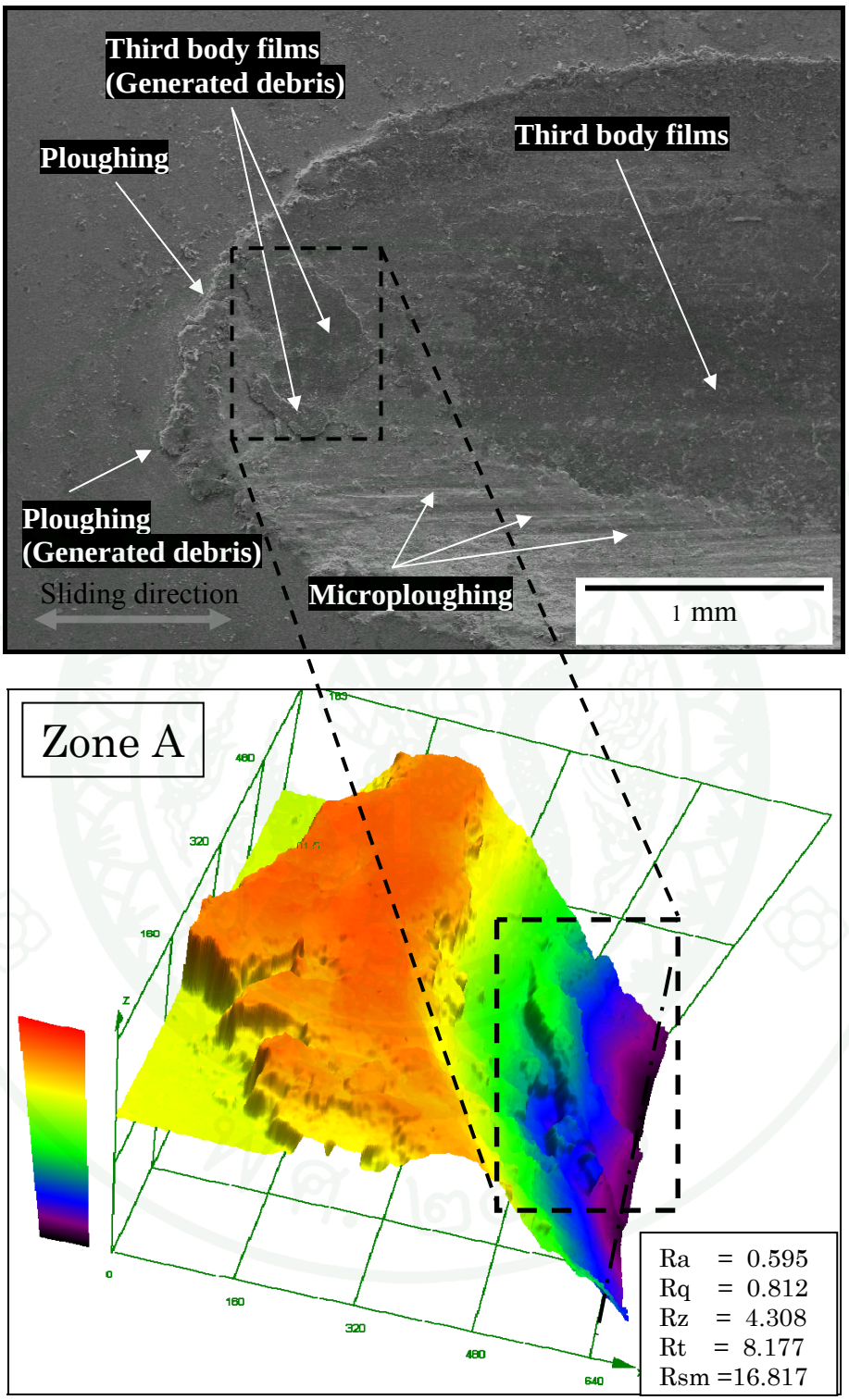
พฤติกรรมความเสียหายบริเวณการสึกหรอ บริเวณ Zone C (ภาพที่ 92) พบว่า มีรูพรุนขนาดระดับจุลภาค (Micro-voids) อยู่ในเนื้อวัสดุ และได้ปรากฏการหลุดล่อนของเนื้อวัสดุอย่างต่อเนื่อง (Crack propagation in delamination wear) บริเวณจุดสัมผัสมากที่สุดกับหัวกดทรงกลมวัสดุอะลูมิน่า โดยที่ลักษณะการขยายตัวของการหลุดล่อน เกิดขึ้นในทิศทางเดียวกันกับทิศทางในการลื่นไถล ความยาวของรอยการสึกหรอมีขนาดตั้งแต่ 100 μm ขึ้นไป และเนื่องจากมีภาระกดกระทำสูงสุดบริเวณดังกล่าว ส่งผลให้บริเวณนี้เกิดการเปลี่ยนรูปถาวรสูงที่สุด และทำให้บริเวณที่ห่างออกไปเกิดเป็นแรงดึงเพื่อต้านทานต่อแรงกด แต่เนื่องด้วยวัสดุ AL-EP มีความแข็งแรงต่ำ จึงทำให้สูญเสียความสามารถในการรับแรงดึง ส่งผลให้บริเวณขอบด้านกว้างของรอยสึกหรอ จะเป็นจุดเริ่มต้นของการแตกร้าวที่ขยายขวางตัวกับทิศทางการลื่นไถล (Crack initiation) และรอยร้าวตามขวางขนาดเล็กได้มีการขยายตัวเพิ่มขึ้น โดยมีขนาดความกว้างของรอยร้าวต่ำกว่า 5 μm แต่มีความยาวมากกว่า 100 μm และเนื่องจากภาระแบบลื่นไถลกลับไปกลับมา ทำให้เกิดการล้าตัวที่พื้นผิว (Surface fatigue) รอยร้าวเนื่องจากการล้าสามารถขยายใหญ่ขึ้นได้ง่าย (Fatigue cracking) เป็นลักษณะของความเสียหายด้วยแรงกระทำที่ไม่สูงมากนักจากคุณลักษณะด้อยของวัสดุอิพอกซีเรซิน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



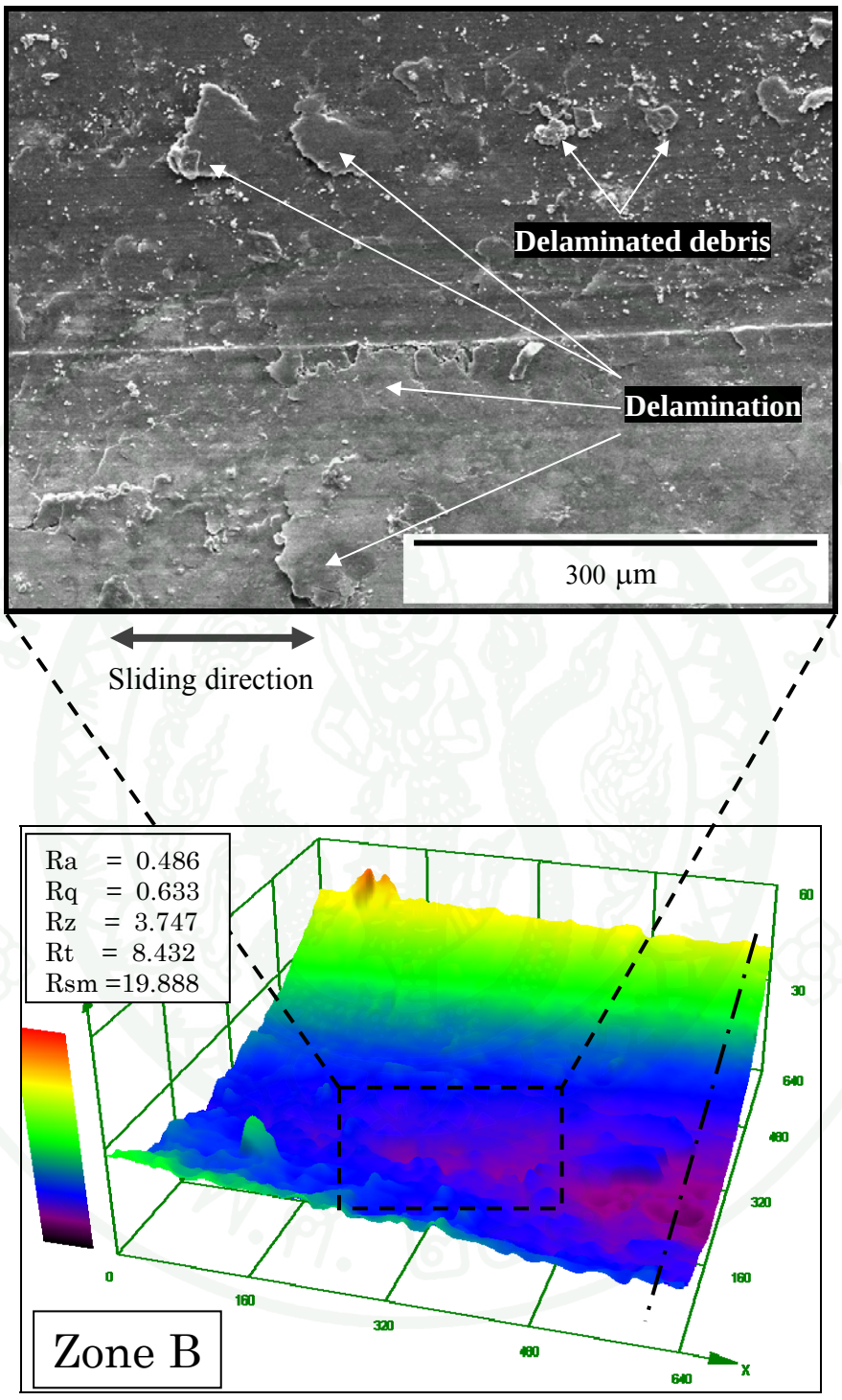
ภาพที่ 93 พื้นผิวของผิวเคลือบ Zn-alloy coating ก่อนการทดสอบการสึกหรอ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



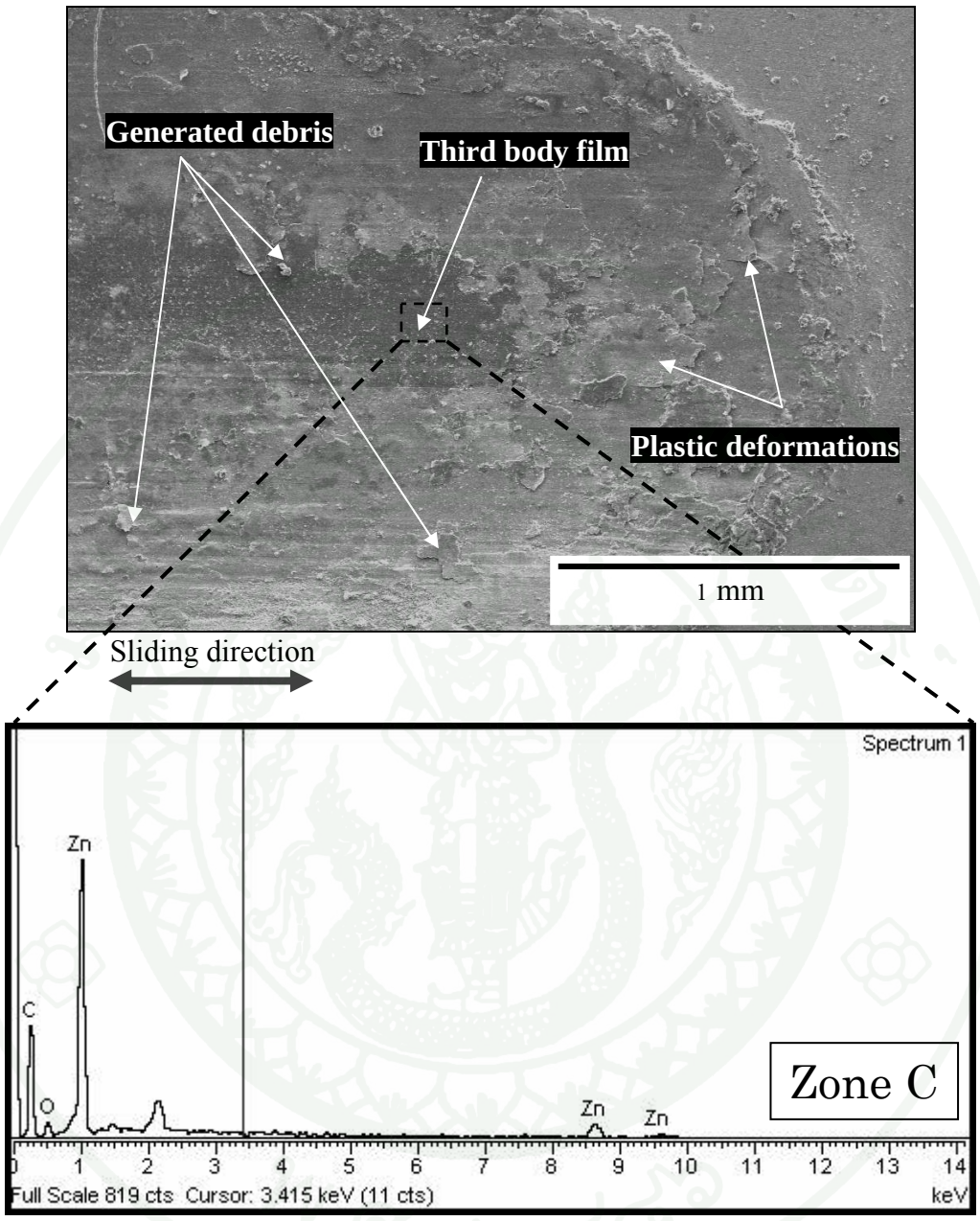
ภาพที่ 94 พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone A

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



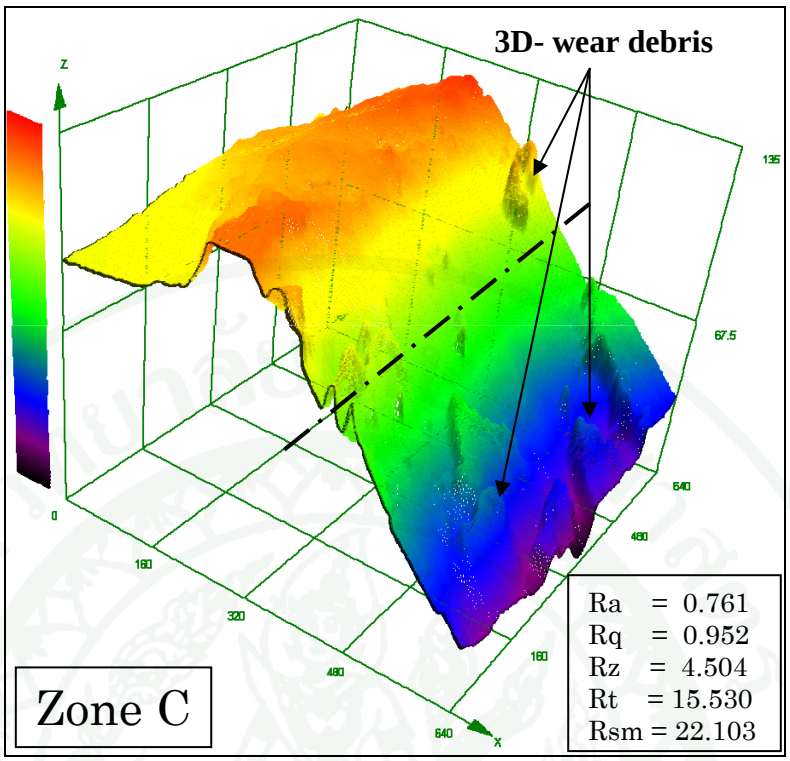
ภาพที่ 95 พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone B

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 96 พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล บริเวณ Third body film: Zone C

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 97 พื้นผิวของวัสดุ Zn-alloy coating หลังการทดสอบแบบลื่นไถล Zone C

ภาพที่ 93 พื้นผิวของผิวเคลือบภาพถ่าย SEM พบว่า การก่อตัวของแผ่นเคลือบอยู่ในระดับจุลภาค (Microsplat) มีขนาดต่ำกว่า 10 μm แสดงถึงการก่อตัวของผิวเคลือบบนวัสดุฐานชนิด PP มีประสิทธิภาพสูง ดังปรากฏเป็นรูพรุนขนาดเล็ก (Microporosity) มีความยาวไม่เกิน 20 μm โดยรวม จึงทำให้ปริมาณรูพรุนมีจำนวนลดลง (ภาพที่ 56) และแสดงระนาบจากการปรับระดับความราบ (Flatness) ในขั้นตอนของการเตรียมขนาดของชิ้นทดสอบมีความแม่นยำสูงโดยมีความคลาดเคลื่อน ~ 3-4 μm จากภาพถ่าย LSCM (ภาพกราฟิก) เพื่อลดปัจจัยที่มีผลกระทบต่อลักษณะการสึกหรอของวัสดุและเพิ่มความแม่นยำในการประเมินอัตราการสึกหรอ

ภาพที่ 94 พฤติกรรมความเสียหายและการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating เมื่อพิจารณาเฉพาะพฤติกรรมการสึกหรอในระดับมหภาคของผิวเคลือบ มีรูปแบบการสึกหรอที่สำคัญพบว่า เกิดขึ้นจากการไถ (Ploughing) โดยรูปแบบของการสึกหรอนี้ทำให้ความเสียดทานของวัสดุเพิ่มขึ้นในระหว่างการรับภาระ ซึ่งพื้นที่รับแรงเฉือนมีขนาดใหญ่ เนื่องจากความไม่เป็นเนื้อเดียวกันของผิวเคลือบและลักษณะสมบัติเชิงกลของผิวเคลือบแบบนิ่ม (Soft coating) ทำให้มีพื้นที่สัมผัสระหว่างผิวเคลือบและหัวกดมีบริเวณกว้าง เมื่อวัสดุมีพฤติกรรมการสึกหรอเนื่องจากกลไกการไถ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

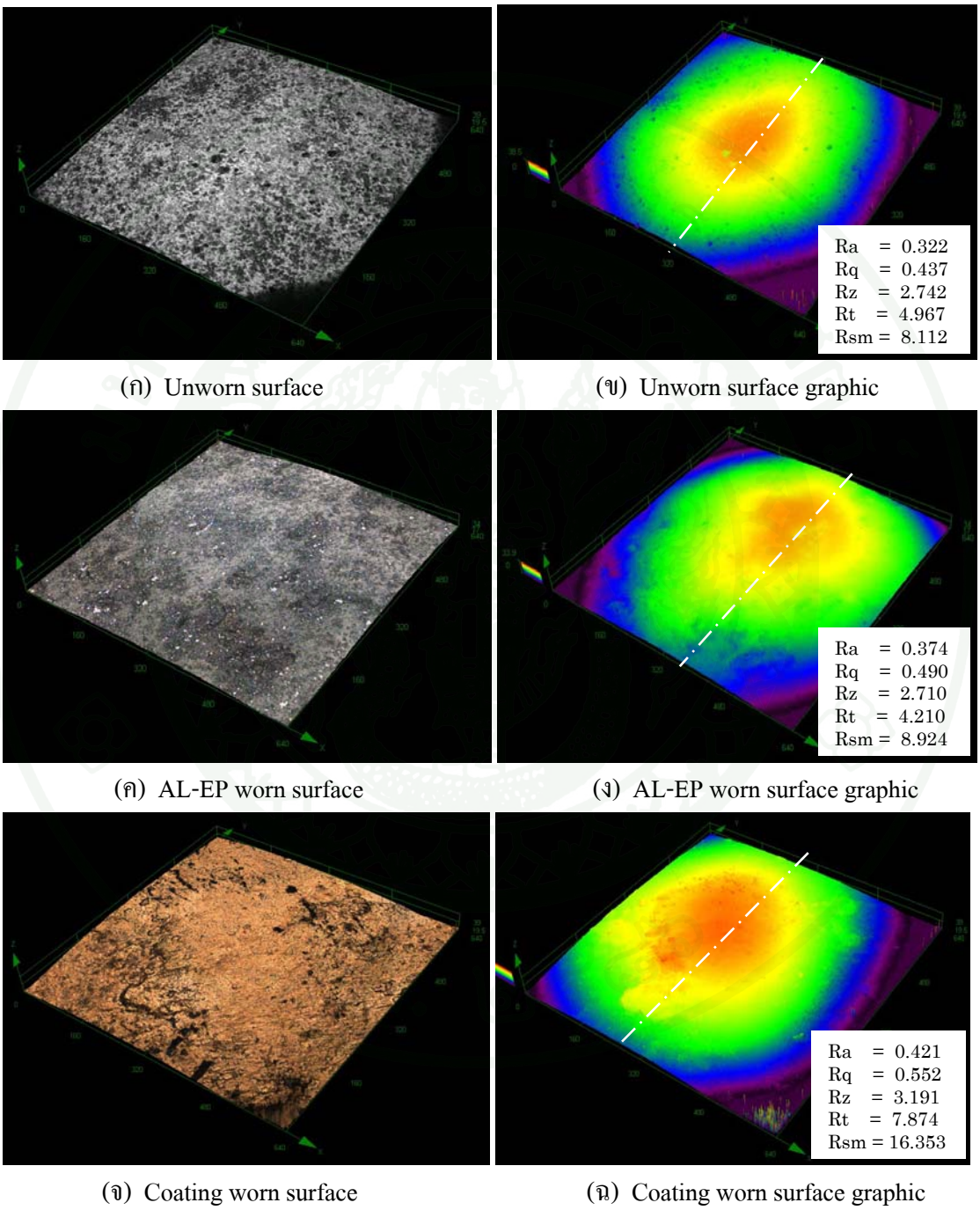
จะทำให้การสึกหรอของวัสดุมีค่าสูงขึ้น พิจารณาได้จากวัสดุมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานสูง (ภาพที่ 85) และสอดคล้องกับการพิจารณาพฤติกรรมการสึกหรอในระดับจุลภาคของผิวเคลือบ พบว่า มีกลไกการไถในระดับจุลภาคเกิดขึ้นด้วย ดังปรากฏรอยของการสึกหรอเป็นร่อง (Microploughing) ขนาดความกว้างต่ำกว่า 65 μm และมีความยาวมากกว่า 1 mm เกิดขึ้นบริเวณที่สัมผัสกับหัวกดลดลง (บริเวณใกล้กับขอบของ wear track ตามแนวยาว) นอกจากนี้ได้ปรากฏกลไกของการโอนถ่ายเนื้อวัสดุอย่างเด่นชัด พิจารณาได้จากลักษณะของการเกิดฟิล์มชั้นที่สาม (Third body film) และบางส่วนพัฒนาเป็นอนุภาคการสึกหรอ ซึ่งมีลักษณะเป็นแผ่นสามมิติ (ภาพกราฟิก)

ภาพที่ 95 พฤติกรรมความเสียหายและการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating พบว่า ระหว่างการรับภาระกดที่กระทำสลับที่กลับไปกลับมา ซ้ำๆ บนผิวเคลือบ เนื่องด้วยคู่สัมผัสมีความแข็งสูง เคลื่อนที่สัมผัสกับผิวเคลือบที่มีผิวเรียบมากกว่า ทำให้วัสดุผิวเคลือบมีความเค้นเกิดขึ้น และอาจจะมีค่าต่ำกว่าความเค้นครากของวัสดุ (Yield stress) แต่ตรงกันข้าม กลับทำให้เกิดความเสียหายที่ทวีความรุนแรง (Shin and Fleck, 1989; Itoh and Clyne, 1995) ดังที่ปรากฏลักษณะการสึกหรอนี้อยู่ทั่วบริเวณที่รับภาระ เนื่องจากความถี่ในการรับภาระสลับเท่ากับ 5 Hz. เป็นเวลา 1000 s ความหนาของผิวเคลือบมีเพียงพอที่จะทำให้กลไกของการหลุดล่อนมีความรุนแรงเพิ่มขึ้น ดังปรากฏมีอนุภาคการสึกหรอเนื่องจากการหลุดล่อนเกิดขึ้น และอนุภาคการสึกหรอนี้เป็นสาเหตุทำให้เกิดกลไกการไถได้อีกด้วย

ภาพที่ 96 การพิจารณาองค์ประกอบวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์ (Energy Dispertive X-Ray Spectrometry: EDS) พบว่า มีธาตุที่สำคัญคือสังกะสีและออกซิเจนซึ่งเป็นองค์ประกอบของ Third body film บนชิ้นทดสอบ ธาตุออกซิเจนมีแนวโน้มที่จะเพิ่มสูงขึ้นและส่งเสริมทำให้เกิดเป็นสังกะสีออกไซด์ (ZnO) ถ้าหากใช้เวลาในการลื่นไถลสัมผัสเพิ่มสูงขึ้น การเกิดออกไซด์ฟิล์มก็จะเพิ่มสูงขึ้นตามไปด้วย เนื่องจากการลื่นไถลแบบแห้งทำให้บริเวณจุดสัมผัสมักจะมีความร้อนสูง อนุภาคการสึกหรอจากออกไซด์ฟิล์มมีลักษณะรูปร่างเป็นสามมิติขนาดจุลภาค (ภาพที่ 97) โดยปกติจะมีค่าความแข็งสูงกว่าผิวเคลือบ และพัฒนาเป็นกลไกการขูดขีดแบบสามเนื้อ (Three-body abrasion) ส่งผลให้วัสดุเกิดการสึกหรอเพิ่มสูงขึ้นได้ นอกจากนั้นบริเวณพื้นผิวเคลือบตรงจุดสิ้นสุดการเคลื่อนที่ (Zone C) ปรากฏลักษณะการเปลี่ยนรูปถาวรของผิวเคลือบ (Plastic deformations) กระจายตัวอยู่หนาแน่นสูงกว่าบริเวณจุดอื่น โดยรวมแล้วการเปลี่ยน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

รูปถาวรของผิวเคลือบ Zn-alloy ทำให้ผิวเคลือบเสียรูปจนกระทั่งสามารถฉีกออกจากกันได้ จะช่วยส่งเสริมให้กลไกการหลุดล่อนของผิวเคลือบเพิ่มประสิทธิภาพสูงขึ้น



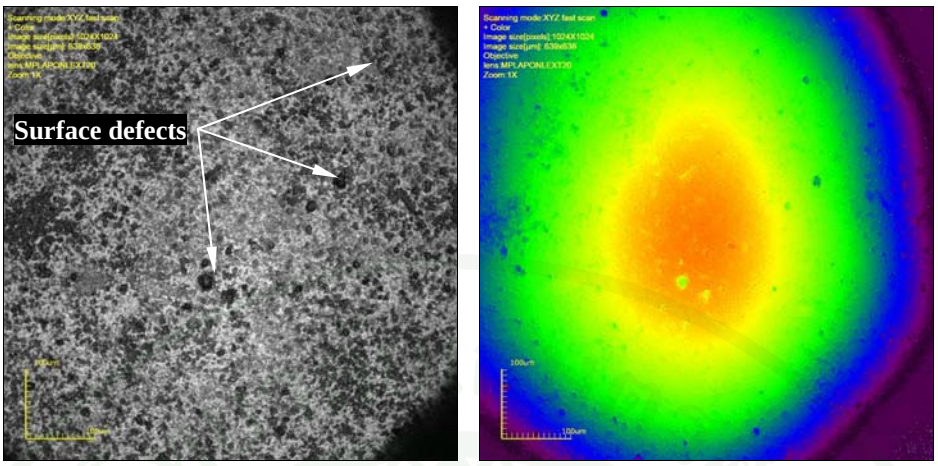
(ก) Unworn surface (ข) Unworn surface graphic

(ค) AL-EP worn surface (ง) AL-EP worn surface graphic

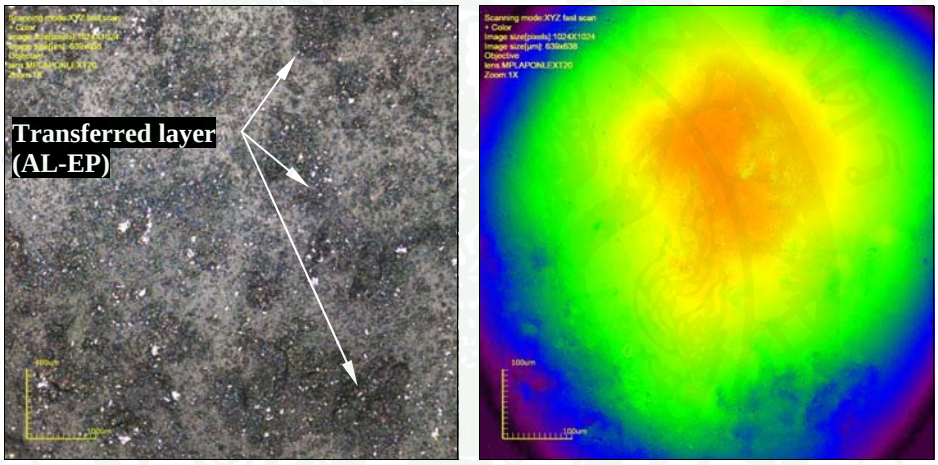
(จ) Coating worn surface (ฉ) Coating worn surface graphic

ภาพที่ 98 ลักษณะพื้นผิวแบบ 3D ของหัวกดอะลูมิน่าในการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล

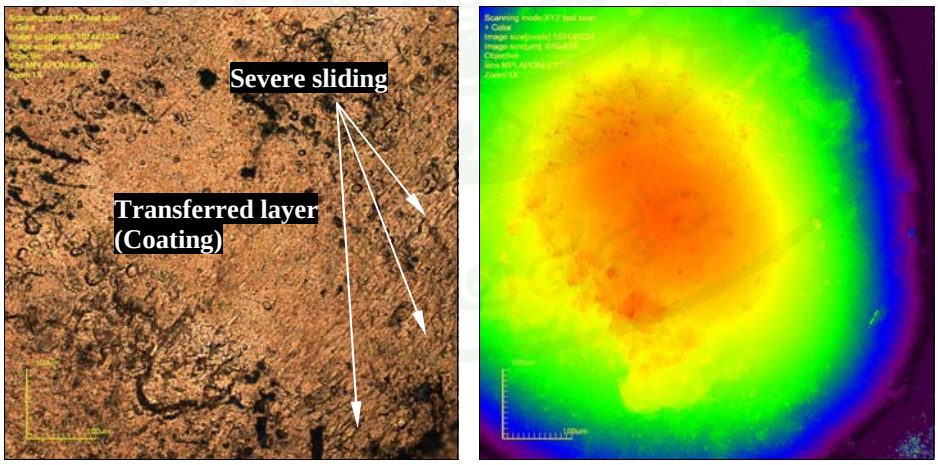
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) Unworn surface (ข) Unworn surface graphic



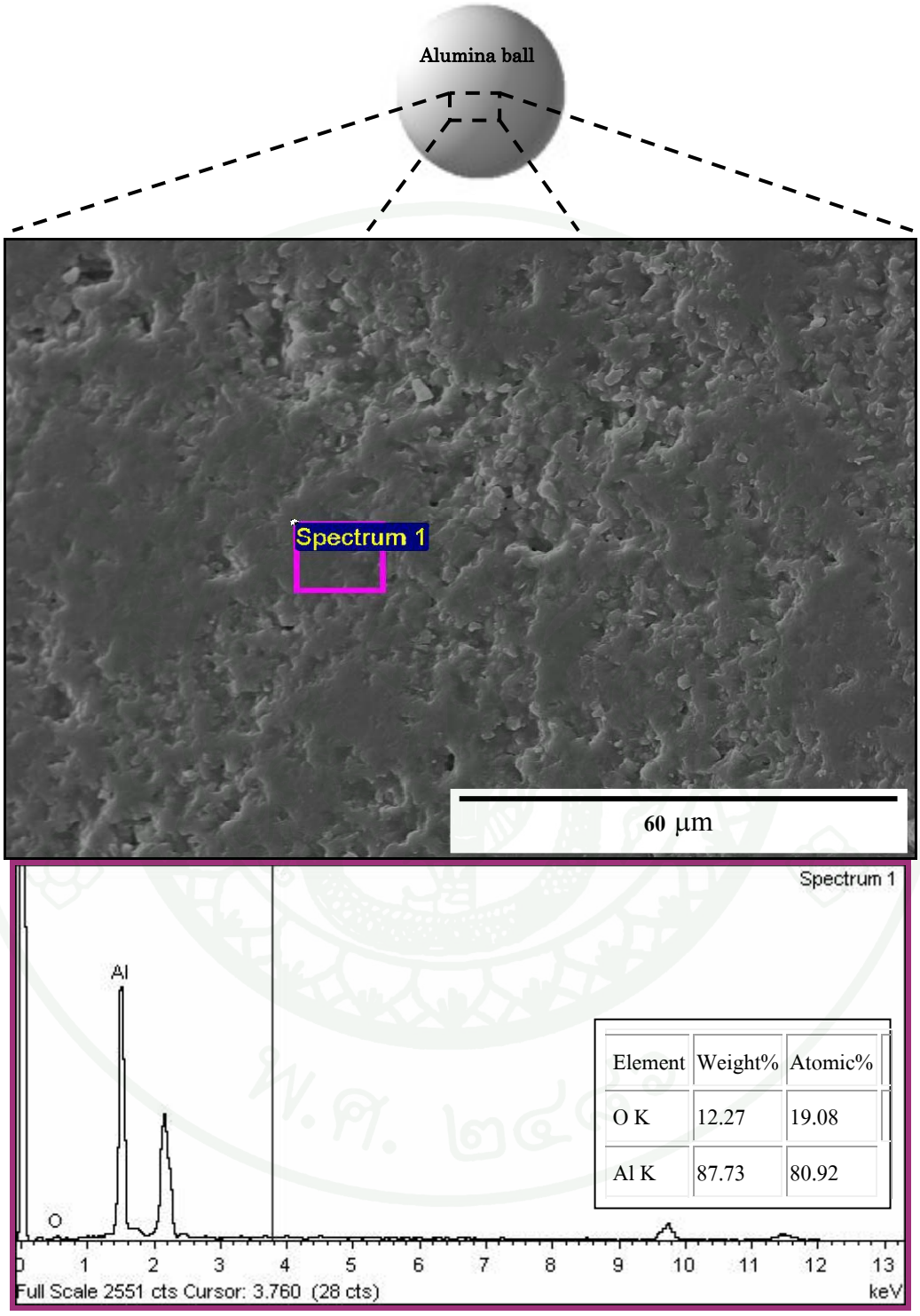
(ค) AL-EP worn surface (ง) AL-EP worn surface graphic



(จ) Coating worn surface (ฉ) Coating worn surface graphic

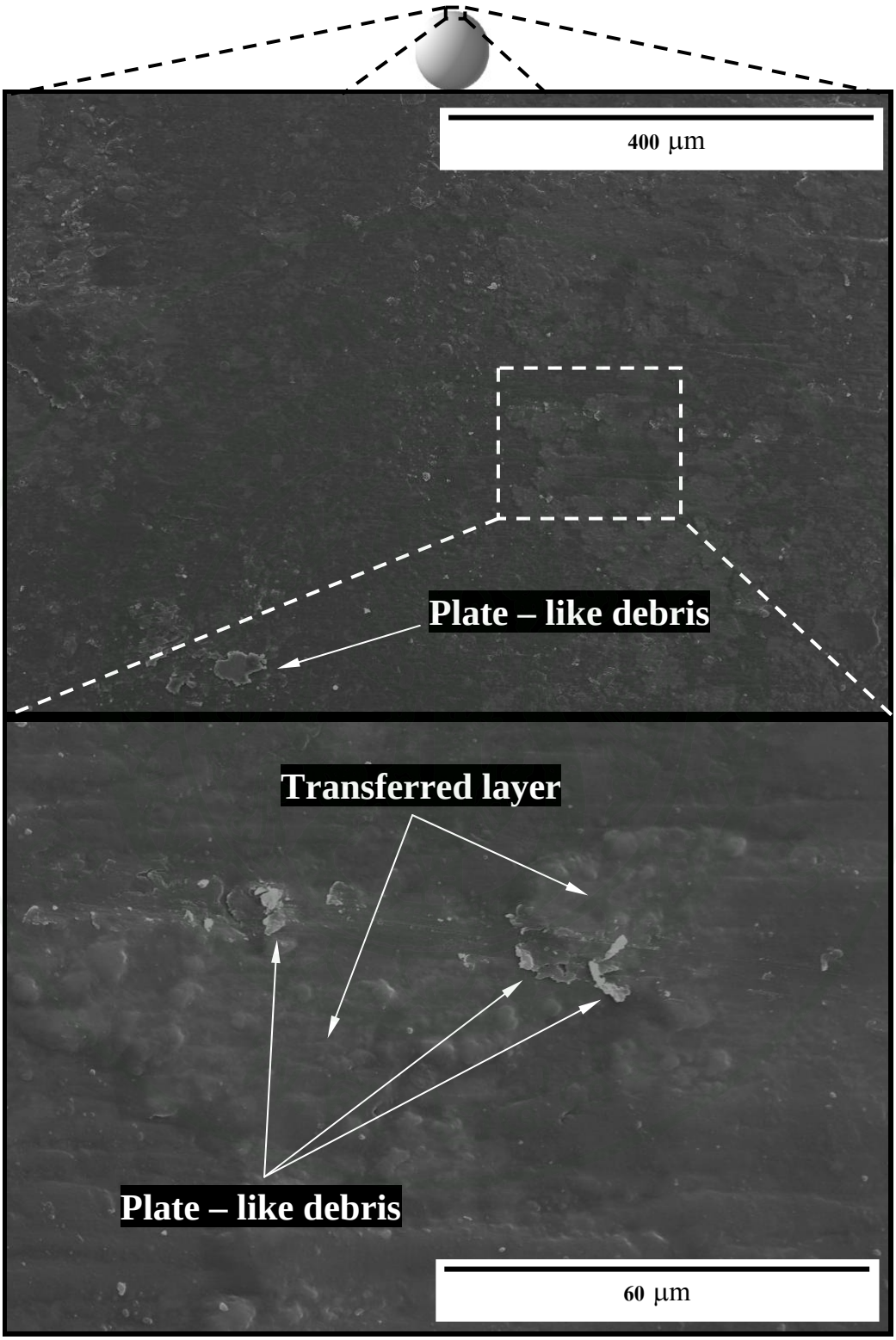
ภาพที่ 99 ลักษณะพื้นผิวแบบ 2D ของหัวกดอะลูมิน่าในการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



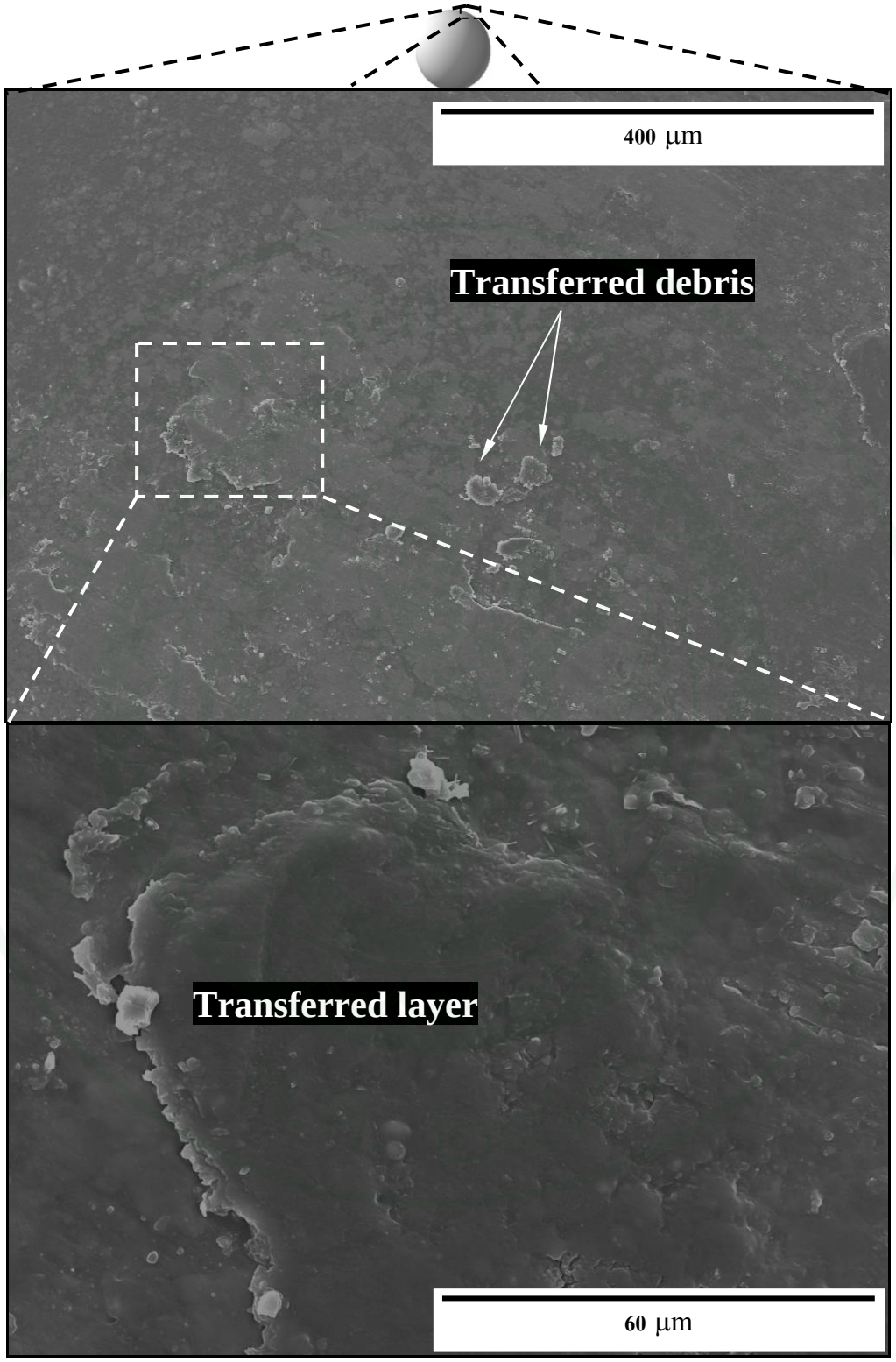
ภาพที่ 100 พื้นผิวของหัวกดทรงกลมอะลูมิน่าก่อนการทดสอบการสึกหรอ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



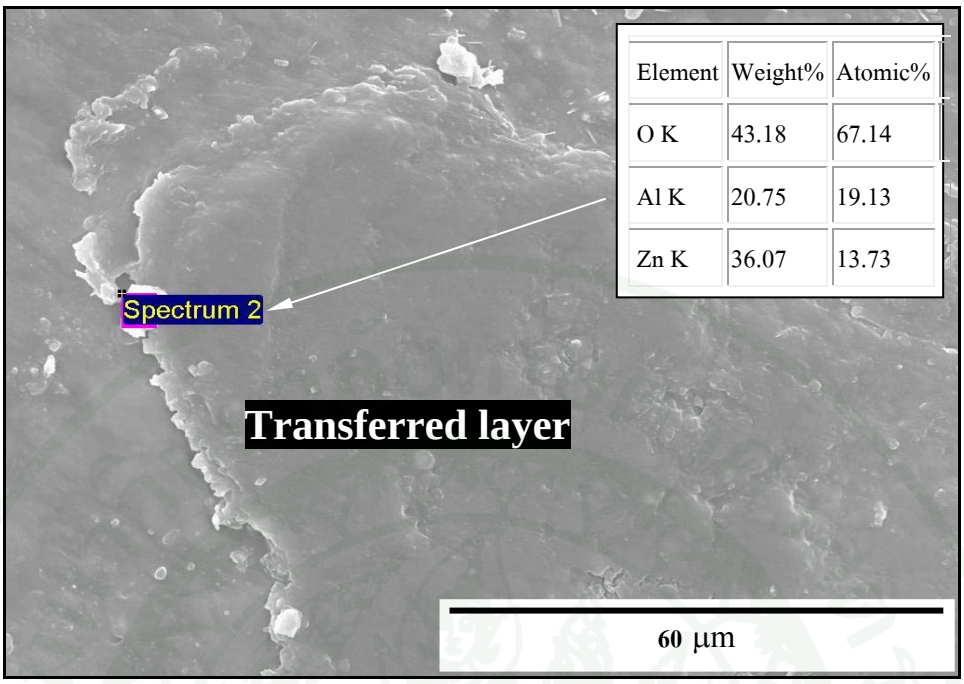
ภาพที่ 101 พื้นผิวบริเวณที่หัวกดทรงกลมสัมผัสกับผิวเคลือบมากที่สุดหลังทดสอบการสึกหรอ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 102 พื้นผิวบริเวณที่หัวกดทรงกลมสัมผัสกับผิวเคลือบลดลงหลังทดสอบการสึกหรอ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 103 ภาพ SEM พื้นผิวของหัวกดทรงกลมอะลูมิน่าหลังการทดสอบการสึกหรอ

ภาพถ่ายพื้นผิววัสดุหัวกดอะลูมิน่าก่อนการทดสอบการสึกหรอ มีความบริสุทธิ์ ~ 99 % ค่าความหนาแน่น 3.1-3.2 g/cm^3 ค่าความแข็ง 1800 HV ค่าความต้านทานแรงดึง 280 MPa ค่าความต้านทานแรงกด 2,800 MPa สัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อน 8.1 x 10^{-6} K^{-1} ค่าสภาพการนำความร้อน 29 W/mK วัสดุอะลูมิน่ามีความแข็งสูงกว่าวัสดุ AL-EP และผิวเคลือบ Zn-alloy วัสดุชนิดนี้สามารถช่วยลดการแนบติดแบบรุนแรงได้ (Seizure) แต่เนื่องด้วยข้อจำกัดของกรรมวิธีการผลิต เป็นสาเหตุที่ทำให้พื้นผิวมีข้อบกพร่อง (Surface defects) เนื่องจากมีความพรุนค่อนข้างสูง (ภาพที่ 98ก และ ภาพที่ 100) ด้วยเหตุนี้จึงทำให้ผลการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP ปรากฏรูปแบบการสึกหรอเนื่องจากการโอนถ่ายเนื้อวัสดุ AL-EP (Transfer wear) และมีความเป็นไปได้สูงที่จะเป็นชั้นฟิล์มของวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินที่โอนถ่ายและเข้าไปอุดรูพรุนของหัวกด (ภาพที่ 98ค และ ง) เมื่อการโอนถ่ายเนื้อวัสดุที่เกิดขึ้นจนทำให้คู่สัมผัสกลายเป็นวัสดุเดียวกัน กลไกการโอนถ่ายเนื้อวัสดุไปสู่คู่สัมผัสหัวกด (Transferred layer) ก็จะมีความรุนแรงขึ้น (ภาพที่ 99) เนื่องจากมีกลไกการสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) เกิดขึ้นมาพร้อมกันด้วย จึงทำให้วัสดุ AL-EP มีสัมประสิทธ์ความเสียดทานสูง (ภาพที่ 82 และภาพที่ 83) แต่ข้อดีของการปรากฏ Transfer layer ของวัสดุพอลิเมอร์ ซึ่งสามารถทำหน้าที่เป็นเสมือนสารหล่อลื่นของแข็ง (Solid lubricant) จึงทำให้การสึกหรอของคู่สัมผัสลดลง (Bahadur and Schwartz, 2008)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ซึ่ง Transfer layer ของวัสดุ AL-EP ปรากฏขึ้นในลักษณะแผ่ขยาย เนื่องจากวัสดุมีความเข้ากันได้ทางโครงสร้างและความแข็งแรงต่ำ เกิดการเสียรูปได้ง่ายในระหว่างการลื่นไถลจนเป็นฟิล์มหล่อลื่น (ภาพที่ 98 ง และ 99 ง) ดังไม่ปรากฏค่าความหยาบผิวที่แตกต่างของหัวกดหลังการทดสอบบนวัสดุ AL-EP (ภาพที่ 98 ข, ง และ ฉ) ในขณะที่ผลการทดสอบการสึกหรอบนวัสดุ Zn-alloy coating ปรากฏ Transfer layer ของวัสดุ Zn-alloy ที่มีความรุนแรงสูง (ภาพที่ 98 จ) แต่การเกิด Transfer layer ของโลหะไม่เป็นผลดีที่จะทำให้ช่วยลดการสึกหรอลงได้ดังที่พบในพอลิเมอร์ เนื่องจากความเข้ากันได้ทางโครงสร้างของโลหะที่มีประสิทธิภาพสูง ระหว่าง Transfer layer และคู่สัมผัส Zn-alloy coating ทำให้การก่อตัวของ Transfer layer มีลักษณะพอกพูนสูงขึ้น (ภาพที่ 98 ฉ และ ภาพที่ 99 ฉ) จึงทำให้ปรากฏเป็นการสึกหรอเนื่องจากการยึดติดแบบรุนแรงเกิดขึ้น (Severe sliding wear) แสดงในภาพที่ 99 จ โดยปรากฏมีขนาดเฉลี่ยของ Asperities ซึ่งพิจารณาได้จากค่าความหยาบผิว Rsm ที่มีค่าสูงกว่าวัสดุ AL-EP ประมาณหนึ่งเท่า (ภาพที่ 98 ฉ) กลไกการสึกหรอนี้เป็นสาเหตุหนึ่งในปัจจัยสำคัญที่ทำให้ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating มีค่าที่ต่ำกว่าวัสดุ AL-EP

ภาพที่ 100 การพิจารณาบริเวณจุด Spectrum1 พบว่า มีปริมาณธาตุอะลูมิเนียม 87.73 %wt และธาตุออกซิเจน 12. 27 %wt และภาพ SEM พบว่า บริเวณขอบของรูพรุนมีความแหลมคม ด้วยเหตุนี้จึงทำให้การทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล นอกจากจะเกิดรูปแบบการสึกหรอดังที่กล่าวในข้างต้น ขอบคมของรูพรุน เป็นมูลเหตุทำให้เกิดกลไกการขูดขีดแบบสองเนื้อ (Two-body abrasion) ในระดับจุลภาคร่วมด้วย การสึกหรอนี้เกิดขึ้นในช่วงเริ่มต้นของการลื่นไถล (Run-in) ดังที่พบพฤติกรรมของวัสดุ อาทิเช่นวัสดุ Zn-alloy coating ในช่วงแรกๆ มีสัมประสิทธิ์ของความเสียดทานเพิ่มสูงขึ้นแบบเฉียบพลัน (ภาพที่ 85) และมีความเป็นไปได้สูงที่อนุภาคของการสึกหรอชนิดนี้จะเป็นหนึ่งในปัจจัยที่จะนำไปสู่การเกิด Transfer wear การก่อตัวและสะสมของชั้นฟิล์มการสึกหรอดังกล่าว มีปริมาณสูงพอที่จะเข้าไปอุดรูพรุนของหัวกด (ภาพที่ 99 ฉ) แม้ว่ารูพรุนจะทำให้ความหยาบผิวของหัวกดไม่สูงมากก็ตาม (พิจารณาค่า Ra ~ 0.322 ในภาพที่ 98 ข) แต่จากภาพ SEM พบว่า รูพรุนมีจำนวนมากและกระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส จึงเป็นเหตุที่ทำให้มีอนุภาคการสึกหรอจำนวนมาก จากกลไกการสึกหรอรูปแบบต่างๆ โดยเฉพาะ Transfer wear ที่เกิดขึ้นสามารถก่อตัวและสะสมที่หัวกดได้ง่ายขึ้น จึงทำให้การสะสมอนุภาคการสึกหรอมีปริมาณสูง โดยเฉพาะอย่างยิ่ง อนุภาคการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating จะสามารถเข้าไปสะสมอุดรูพรุนของหัวกดและมีปริมาณที่สูงมากกว่าอนุภาคการสึกหรอของวัสดุ AL-EP และมีความเป็นไปได้สูงที่กลไกการก่อตัวของ Transfer layer ของวัสดุ Zn-alloy coating จะมีประสิทธิภาพสูงกว่าที่เกิดขึ้น

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ในวัสดุ AL-EP (ภาพที่ 99 ง และ ฉ) และทำให้กลไกการสึกหรอเนื่องจากการยึดติดแบบรุนแรง (Severe sliding wear) มีความรุนแรงสูงมากกว่าวัสดุ AL-EP เช่นเดียวกัน (พิจารณาได้จากมีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานสูงค่อนข้างสม่ำเสมอตลอดระยะทางการเคลื่อนที่ ภาพที่ 85)

ภาพที่ 101 ภาพถ่ายพื้นผิววัสดุหัวกดอะลูมิน่าหลังทดสอบการสึกหรอ พบว่า มีกลไกการโอนถ่ายเนื้อวัสดุเกิดขึ้นกระจายอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส (ภาพขยาย 400 μm) โดยการโอนถ่ายเนื้อวัสดุผิวเคลือบมีความรุนแรงสูง เนื่องจากมีผิวเคลือบเกาะติดแน่นบนหัวกด (Transfer layer) บริเวณจุดสัมผัสมากที่สุดของหัวกด มีความหนาของ Transfer layer ปรากฏชัด Transfer layer ที่เกิดขึ้นนอกจากกลไกการขูดขีดแบบสองเนื้อ และการยึดติดแบบรุนแรง (คำอธิบายใน ภาพที่ 98) มีความเป็นไปได้สูงที่จะเกิดขึ้นได้จากการหลุดล่อนของวัสดุ Zn-alloy coating (Delamination wear) ซึ่งเป็นกลไกหลักของการสึกหรอแบบลื่นไถลของผิวเคลือบ ดังปรากฏอนุภาคการสึกหรอเป็นแบบแผ่นสามมิติ (Plate-like wear debris) ปรากฏขึ้นบนผิวของหัวกดทดสอบดังแสดงในภาพขยายขนาด 60 μm ผลกระทบจากการสึกหรอ โดยเฉพาะรูปแบบของการโอนถ่ายเนื้อวัสดุผิวเคลือบเป็นสาเหตุสำคัญต่อพฤติกรรมความเสียดทาน ที่เกิดขึ้นในช่วงการเปลี่ยนแปลงความเสียดทาน (Transitional friction) ทำให้สัมประสิทธิ์ความเสียดทานของวัสดุผิวเคลือบมีค่าสูงขึ้น และช่วยให้ประสิทธิภาพการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating เพิ่มสูงขึ้น

ภาพที่ 102 เมื่อพิจารณาบริเวณสัมผัสของหัวกดทดสอบ ที่ห่างออกมาจากบริเวณสัมผัสสูงสุด ซึ่งบริเวณนี้ พบว่า Transfer layer กระจายทั่วบริเวณสัมผัสอย่างหนาแน่น (ภาพขยาย 400 μm) ซึ่งในช่วงแรก Transfer layer จะยึดติดกับหัวกดบริเวณสัมผัสมากที่สุด ทำให้การยึดติดและ ก่อตัวของ Transfer layer มีความหนาสูง (ภาพขยาย 60 μm) และในระหว่างนี้การเคลื่อนที่ทำให้ Transfer layer เกิดการล้าตัว (ภาพที่ 101) จึงทำให้อนุภาคการสึกหรอ (Transferred debris) และ / หรือ Transfer layer เนื้อผิวเคลือบส่วนเกินที่มีความสามารถในการยึดเกาะตัวต่ำ ถูกบังคับด้วยพื้นที่กดสัมผัสและเกิดการเคลื่อนที่ (Material flow) ออกจากบริเวณที่สัมผัสมากที่สุด มาสู่บริเวณที่พื้นที่สัมผัสลดลง เนื่องจากวัสดุผิวเคลือบ Zn-alloy มีความสามารถในการขึ้นรูปสูง (Formability)

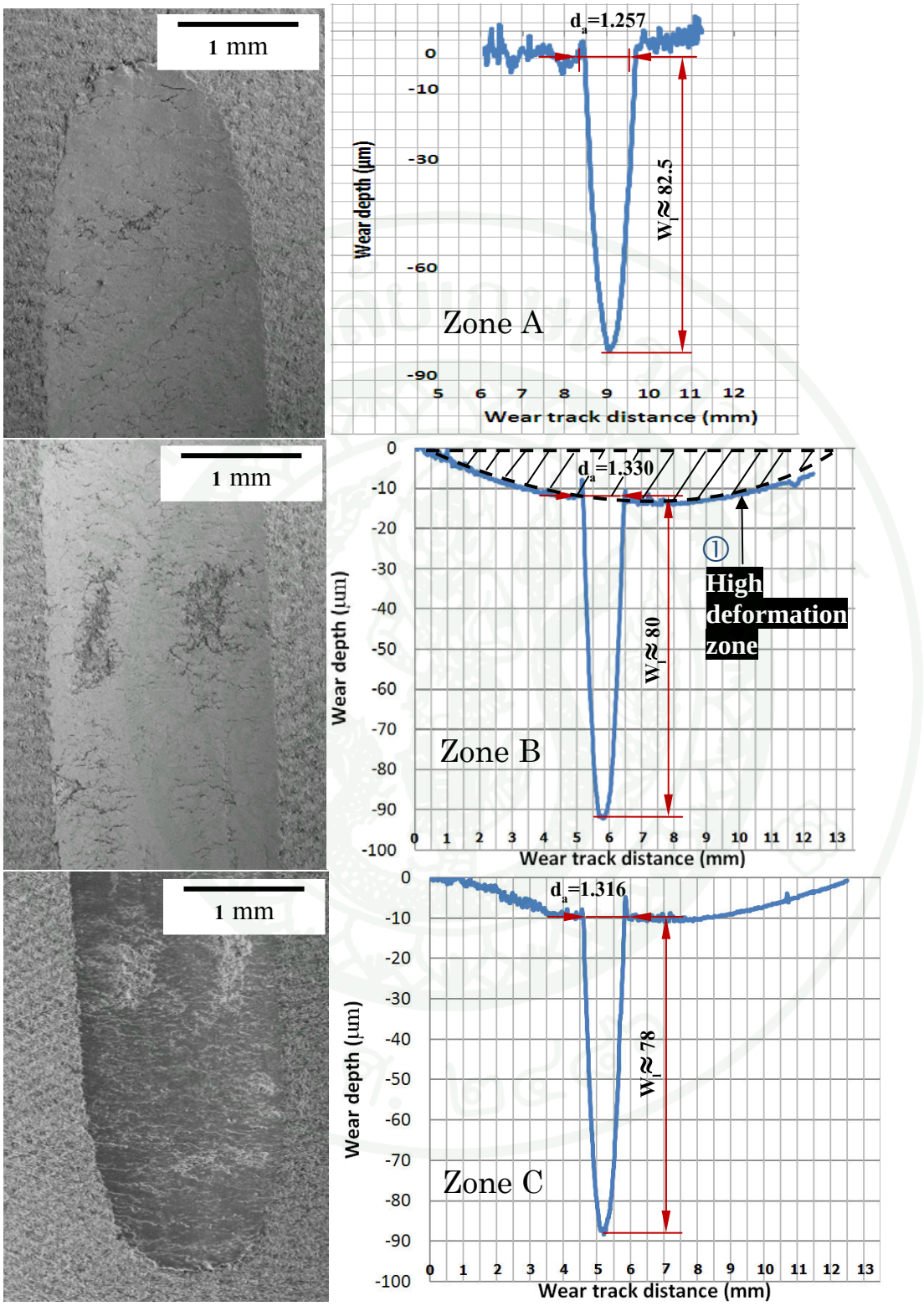
ภาพที่ 103 การวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์ พบว่า พื้นผิวของหัวกดทดสอบมีปริมาณธาตุอะลูมิเนียม 20.75 %wt ธาตุออกซิเจน 43.18 %wt และธาตุสังกะสี 36.07 %wt แสดงให้ทราบถึง Transfer layer ที่เกิดขึ้นอยู่ในรูปของออกไซด์สังกะสี ซึ่งทำให้เป็นสาเหตุของกลไกการสึกหรอแบบขูดขีดในระดับจุลภาคจากอนุภาคออกไซด์ร่วมด้วยในระหว่างการลื่นไถล

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

(Abrasive wear) แต่ขนาดอนุภาคของออกไซด์ฟิล์มจะไม่ส่งผลต่อการสึกหรอ หากมีขนาดเล็กกว่าค่าความหยาบผิวของผิวเคลือบ (Holmberg, *et al*., 1993)

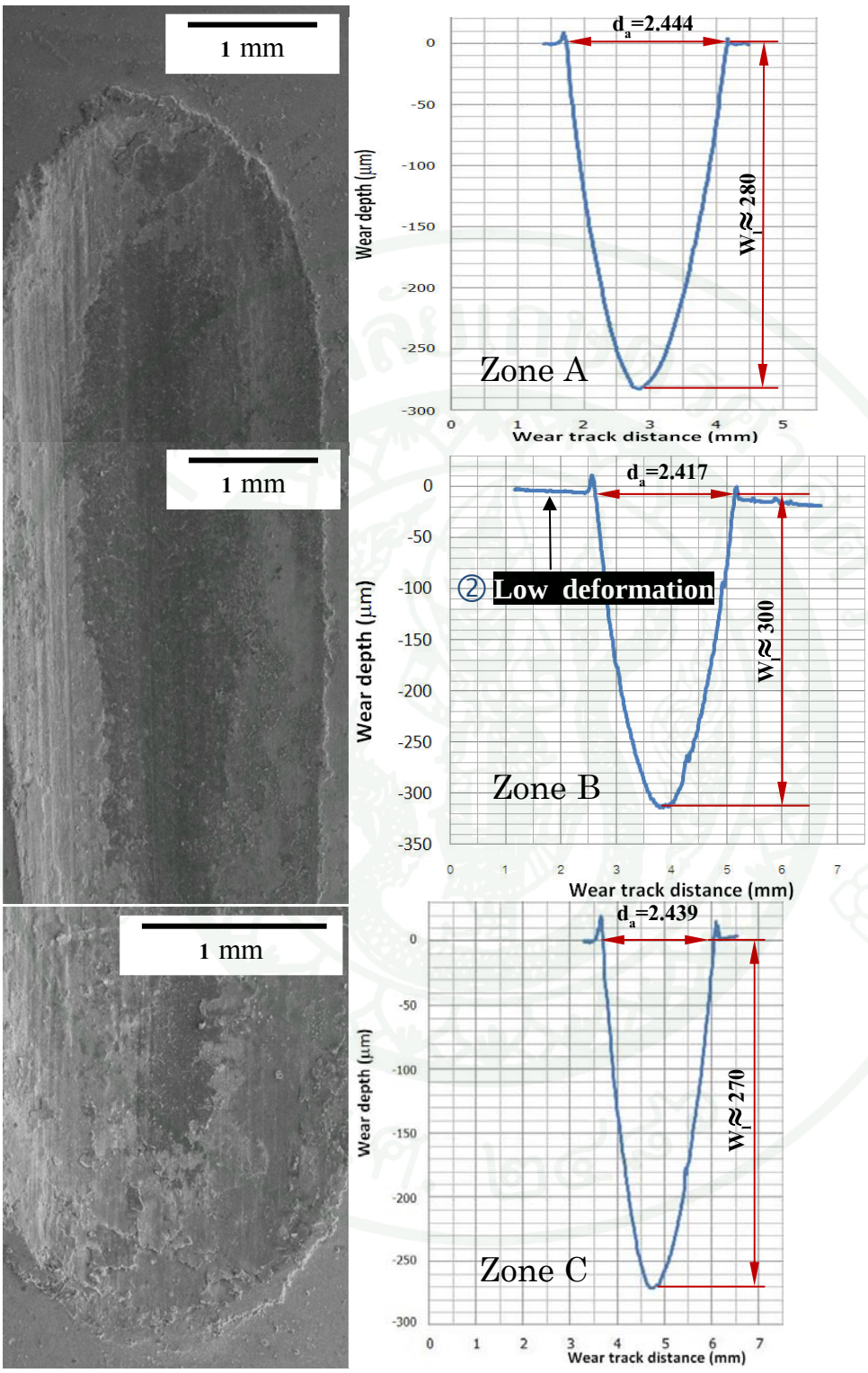
ภาพที่ 104 และ ภาพที่ 105 การศึกษาปริมาณการสึกหรอเปรียบเทียบวัสดุ AL-EP machining และวัสดุ Zn-alloy coating จากการวัดค่าการสึกหรอในแต่ละมิติเป็นค่าความกว้างและความลึกของร่องรอยการสึกหรอ (Wear tracks) หลังการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล โดยการวัดโปรไฟล์พื้นผิวด้วยเครื่องวัดความหยาบผิว (CV-3100/4100 series profilometer, Mitutoyo, Japan) ตรงกลางของบริเวณทั้ง 3 Zones ตามแนวขวางกับทิศทางการลื่นไถล (ภาพที่ 86) โดยพบว่า ความกว้างของร่องสึกหรอ (Wear width) ของวัสดุ AL-EP และ Zn-alloy มีค่าประมาณ 1.316 +0.014/-0.059 mm และ 2.439 +0.005/-0.022 mm ค่าความลึกของการสึกหรอ (Wear depth or Linear wear) มีค่าประมาณ 80 ±2 μm และ 280 +20/-10 μm ตามลำดับ การพิจารณาความสามารถในการรับแรงกดของวัสดุทั้งสองประเภท ซึ่งส่งผลต่อความเค้นสัมผัสขณะใช้งานจากการทดสอบการสึกหรอ ภาระกดที่กระทำสูงสุด ปกติจะอยู่บริเวณตรงกลางของรอยสึกหรอตามหลักกลศาสตร์ของวัสดุ ซึ่งส่งผลให้บริเวณขอบของรอยกดเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรสูงที่สุดในลักษณะของ Negative strain (ตามภาพตัดขวาง) ซึ่งพบว่าวัสดุ AE-EP machining (ในภาพที่ 104) ที่มีความแข็งแรงต่ำ เกิดการเสียรูปถาวรขึ้นสูงที่บริเวณดังกล่าว ① ปรากฏเด่นชัด แต่ในวัสดุ Zn-alloy (ในภาพที่ 105) แทบจะไม่ปรากฏการเสียรูปขึ้นที่บริเวณขอบของร่องการสึกหรอ ② และเนื่องจาก การทดสอบการสึกหรอของวัสดุทั้งคู่ที่เงื่อนไขในการทดสอบเดียวกัน ทำให้ทราบได้ว่าการเคลือบผิวด้วยวัสดุ Zn-alloy สามารถต้านทานต่อแรงกด ได้สูงกว่าวัสดุ AL-EP machining ซึ่งกล่าวได้อีกนัยหนึ่งว่าการเคลือบผิวสามารถช่วยส่งเสริมให้วัสดุแม่พิมพ์มีค่าสมบัติเชิงกลที่ดีขึ้นและช่วยให้วัสดุฐานชนิด AL-EP มีความสามารถในการรับแรงกดเพิ่มสูงขึ้น (Load support from coating)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



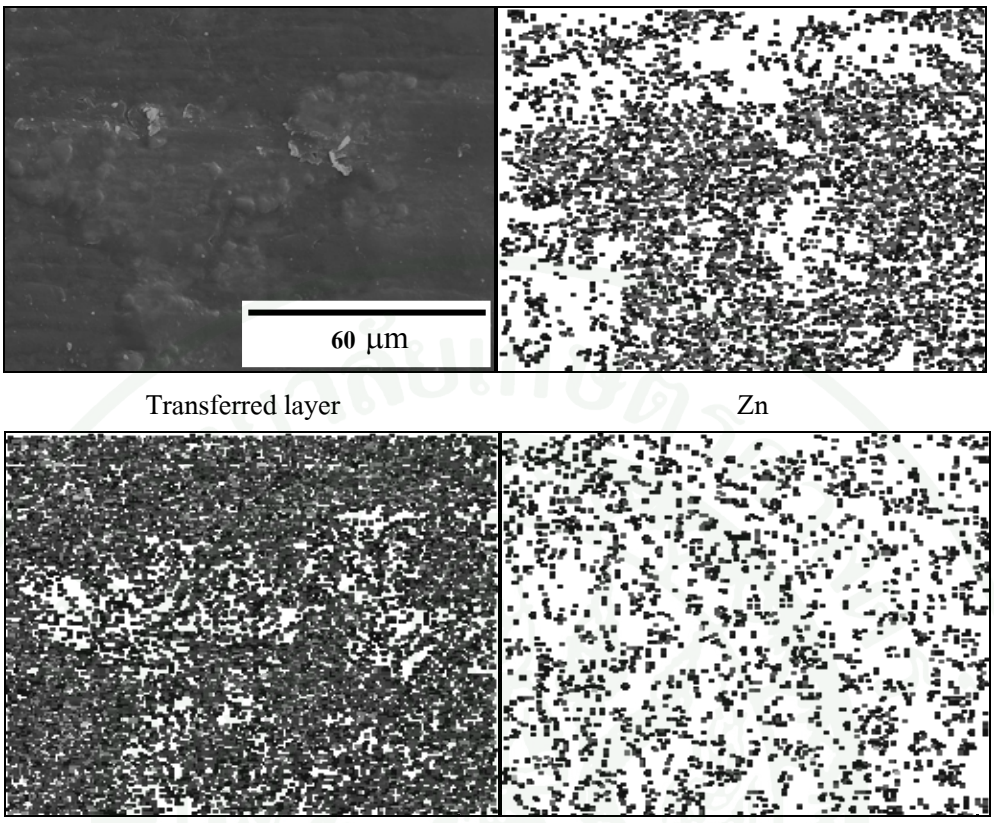
ภาพที่ 104 ค่าวัดการสึกหรอสองมิติในการทดสอบแบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP machining

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 105 ค่าวัดการสึกหรอสองมิติในการทดสอบแบบลื่นไถลของวัสดุ Zn-alloy coating

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 106 ภาพ EDS mappings บริเวณสัมผัสมากที่สุดของหัวกดทรงกลม (Al_2O_3) หลังทดสอบการสึกหรอบนผิวเคลือบ

บริเวณสัมผัสมากที่สุดของหัวกดทรงกลมหลังทดสอบการสึกหรอบนผิวเคลือบปรากฏลักษณะและปริมาณของ Transfer layer ก่อตัวและสะสมอยู่เป็นจำนวนมาก แสดงด้วยแผนภาพวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์ (EDS mappings) แผนภาพรังสีเอ๊กซ์ (X-ray maps) แสดงเป็นองค์ประกอบของธาตุที่สำคัญได้ปรากฏบนหัวกดทดสอบ ประกอบด้วยธาตุสังกะสี (Zn) ซึ่งได้กระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณอย่างหนาแน่น และมีธาตุออกซิเจน (O) ส่วนหนึ่งเป็นองค์ประกอบธาตุของหัวกดอะลูมิน่า กระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส หรือมีความเป็นไปได้ที่จะได้รับมาจากในระหว่างกระบวนการพ่นเคลือบผิวในลักษณะของออกไซด์สังกะสี และถ้าหากผิวเคลือบมีลักษณะโครงสร้างที่ประกอบขึ้นเป็นออกไซด์ ก็จะช่วยทำให้เกิดรูปแบบการสึกหรอขูดขีดแบบสองเนื้อ (Two-body abrasion) และเมื่อการรับภาระแบบเคลื่อนที่กลับไปกลับมา เป็นเวลานานขึ้น ทำให้ออกไซด์สังกะสีล้าตัว (Fatigue of transfer layer) จนกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอของออกไซด์สังกะสี (Transferred wear debris) ซึ่งมีความเป็นได้สูงที่จะทำให้เกิดรูปแบบการสึกหรอขูดขีดแบบ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สามเนื้อ (Three-body abrasion) ซึ่งพิจารณาได้จากมีร่องรอยของ Microploughing ปรากฏขึ้น (ภาพที่ 94)

การคำนวณค่าของปัจจัยที่เกี่ยวข้องกับการสึกหรอตามทฤษฎีการสึกหรอแบบลื่นไถล ตามสมการที่ 6-7 แสดงในตารางที่ 16 และปริมาณการสึกหรอเชิงมิติ ตามสมการที่ 13-14 แสดงในตารางที่ 17

ตารางที่ 16 ค่าการสึกหรอเชิงปริมาณจำเพาะของการสึกหรอแบบลื่นไถล

Materials	k* ($\times 10^{-3}$ mm^3/Nm)	Wt ($\times 10^{-4}$ mm/s)	Contact pressure ($\times 10^{-3}$ MPa)	$\tau_{max} \sim \frac{1}{3}P$ ($\times 10^{-3}$ MPa)
AL-EP	9.26	0.802	86.61	28.87
Coating	9.50	2.833	298.21	99.40

ตารางที่ 17 ปริมาณการสึกหรอเชิงมิติของการสึกหรอแบบลื่นไถล

Material	Wear depth (μm)		Wear area ($\times 10^2 \mu m^2$)	Wear volume ($\times 10^6 \mu m^3$)
	Theory	Experiment	Theory	Experiment
AL-EP	84.63	80.167	734.02	4.65
Coating	295.97	288.33	4800.70	4.75

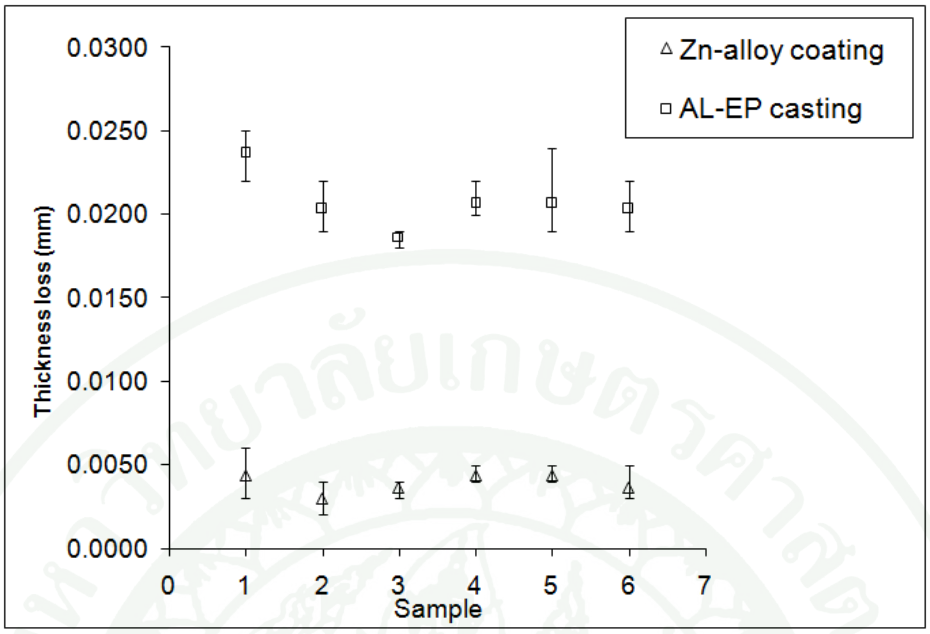
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

3.2 ผลการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง

การทดสอบการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง (Solid particle erosion) เพื่อการศึกษาเปรียบเทียบความต้านทานการสึกกร่อนของวัสดุ ซึ่งมีปัจจัยในการทดสอบเนื่องจากการไหลแบบสถานะเดียว (Single-phase flow) หากเปรียบเทียบกับการทดสอบเนื่องจากการไหลแบบหลายสถานะ (Multi-phase flow) ของการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีที่เร่งปะทะด้วยก๊าซอัด (Slurry jet erosion) ซึ่งปัจจัยที่ทำให้เกิดการสึกหรอของวัสดุมีความซับซ้อนสูงกว่า ดังนั้น วิธีการทดสอบการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง จึงทำให้การศึกษาโดยเฉพาะการเปรียบเทียบความสามารถของวัสดุต่อความต้านทานการสึกกร่อน สามารถประเมินค่าได้ง่ายขึ้น สำหรับการศึกษาในส่วนนี้ได้มุ่งเน้นเฉพาะการประเมินการสึกหรอด้วยการวัดค่าการสูญเสียความหนา (Thickness loss) เพื่อพิจารณาค่าความลึกของการสึกหรอ (Wear depth) และการตรวจสอบลักษณะพื้นผิวภายในหลุมของการสึกหรอจากการวัดขนาดด้วยเครื่องวัดความเรียบผิวแบบสัมผัส สำหรับวัสดุ AL-EP casting และวัสดุ Zn-alloy coating เพื่อประเมินลักษณะรูปแบบความเสียหายของวัสดุ (Failure modes) ที่จะนำไปสู่กลไกหรือรูปแบบการสึกหรอของวัสดุ โดยกำหนดให้การทดสอบการสึกหรอด้วยการพ่นปะทะของอนุภาคของแข็งในลักษณะการพ่นปะทะที่ตั้งฉากกับพื้นผิว เนื่องจากมุมพ่น 90^{o} ทำให้เกิดแรงกระทำ หรือพลังงานจลน์ที่กระทำกับพื้นผิวสัมผัส มีค่าสูงที่สุด เมื่อเปรียบเทียบกับพลังงานจลน์ หรือแรงกระทำด้วยมุมปะทะเอียง (และสามารถช่วยลดผลกระทบจากการปะทะของอนุภาค ที่จำนวนส่วนหนึ่งจะเกิดการปะทะแบบเอียงให้ลดจำนวนลงได้) รวมทั้งวิธีการจำกัดพื้นที่ของรอยการสึกหรอด้วยเทคนิคการปิดผิวหน้าชิ้นงานบริเวณที่ห่างจากจุดศูนย์กลางจนถึงขอบของชิ้นทดสอบ จะช่วยให้ผลกระทบของกลไกการสึกหรอแบบตัดเฉือนลดลงได้ ซึ่งปกติบริเวณขอบจะเกิดการสึกหรอสูงโดยเฉพาะสำหรับวัสดุที่มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปถาวรต่ำ วิธีการทดสอบและเทคนิคดังกล่าว ทำให้การเปรียบเทียบประสิทธิภาพความสามารถต่อการต้านทานการสึกกร่อนของวัสดุมีความแม่นยำยิ่งขึ้น

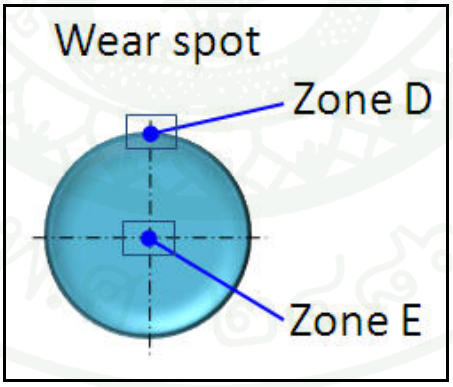
การทดสอบ พบว่า การสูญเสียความหนา (Thickness loss) ของ AL-EP casting มีค่าระหว่าง 18-25 μm และ Zn-alloy coating มีค่าระหว่าง 2-6 μm ดังได้แสดงผลการทดสอบไว้ในภาพที่ 107

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 107 กราฟแสดงความลึกของการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง

การศึกษากลไกการสึกหรอและพฤติกรรมความเสียหายเนื่องจากการสึกกร่อน ด้วยเทคนิค SEM และ LSCM ซึ่งได้แบ่งโซนการวัดค่าการสึกหรอตามภาพที่ 108



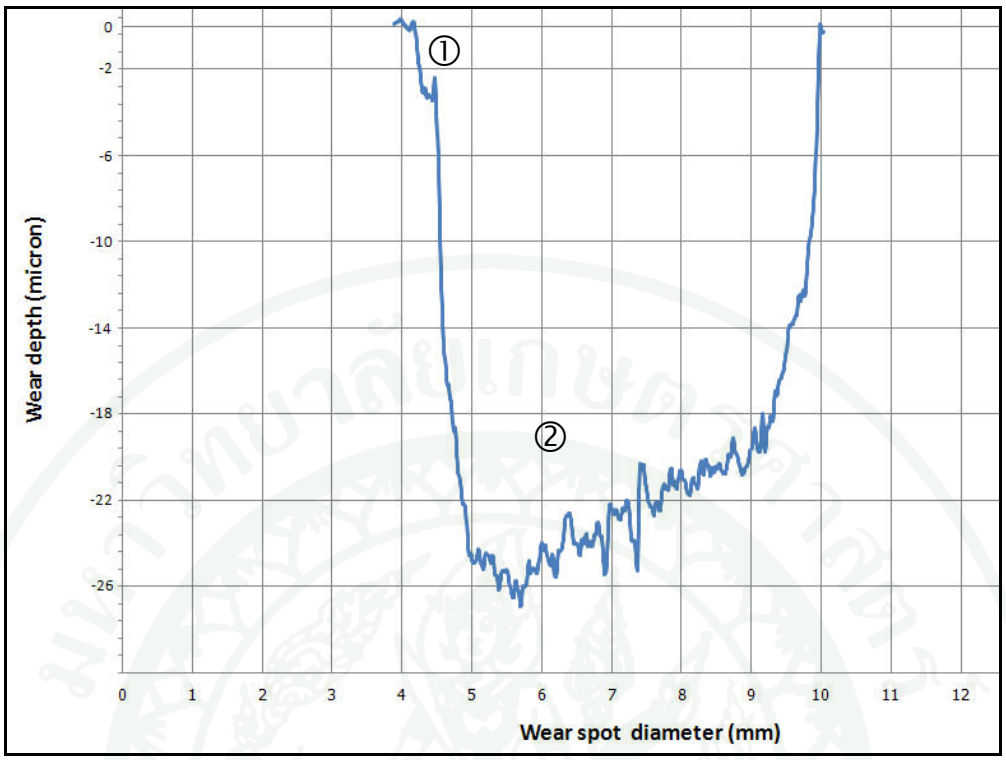
ภาพที่ 108 โซนการวัดค่าการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งและสเลอรี

ภาพที่ 109 พฤติกรรมการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง ได้พิจารณาตำแหน่งสำคัญบนจุดการสึกหรอ (Wear spot) ในการวัดการสึกหรอได้แบ่งออกเป็น 2 โซน ได้แก่ Zone D เป็นตำแหน่งการศึกษาผลกระทบที่มีกลไกการตัดเฉือนเป็นกลไกหลักของวัสดุ และ Zone E แสดงลักษณะของความเสียหายเนื่องจากการภาระกระแทกที่กระทำซ้ำ ๆ บนผิววัสดุ ซึ่ง

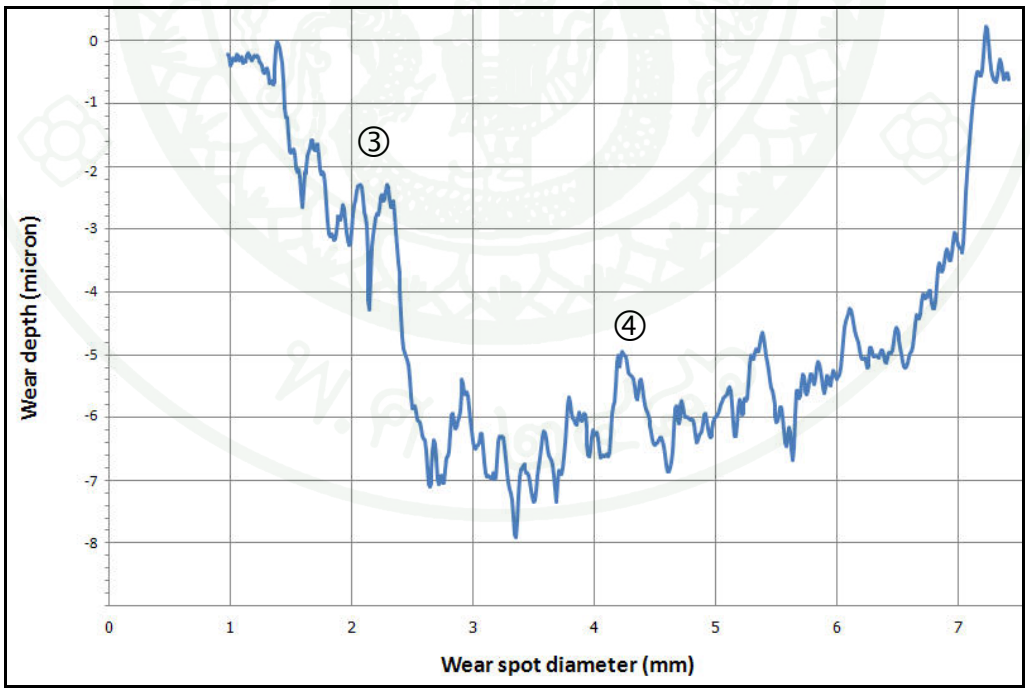
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ความสามารถของวัสดุ ขึ้นอยู่กับความต้านทานต่อการสึกหรอและความเสียหายได้หลากหลายรูปแบบ จากการประเมินค่าความลึกของการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง ผิวเคลือบสามารถต้านทานการสึกหรอแบบสึกกร่อนได้ดีกว่าการไม่เคลือบผิวแม่พิมพ์ เมื่อพิจารณาจากการสูญเสียความหนาของพื้นผิว (ภาพที่ 107) ซึ่งองค์ประกอบหนึ่งที่สามารถอธิบายความต้านทานการสึกหรอแบบสึกกร่อนที่วัสดุดังกล่าวมีประสิทธิภาพแตกต่างกัน โดยพิจารณาลักษณะพื้นผิวด้วยการวัดโปรไฟล์ในหลุม Wear spot ด้วยเครื่องวัดความหยาบผิวแบบสัมผัสในแนวเส้นผ่านศูนย์กลาง ตามภาคตัดขวางของชิ้นทดสอบ (แสดงในภาพที่ 108 บริเวณ Zone D) เป็นบริเวณที่โดยปกติจะได้รับอิทธิพลหลักจากกลไกการสึกหรอแบบตัดเฉือน ซึ่งวัสดุที่มีความต้านทานการเปลี่ยนรูปถาวรสูงจะมีความต้านทานต่อการตัดเฉือนได้สูงกว่าวัสดุที่ความต้านทานต่ำ โดยพบว่าวัสดุ AL-EP มีพื้นผิวที่มีลักษณะขรุขระ ① ที่ต่ำกว่าวัสดุผิวเคลือบ ③ จากลักษณะดังกล่าว ซึ่งอาจกล่าวได้ว่าพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP เป็นวัสดุที่มีพฤติกรรมความต้านทานการเสียรูปต่ำ ขณะที่วัสดุผิวเคลือบ Zn-alloy ที่มีพื้นผิวขรุขระสูงกว่า แสดงให้ทราบถึงว่าบริเวณดังกล่าวเกิดการสึกหรอแบบตัดเฉือนสูง ทำให้มีพฤติกรรมความต้านทานการเสียรูปสูงกว่า ส่วนบริเวณ Zone E วัสดุ AL- EP มีความลึกของหลุม ② มากกว่าของพื้นผิววัสดุผิวเคลือบ ④ แม้ว่าจะมีผิวที่เรียบกว่าก็ตาม ซึ่งหากพิจารณาค่าความแข็งของวัสดุอิพอกซีเรซิน ~ 86 Shore-D hardness (ข้อมูลทางเทคนิคจากผู้ผลิต ภาพผนวกที่ ข2) และค่า Fracture toughness (Plane-strain fracture toughness: K_{IC}) ของวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน ที่นำมาอ้างอิงสำหรับวัสดุ AL-EP มีค่า K_{IC} ~ 0.3-0.6 MPa $m^{1/2}$ (Meyers and Chawla, 2009) ส่วนของวัสดุผิวเคลือบ Zn alloy มีค่าความแข็ง ~ 97 HB (ตารางที่ 14) และมีค่า K_{IC} ~ 18 MPa $m^{1/2}$ โดยปกติค่า K_{IC} ของวัสดุแสดงเป็นค่าความต้านทานต่อการแตกหักของวัสดุเมื่อรับแรงดึง ซึ่งวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน มีค่าความแข็งและค่า K_{IC} ที่ต่ำกว่าผิวเคลือบหลายเท่า ทำให้การขยายตัวของรอยร้าว หรือรอยแยก (Crack/fissure propagations) เนื่องจากการล้าของวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน ที่ถูกอนุภาคซิลิก้าพ่นปะทะอย่างต่อเนื่อง ดังปรากฏพื้นผิวของรอยสึกหรอมีความเรียบ (Laurence, 2010) ที่สูงกว่าพื้นผิว Zn alloy จึงทำให้วัสดุ AL-EP มีการสึกหรอสูงดังปรากฏความลึกของการสึกหรอเป็นหลุมลึกสูงสุด ~26 μm และมีเส้นผ่านศูนย์กลางของ Wear spot ~6 mm หากเปรียบเทียบกับความลึกของการสึกหรอของวัสดุผิวเคลือบ Zn alloy มีค่าความลึกมากที่สุด ~ 8 μm และมีเส้นผ่านศูนย์กลางของ Wear spot ~ 6 mm จากเงื่อนไขการทดสอบเดียวกัน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



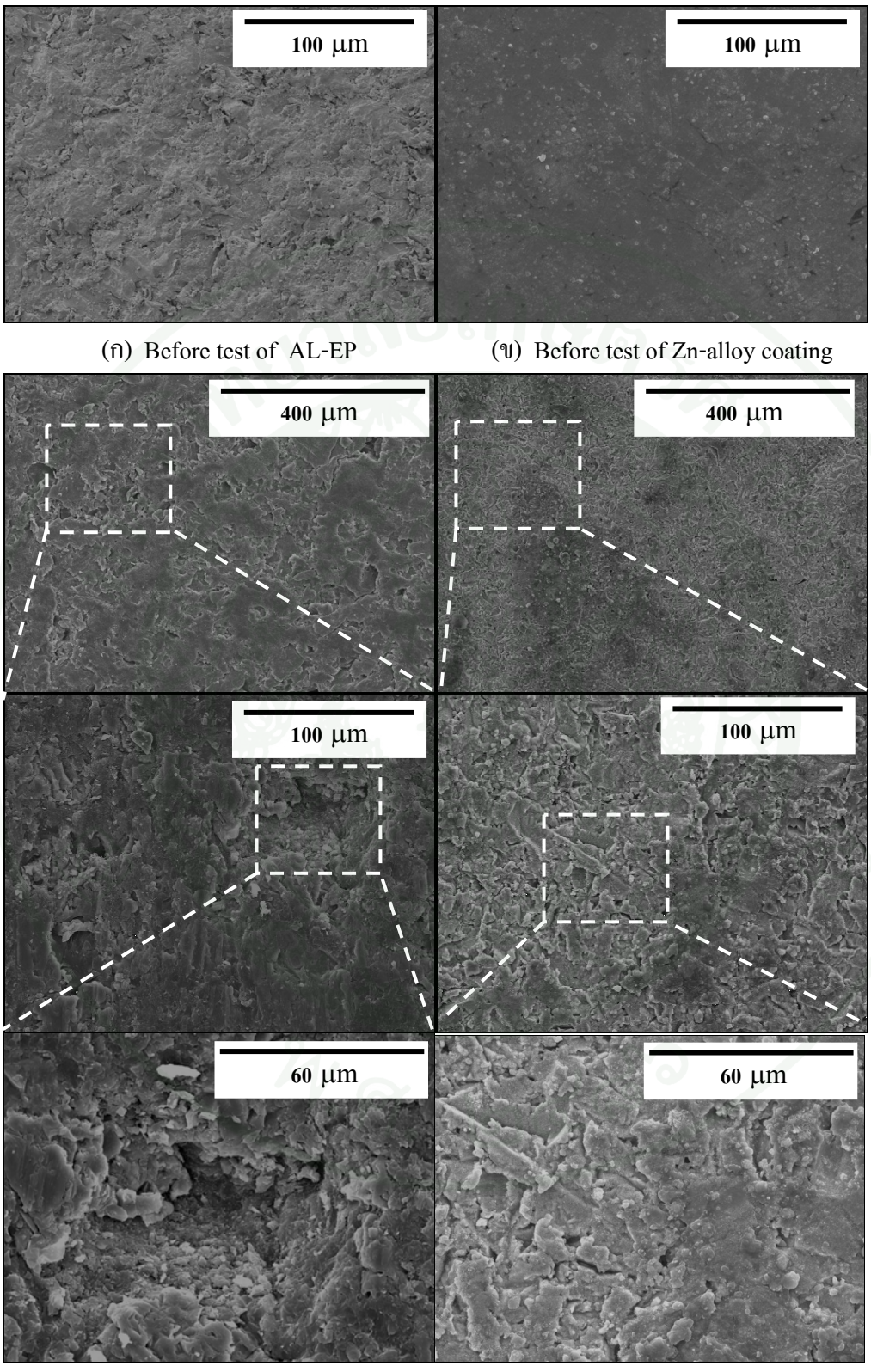
(ก) AL-EP



(ข) Zn-alloy coating

ภาพที่ 109 ค่าความลึกของรอยสึกหรอแบบการสึกกร่อนด้วยเครื่องวัดความหยาบผิวแบบสัมผัส

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

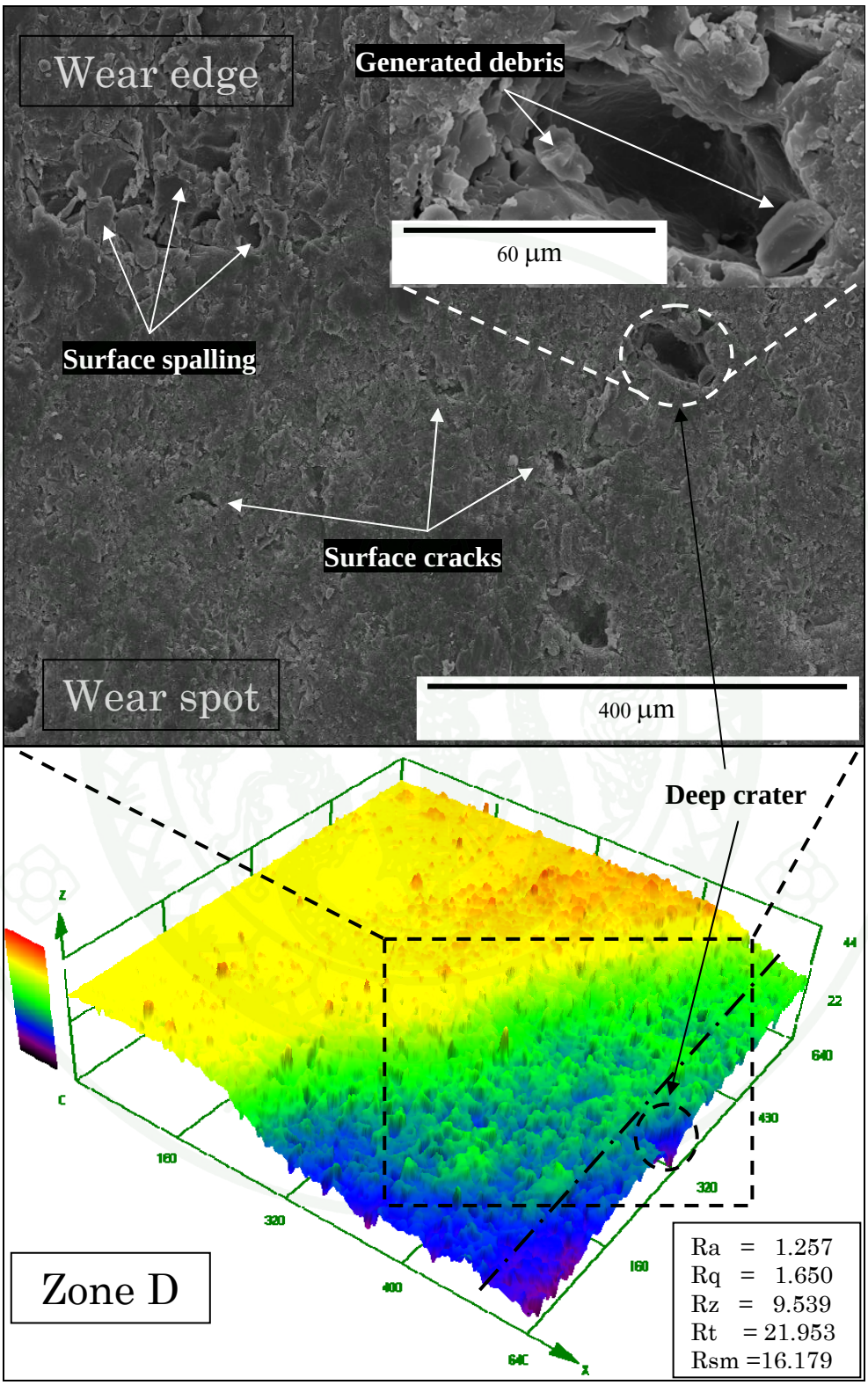


(ก) Before test of AL-EP (ข) Before test of Zn-alloy coating

(ค) After test of AL-EP (ง) After test of Zn-alloy coating

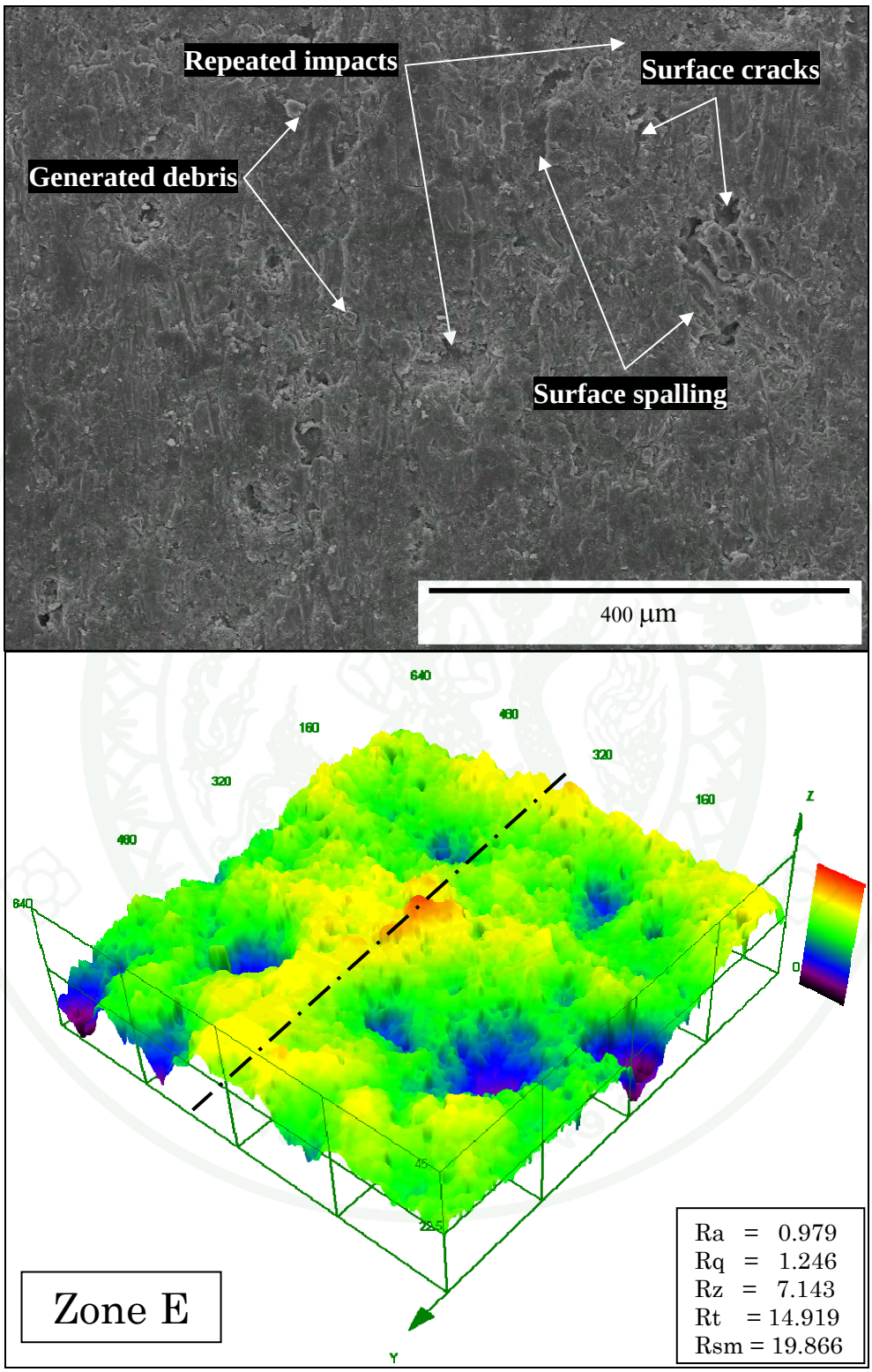
ภาพที่ 110 ภาพ SEM เปรียบเทียบการสึกหรอแบบสึกกร่อนของวัสดุ AL-EP และ Coating

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



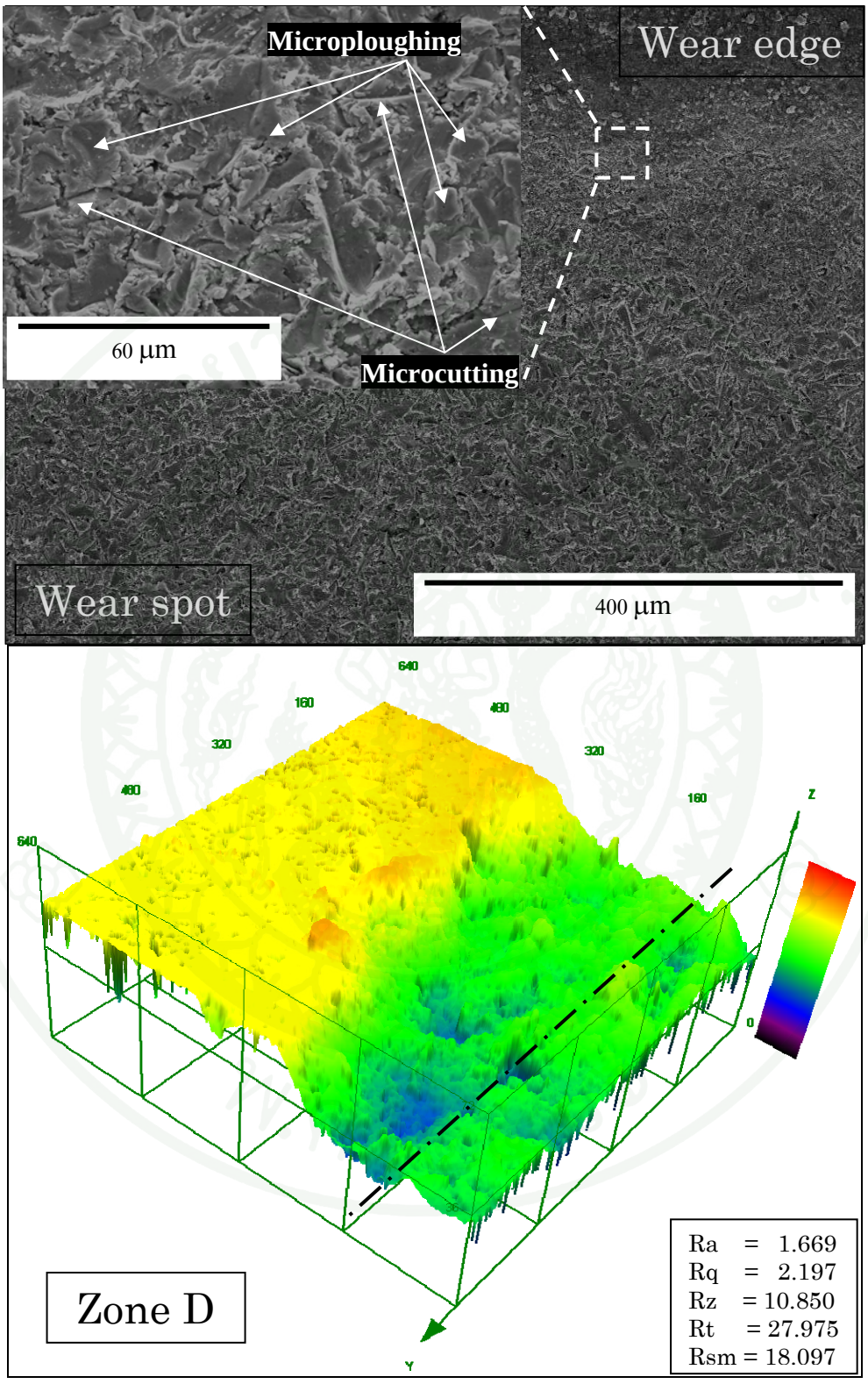
ภาพที่ 111 พื้นผิววัสดุ AL-EP หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



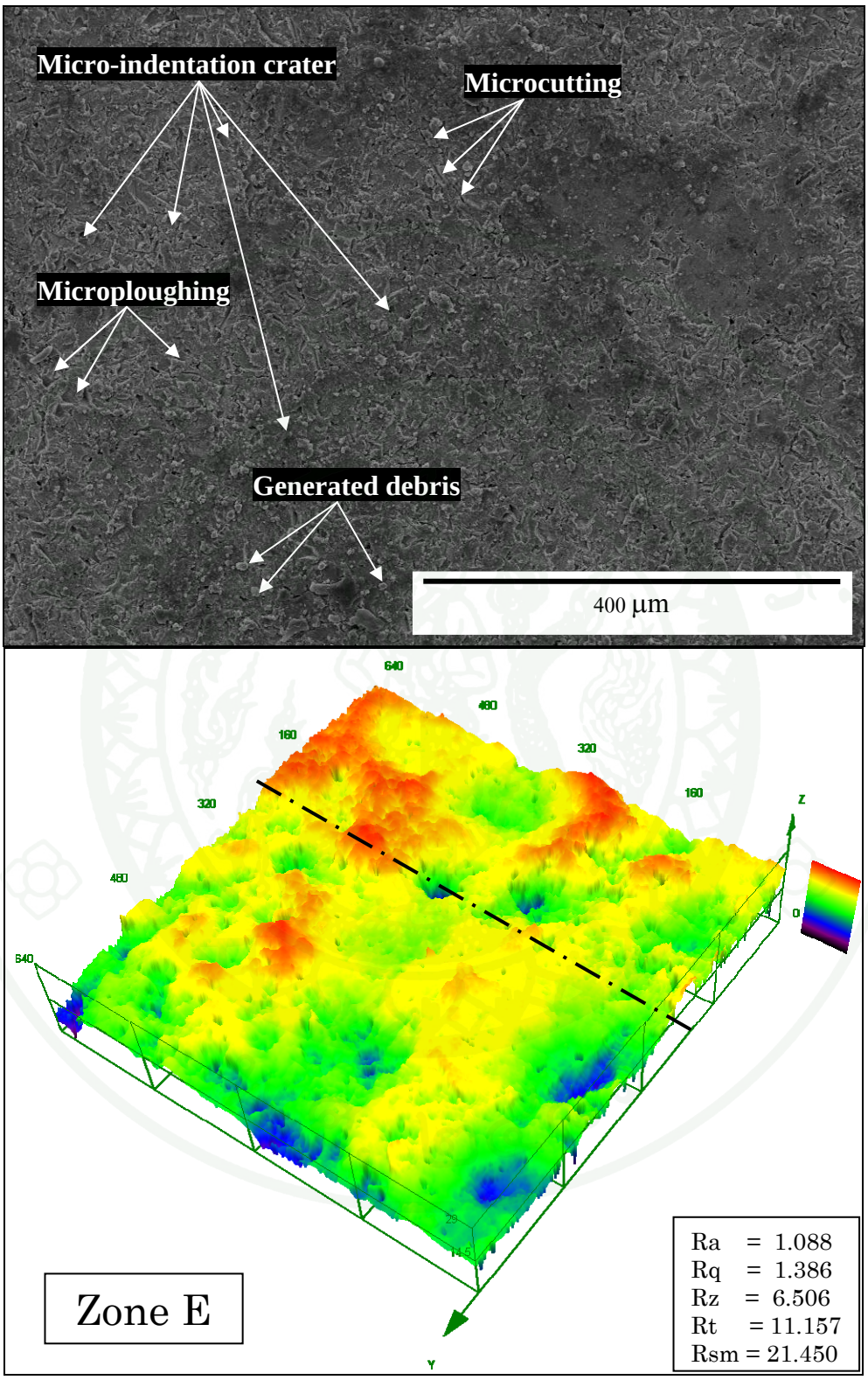
ภาพที่ 112 พื้นผิววัสดุ AL-EP หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 113 พื้นผิววัสดุ Coating หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 114 พื้นผิววัสดุ Coating หลังการทดสอบแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็งบริเวณ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เมื่อเปรียบเทียบกันระหว่างวัสดุ AL-EP casting และวัสดุ Zn alloy coating จากการทดสอบพ่นปะทะตั้งฉากของวัสดุซิลิก้า (Fused silica, quartz or SiO_2) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางเฉลี่ย 74 μm ซึ่งมีค่า K_{IC} ~ 0.7 MPa $m^{1/2}$ และมีค่าความแข็ง ~ 1100 HV ตามที่อ้างอิง (Wood and Weidlich, 1982) พบว่า มีลักษณะของความเสียหายเนื่องจากการแตกร้าวในระดับจุลภาค (Microcracks) และมีความเป็นไปสูงที่วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินจะละลาย ด้วยความร้อนระหว่างการชนปะทะ (Panaik, *et al*., 2010) ดังปรากฏในภาพที่ 110 ค ภาพขยาย 400 μm รวมทั้งปรากฏลักษณะการล้าตัวของพื้นผิว (Surface fatigue) ในลักษณะของรูปแบบการสึกหรอแบบการหลุดลอก (Surface spalling) เนื่องจากการขยายตัวของรอยร้าว (Crack propagation) ภายใต้ภาระกดตั้งฉาก (Evans and Hutchinson, 1984; Lathabai, *et al*., 1998) ที่กระทำซ้ำๆ บนผิวฟิล์มอิพอกซีเรซินและวัสดุอิพอกซีเรซินที่มีค่าสมบัติเชิงกล (ตามที่ได้อธิบายในภาพที่ 109) ต่ำกว่าค่าสมบัติเชิงกลของอนุภาคซิลิก้า กอปรด้วยการชนปะทะด้วยความเร็วสูงจึงทำให้วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินแตกร้าว (Crack) และล้าตัวอยู่ทั่วบริเวณที่ถูกพ่นปะทะ (ภาพที่ 110 ค ภาพขยาย 100 μm) นอกจากนี้ได้ปรากฏหลุมในขนาดระดับจุลภาคกระจายทั่วบริเวณปะทะ และบางตำแหน่งมีเศษเนื้อวัสดุขนาดต่ำกว่า 30 μm อยู่ล้อมรอบ เนื้อวัสดุที่แตกละเอียดนี้ มีความเป็นไปได้สูงมากที่จะเกิดขึ้นจากการแตกหักแบบเปราะของเนื้อวัสดุอิพอกซีเรซิน เนื่องจากเมื่อพิจารณาสารเสริมแรงวัสดุอะลูมิเนียม มีค่าความแข็งที่อ้างอิง ~ 100 HB 10/500 (Lingaiah, 2002) และมีค่า K_{IC} ~ 22-24 MPa $m^{1/2}$ (Saudners, *et al*., 1975) ซึ่งมีค่าที่สูงกว่าวัสดุอิพอกซีเรซินที่เป็นเนื้อหลัก จึงทำให้วัสดุอะลูมิเนียมมีความต้านทานต่อแรงกระแทกจากการชนปะทะของวัสดุซิลิก้าได้สูงกว่าวัสดุอิพอกซีเรซิน และจากการพิจารณาความแข็งแรงของวัสดุ AL-EP ที่บริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงกับอิพอกซีเรซินโดยปกติจะเป็นบริเวณที่มีพันธะทางกลต่ำ ทำให้บริเวณดังกล่าวมีความแข็งแรงต่ำที่สุด (Interfacial debonding) จึงทำให้วัสดุเนื้อหลักชนิดอิพอกซีเรซิน บริเวณช่วงรอยต่อกับสารเสริมแรงเกิดการแตกร้าวหรือล้าตัวเสียหายได้ง่ายกว่าบริเวณอื่น (Saewong, 1998; Panaik, *et al*., 2010) ปัจจัยดังกล่าวเพียงพอที่จะเป็นมูลเหตุของการสึกหรอในวัสดุ AL-EP เนื่องจาก พบว่า หลุมของรอยการสึกหรอที่เกิดขึ้นมีรูปร่างและขนาดอยู่ในช่วงของอนุภาคอะลูมิเนียมที่ใช้เสริมแรงในวัสดุ AL-EP จึงมีความเป็นไปได้สูงที่อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงจะหลุดออกมา (Filler pull-out) ในระหว่างที่วัสดุอิพอกซีเรซินบริเวณรอบๆรอยต่อเกิดการแตกร้าวหรือล้าตัว (ภาพที่ 110 ค ภาพขยาย 60 μm) โดยรวมแล้วการพ่นปะทะตั้งฉากที่ทำให้เกิดพลังงานจลน์สูงสุด เมื่อเปรียบเทียบกับมุมเอียง และเงื่อนไขของการทดสอบนี้มีพลังงานจลน์เพียงพอที่จะทำให้เกิดการเชื่อมต่อของรอยร้าว (Network of cracks) ซึ่งนำไปสู่การหลุดลอก (Spalling) ของวัสดุอิพอกซีเรซิน การสึกหรอที่เกิดขึ้นหลายรูปแบบ จึงทำให้วัสดุ AL-EP มีความต้านทานต่อการสึกกร่อนมีค่าต่ำ ดังนั้นในวัสดุ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

AL-EP การสึกหรอและลักษณะความเสียหาย กล่าวได้ว่า การเปลี่ยนรูปถาวรและการสึกหรอมีพฤติกรรมคล้ายคลึงกับความเสียหายที่เกิดขึ้นกับวัสดุเปราะ (Brittle failure modes)

สำหรับพฤติกรรมความเสียหายและการสึกหรอเนื่องจากการสึกกร่อนของวัสดุผิวเคลือบประเภทโลหะ Zn-alloy (Metallic coatings) ปกติวัสดุผิวเคลือบประเภทโลหะมีพฤติกรรมของวัสดุเหนียว (Ductile material) และความต้านทานต่อการสึกกร่อนของผิวเคลือบที่ผลิตจากกรรมวิธีการพ่นเคลือบด้วยเปลวความร้อนจะขึ้นอยู่กับลักษณะของโครงสร้างผิวเคลือบ อาทิเช่น ขนาดของแผ่นเคลือบ (Splat size) รูพรุนในผิวเคลือบ (Coating porosity) และการเกาะยึดกันของแผ่นเคลือบ (Splat cohesion) เป็นต้น โดยมีกลไกการสึกหรอสำคัญ คือ การสึกหรอโดยการหลุดลอก (Surface spalling) ที่เกิดขึ้นเนื่องจากลักษณะโครงสร้างผิวเคลือบที่มีประสิทธิภาพต่ำเกิดการแตกร้าวบริเวณขอบของแผ่นเคลือบ (Splat boundary) ซึ่งเกิดขึ้นได้กับผิวเคลือบแทบทุกชนิด (Erickson, 1998; Lathabai, *et al*., 1998; Hawthorne, *et al*., 1999; Wang and Yan, 2006) เมื่อพิจารณาผลการทดลองในการเคลือบผิว Zn-alloy เงื่อนไขในการพ่นเคลือบมีความเหมาะสม ทำให้มีรูพรุนต่ำในผิวเคลือบและชนิดของผิวเคลือบที่เลือกใช้สามารถยึดเกาะกันดีขึ้น ตามผลการทดลองในข้างต้น (ภาพที่ 56) ทำให้ผลกระทบของโครงสร้างผิวเคลือบต่อประสิทธิภาพการต้านทานการสึกกร่อนมีค่าต่ำ เหตุผลนี้มีความสอดคล้องกับการวิเคราะห์พื้นผิวเคลือบในการทดสอบนี้ ซึ่งพบว่าพื้นผิวส่วนใหญ่ได้รับความเสียหายเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรของผิวเคลือบ (Plastic deformations) ดังแสดงในภาพที่ 110 ง ภาพขยาย 400 μm โครงสร้างแผ่นเคลือบขนาดเล็กระดับจุลภาค (Microsplat) จึงทำให้เกิดการแตกร้าวขนาดจุลภาค (Microcracks) แสดงในภาพที่ 110 ง ภาพขยาย 100 μm และเมื่อพิจารณาการสึกหรอของผิวเคลือบในภาพที่ 110 ง ภาพขยาย 60 μm การสึกหรอที่ปรากฏมีขนาดต่ำกว่าขนาดของอนุภาคทดสอบ จึงมีความเป็นไปได้สูงที่อนุภาคซิลิก้าจะแตกออกจากกันระหว่างการชนปะทะกับผิวเคลือบ เนื่องจากอนุภาคที่เคลื่อนที่ด้วยความเร็วสูงบางส่วนที่ชนปะทะกันเอง สามารถแตกออกจากกันและเคลื่อนที่เป็นมุมเอียง และหากพิจารณาความเสียหายและการสึกหรอส่วนใหญ่จะมีขนาดอยู่ในระดับจุลภาคที่กระจายทั่วผิวหน้าของผิวเคลือบ โดยรวมแล้วจึงทำให้การเคลือบผิว Zn-alloy มีความต้านทานต่อการสึกกร่อนที่สูงกว่าหากเปรียบเทียบกับวัสดุ AL-EP (ภาพที่ 107)

ภาพที่ 111 กำลังขยาย 400 μm พฤติกรรมความเสียหายและการสึกหรอบริเวณขอบ (Wear edge) ของจุดการสึกหรอ (Wear spot) มีความแตกต่างกัน โดยเฉพาะช่วงรอยต่อระหว่าง Wear edge กับ Wear spot บริเวณนี้โดยปกติจะได้รับผลกระทบจากการชนปะทะด้วยมุมเอียง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

(Incline angle of erodent) แต่ก็ไม่ปรากฏพื้นผิวที่สึกหรอในลักษณะถูกตัดเฉือน (Cutting wear) เนื่องจากการชนปะทะด้วยมุมสูง โดยสามารถประมาณค่ามุมปะทะได้ ~ 88.66° ซึ่งมีความสอดคล้องกับผลการตรวจวัดร่องรอยการสึกหรอ (ภาพผนวกที่ ก14) ซึ่งทำให้เชื่อมั่นได้ว่าเกิดจากความเสียหายแบบวัสดุเปราะ (Brittle failure modes) และบริเวณดังกล่าวมีลักษณะความเสียหายและรูปแบบการสึกหรอเกิดขึ้นร่วมกันระหว่างการแตกร้าวของพื้นผิว (Surface cracks) ร่วมกับการสึกหรอเนื่องจากการหลุดลอกของผิวเคลือบ (Surface spalling) และบริเวณนี้ได้ปรากฏความเสียหายที่รุนแรงเป็นหลุมลึก (Deep crater) เนื่องจากการหลุดออกของอนุภาคเสริมแรง (ดังได้อธิบายในภาพที่ 110) การล้าตัวหรือการแตกร้าวของเนื้อวัสดุอิพอกซีเรซินปรากฏเป็นอนุภาคการสึกหรอ (Generated particles) อนุภาคการสึกหรอที่เกิดขึ้นอาจเป็นสาเหตุหนึ่งที่ทำให้เกิดกลไกการสึกหรออื่นๆ เพิ่มขึ้นมาด้วย (ภาพที่ 111 ภาพขยาย 60 μm)

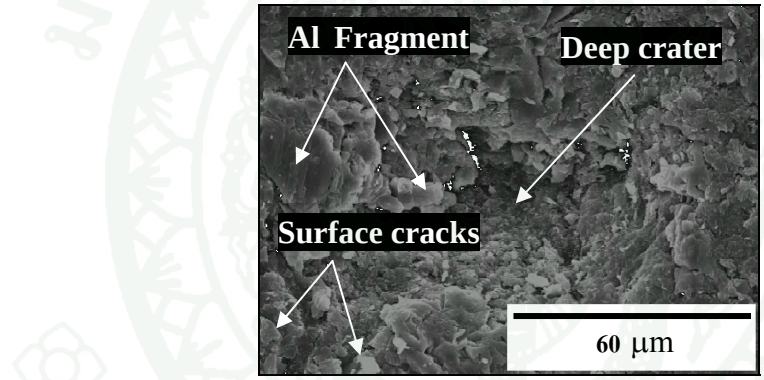
ภาพที่ 112 บริเวณจุดศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกหรอ (Zone E) บริเวณนี้มีปริมาณอนุภาคและแรงปะทะที่สูงกว่าบริเวณ Zone D พื้นผิววัสดุถูกอนุภาคทดสอบปะทะซ้ำๆ (Repeated impacts) อย่างต่อเนื่อง ทำให้ความเสียหายด้วยการร้าวเนื่องจากการล้า (Fatigue cracks) ปรากฏขึ้นในหลายลักษณะ ประกอบด้วยการขยายตัวของรอยร้าวจนเนื้อวัสดุหลุดออกมา (Surface cracking) และลักษณะการสึกหรอแบบหลุดลอก (Surface spalling) ความเสียหายเนื่องจากการล้าของวัสดุ ทำให้ปรากฏอนุภาคของการสึกหรออยู่ในบริเวณหลุมการสึกหรอ (Generated debris)

ภาพที่ 113 การสึกหรอแบบผสม (Mixed wear) เนื่องจากการไถ (Ploughing) เกิดขึ้นร่วมกับการเฉือน (Cutting) ปรากฏขึ้นกระจายทั่วบริเวณนี้ โดยมีการสึกหรอในระนาบที่ใกล้เคียงกัน (ภาพขยาย 400 μm) และบริเวณช่วงรอยต่อระหว่าง Wear edge กับ Wear spot (ภาพขยาย 60 μm) การสึกหรอแบบตัดเฉือนปรากฏชัด โดยมีลักษณะรูปแบบการสึกหรอแบบ Microcutting เนื่องจากการปะทะของอนุภาคที่มุมต่ำ และพื้นผิวส่วนใหญ่ปรากฏกลไกการไถระดับจุลภาค (Microploughing) เนื่องจากอนุภาคส่วนใหญ่เกิดการชนปะทะที่มุมสูงกว่า รูปแบบการสึกหรอที่แตกต่างกันนี้ทำให้ทราบได้ว่าอนุภาคทดสอบเคลื่อนที่ได้อย่างอิสระ และเกิดการชนปะทะด้วยมุมต่างกัน การสึกหรอที่ปรากฏนี้สอดคล้องกับผลการวัดรอยการสึกหรอ (อธิบายในภาพที่ 109) ทำให้เชื่อได้ว่าการสึกหรอที่เกิดขึ้นมีสาเหตุมาจากความเสียหายแบบวัสดุเหนียว (Ductile failure modes)

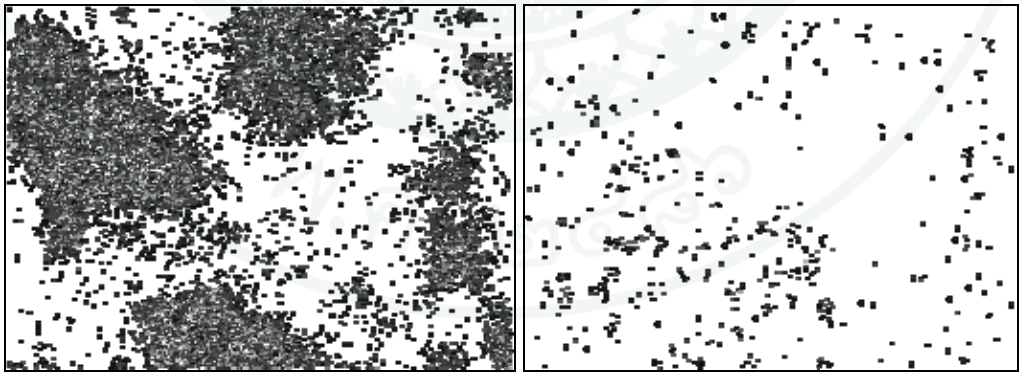
ในภาพที่ 114 ปรากฏการสึกหรอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรระดับจุลภาคในลักษณะถูกกดอัดด้วยอนุภาคที่ชนปะทะด้วยมุมสูง (Micro-indentation crater) กระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

พื้นผิวเคลือบ (ภาพขยาย 400 μm) ซึ่งการสึกหรอมีขนาดและอยู่ในระนาบที่ใกล้เคียงกัน และทำให้ปรากฏเป็นอนุภาคการสึกหรอในระดับจุลภาค (Generated debris) นอกจากนี้ปรากฏรูปแบบการสึกหรอแบบ Microcutting และ Microploughing กระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณเช่นเดียวกัน ซึ่งในปกติลักษณะการสึกหรอแบบ Microcutting ดังกล่าวจะปรากฏบริเวณจุดศูนย์กลางของ Wear spot (Stagnation centerline) ในปริมาณต่ำ เนื่องจากอนุภาคส่วนใหญ่จะชนปะทะตั้งฉากและบางส่วนชนกันเอง ทำให้สามารถเคลื่อนที่ชนปะทะด้วยมุมต่ำได้ และถึงแม้ว่าในงานวิจัยส่วนนี้ใช้อนุภาคทรงเหลี่ยมในการทดสอบก็ตาม แต่ก็เน้นทดสอบที่มุมพ่นปะทะตั้งฉากกับพื้นผิว ซึ่งจะทำให้เกิดรูปแบบการสึกหรอแบบ Microploughing ดังนั้นรูปแบบการสึกหรอแบบ Microcutting ที่ปรากฏขึ้นมา เป็นเหตุผลที่ทำให้เชื่อมั่นได้ว่า นอกจากเหตุที่กล่าวมาข้างต้นแล้ว อนุภาคซิลิก้าบางส่วนอาจเกิดการแตกออกจากกันระหว่างการชนปะทะกับผิวเคลือบ และ / หรือระหว่างการชนปะทะกันเอง



(ก) Eroded AL-EP at center



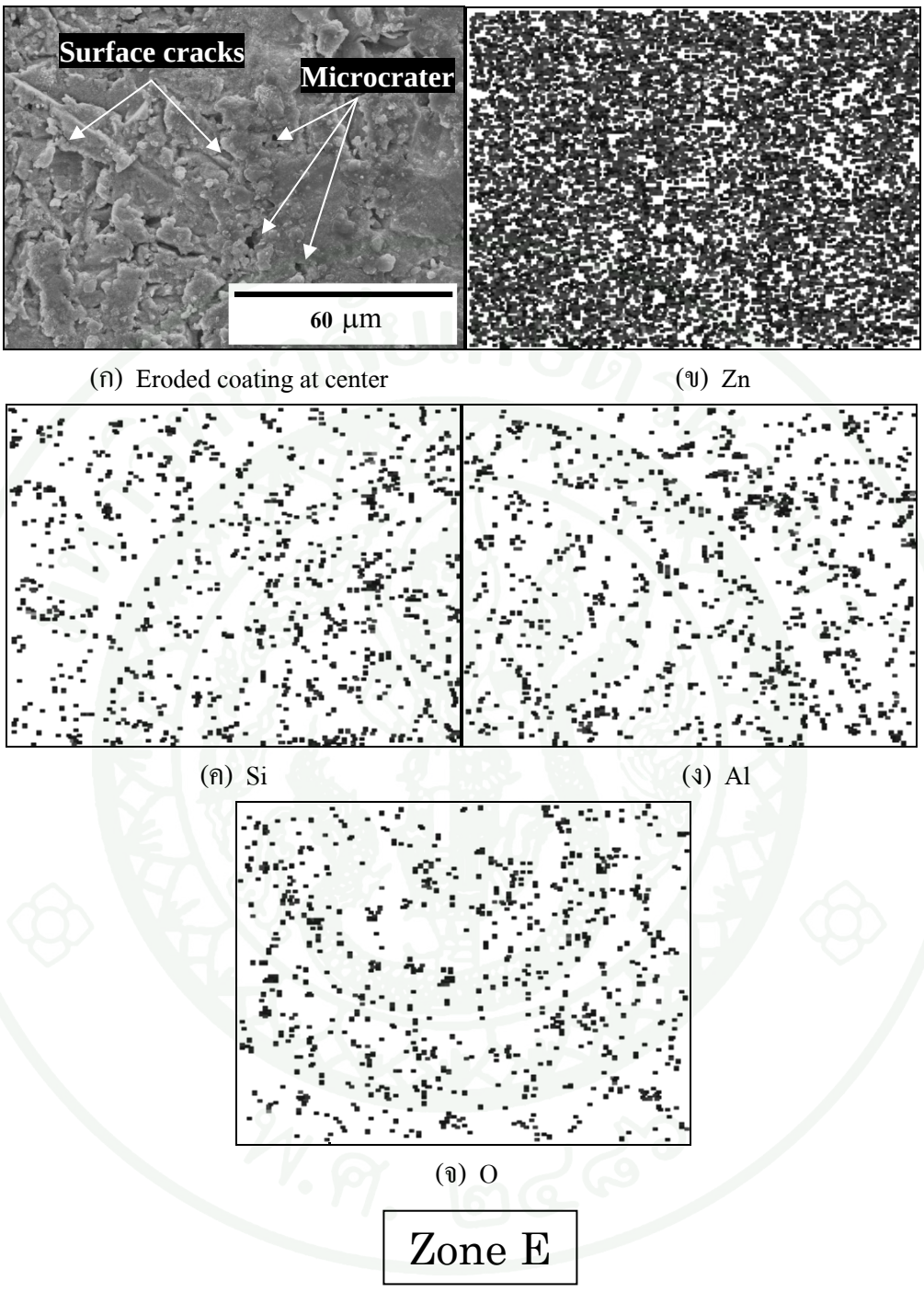
(ข) Al

Zone E

(ค) O

ภาพที่ 115 EDS mappings บริเวณศูนย์กลางจุดการสึกกร่อนของวัสดุ AL-EP ด้วยอนุภาคของแข็ง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพที่ 116 EDS mappings บริเวณศูนย์กลางจุดการสึกกร่อนของวัสดุ Coating ด้วยอนุภาคของแข็ง

ภาพที่ 115 องค์ประกอบของธาตุที่สำคัญได้ปรากฏบริเวณ Wear spot ประกอบด้วยธาตุอะลูมิเนียม (Al) ซึ่งได้กระจายตัวอยู่รอบ ๆ หลุมการสึกหรอ อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงขนาด (submicron -70 μm) หลุดออกมาจากวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินที่แตกร้าว (Surface cracks) และ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

อนุภาคอะลูมิเนียมเกิดการแตกแยกชิ้นระหว่างการชนปะทะ (Al fragment) นอกนั้นปรากฏธาตุออกซิเจน (O) ส่วนหนึ่งมีความเป็นไปได้ที่มาจากอนุภาคซิลิก้า (SiO_2) และอาจมาจากระหว่างกระบวนการพ่นเคลือบในลักษณะของออกไซด์อะลูมิเนียม ซึ่งกระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส

ภาพที่ 116 การวิเคราะห์การสึกหรอแบบสึกกร่อน ด้วยการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์ (EDS mappings) แผนภาพรังสีเอ็กซ์ (X-ray maps) แสดงเป็นองค์ประกอบของธาตุที่สำคัญได้ปรากฏบริเวณ Wear spot ประกอบด้วยธาตุสังกะสี (Zn) และธาตุอะลูมิเนียม (Al) ซึ่งได้กระจายตัวหนาแน่นอยู่ทั่วบริเวณ แสดงให้ทราบว่าการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy ทุกบริเวณสัมผัสของ Wear Spot มีลักษณะการสึกหรอที่ใกล้เคียงกันเนื่องจากการเสียรูปถาวรของผิวเคลือบปรากฏเป็นหลุมขนาดระดับจุลภาค (Microcrater) และการแตกร้าวที่พื้นผิวเคลือบ (Surface cracks) และปรากฏธาตุออกซิเจน (O) ส่วนประกอบของอนุภาคซิลิก้า (SiO_2) และออกไซด์อะลูมิเนียมกระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส นอกจากนั้นองค์ประกอบธาตุซิลิคอน (Si) กระจายอยู่ทั่วบริเวณ ทำให้ทราบถึงการฝังตัวของอนุภาคซิลิก้าอยู่ในพื้นผิวเคลือบจากความเสียหายเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรแบบวัสดุเหนียว (Ductile failure modes) และการฝังของซิลิก้า (Embeded erodent) มีความรุนแรงสูง เนื่องจากเมื่อล้างชิ้นงานทดสอบด้วยเครื่องอัลตราโซนิก ปกติอนุภาคทดสอบจะหลุดออกมาได้ง่าย

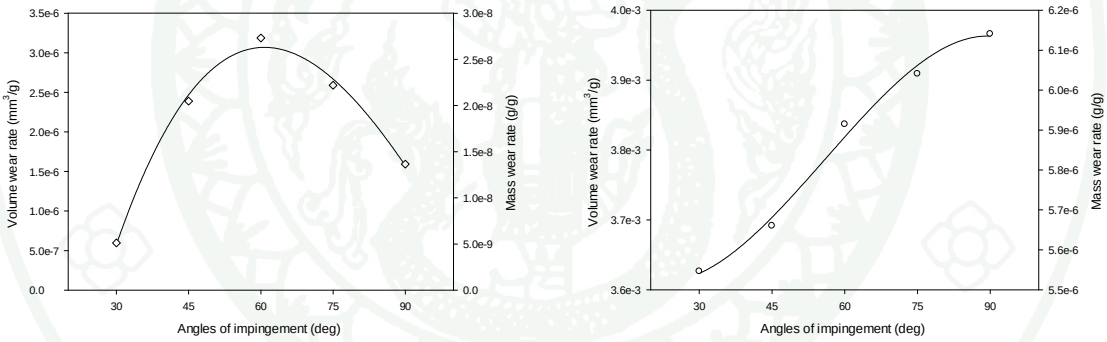
ดังนั้นความต้านทานต่อการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง สำหรับวัสดุ AL-EP ที่เป็นวัสดุพอลิเมอร์คอมโพสิตที่เสริมแรงด้วยอนุภาค (Particulate reinforced composites) ซึ่งการสึกหรอได้รับอิทธิพลหลักมาจากองค์ประกอบของอนุภาคที่ใช้เสริมแรงและมีความสัมพันธ์กันกับลักษณะของโครงสร้างจุลภาคที่ประกอบด้วย ขนาดของอนุภาค และระยะห่างระหว่างอนุภาคเสริมแรง เป็นต้น ในกรณีอนุภาคที่ใช้เสริมแรงมีขนาดที่เล็กมากกว่าพื้นที่สัมผัสของอนุภาคทดสอบในระหว่างชนปะทะ (Contact area of impact) ในการชนปะทะแต่ละครั้ง การสึกหรอที่เกิดขึ้นก็จะมีลักษณะที่คล้ายกับที่เกิดขึ้นในวัสดุก้อน (Hutchings,1992b; Roy *et al*., 1994; Saewong, 1998) ดังเช่นทุกบริเวณจะเกิดการสึกหรอในลักษณะคล้ายกันหมดที่ปรากฏในการสึกหรอของผิวเคลือบ Zn-alloy ซึ่งอาจกล่าวได้ว่า การสึกหรอในวัสดุ AL-EP ในบริเวณตำแหน่งที่อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงที่มีขนาดเล็กกว่าขนาดสัมผัสของอนุภาคซิลิก้าทดสอบ จะไม่สามารถส่งเสริมเพิ่มความต้านทานต่อการสึกกร่อน แต่สำหรับกรณีที่อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรง และ/หรือ ระยะห่างระหว่างอนุภาคอะลูมิเนียมที่มีขนาดใหญ่กว่าขนาดของอนุภาคซิลิก้าบริเวณสัมผัสในระหว่างการชนปะทะ การสึกหรอก็จะเกิดขึ้นบริเวณที่เป็นวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน (Epoxy matrix) และอนุภาคอะลูมิเนียมจะช่วยลดการเกิดกลไก Ploughing และ Cutting wear ลงได้ แต่ถ้า

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

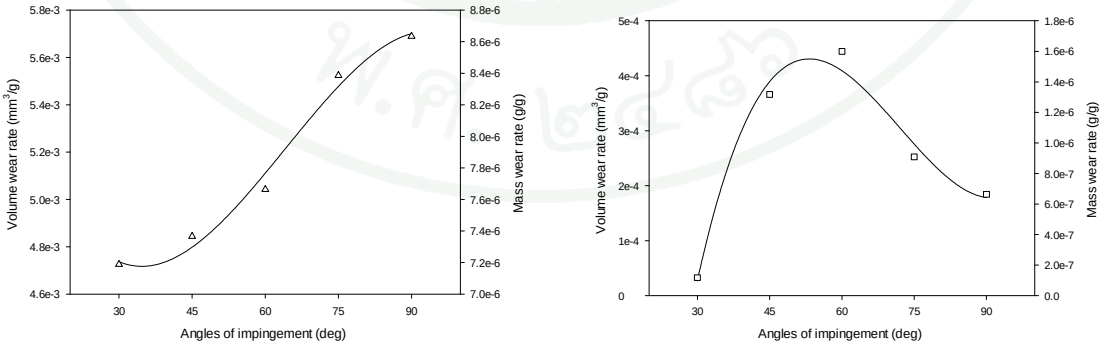
การสึกหรอที่เกิดจากการชนปะทะซ้ำๆ ในลักษณะที่ตั้งฉาก และวัสดุ AL-EP ที่มีแรงยึดเหนี่ยว (Interfacial bonding) ระหว่างวัสดุเนื้อหลักกับอนุภาคเสริมแรงชนิดวัสดุอะลูมิเนียมด้วยค่าความแข็งแรงต่ำ การสึกหรอก็จะเกิดขึ้นได้อย่างรวดเร็ว เนื่องจากอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงถูกชนให้หลุดออกจากวัสดุเนื้อหลักได้ง่าย ทำให้เกิดหลุมที่ผิววัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน จึงช่วยเร่งให้อัตราการแตกร้าวของวัสดุเพิ่มสูงขึ้น และหากมีอนุภาคซิลิก้าที่จะชนปะทะจำนวนมากก็จะช่วยเร่งให้การสึกหรอมีความรุนแรงสูงขึ้น

3.3 ผลการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี

การประเมินค่าอัตราการสึกกร่อน (Wear rate) พิจารณาเป็นค่าการสูญเสียปริมาตรหรือมวลของวัสดุชิ้นทดสอบต่อปริมาณมวลของสเลอรี (อนุภาคซิลิก้า + น้ำ) ที่ถูกเร่งให้ชนปะทะด้วยความดันของก๊าซอัด ซึ่งผลการทดสอบมีค่าการสึกหรอที่แปรผันตามมุมทดสอบวัสดุ มีค่าดังนี้



(ก) DC53® steel (ข) AL-EP casting



(ค) AL-EP machining (ง) Zn-alloy coating

ภาพที่ 117 อัตราการสึกหรอเชิงปริมาตรและเชิงมวลต่อปริมาณอนุภาคทดสอบจากผลการทดสอบ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ผลการทดสอบการสึกกร่อนของวัสดุ DC53 (ภาพที่ 117 ก) และวัสดุ Zn-alloy coating (ภาพที่ 117 ง) พบว่า การสึกหรอสูงสุดด้วยมุมทดสอบที่ 60^{o} มีอัตราการสึกหรอเท่ากับ 3.19×10^{-6} และ 4.44×10^{-4} mm^3/g ตามลำดับ ซึ่งการสึกหรอสูงที่มุมเอียง เนื่องจากพฤติกรรมการสึกหรอแบบวัสดุเหนียว (Ductile failure modes) ขณะที่การสึกหรอของวัสดุ AL-EP casting (ภาพที่ 117 ข) AL-EP machining (ภาพที่ 117 ค) พบว่า การสึกหรอสูงสุดเกิดขึ้นที่มุมปะทะตั้งฉาก โดยมีอัตราการสึกหรอเท่ากับ 3.97×10^{-3} และ 5.69×10^{-3} mm^3/g ตามลำดับ ซึ่งการสึกหรอของวัสดุ AL-EP มีความสอดคล้องกับผลการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง (Solid particle erosion) เนื่องจากการสึกหรอสูง เมื่อวัสดุถูกชนปะทะในลักษณะตั้งฉาก กับพื้นผิวเป็นพฤติกรรมความเสียหายและการสึกหรอแบบวัสดุเปราะ (Brittle failure modes)

การตรวจพิเคราะห์ร่องรอยการสึกหรอ ในลักษณะสามมิติและสองมิติ บริเวณ Wear spot ซึ่งแบ่งเป็นบริเวณ Zone D และ Zone E (ภาพที่ 108) โดยการสึกกร่อนด้วยพฤติกรรมของวัสดุเหนียว (Ductile erosion behaviour) วัสดุทำแม่พิมพ์ DC 53 บริเวณ Zone D (ภาพผนวกที่ ก1) ซึ่งบริเวณนี้จะปรากฏรูปแบบการสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือนระดับจุลภาค (Microcutting wear) ที่สูงกว่าบริเวณ Zone E และปกติวัสดุเหล็กกล้าจะสึกหรอสูงที่การชนปะทะมุมต่ำ (Wen, 2010) แต่ในงานวิจัยนี้การทดสอบการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรี มุมทดสอบต่ำที่สุด (30^{O}) กลับทำให้เกิดการสึกหรอต่ำที่สุด (แสดงในภาพผนวกที่ ก1-ข และภาพผนวกที่ ก5) ทำให้ทราบได้ว่าอิทธิพลจากการกระดอนออกของอนุภาคในสภาวะสเลอรี (Particle rebound shielding effects) และฟิล์มของของไหลที่ปกคลุม (Lubrication effects) สามารถช่วยส่งเสริมให้การสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือนลดลงได้ ที่การปะทะด้วยมุมต่ำ (Levy and Hickey, 1987; Zhang *et al*., 2000) ทำให้กล่าวได้ว่ากลไกการตัดเฉือนในระดับจุลภาคเพียงปัจจัยเดียวในพฤติกรรมการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรี ไม่ทำให้วัสดุเกิดการสึกหรอได้สูงที่สุด ซึ่งการสึกหรอสูงสุดที่พบจากการทดสอบที่มุมทดสอบ 60^{o} ร่องรอยของการสึกหรอที่เกิดขึ้น (ภาพผนวกที่ ก1-ง และ ก5) ทำให้ทราบได้ว่าพลังงานจลน์ในระดับ 75% ของการปะทะที่มุมตั้งฉาก ทำให้การสึกหรอเนื่องจากการไถ (Microploughing) และการล้าตัว (Microfatigue) เป็นอีกปัจจัยที่ส่งเสริมทำให้การสึกหรอของวัสดุมีค่าสูงสุดที่มุมปะทะดังกล่าว

การสึกกร่อนของวัสดุทำแม่พิมพ์ DC 53 บริเวณ Zone D (ภาพผนวกที่ ก2) ภาพกราฟิกแสดงความแตกต่างของระดับของพื้นผิวที่สึกหรอ โดยหากพิจารณาถึงปัจจัยของสัมประสิทธิ์ความเสียดทานจลน์ (μk) ที่ขึ้นอยู่กับพื้นเอียง (พื้นผิวเอียงของการทดสอบที่มุม

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ทดสอบต่างกัน) เมื่อพิจารณาจากมุมเอียงของพื้นผิววัสดุ ($\mu k = \tan\theta$) อ้างอิงจากแบบจำลอง (ภาพที่ 39) หากเปรียบเทียบมุมเอียง (θ) ที่เกิดขึ้นจากมุมทดสอบ (α) ที่ 30^{o}– 90^{o} มีค่า μk เท่ากับ 1.732, 1, 0.577, 0.286 และ 0 ตามลำดับ ผลกระทบของค่าความเสียดทานจลน์ที่ขึ้นอยู่กับมุมเอียงที่มีค่าสูง จะทำให้ประสิทธิภาพของแรงลาก (Drag force) ลดลง แรงลากของอนุภาคซิลิก้ามีประสิทธิภาพต่ำที่สุดเมื่อการทดสอบที่มุม 30^{o} พิจารณาได้จากการเปลี่ยนแปลงระดับของพื้นผิวที่สึกหรออยู่ในระดับต่ำ (ภาพผนวกที่ ก2-ข และ ก5) และที่มุมทดสอบที่มุมสูง (75-90^{o}) ผลกระทบของความเสียดทานจลน์ปริมาณต่ำ ทำให้แรงลากของอนุภาค ซิลิก้ามีประสิทธิภาพสูง เกิดการเปลี่ยนระดับของพื้นผิวที่สึกหรออยู่ในระดับสูง (ภาพผนวกที่ ก2-ง ถึง จ และ ก5) ปกติผลกระทบของแรงลากจะทำให้เกิดการสึกหรอด้วยการไถระดับจุลภาค (Hutchings, 1992b) และผลกระทบของการกระดอนออกของอนุภาคในสภาวะสเลอรี สามารถอธิบายด้วยกฎการอนุรักษ์โมเมนตัม ด้วยทฤษฎีของการกระดอนออกของอนุภาคในสภาพยืดหยุ่น (Benenson *et al*., 2002 and Browne, 1999) เมื่อพิจารณาการดล (Impulse: dP) ที่ขึ้นอยู่กับมุมเอียงในการทดสอบวัสดุ (α) ที่ 30^{o}– 90^{o} ($dP = 2\ mv \cos\beta$) ซึ่งหากพิจารณามุมในการกระดอนออกของอนุภาคที่เกิดขึ้นจากมุมชนปะทะ ($\cos\beta$) มีค่าเท่ากับ 0.5, 0.707, 0.866, 0.966 และ 1 ตามลำดับ การดลที่มีค่าเพิ่มขึ้น ทำให้แรงลัพธ์มีค่าสูงขึ้น จะส่งผลให้วัสดุเกิดการสึกหรอสูงตามไปด้วย ซึ่งพบการเปลี่ยนแปลงระดับของพื้นผิวอยู่ในระดับสูงในช่วงมุมทดสอบ 60^{o}– 90^{o} (ภาพผนวกที่ ก2-ง ถึง ฉ และ ก5)

การสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุทำแม่พิมพ์ DC 53 บริเวณ Zone E (ภาพผนวกที่ ก3 และ ก6) ส่วนใหญ่การสึกหรอจะมีค่าสูง เมื่อวัสดุถูกชนปะทะด้วยมุมเอียง (Wen, 2010) อยู่ในช่วงมุม 30-75^{o} ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับเงื่อนไขในการทดสอบการสึกกร่อน โดยที่ในงานวิจัยส่วนนี้พบว่า ทุกมุมทดสอบ ปรากฏลักษณะของพื้นผิวที่สึกหรอแตกต่างจากพื้นผิวก่อนการทดสอบค่อนข้างสูง แต่หากเปรียบเทียบความรุนแรงของการสึกหรอ ที่มุมทดสอบทั้งหมด 30^{o} ถึง 90^{o} แทบจะไม่ปรากฏความแตกต่างของลักษณะการสึกหรอ ดังนั้นจึงต้องพิจารณาลักษณะของพื้นผิวด้วยภาพกราฟิก ด้วยเทคนิค LSCM (ภาพผนวกที่ ก4 และ ก6) และค่าความเรียบผิวที่เปลี่ยนแปลงแตกต่างจากผิวก่อนการทดสอบการสึกหรอ (ภาพผนวกที่ ก4) เพื่อพิจารณามุมทดสอบที่ทำให้เกิดพฤติกรรมการสึกหรอสูงที่สุด

การสึกกร่อนของวัสดุทำแม่พิมพ์ DC 53 บริเวณ Zone E (ภาพผนวกที่ ก4) เมื่อพิจารณาการเปลี่ยนแปลงความเรียบผิว พบว่า มุมทดสอบ 30^{o} มีค่าความหยาบผิวเฉลี่ยสูงกว่ามุมอื่นๆ (0.542 Ra) โดยที่มีกลไกการสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือนระดับจุลภาคเป็นกลไกสำคัญใน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

การเปลี่ยนแปลงความเรียบผิว แต่หากพิจารณาขนาดผลรวมของ Peak และ Valley ที่มีค่าสูงที่สุดและเป็นค่าเฉลี่ยในช่วงที่วัดค่าได้ ซึ่งพิจารณาได้จากค่า Rz โดยที่มุมทดสอบ 60^{o} มีค่าเท่ากับ 5.375 ส่วนค่าเฉลี่ยระยะห่างของโปรไฟล์ Peak บริเวณจุดตัดของเส้นศูนย์กลาง (Mean line) ซึ่งแสดงเป็นค่าประมาณของขนาดเฉลี่ยของ Asperities (Peak-to-Valley) จากค่าวัด Rsm มีค่าเท่ากับ 244.83 เป็นค่าสูงที่สุดที่มุมทดสอบ 60^{o} เมื่อเปรียบเทียบกับมุมทดสอบอื่นๆ นอกจากนี้หากพิจารณาผลกระทบของพลังงานจลน์ที่มุมทดสอบตั้งฉาก (90^{o}) ซึ่งทำให้มีความเค้นตรง (Normal stress) สูงที่สุด ทำให้วัสดุชิ้นงานเกิดการเปลี่ยนรูปถาวร และอาจทำให้วัสดุมีพฤติกรรมของความแข็งที่เพิ่มขึ้นเนื่องจากความเครียดที่เพิ่มขึ้น (Strain hardening) และผลกระทบของความร้อนบริเวณพื้นผิวสัมผัสถูกทำให้เย็นลงอย่างเฉียบพลันด้วยฟิล์มของน้ำที่ห่อหุ้มอนุภาคซิลิก้า (Slurry droplet) มูลเหตุจากปรากฏการณ์ดังกล่าวนี้ มีความเป็นไปได้สูงที่พื้นผิวบริเวณสัมผัส โดยเฉพาะบริเวณจุดศูนย์กลางของ Wear spot (เนื่องจากบริเวณนี้อนุภาคซิลิก้าจะพุ่งชนปะทะในลักษณะตั้งฉากกับพื้นผิววัสดุชิ้นงาน ทำให้พื้นผิวชิ้นงานเกิดการเปลี่ยนรูปถาวรในปริมาณสูง) จะมีความแข็งเพิ่มสูงขึ้นมากกว่าบริเวณอื่น พิจารณาได้จากการเปลี่ยนแปลงระดับของพื้นผิวอยู่ในระดับต่ำ (ภาพผนวกที่ ก4-ฉ และ ก6) จึงทำให้การสึกหรอมีค่าลดลง ซึ่งมีความสอดคล้องกับผลการทดสอบ (ภาพที่ 117)

การสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุทำแม่พิมพ์ AL-EP machining บริเวณ Zone D (ภาพผนวกที่ ก7 และ ก11) และวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone D (ภาพผนวกที่ ก13 และ ก17) ความเสียหายและการสึกหรอด้วยพฤติกรรมวัสดุเปราะ (Brittle erosion behaviour) ตามที่ได้อธิบายไว้ในภาพที่ 111 พบว่า บริเวณนี้มีการสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือนอยู่ในปริมาณที่ต่ำมาก แม้ว่าวัสดุจะถูกชนปะทะด้วยมุมเอียง ในช่วงมุมทดสอบที่ 30-75^{o} แล้วก็ตาม (ภาพผนวกที่ ก7-ข ถึง จ, ภาพผนวกที่ ก11, ภาพผนวกที่ ก13-ข ถึง จ และภาพผนวกที่ ก17) ทำให้ทราบได้ว่าวัสดุ AL-EP machining และวัสดุ AL-EP casting มีความเปราะสูง โดยหากเปรียบเทียบผลกระทบของความเสียดทานจลน์ที่ขึ้นอยู่กับมุมปะทะเอียงกับวัสดุทำแม่พิมพ์ DC 53 ซึ่งวัสดุทำแม่พิมพ์ AL-EP ทั้งสองชนิดทำให้การสึกหรอเนื่องจากแรงลาก (Drag force) มีประสิทธิภาพต่ำกว่า ดังไม่ปรากฏร่อยรอยการสึกหรอเนื่องจากการไถระดับจุลภาค เช่นเดียวกับที่เกิดขึ้นในวัสดุ DC 53 โดยที่ความเสียหายของวัสดุ AL-EP machining เกิดขึ้นได้ง่าย อันเนื่องมาจากมูลเหตุหลายปัจจัย ได้แก่ คุณลักษณะพื้นผิวที่บกพร่องจากข้อจำกัดของกรรมวิธีการกัดแต่งผิววัสดุ (คำอธิบายในภาพที่ 88) ความแข็งแรงพันธะบริเวณรอยต่อระหว่างวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินและ อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงที่มีค่าต่ำ (คำอธิบายในภาพที่ 110) ความแข็งที่มีค่าต่ำของวัสดุ AL-EP กอปรด้วยอิทธิพล

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ของความดันไฮโดรสแตติก (Hydrostatic pressure) ของฟิล์มของของไหลที่ปกคลุม ช่วยส่งเสริมให้การขยายตัวของรอยร้าว หรือการล้าตัวให้มีประสิทธิภาพสูงขึ้น และหากเปรียบเทียบวัสดุ AL-EP machining จะมีประสิทธิภาพสูงมากกว่าวัสดุ AL-EP casting ซึ่งความต้านทานการสึกกร่อนด้วยสเลอรีที่สูงกว่าของวัสดุ AL-EP casting มาจากข้อได้เปรียบจากความเป็นเนื้อเดียวกันของฟิล์มอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ (Homogeneity) บริเวณผิวหน้าชิ้นทดสอบ จากผลพลอยได้ของกระบวนการหล่อในสุญญากาศ จึงทำให้การสึกหรอของวัสดุทุกมุมทดสอบ วัสดุ AL-EP machining มีพฤติกรรมการสึกหรอที่สูงกว่าวัสดุ AL-EP casting แต่มีแนวโน้มของการสึกหรอที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบคล้ายคลึงกัน (ภาพที่ 117) และปรากฏรูปแบบของการสึกหรอในลักษณะที่มีอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงหลุดออกจากวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน (AL pull-out) ในระหว่างที่วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินบริเวณรอบๆ รอยต่อเกิดการแตกร้าวหรือล้าตัว

การวิเคราะห์ผลการเปลี่ยนแปลงระดับของพื้นผิวที่สึกหรอของวัสดุทำแม่พิมพ์ AL-EP machining บริเวณ Zone D (ภาพผนวกที่ก8 และ ก11) และวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone D (ภาพผนวกที่ ก14 และ ก17) เมื่อพิจารณาจากผลต่างของระดับพื้นผิวก่อนและหลังการทดสอบวัสดุ การสึกหรอด้วยพฤติกรรมวัสดุเปราะของวัสดุ AL-EP พบว่า วัสดุ AL-EP machining บริเวณ Zone D พื้นผิวที่สึกหรอ ด้วยมุมทดสอบมุมต่ำที่สุด 30° มีลักษณะของพื้นผิวที่ราบเรียบมากกว่าที่เกิดขึ้นกับมุมทดสอบ 45° - 90° อาจกล่าวได้ว่าอนุภาคที่ชนปะทะเอียงด้วยมุมทดสอบต่ำสุด (30°) ที่ทำให้เกิดความเค้นเฉือนได้สูงกว่ามุมชนปะทะด้วยมุมทดสอบสูงกว่า (45° - 90°) สามารถช่วยส่งเสริมให้รอยร้าวเนื่องจากการล้าสามารถขยายใหญ่ขึ้นได้เป็นบริเวณกว้างทั่วผิวหน้า (Fatigue cracking) ดังปรากฏพื้นผิวที่เกิดการสึกหรอมีระดับที่ใกล้เคียงกัน (ภาพผนวกที่ ก8-ข และ ก11) แต่ตรงกันข้ามสำหรับวัสดุ AL-EP casting ที่มุมทดสอบเดียวกัน กลับทำให้พื้นผิวที่สึกหรอมีความแตกต่างของระดับพื้นผิวที่สูงกว่าปรากฏชัด กล่าวได้ว่าอนุภาคที่ชนปะทะด้วยมุมเอียง ทำให้การสึกหรอแบบตัดเฉือนและแบบไถ มีประสิทธิภาพสูงต่อการสึกหรอของวัสดุ AL-EP casting เนื่องจากความเป็นเนื้อเดียวกันของฟิล์มอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ และที่มุมทดสอบอื่น ๆ วัสดุ AL-EP casting ปรากฏความแตกต่างของระดับพื้นผิวที่สึกหรอสูงกว่าวัสดุ AL-EP machining

การเปรียบเทียบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุทำแม่พิมพ์ AL-EP machining บริเวณ Zone E (ภาพผนวกที่ ก9 และ ก12) และวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone E (ภาพผนวกที่ ก15 และ ก18) พบว่า วัสดุ AL-EP machining ทุกมุมทดสอบ ปรากฏรูปแบบของการสึกหรอในลักษณะที่มีอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงหลุดออกจากวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน (AL pull-out) มี

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ความรุนแรงสูงกว่าที่เกิดขึ้นในวัสดุ AL-EP casting ทำให้ทราบถึงปัจจัยที่ทำให้วัสดุ AL-EP machining มีความต้านทานการสึกกร่อนด้วยสเลอรีต่ำกว่า เนื่องจากการผลิตแม่พิมพ์ด้วยวิธีการกัดแต่งผิววัสดุ AL-EP machining สามารถช่วยทำให้บริเวณรอยต่อระหว่างวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินและอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงสูญเสียความแข็งแรงพันธะ (Bonding strength) ได้ง่ายและมีค่าที่ต่ำกว่าวัสดุ AL-EP casting จึงทำให้บริเวณรอยต่อดังกล่าวเกิดความเสียหายได้ง่ายขึ้น (Interfacial debonding) รวมทั้งอิทธิพลของความดันไฮโดรสแตติกของฟิล์มของของไหลที่ปกคลุม เป็นปัจจัยสำคัญต่อการขยายตัวของรอยร้าวและการล้าตัวที่มีประสิทธิภาพสูง ส่งผลให้อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงหลุดออกมาจากวัสดุเนื้อหลักได้เป็นจำนวนมาก โดยที่วัสดุ AL-EP machining (ภาพผนวกที่ ก9-ฉ และ ก12) และวัสดุ AL-EP casting (ภาพผนวกที่ ก15-ฉ และ ก18) เกิดการสึกหรอขึ้นสูงสุดที่มุมทดสอบ 90° เนื่องจากพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุเปราะคอมโพสิตของวัสดุ AL-EP ทำให้การขยายตัวของรอยร้าวในแนวขวาง (Lateral crack) เกิดขึ้นได้ง่าย และอิทธิพลของความดันไฮโดรสแตติกของฟิล์มของไหล มีความเป็นไปได้สูงที่จะช่วยให้เกิดการร้าวในแนวรัศมี (Radial crack) และการล้าตัวที่พื้นผิวขยายใหญ่ขึ้นเป็นบริเวณกว้างทั่วผิวหน้า (Surface fatigue cracking) ของวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินจะมีประสิทธิภาพสูงกว่ามุมทดสอบอื่น เนื่องจากมุมทดสอบตั้งฉากมีพลังงานจลน์สูงสุดเป็น 100% ของมุมทดสอบเอียง หากพิจารณาอัตราการสึกหรอของวัสดุ AL-EP จากผลการทดสอบ การสึกหรอจะลดลงตามระดับพลังงานจลน์ที่ลดลงตามมุมทดสอบ การเปลี่ยนแปลงความเรียบผิวของวัสดุ AL-EP machining บริเวณ Zone E (ภาพผนวกที่ ก10 และ ก12) และวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone E (ภาพผนวกที่ ก16 และ ก18) ในภาพกราฟิกสามารถพิจารณาได้จากการเปลี่ยนแปลงระดับของพื้นผิวก่อน-หลังการสึกหรอ และค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ พบว่า ทุกมุมทดสอบ ค่าความหยาบผิวของวัสดุ AL-EP machining มีค่าสูงกว่าวัสดุ AL-EP casting มูลเหตุจากโครงสร้างแบบวิวิธพันธุ์ของผิวหน้าวัสดุ (Heterogeneous structure) และการสูญเสียความแข็งแรงระหว่างกระบวนการกัดแต่งของวัสดุ AL-EP machining ทำให้วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินต้านทานต่อการสึกหรอได้ต่ำกว่า หากเปรียบเทียบกับวัสดุ AL-EP casting ซึ่งโครงสร้างวัสดุแบบเอกพันธุ์ของฟิล์มอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ (Homogeneous structure) สามารถช่วยให้ความต้านทานต่อการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุมีประสิทธิภาพดีขึ้น หากพิจารณาความหยาบผิวที่มุมทดสอบต่ำที่สุด (30°) วัสดุทั้งสองปรากฏมีความหยาบผิวที่ต่ำกว่ามุมทดสอบอื่นๆ ทำให้ทราบได้ว่าความเค้นเฉือนที่เกิดจากการชนปะทะของอนุภาคทดสอบที่มุมทดสอบดังกล่าวเป็นปัจจัยสำคัญที่ทำให้เกิดการขยายตัวของรอยร้าว (Crack propagation) และการล้าตัวของพื้นผิวที่ขยายขนาด (Surface fatigue cracking) ขนานไปกับทิศทางของการชนปะทะของอนุภาคซิลิก้า การสึกหรอที่เกิดขึ้นอยู่บนระนาบตื้นๆ ที่ใกล้เคียงกัน (ภาพผนวกที่ ก10-ข และ ก16-ข) จึงทำให้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ผิวการสึกหรอมีความเรียบขึ้น โดยค่าความเค้นเฉือนที่มีค่าต่างกัน สามารถพิจารณาได้จากองค์ประกอบของความเร็วอนุภาคในทิศทางที่ขนานไปกับพื้นผิววัสดุ (Vsin β) ที่ขึ้นอยู่กับมุมในการทดสอบวัสดุ (α) ที่ 30^{o} – 90^{o} เมื่อพิจารณามุมปะทะของอนุภาค (sin β) ในแบบจำลองที่อ้างอิง (ภาพที่ 39) มีค่าเท่ากับ 0.866, 0.707, 0.5, 0.259 และ 0 ตามลำดับ การลดลงของความเร็วอนุภาคที่ทำให้ความเค้นเฉือนมีค่าต่ำลงตามมุมทดสอบที่เพิ่มสูงขึ้น จึงทำให้การสึกหรอด้วยมุมทดสอบที่สูงขึ้น (45^{o} – 90^{o}) พื้นผิวที่สึกหรอของวัสดุทั้งสองมีความหยาบผิวเพิ่มสูงขึ้นมากกว่าการทดสอบที่มุมต่ำ (30^{o}) จากผลกระทบของอนุภาคซิลิก้าในขณะที่ชนปะทะที่มุมสูง ทำให้วัสดุ AL-EP โดยเฉพาะวัสดุเนื้อหลัก อิพอกซีเรซิน เกิดการเปลี่ยนรูปถาวรเนื่องจากความเค้นกด (Compressive stress) และหลังจากอนุภาคซิลิก้ากระดอนออก หรือหลุดออก จะทำให้วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินเกิดความเค้นดึง (Tensile stress) เมื่อวัสดุเนื้อหลักเกิดความเค้นผสมระหว่างความเค้นกด-ดึงสลับกันกลับไปกลับมาเป็นวงรอบ (Cyclic stress) เนื่องจากอนุภาคซิลิก้าพุ่งชนปะทะและหลุดออกมาอย่างต่อเนื่อง จึงทำให้วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินเกิดการสึกหรอจากการล้าตัว และยังช่วยทำให้อนุภาคอะลูมิเนียมหลุดออกมาได้ง่ายขึ้น โดยที่ผลกระทบของการล้าตัวจะมีประสิทธิภาพสูงสุดที่มุมทดสอบ 90^{o} ซึ่งมีพลังงานจลน์สูงที่สุด จึงอาจกล่าวได้ว่าที่มุมปะทะตั้งฉากอนุภาคเสริมแรงไม่สามารถช่วยให้ความต้านทานการสึกหรอเพิ่มขึ้น แต่การสึกหรอของวัสดุ AL-EP สามารถลดลงได้ ที่มุมทดสอบต่ำลง มีนัยถึงการลดผลกระทบของพลังงานจลน์ ที่ส่งผลกระทบต่อการขยายตัวของรอยร้าวที่จะนำไปสู่การแตกร้าวและการล้าตัวของวัสดุเนื้อหลักให้ลดลงด้วย ขณะเดียวกันก็จะช่วยให้การสึกหรอแบบไถหรือการตัดเฉือนให้เพิ่มขึ้นด้วย ที่มุมดังกล่าวอนุภาคอะลูมิเนียม สามารถเสริมความแข็งแรงให้กับวัสดุ AL-EP ให้สามารถทนต่อแรงเฉือนที่กระทำต่อวัสดุได้ ซึ่งพิจารณาได้จากที่พบการปรากฏลักษณะพื้นผิวรอบๆ อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงเกิดการสึกหรอสูง

การสึกหรอแบบสึกกร่อนของผิวเคลือบ ปกติจะขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาคของผิวเคลือบ โครงสร้างผิวเคลือบแบบวิวิธพันธุ์ของผิวเคลือบชนิดเซรามิก จะทำให้กลไกความเสียหายและการสึกหรอมีความซับซ้อนยิ่งขึ้น แต่โครงสร้างแบบเอกพันธุ์ของวัสดุผิวเคลือบชนิดโลหะ (Metallic coatings) ความเสียหายและการสึกหรอจะเป็นรูปแบบที่ขึ้นอยู่กับพฤติกรรมวัสดุ ซึ่งพิจารณาเป็นพฤติกรรมความเสียหายแบบวัสดุเหนียว หรือ วัสดุเปราะ (Lin and Shao, 1991; Hutchings, 1998; Tan *et al*. 2003) สำหรับวัสดุ Zn-alloy coating เมื่อพิจารณาผลการทดลองในการเคลือบผิว เงื่อนไขในการพ่นเคลือบมีความเหมาะสม ทำให้มีรูพรุนต่ำในผิวเคลือบและชนิดของผิวเคลือบที่เลือกใช้สามารถยึดเกาะกันดีขึ้น และจากผลการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วัสดุ Zn-alloy coating มีความเสียหายและการสึกหรอด้วยพฤติกรรมวัสดุเหนียว (Ductile erosion behaviour) ตามที่ได้อธิบายไว้ในภาพที่ 113 การสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุทำแม่พิมพ์ Zn-alloy coating บริเวณ Zone D (ภาพผนวกที่ ก19 และ ก23) และ Zone E (ภาพผนวกที่ ก21 และ ก24) ในบริเวณ Zone D ปรากฏรูปแบบการสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือนในระดับจุลภาคที่สูงกว่าบริเวณ Zone E ทุกมุมทดสอบ ซึ่งอัตราการสึกหรอต่ำที่สุดด้วยผลกระทบของอิทธิพลจากการกระดอนออกของอนุภาคในสภาวะสเลอรี (Particle rebound shielding effects) และฟิล์มของของไหลที่ปกคลุม (Lubrication effects) สามารถช่วยส่งเสริมให้การสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือนลดลงได้ รวมทั้งผลกระทบของค่าความเสียดทานจลน์ที่เพิ่มขึ้น ทำให้ประสิทธิภาพของแรงลากลดลง ที่การปะทะด้วยมุมต่ำ (คำอธิบายของภาพผนวกที่ ก10) ซึ่งสามารถพิจารณาได้จากระดับของพื้นผิวที่สึกหรอมีความแตกต่างกันต่ำสุด ที่มุมทดสอบ 30° (ภาพผนวกที่ ก20) พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุที่เป็นฟังก์ชันกับมุมปะทะทดสอบของวัสดุ Zn-alloy coating ที่พบ มีความคล้ายคลึงกับที่พบในวัสดุ DC 53 โดยที่กลไกการตัดเฉือนในระดับจุลภาคเพียงปัจจัยเดียว จะทำให้ประสิทธิภาพการสึกหรอมีค่าต่ำ ในพฤติกรรมการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรี ซึ่งแตกต่างจากที่เกิดขึ้นกับวัสดุโลหะเหนียวในการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง (Lin and Shao, 1991; Tan *et al*. 2003) ซึ่งพฤติกรรมการสึกหรอที่การทดสอบด้วยมุมสูง ในช่วงมุมทดสอบที่ 60°- 90° จะทำให้วัสดุผิวเคลือบ เกิดการสึกหรอด้วยการเปลี่ยนรูปถาวร (Plastic deformations) ซึ่งพิจารณาได้จากการเปลี่ยนแปลงระดับพื้นผิวที่สึกหรอและค่าความหยาบผิวที่สูงขึ้น (ภาพผนวกที่ ก22-ง ถึง ฉ) แต่ที่มุมทดสอบตั้งฉาก (90°) พลังงานจลน์สูงสุด ไม่ทำให้วัสดุสึกหรอต่ำที่สุดได้ แม้ว่าสมบัติเชิงกลของวัสดุ Zn-alloy coating จะทำให้การเกิด Work hardening มีค่าสูงขึ้นได้ แต่ชั้นของความแข็งที่มีระดับต่ำ ทำให้ความแข็งที่ผิวที่เพิ่มขึ้น ไม่ทำให้ความต้านทานการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating สูงขึ้นตาม กล่าวได้อีกนัยหนึ่งว่าการสึกหรอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรเพียงปัจจัยเดียวในพฤติกรรมการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรี ไม่ทำให้วัสดุเกิดการสึกหรอได้สูงที่สุด ซึ่งการสึกหรอสูงสุด ที่พบ จากการทดสอบที่มุมทดสอบ 60° มีลักษณะของการสึกหรอเกิดขึ้นร่วมกันหลายแบบ โดยร่องรอยการสึกหรอที่เกิดขึ้นเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรของผิวเคลือบ ซึ่งปรากฏมีอนุภาคซิลิก้าขนาดใหญ่ฝังตัวแน่นอยู่ในผิวเคลือบอยู่จำนวนหนึ่ง (ภาพผนวกที่ ก21-ง และ ก23) พลังงานจลน์ในระดับ 75% ของการปะทะที่มุมตั้งฉาก ทำให้การสึกหรอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรมีประสิทธิภาพค่อนข้างสูง และการสึกหรอเนื่องจากการไถในระดับจุลภาค (Microploughing) ของวัสดุ Zn-alloy coating มีประสิทธิภาพสูง การไถเนื่องจากมุมทดสอบดังกล่าวทำให้แรงลากและการไหลของสเลอรีมีประสิทธิภาพเพิ่มขึ้น จึงทำให้กลไกการไถมีประสิทธิภาพสูงขึ้นตามไปด้วย (คำอธิบายในภาพผนวกที่ ก2) การไถในระดับจุลภาค (ภาพผนวกที่ ก22-ง ถึง จ) จะทำให้วัสดุ

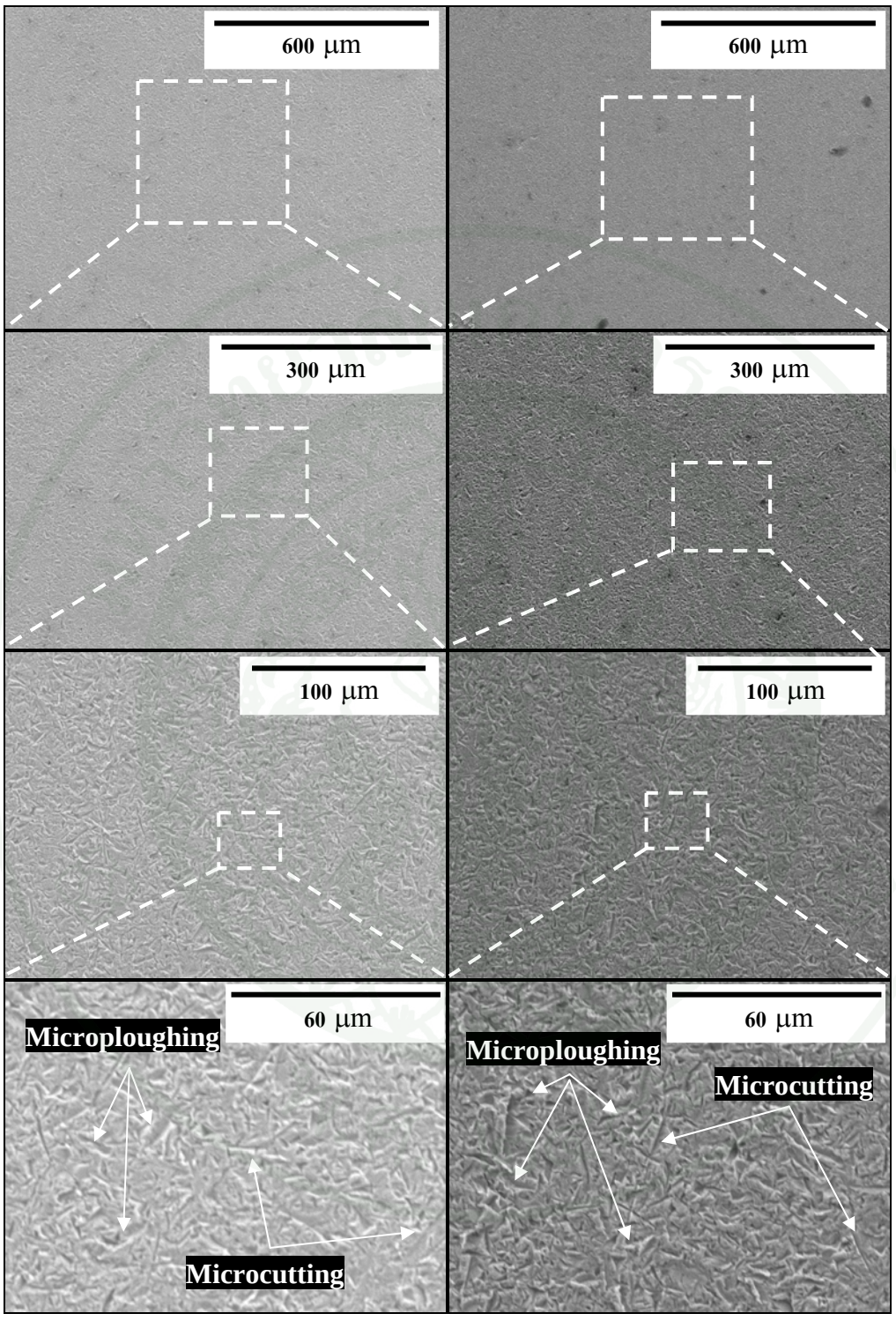
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สูญเสียมวลหรือปริมาตรได้สูงกว่ากลไกการสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือน (ภาพผนวกที่ ก20-ข) ซึ่งสอดคล้องกับผลการทดลองในการประเมินอัตราการสึกหรอเชิงปริมาตร (ภาพที่ 117)

การตรวจพิเคราะห์ร่องรอยการสึกหรอ ในลักษณะสองมิติของ Wear spot บริเวณ Zone D และ Zone E ด้วยเทคนิค SEM เพื่อประเมินกลไกหรือรูปแบบการสึกหรอ (Wear mechanisms and modes) โดยมุ่งเน้นศึกษาเฉพาะมุมทดสอบวัสดุที่ทำให้เกิดการสึกหรอสูงสุด ประกอบด้วยมุมทดสอบ 60^{O} สำหรับวัสดุทำแม่พิมพ์ชนิดวัสดุ DC53® steel (ภาพที่ 118) และวัสดุ Zn-alloy coating (ภาพที่ 121) และที่มุมทดสอบ 90^{o} สำหรับวัสดุ AL-EP machining (ภาพที่ 119) และวัสดุ AL-EP casting (ภาพที่ 120)

วัสดุทำแม่พิมพ์ DC 53 บริเวณ Zone D และ E (ภาพที่ 118 ก-ข) ที่มุมทดสอบการสึกหรอดังกล่าว ปรากฏรูปแบบการสึกหรอเนื่องจากการตัดเฉือนระดับจุลภาค (Microcutting wear) และการไถในระดับจุลภาค (Microploughing wear) สอดคล้องกับวิธีการประเมินด้วยเทคนิค LSCM (ภาพผนวกที่ ก1 และ ก6) เมื่อพิจารณาบริเวณ Zone D (ภาพที่ 118 ก) ทำให้ทราบได้ว่าอิทธิพลของแรงลากของอนุภาคในสภาวะสเลอรี ทำให้กลไกการตัดเฉือนที่เกิดขึ้นกับวัสดุเหล็กกล้ามีความรุนแรงสูง มีความยาวของร่องการสึกหรออยู่ในช่วง 10-40 μm การเคลื่อนที่แบบอิสระของอนุภาค ทำให้ปรากฏร่องรอยการสึกหรอเป็นแบบไร้ทิศทาง แต่เมื่อพิจารณาบริเวณ Zone E (ภาพที่ 118 ข) พลังงานจลน์ในระดับ 75% ของมุมตั้งฉาก ทำให้ปรากฏการสึกหรอแบบการไถระดับจุลภาคที่มีประสิทธิภาพสูงกว่ากลไกการสึกหรอแบบตัดเฉือนระดับจุลภาค เนื่องจากอนุภาคส่วนใหญ่ชนปะทะด้วยมุมสูง และทำให้เกิดการสูญเสียเนื้อวัสดุเชิงปริมาตรการสึกหรอที่มีปริมาณสูงกว่าด้วย

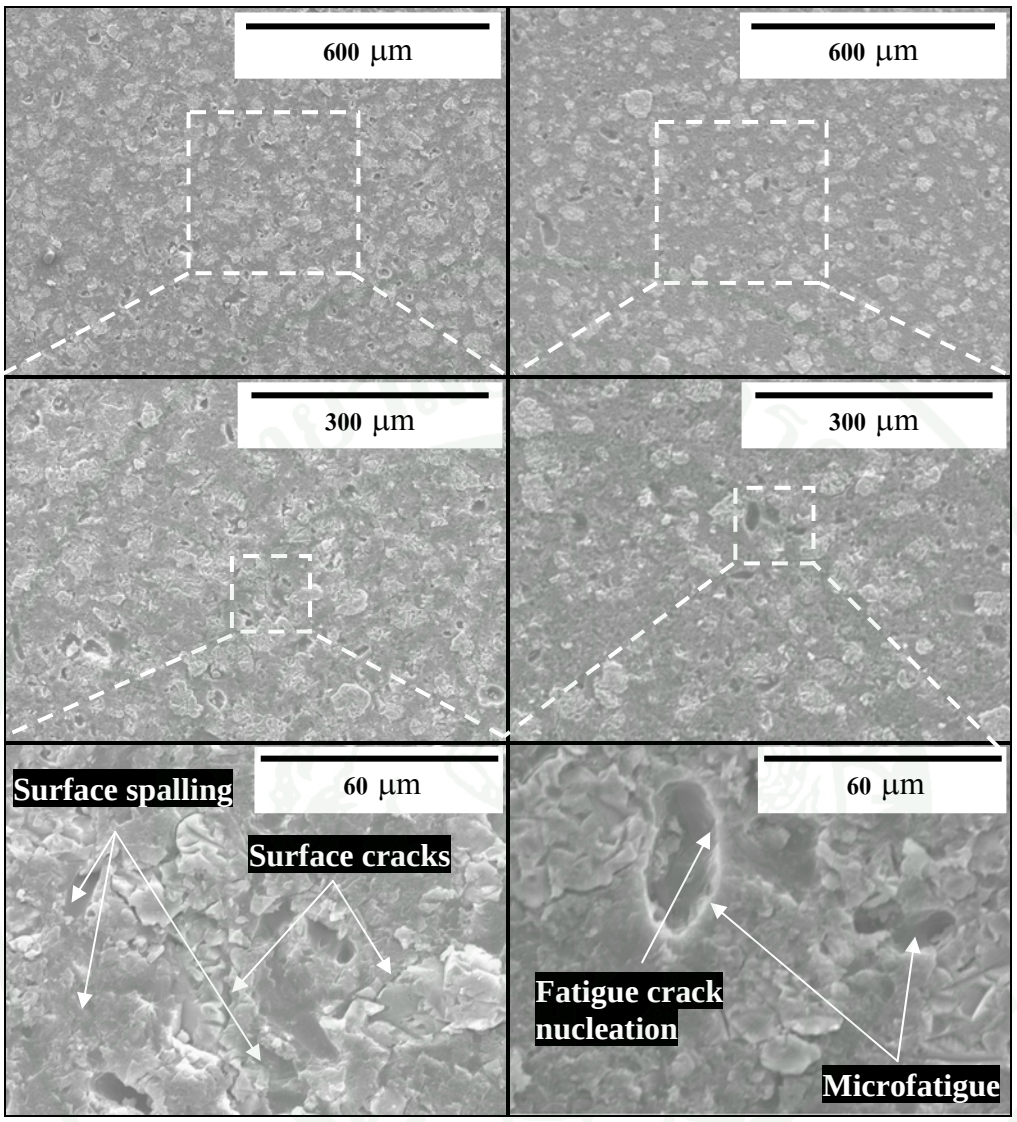
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) DC 53 worn surface (Zone D) (ข) DC 53 worn surface (Zone E)

ภาพที่ 118 ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 60°

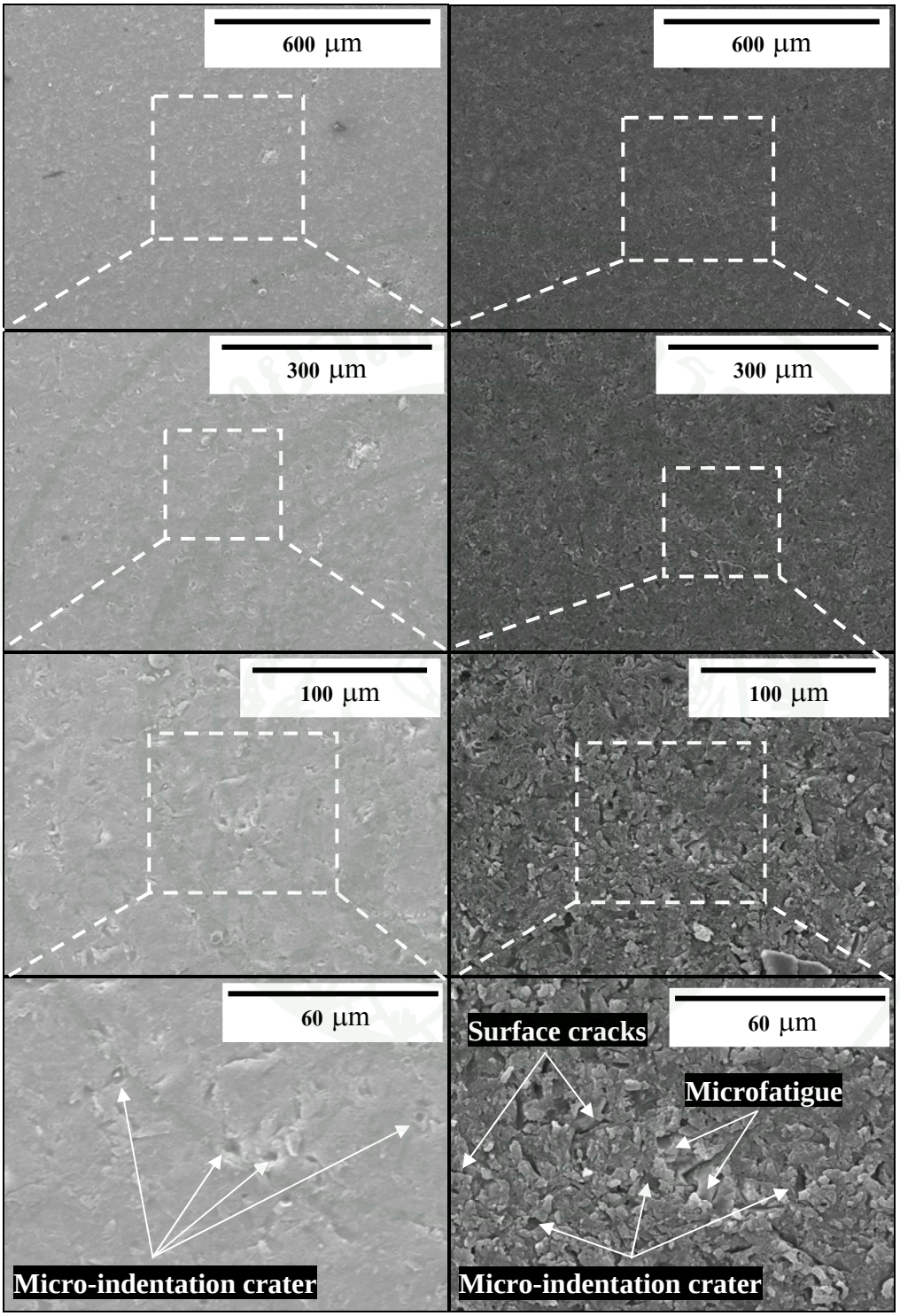
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) AL-EP machining worn surface (Zone D) (ข) AL-EP machining worn surface (Zone E)

ภาพที่ 119 ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 90^{o}

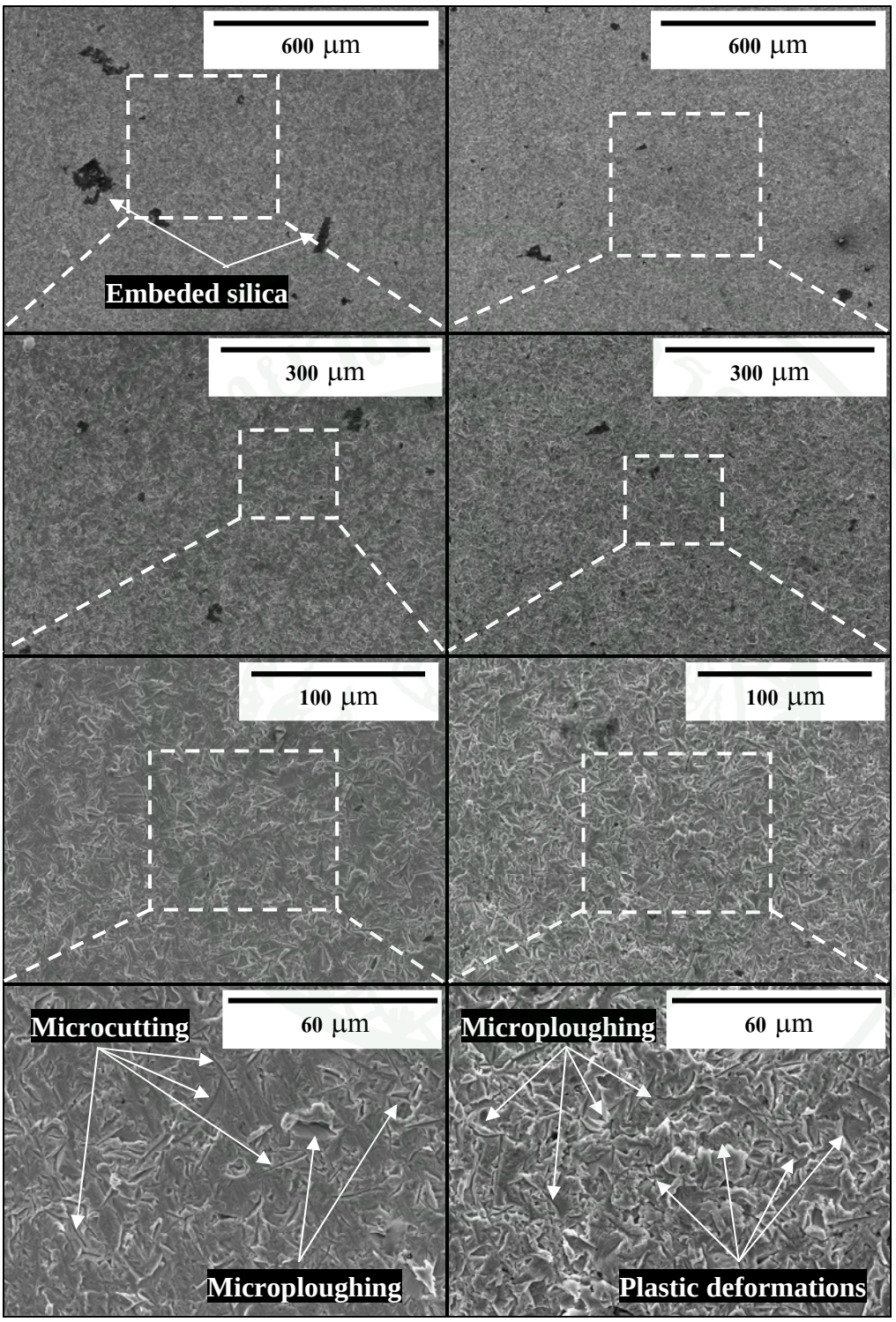
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) AL-EP casting worn surface (Zone D) (ข) AL-EP casting worn surface (Zone E)

ภาพที่ 120 ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 90^{o}

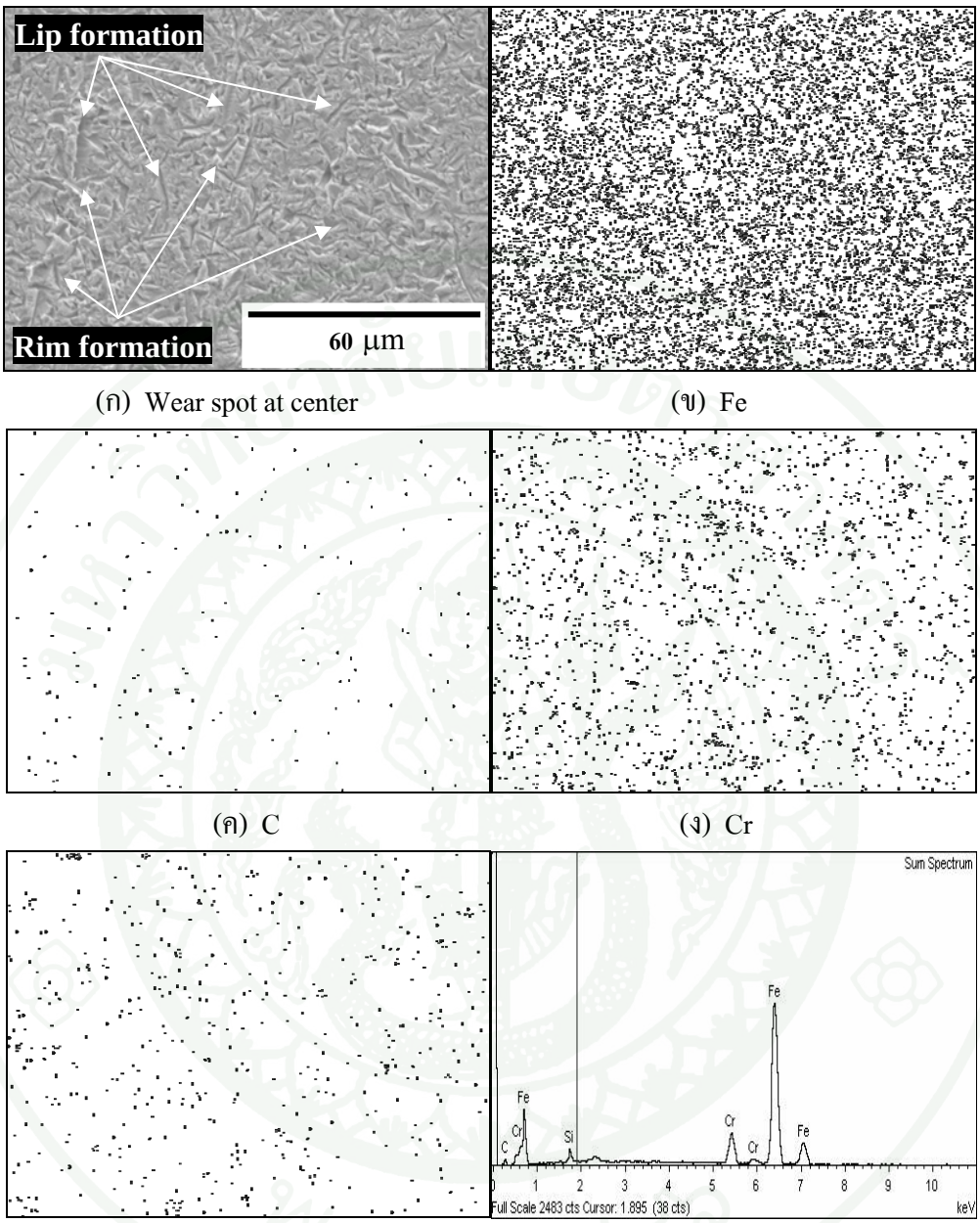
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) Zn-alloy coating worn surface (Zone D) (ข) Zn-alloy coating worn surface (Zone E)

ภาพที่ 121 ภาพ SEM เปรียบเทียบลักษณะการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating บริเวณ Zone D และ E ที่มุมทดสอบ 60°

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) Wear spot at center (ข) Fe

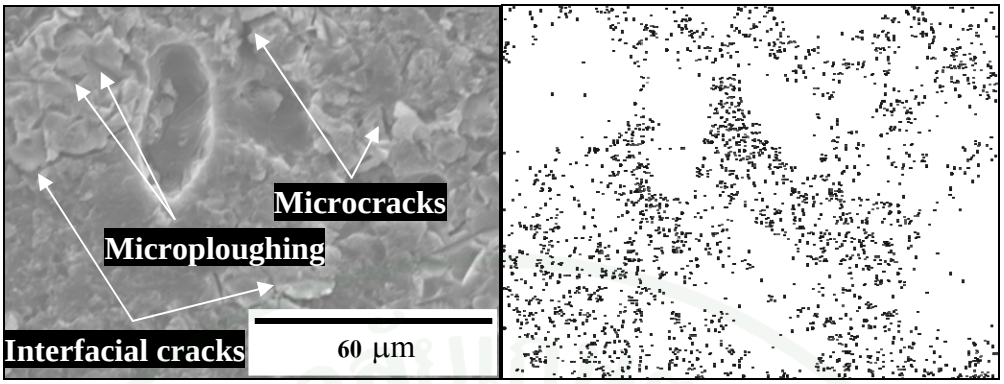
(ค) C (ง) Cr

(จ) Si (ฉ) EDS Spectrum

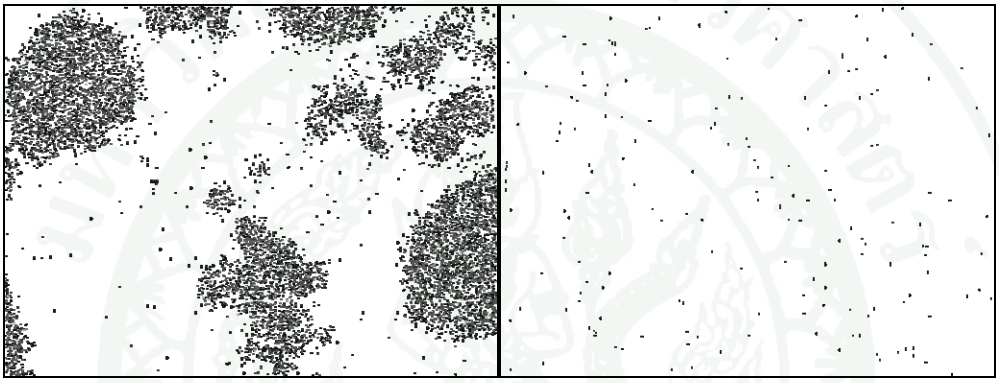
Zone E

ภาพที่ 122 ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 บริเวณ Zone E

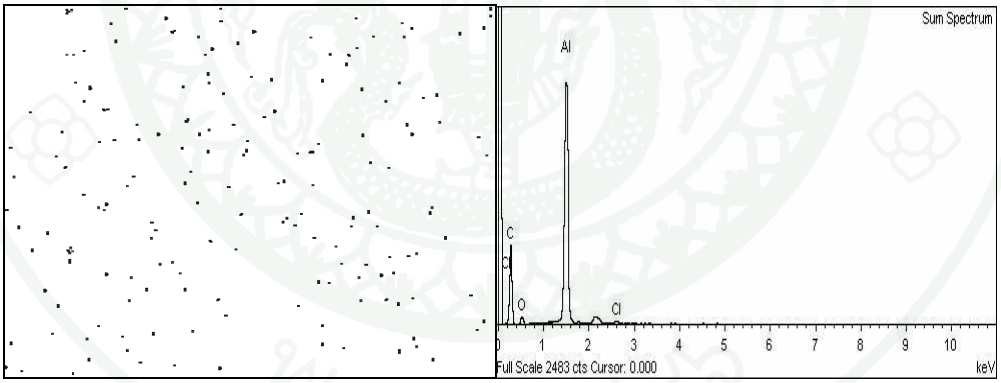
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) Wear spot at center (ข) C



(ค) Al (ง) O

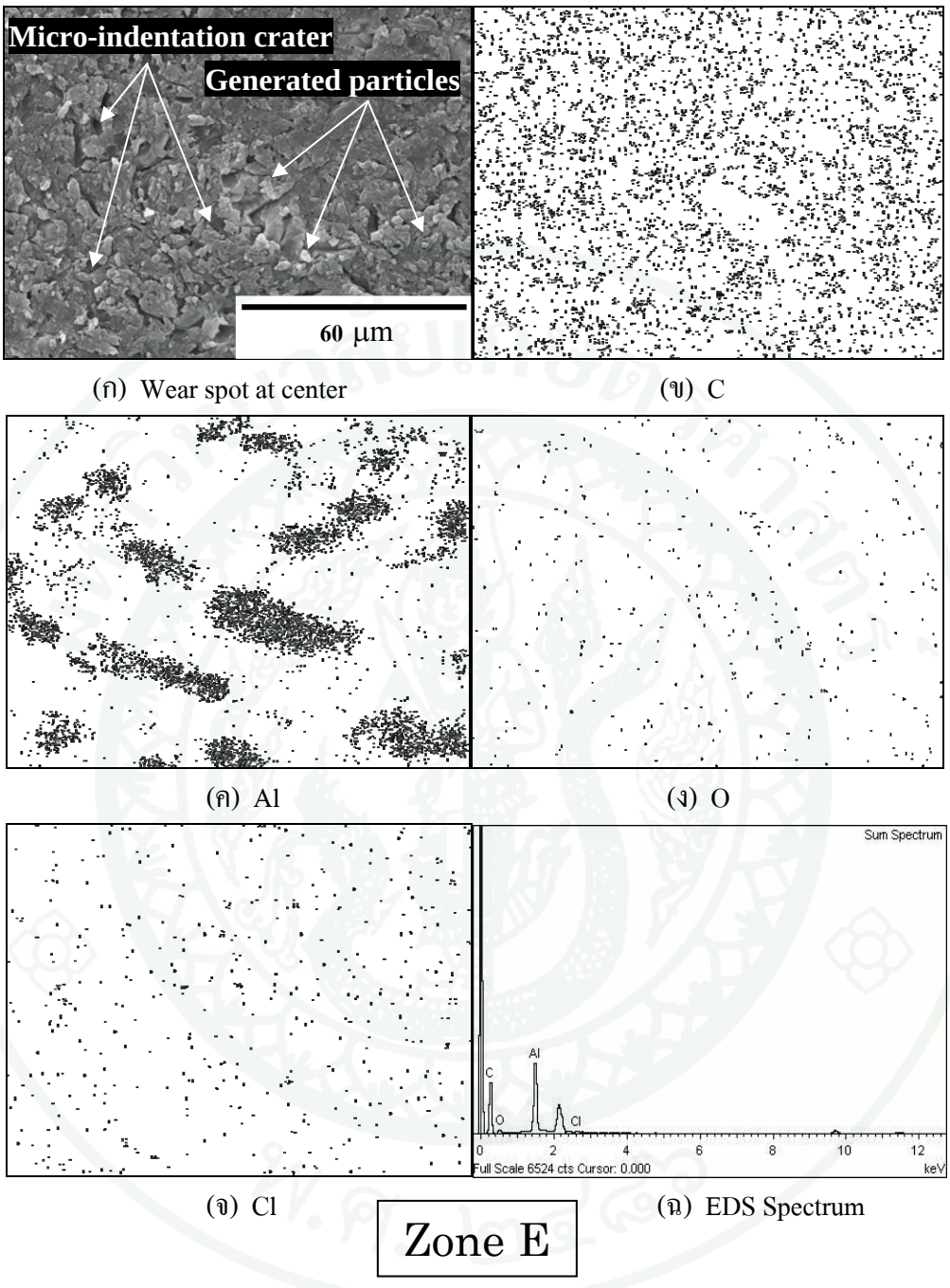


(จ) Cl (ฉ) EDS Spectrum

Zone E

ภาพที่ 123 ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining บริเวณ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



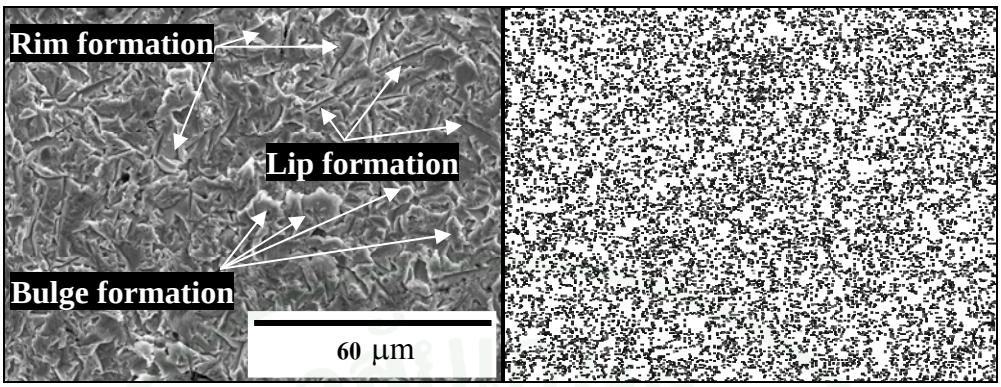
(ก) Wear spot at center (ข) C

(ค) Al (ง) O

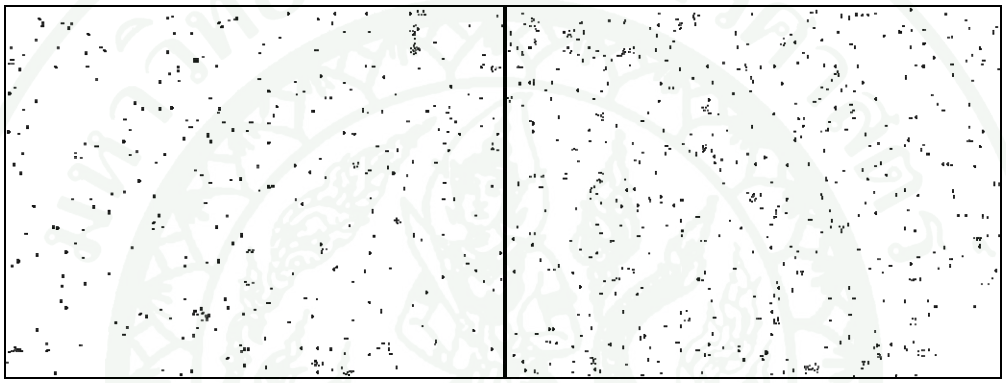
(จ) Cl (ฉ) EDS Spectrum

ภาพที่ 124 ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting บริเวณ Zone E

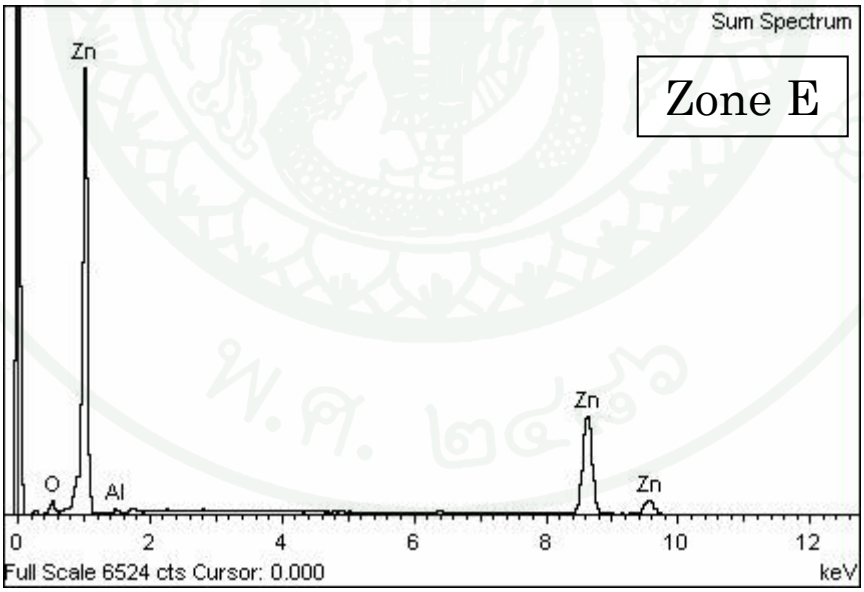
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) Wear spot at center (ข) Zn



(ค) Al (ง) O



(จ) EDS Spectrum

ภาพที่ 125 ภาพ EDS mappings บริเวณศูนย์กลางของจุดทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating บริเวณ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 119 และ ภาพที่ 120 การตรวจพิเคราะห์ลักษณะการสึกหรอของวัสดุทำแม่พิมพ์ AL-EP machining (ภาพที่ 119) และวัสดุ AL-EP casting (ภาพที่ 120) การสึกหรอด้วยพฤติกรรมวัสดุเปราะ (Brittle erosion behaviour) บริเวณ Zone D (ภาพที่ 119 ก และ ภาพที่ 120 ก) พบว่า ลักษณะของการสึกหรอของวัสดุทั้งสองมีความแตกต่างกัน โดยสำหรับวัสดุ AL-EP machining (ภาพที่ 119 ก) วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินเกิดการแตกร้าวขึ้น (Surface cracks) ซึ่งมีความเป็นไปได้สูงที่การร้าว เริ่มต้นที่บริเวณรอยต่อระหว่างวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินและอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรง (Interfacial surface) เนื่องจากสามารถพิสูจน์ได้จากทฤษฎีกลไกการแตกร้าวของวัสดุคอมโพสิต (Cracking mechanisms of composite materials) ซึ่งกล่าวกันว่าสัดส่วนค่า K_{IC} ของวัสดุเนื้อหลัก (อิพอกซีเรซิน ~ 0.45 MPa $m^{1/2}$) ต่อวัสดุเสริมแรง (อะลูมิเนียม ~ 23 MPa $m^{1/2}$) ที่มีค่าต่ำกว่า 25% (วัสดุ AL-EP ~ 1.96%) เป็นจุดที่ก่อกำเนิดการแตกร้าว (Crack nucleation) และการขยายตัวของรอยร้าว (Crack propagation) บริเวณรอยต่อและวัสดุเนื้อหลัก (Lee *et al*., 2002) ข้อบกพร่องของสมบัติเชิงกลดังกล่าว ทำให้พื้นผิววัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินที่มีความแข็งแรงต่ำและบริเวณรอยต่อของวัสดุดังกล่าว เป็นจุดเริ่มต้นของการเกิดเป็นความเสียหายหลักเนื่องจากการ Debonding ของอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรง และยังช่วยนำไปสู่ความเสียหายของวัสดุอิพอกซีเรซินในลักษณะของรูปแบบการสึกหรอแบบการหลุดลอก (Surface spalling) เนื่องจากภาระกดตั้งฉากของอนุภาคซิลิก้าที่พ่นปะทะต่อเนื่องจำนวนมาก ทำให้รอยร้าวที่ขยายตัวสามารถเกิดขึ้นได้ในหลายทิศทางจนมาบรรจบกันและทำให้เนื้ออิพอกซีเรซินหลุดออกกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอแบบสามมิติ และการสึกหรอมีความรุนแรงสูงขึ้นได้จากผลกระทบของความดันไฮโดรสแตติกของฟิล์มของไหลสเลอรี ที่ทำให้เกิดลิ่มของไหล (Fluid wedge) บริเวณรอยร้าว โดยเฉพาะบริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงกับวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินที่มีรอยร้าวเริ่มแรกเกิดขึ้น (Interfacial debonding region) รอยร้าวดังกล่าว สามารถขยายขนาดใหญ่ขึ้นได้อย่างรวดเร็วตามแนวรอยต่อ (Evans and Hutchinson, 1984; Lathabai, *et al*., 1998) จนในที่สุดทำให้วัสดุเสริมแรงอะลูมิเนียม (Al reinforced particle) สามารถหลุดออกมาเป็นอนุภาคการสึกหรอได้อีกด้วย ขณะที่วัสดุ AL-EP casting (ภาพที่ 120 ก) พบว่า ปรากฏการสึกหรอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรระดับจุลภาค เกิดความเสียหายในลักษณะที่พื้นผิววัสดุเป็นหลุมลึก เนื่องจากถูกกดอัดด้วยอนุภาคที่ชนปะทะด้วยมุมสูง (Micro-indentation crater) โดยมีขนาดต่ำกว่า 5 μm (ภาพขยาย 60 μm) แต่ไม่ปรากฏความเสียหายเป็นรอยร้าวดังที่พบในวัสดุ AL-EP machining อาจกล่าวได้ว่า อิทธิพลของความดันไฮโดรสแตติกของฟิล์มของไหล จะช่วยส่งเสริมให้การสึกหรอสูงขึ้นได้ก็ต่อเมื่อ วัสดุสามารถสึกหรอเริ่มต้นด้วยการแตกร้าว โดยที่ผลพลอยได้ของกระบวนการหล่อวัสดุ AL-EP ใน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ระบบสุญญากาศ ที่ทำให้เกิดฟิล์มวัสดุอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ (EP Skin Layer) โครงสร้างเอกพันธุ์เคลือบบนผิวหน้าวัสดุ AL-EP casting จึงทำให้ประสิทธิภาพการเกิดรอยร้าวมีค่าต่ำ

ส่วนการสึกหรอบริเวณ Zone E ของวัสดุ AL-EP machining (ภาพที่ 119 ข) ปรากฏชัดว่ารูปแบบของกลไกการล้าตัวในระดับจุลภาค (Microfatigue) เริ่มต้นด้วยความเสียหายที่บริเวณผิวหน้าวัสดุ เนื่องจากพบจุดกำเนิดของรอยร้าว (Fatigue crack nucleation) ที่เกิดขึ้นได้ง่ายบริเวณบนผิวหน้าของรอยต่อของวัสดุ AL-EP (คำอธิบายในภาพที่ 119 ก) ปรากฏขึ้นบนผิวบนของหลุมการสึกหรอ ซึ่งเป็นกลไกลำดับแรกของการสึกหรอแบบล้าตัว และเมื่ออนุภาคชนปะทะเพิ่มจำนวนขึ้นอย่างต่อเนื่อง รวมทั้งหยดของไหลสเลอรี (Slurry droplet) ที่สามารถแทรกตัวเข้าไปในรอยร้าวได้ด้วยอิทธิพลของความดันไฮโดรสแตติก (Wedging effects) ทำให้รอยร้าวที่เกิดขึ้นสามารถขยายใหญ่ขึ้นได้ง่ายและเป็นบริเวณกว้าง (Fatigue cracking) แม้แรงชนปะทะจะไม่สูงมากนักก็ตาม ก็จะทำให้ความเสียหายเกิดขึ้นสูงได้ จากข้อด้อยของคุณลักษณะอิพอกซีเรซินและเมื่อรอยร้าวขยายขนาดลงไปใต้ผิววัสดุ (Sub-surface crack propagation) และรอยร้าวมีการขยายตัวอย่างต่อเนื่องจนเกิดการขยายขึ้นไปบนผิวด้านตรงข้าม ทำให้ผิวเนื้อวัสดุหลุดออกมา และกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอขนาดใหญ่ลักษณะสามมิติ (3D wear particle) ดังพบมีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง ~ 20-50 μm ขณะที่วัสดุ AL-EP casting (ภาพที่ 120 ข) นอกจากพบการสึกหรอในรูปแบบของกลไกการล้าตัวในระดับจุลภาค (Microfatigue) และ ความเสียหายเนื่องจากพื้นผิววัสดุเปลี่ยนรูปถาวรจากการถูกกดอัดด้วยอนุภาคที่ชนปะทะด้วยมุมสูง (Micro-indentation crater) ได้ปรากฏมีพื้นผิววัสดุเกิดการสึกหรอในลักษณะของการแตกร้าวที่ผิว (Surface cracks) เนื่องจากบริเวณนี้พลังงานจลน์ในระดับ 100 % ทำให้อนุภาคซิลิก้าทรงเหลี่ยมเกิดการชนปะทะด้วยแรงกระแทกสูงสุด และการเคลื่อนที่อย่างอิสระของอนุภาค มุมเหลี่ยมแหลมคม สามารถทำให้การแตกร้าวของพื้นผิววัสดุ AL-EP casting มีประสิทธิภาพสูง และเป็นความเสียหายปัจจัยหลัก การแตกร้าวที่เกิดขึ้นมาเป็นจำนวนมาก มีความเป็นไปได้สูงที่จะสามารถขยายตัวและเชื่อมบรรจบกัน (Network of cracks) จะช่วยให้ประสิทธิภาพการสึกหรอมีค่าสูงขึ้น เนื่องจากการหลุดออกด้วยการแตกหักของวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินที่แข็งแรงต่ำ และ/ หรือ การล้าตัวระดับจุลภาค สามารถเกิดขึ้นได้ง่าย พิจารณาได้จากมีหลุมของการสึกหรอเกิดขึ้นทั่วบริเวณสัมผัส (ภาพขยาย 100 μm และ 60 μm)

ภาพที่ 121 การวิเคราะห์รูปแบบการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating บริเวณ Zone D และ E (ภาพที่ 121ก-ข) พบว่า บริเวณ Zone D การสึกหรอแบบ Microcutting wear มีทิศทางของการตัดเฉือนของอนุภาคเป็นแบบอิสระปรากฏชัด (ภาพขยาย 60 μm) ขณะที่บริเวณ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Zone E เกิดรูปแบบการสึกหรอแบบ Microploughing wear ในปริมาณที่สูงกว่าการสึกหรอแบบ Microcutting wear เนื่องจากบริเวณดังกล่าวการสึกหรอเกิดขึ้นจากอนุภาคชนปะทะด้วยมุมสูง แต่รูปแบบการสึกหรอที่เป็นปัจจัยหลัก พบว่า เป็นการสึกหรอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรของผิวเคลือบ (Plastic deformations) ปรากฏขึ้นกระจายอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส

ภาพที่ 122 ในวัสดุ DC 53 การวิเคราะห์รูปพรรณสัณฐานของร่องรอยการสึกหรอแบบ Microcutting wear พบว่า รูปแบบการสึกหรอนี้ ทำให้เนื้อวัสดุที่เกิดการเสียรูป เคลื่อนที่ออกจากบริเวณเฉือน และเกิดเป็นขอบร่องการสึกหรอตามแนวการตัดเฉือน โดยจะปรากฏขอบที่มีจำนวนไม่เกิน 2 ขอบ (Lip formation) และสำหรับที่มุมปะทะสูง การสึกหรอแบบ Micro-ploughing wear ทำให้การเปลี่ยนรูปถาวรของเนื้อวัสดุที่ถูกกดและไถเอาเนื้อวัสดุออกไปจากบริเวณรอยไถ ขอบที่เกิดขึ้นจะมีจำนวนตั้งแต่ 2 ขอบขึ้นไป (Rim formation) (ภาพที่ 122 ก) และการตรวจองค์ประกอบของธาตุด้วยเทคนิคจุลวิเคราะห์ แผนภาพรังสีเอ๊กซ์ (X-ray maps) พบว่า มีธาตุสำคัญที่เป็นของวัสดุแม่พิมพ์ DC 53 ประกอบด้วยปริมาณธาตุเหล็ก (Fe) ~ 81.45 %wt ธาตุคาร์บอน (C) ~ 7.81 %wt ธาตุโครเมียม (Cr) ~ 8.60 %wt นอกนั้นปรากฏธาตุซิลิคอน (Si) ~ 2.14 %wt มีลักษณะกระจายตัวอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส เนื่องจากวัสดุ DC 53 มีปริมาณธาตุซิลิคอน ~ 1 %wt (รายละเอียดในภาพผนวกที่ ข1) ดังนั้นปริมาณธาตุซิลิคอนที่เพิ่มขึ้น ทำให้ทราบได้ว่ามีอนุภาคซิลิก้าฝังตัวแน่นอยู่บนผิวชิ้นงาน (Embedded erodent)

ภาพที่ 123 การวิเคราะห์รูปแบบการสึกหรอของวัสดุ AL-EP machining แผนภาพรังสีเอ๊กซ์ (X-ray maps) ทำให้ทราบได้ว่าเกิดการสึกหรอแบบ Microploughing บนอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงด้วย รวมทั้งบริเวณรอยต่อระหว่างวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินกับอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรงเกิดการขยายตัวของรอยร้าวอยู่บริเวณรอบๆ อนุภาคอะลูมิเนียม (Interfacial cracks) โดยสามารถพิจารณาได้จาก ภาพที่ 123 ข เปรียบเทียบกับภาพที่ 123 ค กลไกนี้เป็นปัจจัยหลักที่สำคัญ ที่ทำให้อนุภาคอะลูมิเนียมหลุดออกจากวัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซิน (Al pull-out) หลังจากวัสดุถูกอนุภาคซิลิก้าที่เคลื่อนที่อย่างต่อเนื่องเข้าชนปะทะ ซึ่งเป็นสาเหตุที่ทำให้ลักษณะการสึกหรอของวัสดุ AL-EP machining มีค่าสูงกว่าวัสดุ AL-EP casting อย่างมีนัยสำคัญ และบนร่องรอยของการสึกหรอ พบธาตุสำคัญของวัสดุแม่พิมพ์ AL-EP ประกอบด้วยปริมาณธาตุคาร์บอน (C) ~ 68.33 %wt ธาตุอะลูมิเนียม (Al) ~ 23.78 %wt นอกนั้นปรากฏธาตุออกซิเจน (O) ~ 7.53 %wt และธาตุคลอรีน (Cl) ~ 0.36 %wt ซึ่งเป็นธาตุที่เกิดขึ้นจากเงื่อนไขการทดสอบวัสดุ จึงทำให้ทราบได้ว่าข้อด้อยของวัสดุ AL-EP ที่สามารถทำให้ธาตุดังกล่าวซึมผ่านได้ จะทำให้ประสิทธิภาพ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ของการสึกหรอสูงขึ้น โดยเฉพาะธาตุคลอรีน (Cl) หากมีค่าความเข้มข้นที่สูงขึ้น ก็จะส่งผลให้เกิดลักษณะการสึกหรอแบบ Erosion-Corrosion wear ขึ้นมาร่วมด้วย

ภาพที่ 124 ความเสียหายเนื่องจากพื้นผิววัสดุเปลี่ยนรูปถาวรจากการถูกกดอัดด้วยอนุภาคที่ชนปะทะด้วยมุมสูง (Micro-indentation crater) และการแตกร้าวของพื้นผิวสัมผัส (Surface and Sub-surface cracks) ของวัสดุ AL-EP casting (คำอธิบายในภาพที่ 119 ข และภาพที่ 120 ข) เป็นปัจจัยสำคัญ ที่ทำให้วัสดุเนื้อหลักอิพอกซีเรซินที่แข็งแรงต่ำ หลุดออกจากบริเวณสัมผัสและกลายเป็นอนุภาคการสึกหรอ (Generated particles) การวิเคราะห์รูปแบบการสึกหรอ แผนภาพรังสีเอ๊กซ์ (X-ray maps) พบว่ามี ธาตุสำคัญของวัสดุแม่พิมพ์ AL-EP ประกอบด้วยปริมาณธาตุคาร์บอน (C) ~ 75.85 %wt ธาตุอะลูมิเนียม (Al) ~ 13.80 %wt ธาตุออกซิเจน (O) ~ 9.76 %wt และธาตุคลอรีน (Cl) ~ 0.59 %wt หากเปรียบเทียบส่วนผสมทางเคมีของวัสดุ AL-EP casting กับวัสดุ AL-EP machining พบว่า วัสดุ AL-EP casting มีปริมาณธาตุอะลูมิเนียมต่ำกว่า ~ 9.98 %wt แต่มีปริมาณธาตุอื่นสูงกว่า ประกอบด้วย ธาตุคาร์บอน ~ 7.52 %wt ธาตุออกซิเจน ~ 2.23 %wt และธาตุคลอรีน ~ 0.23 %wt จึงกล่าวได้ว่า ความสามารถในการดูดซับ (Absorbability) โดยเฉพาะธาตุออกซิเจนและธาตุคลอรีนของวัสดุ AL-EP casting มีประสิทธิภาพสูงกว่าวัสดุ AL-EP machining แต่ไม่เป็นผลดี เนื่องจากธาตุออกซิเจนและคลอรีนที่เข้มข้นขึ้น จะทำให้การสึกหรอแบบ Corrosive wear มีประสิทธิภาพเพิ่มสูงขึ้นตามไปด้วย

ภาพที่ 125 กลไกการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating การสึกหรอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวรของผิวเคลือบ (Plastic deformations) ปรากฏขึ้นกระจายอยู่ทั่วบริเวณสัมผัส (ภาพที่ 125 ก) กล่าวได้ว่าการสึกหรอรูปแบบการเปลี่ยนรูปถาวร เป็นกลไกหลักของการสึกหรอบริเวณ Zone E เนื่องจากอนุภาคซิลิก้าส่วนใหญ่ชนปะทะทำมุมสูงกับพื้นผิวเคลือบ โดยการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating จะเริ่มต้นด้วยการถูกกดอัดและฝังตัวของอนุภาคซิลิก้าซึ่งเป็นพฤติกรรมของการสึกหรอในช่วงระยะฟักตัว (Incubation period) หลังจากนั้นเมื่ออนุภาคที่เคลื่อนที่ชนปะทะในลำดับถัดมา ชนปะทะเข้ากับอนุภาคที่ฝังตัวอยู่ หรือชนปะทะเข้ากับผิวเคลือบบริเวณใกล้ๆ อาจจะเกิดขึ้นจากการชนปะทะของอนุภาคเดียว หรือหลายอนุภาค ก็จะทำให้อนุภาคที่ฝังตัวอยู่หลุดออกมา และระหว่างนี้ผิวเคลือบก็จะหลุดออกมาด้วย การสึกหรอของวัสดุก็จะเพิ่มสูงขึ้น ตามปริมาณอนุภาคซิลิก้าที่เพิ่มขึ้น (Hutchings, 1992b) โดยเฉพาะการชนปะทะของอนุภาคอย่างต่อเนื่องจำนวนมาก จะทำให้การสึกหรอของผิวเคลือบ ปรากฏลักษณะของเนื้อผิวเคลือบทะลักขึ้นมาเป็นขอบนูนสูงที่มีลักษณะของขอบที่นูนขึ้นตามเส้นรอบวง (Bulge formation) ขณะที่

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

อนุภาคที่ชนปะทะด้วยมุมเอียงสูง ทำให้เกิดการสึกหรอแบบ Microploughing ดังที่พบลักษณะของขอบบนร่องรอยการสึกหรอแบบ Rim formation ปรากฏชัด หรือ กรณีอนุภาคที่ฝังอยู่ถูกชนปะทะโดยตรง อาจทำให้อนุภาคเกิดการแตกหักได้ และอนุภาคซิลิก้าที่แตกละเอียด อาจจะเคลื่อนที่แบบไร้ทิศทาง ทำมุมเอียงหลายระดับกับพื้นผิวเคลือบ และเคลื่อนที่เป็นเชิงเส้นด้วยอิทธิพลของลักษณะการไหลของสเลอรี อนุภาคซิลิก้าจึงชนปะทะด้วยมุมต่ำ ทำให้เกิดการสึกหรอแบบ Microcutting ขึ้นมาร่วมด้วย ดังประเมินได้จากการพบลักษณะของขอบบนร่องรอยการสึกหรอแบบ Lip formation (ตามคำอธิบายในภาพที่ 122) และการวิเคราะห์แผนภาพรังสีเอ็กซ์ (X-ray maps) พบว่ามี ธาตุสำคัญของวัสดุแม่พิมพ์ Zn-alloy coating ประกอบด้วยปริมาณธาตุสังกะสี (Zn) ~ 94.20 %wt ธาตุอะลูมิเนียม (Al) ~ 0.97 %wt ธาตุออกซิเจน (O) ~ 4.83 %wt แต่ไม่พบธาตุคลอรีน (Cl) บนผิวรอยการสึกหรอ ทำให้กล่าวได้ว่า วัสดุ Zn-alloy coating มีความต้านทานต่อการซึมซับธาตุคลอรีนได้สูงกว่าวัสดุ AL-EP เนื่องจากอิทธิพลของธาตุคลอรีนจะช่วยเร่งให้วัสดุพอลิเมอร์ชนิดอิพอกซีเรซินเกิดการเสื่อมสภาพได้เร็วขึ้น (Polymer degradation) การเสื่อมสภาพของพอลิเมอร์จะช่วยเร่งอัตราการสึกหรอของวัสดุ AL-EP ให้เพิ่มสูงขึ้นได้อย่างรวดเร็ว

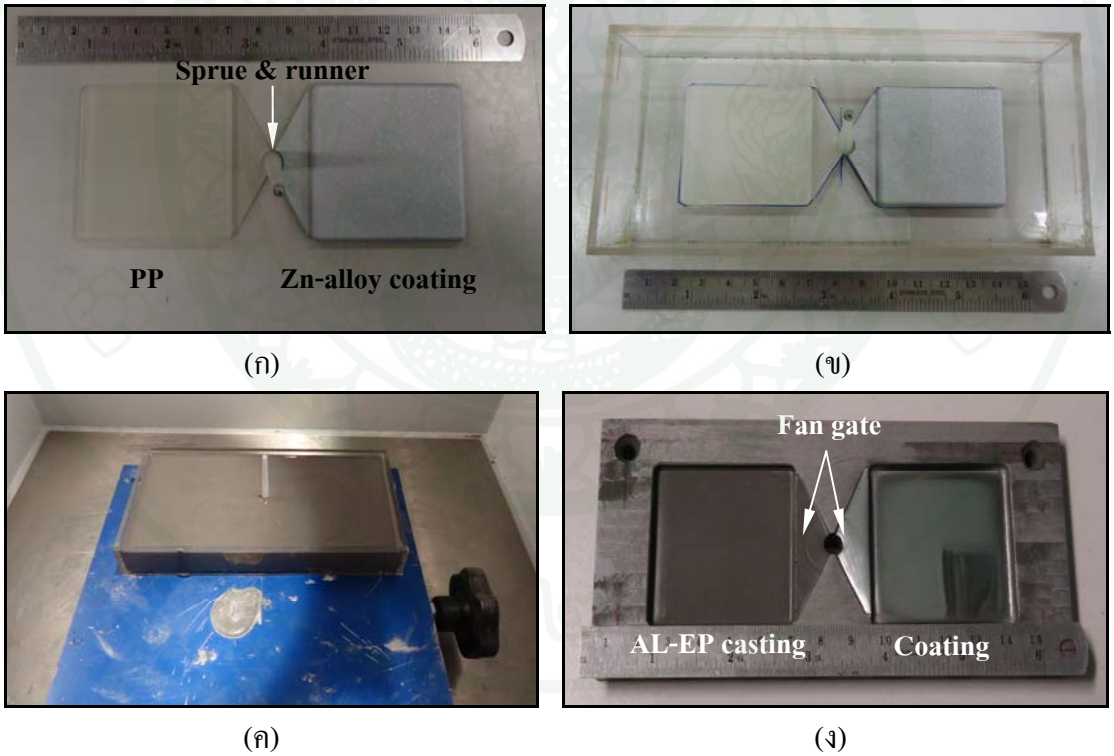
4. ผลการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วสำหรับฉีดชิ้นงานพลาสติกชนิดวัสดุ PP เพื่อประเมินอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ที่เคลือบผิวและไม่เคลือบผิวหน้าแม่พิมพ์

4.1 ผลการสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยเทคนิคการหล่อวัสดุ AL-EP ทับบนผิวเคลือบ

การสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์วัสดุ AL-EP ดังแสดงในภาพที่ 126 โดยมีขั้นตอนดังต่อไปนี้ (ก) เตรียมชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดล แบ่งเป็นจำนวน 2 คาวิตี้ ด้านหนึ่งเป็นต้นแบบวัสดุโพลีโพรพิลีน (PP) และอีกด้านหนึ่งเป็นต้นแบบวัสดุ PP เคลือบผิว Zn-alloy ซึ่งมี Runner อยู่ตรงกลางระหว่างคาวิตี้ (ข) เตรียมแบบหล่อกล่องสี่เหลี่ยมโดยมีขนาดช่องว่างเท่ากับ 78 x 162 x 20 mm จัดวางและปรับระนาบของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลเพื่อให้แนวการปลดชิ้นงาน (Parting line) ของคาวิตี้ทั้งหมดอยู่ในระนาบเดียวกัน (ค) ผสมเรซินกับสารเสริมแรงและเทหล่อชิ้นงานในเครื่องหล่อแบบสุญญากาศ (MCP 5/01 Vacuum Casting Machine, MCP HEK GmbH, Schleswig-Holstein, Germany) โดยใช้เวลาในการกวนให้เข้ากัน ประมาณ 20 นาที หลังจากนั้นเทวัสดุลงในแบบหล่อในห้องสุญญากาศ และใช้เวลาในการดึงฟองอากาศออก ประมาณ 60 นาที จากนั้นควบคุมบรรยากาศที่ 1000 mbar เพื่อทำให้อินเสิร์ทแม่พิมพ์เย็นตัวลงที่อุณหภูมิห้อง โดยใช้เวลา 24 ชั่วโมง หลังจากนั้นนำแม่พิมพ์อบที่อุณหภูมิ 80° C ในเวลา 1 ชั่วโมง (ง) ขั้นตอนสุดท้าย

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ถอดแบบชิ้นงานและตรวจสอบผิวหน้าแม่พิมพ์ และช่องทางการไหลของพลาสติกแบบ Fan gate ซึ่งในขั้นตอนท้ายสุดนี้ พบว่า บริเวณผิวหน้าแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้ทั้งหมดมีความสมบูรณ์และสามารถถ่ายทอดขนาดของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลได้ครบถ้วน ยกเว้นในบริเวณส่วน Fan gate ด้านผิวหล่อวัสดุ AL-EP casting ได้ปรากฏหลุมเนื่องจากการเกิดฟองอากาศในกระบวนการหล่อวัสดุ (Void defects) ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางไม่ต่ำกว่า 1 mm บริเวณจุดเชื่อมต่อระหว่าง Gate และชิ้นงาน (ภาพที่ 131) ซึ่งสามารถทำให้กล่าวได้ว่า ข้อจำกัดในกระบวนการสร้างแม่พิมพ์ ที่สามารถทำให้เกิดฟองอากาศขึ้นในวัสดุ AL-EP ที่ไม่สามารถหลีกเลี่ยง และควบคุมขนาด ปริมาณ ตำแหน่งที่จะเกิดขึ้นได้ แม้ว่าจะควบคุมการหล่อในระบบสุญญากาศแล้วก็ตาม เป็นอุปสรรคต่อการใช้งานแม่พิมพ์ AL-EP โดยเฉพาะบริเวณผิวหน้าคาวิตี้แม่พิมพ์ ที่จะส่งผลต่อคุณภาพชิ้นงานและอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ แต่ผิวแม่พิมพ์ด้าน Coating Cavity ไม่ปรากฏข้อบกพร่องดังกล่าว (ภาพที่ 132)

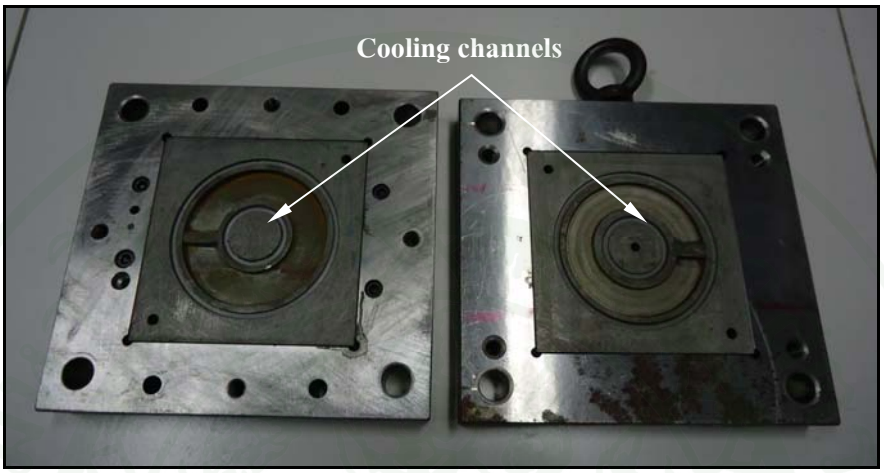


ภาพที่ 126 ขั้นตอนการสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

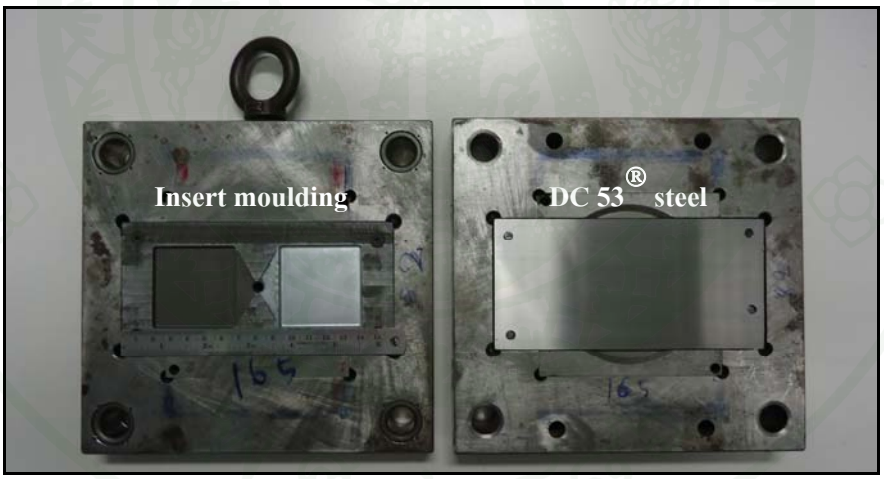
การหล่อแม่พิมพ์ที่ทำการเผื่อขนาดของอินเสิร์ทมีค่าต่ำ ทำให้สามารถปรับขนาดของอินเสิร์ทมีค่าเท่ากับ 77 x 161 x 15 mm ด้วยวิธีขัดผิวด้วยกระดาษทรายน้ำเบอร์ละเอียด (No.1200)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

วิธีการนี้สามารถช่วยลดความเสียหายหรือการแตกร้าวของแม่พิมพ์ลงได้ หากเปรียบเทียบกับวิธีการกัดแต่ง และขัดผิวด้านคาวิตี้แม่พิมพ์ที่เคลือบผิวด้วยกระดาษทรายน้ำเบอร์ละเอียด (No. 800 –1200) เพื่อปรับความเรียบผิวของผิวเคลือบให้ใกล้เคียงกับคาวิตี้แม่พิมพ์ด้านผิวหล่อวัสดุ AL-EP casting



(ก)



(ข)

ภาพที่ 127 การประกอบแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

การศึกษาความสามารถในการต้านทานการสึกหรอ เปรียบเทียบระหว่างวัสดุ AL-EP ที่เคลือบผิวหน้า และไม่เคลือบผิวหน้าแม่พิมพ์ ด้วยการใช้งานในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกแบบ 2 แผ่น และมี Mould base ขนาด 205 x 205 mm ที่มีระบบหล่อเย็นทำจากอินเสิร์ทของแม่พิมพ์วัสดุ AL-EP

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

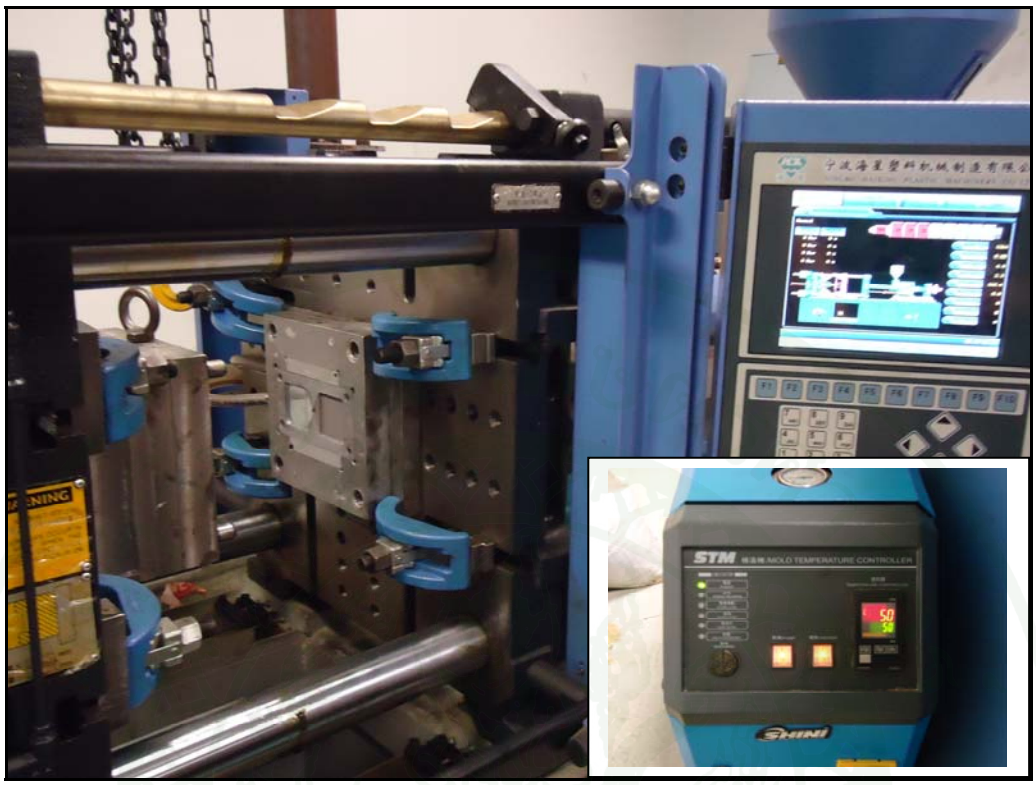
(ภาพที่ 127 ก) ประกอบยึดกับอินเสิร์ทของแม่พิมพ์รวดเร็วที่สร้างขึ้นตามที่กล่าวในข้างต้นและประกอบอินเสิร์ทแม่พิมพ์วัสดุ DC 53 ขนาดเท่ากัน ในแม่พิมพ์ด้านเคลื่อนที่ แสดงในภาพที่ 127 ข

ติดตั้งแม่พิมพ์บนเครื่องฉีดพลาสติก High-Speed Hybrid Injection Moulding M/C, (Model HXF88-A) และควบคุมอุณหภูมิแม่พิมพ์ด้วย Mould Temperature Controller (STM-607W, Shini Plastics Technology) แสดงในภาพที่ 128 โดยกำหนดสภาวะการฉีดเบื้องต้นจากแม่พิมพ์เหล็กกล้าที่ใช้สร้างต้นแบบมาสเตอร์โมเดลวัสดุ PP (ภาพที่ 47) แต่ข้อกำหนดสำหรับแม่พิมพ์รวดเร็วจะมีความแตกต่างกับแม่พิมพ์เหล็กกล้า ซึ่งได้ปฏิบัติตามคำแนะนำของผู้ผลิตวัสดุอิพอกซีเรซินผสมผงโลหะสำหรับแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก ดังที่กล่าวไว้ในส่วนของการตรวจเอกสาร หัวข้อที่ 4.3.4 (แม่พิมพ์รวดเร็วชนิดอิพอกซีเรซินเสริมความแข็งแรงด้วยอะลูมิเนียม) ซึ่งการฉีดพลาสติกในงานวิจัยนี้กำหนดเงื่อนไขในการฉีดพลาสติก ดังแสดงในตารางที่ 18

ตารางที่ 18 เงื่อนไขในการฉีดพลาสติก

Operating conditions	Value of the test
Clamping force	29.74 bar
Back pressure	5 bar
Mould temp.	50 ^{o}C
Nozzle temp.	177 ^{o}C
Barrel temp. # 1 (Front)	167 ^{o}C
Barrel temp. # 2 (Center)	157 ^{o}C
Barrel temp. # 3 (Rear)	137 ^{o}C
Max. Injection speed	93 mm/s
Injection pressure # 1 @ 35 mm/s	25 bar
Injection pressure # 2 @ 30 mm/s	15 bar
Injection pressure # 3 @ 20 mm/s	5 bar
Filling time	4 s
Holding pressure@ 10 mm/s	5 bar
Holding time	1 s
Cooling time	63.65 s

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



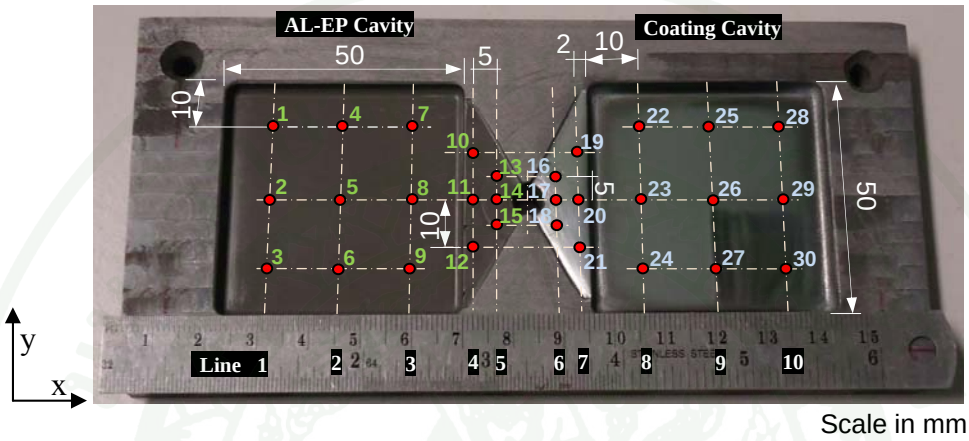
ภาพที่ 128 การติดตั้งแม่พิมพ์บนเครื่องฉีดพลาสติก

4.2 ผลการประเมินอายุการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว

การศึกษาอายุการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว ในการผลิตชิ้นงานแผ่นพลาสติก PP ด้วยกระบวนการฉีดชิ้นงานแผ่นหนา (Thick-Walled Plastic Injection Parts) ขนาด 50 x 50 x 4 mm (แสดงในภาพที่ 130) โดยมุ่งเน้นศึกษาเฉพาะการตรวจสอบร่องรอยความเสียหายระดับมหภาค (Macrotribology) ของพื้นผิวคาวิตี้แม่พิมพ์ เปรียบเทียบลักษณะของพื้นผิวก่อนการฉีดชิ้นงานพลาสติก (0 Shots) กับลักษณะพื้นผิวแม่พิมพ์หลังการผลิตชิ้นงานฉีดพลาสติก (45 Shots) จากการผลิตชิ้นงานเป็นจำนวน 45 ชิ้น (แสดงในภาพที่ 131 และภาพที่ 132) และการศึกษาแนวโน้มของการสึกหรอของแม่พิมพ์รวดเร็ว โดยการพิจารณาจากค่าการเปลี่ยนแปลงความเรียบผิวของแม่พิมพ์ทั้งสองคาวิตี้ ในก่อนและหลังการฉีดชิ้นงานพลาสติก ด้วยเครื่องวัดค่าความหยาบผิวแบบไม่สัมผัส (เทคนิค LSCM)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 129 แสดงการกำหนดตำแหน่งการวัดค่าความหยาบผิวจำนวน 30 จุด โดยการวัดค่าความหยาบผิวเฉลี่ย (Ra) แสดงเป็นค่าเฉลี่ยของค่าความหยาบผิว 3 ตำแหน่ง ในแต่ละแนว (Line) ที่กำหนดจำนวน 10 แนว และค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ ประกอบด้วยค่า Rq, Rz, Rt, และ Rsm แสดงในตารางผนวกที่ ก1

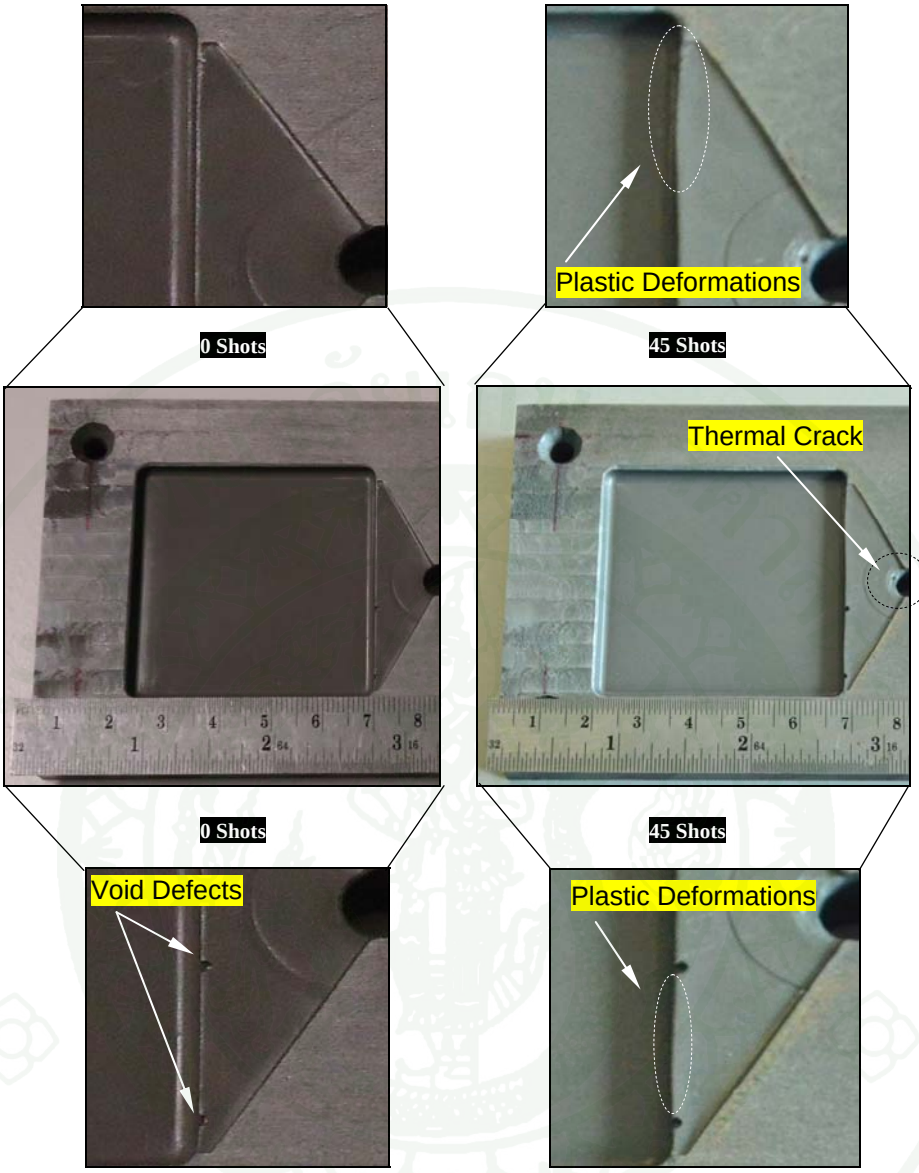


ภาพที่ 129 ตำแหน่งการวัดค่าความหยาบผิวแม่พิมพ์รวดเร็ว

(ก) (ข)

ภาพที่ 130 การฉีดชิ้นงานพลาสติก PP (ก) ชิ้นงานฉีดบนแม่พิมพ์รวดเร็ว (ข) ลักษณะของชิ้นงานฉีดที่ผลิตได้

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

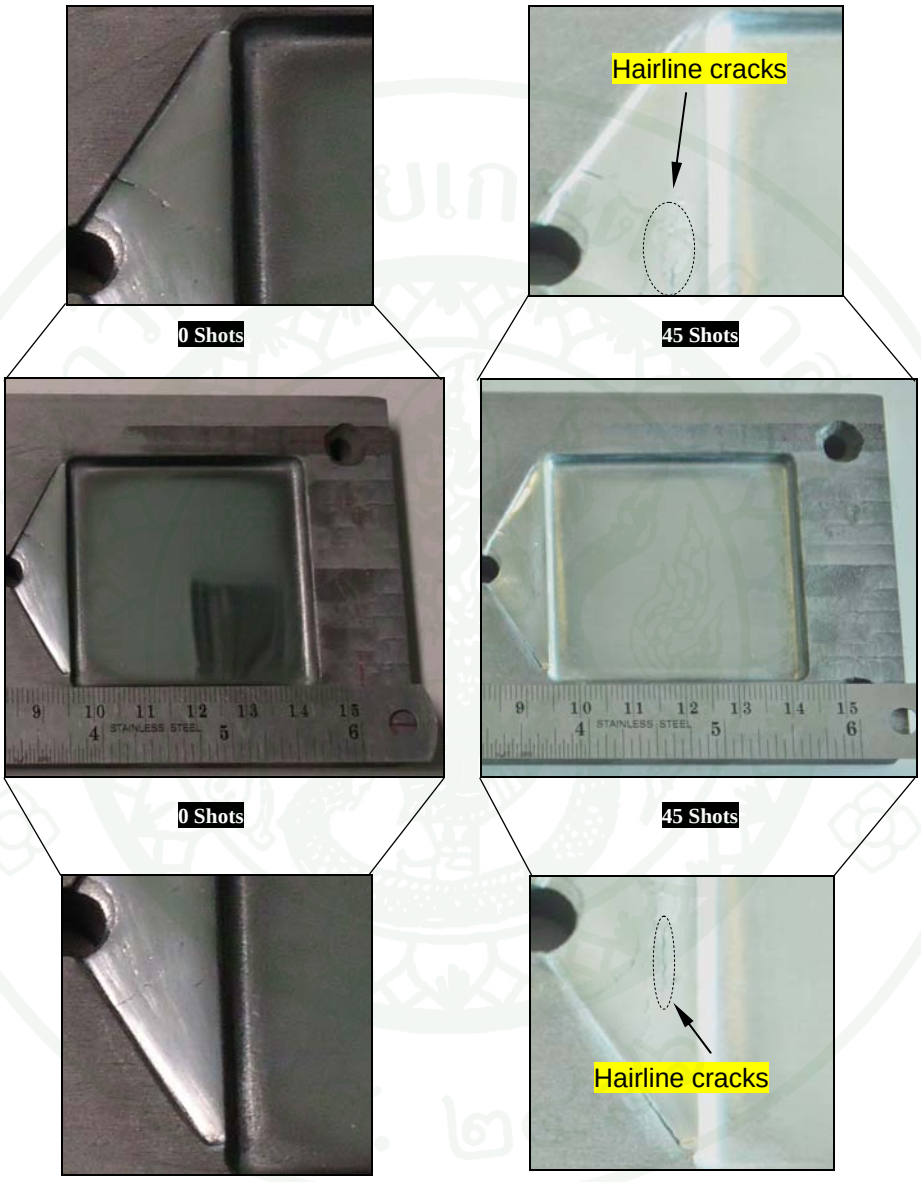


ภาพที่ 131 การเปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้วัสดุ AL-EP ก่อน-หลังการฉีดชิ้นงานพลาสติก

ในภาพที่ 131 เมื่อพิจารณาเปรียบเทียบบริเวณที่เกิดข้อบกพร่องเป็นหลุมฟองอากาศ (Void defects) ก่อนการฉีดชิ้นงาน (0 Shots) และหลังการผลิตชิ้นงาน (45 Shots) พบว่า หลังการผลิตชิ้นงาน หลุมฟองอากาศมีขนาดใหญ่ขึ้นมากกว่าเดิม และพื้นผิวบริเวณ Gate ซึ่งโดยปกติบริเวณนี้จะได้รับอิทธิพลของความดันฉีดและความร้อนสูงกว่าบริเวณคาวิตี้ โดยเฉพาะบริเวณที่เชื่อมต่อกับ Runner จึงทำให้พื้นผิวแม่พิมพ์วัสดุ AL-EP บริเวณนี้เกิดความเสียหายด้วยการแตกร้าว

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เนื่องจากอุณหภูมิสูง (Thermal cracks) และพบ ความเสียหายที่เกิดจากการเปลี่ยนรูปถาวร (Plastic deformations) ในลักษณะที่พื้นผิวแม่พิมพ์ยุบตัวลงเสียรูปตลอดบริเวณ Fan gate

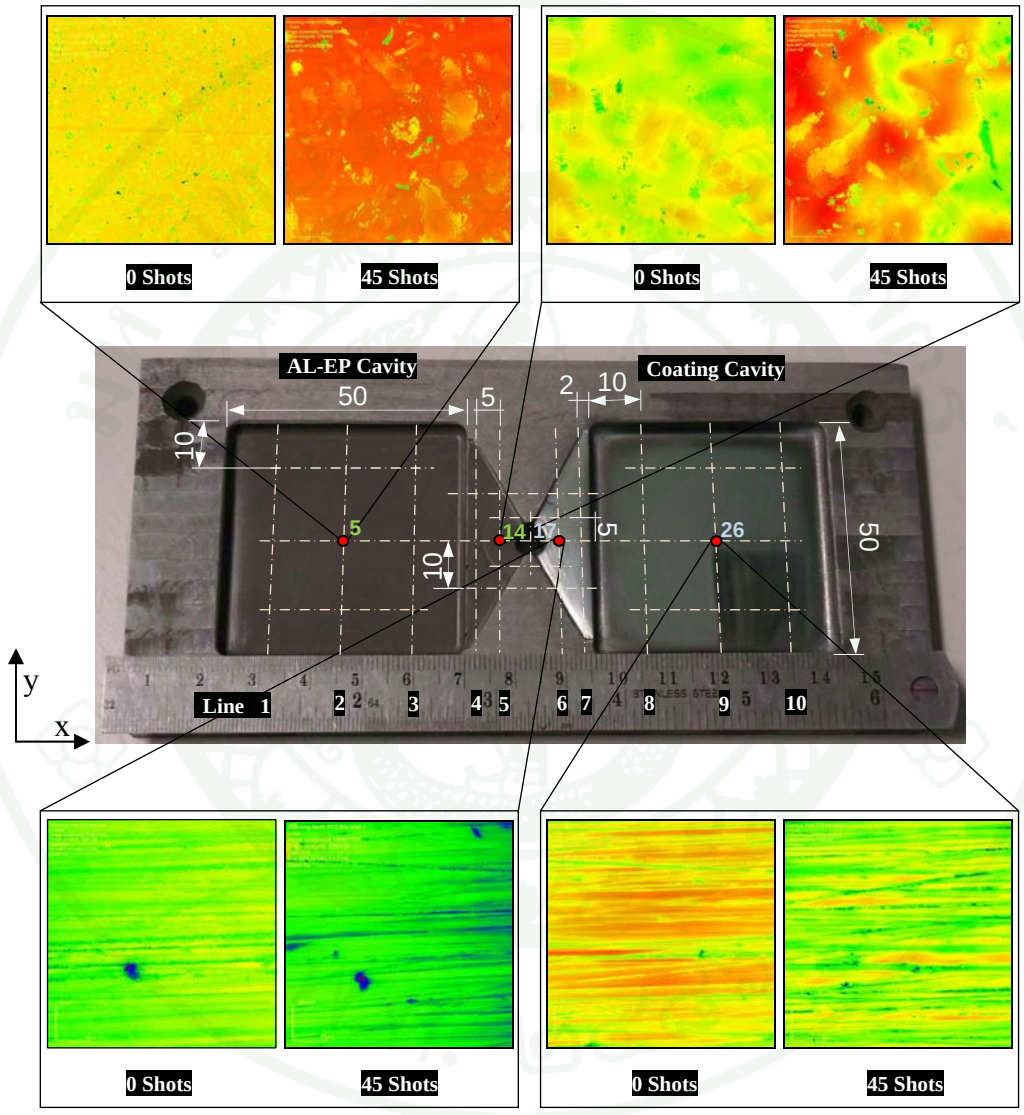


ภาพที่ 132 การเปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวแม่พิมพ์ส่วนคาวิตี้วัสดุ Zn-alloy coating ก่อน-หลังการฉีดชิ้นงานพลาสติก

ภาพที่ 132 หลังการฉีดผลิตชิ้นงานพลาสติก (45 Shots) พบว่าบริเวณแนวศูนย์กลางของ Fan gate เกิดมีรอยร้าวคล้ายเส้นผม (Hairline cracks) ซึ่งความเสียหายนี้เกิดขึ้นมาจากสาเหตุการเสียรูปของวัสดุฐาน (อธิบายในภาพที่ 131) วัสดุฐาน AL-EP ไม่สามารถต้านทานต่อความดัน

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

และความร้อนสูงในระหว่างกระบวนการฉีดพลาสติกได้ ทำให้เกิดการสูญเสียความแข็งแรงด้วยการอ่อนตัวลงเนื่องจากความร้อน (Thermal softening) การนิ่มลงและยุบตัวของวัสดุ AL-EP ทำให้เกิดการ Debonding ระหว่างวัสดุฐาน AL-EP และผิวเคลือบ จึงทำให้ผิวเคลือบมีรอยร้าวดังกล่าว

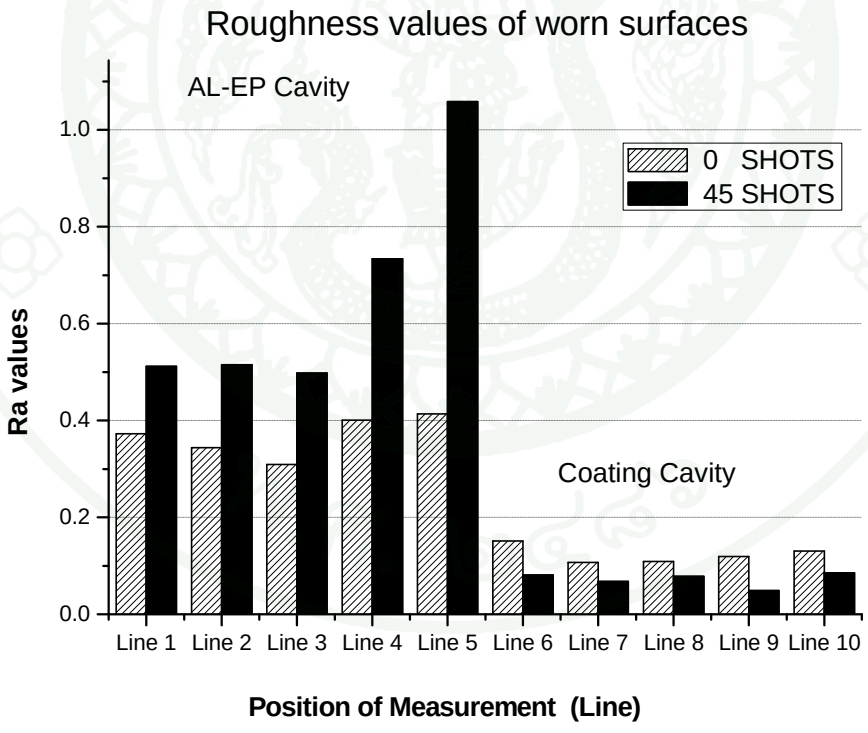


ภาพที่ 133 การเปรียบเทียบลักษณะพื้นผิวแม่พิมพ์ด้วยภาพ LSCM ก่อน-หลังการฉีดชิ้นงานพลาสติก

ในภาพที่ 133 ความแตกต่างของระดับพื้นผิวแม่พิมพ์ระหว่าง AL-EP Cavity และ Coating Cavity เมื่อเปรียบเทียบกันก่อน-หลังฉีดชิ้นงานพลาสติก PP โดยพิจารณาเฉพาะจุดศูนย์กลางของคาวิตี้แม่พิมพ์ (Points 5 และ 26) และแนวศูนย์กลางของ Fan gate (Points 14 และ

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

17) การตรวจพิเคราะห์ภาพถ่ายด้วยเทคนิค LSCM แสดงความต่างระดับของพื้นผิวแม่พิมพ์ก่อนการฉีดพลาสติก (0 Shots) และหลังการฉีดพลาสติก (45 Shots) ซึ่งพบว่า บริเวณตำแหน่งศูนย์กลางคาวิตี้แม่พิมพ์ผิววัสดุ AL-EP (Point 5) หลังการฉีดชิ้นงานพลาสติกมีความแตกต่างของระดับพื้นผิวก่อนการฉีดพลาสติก (0 Shots) อาจเกิดการสึกหรอในลักษณะของการแนบติดระหว่างพลาสติกโพลีโพรพิลีนหลอมเหลวที่ไหลด้วยความเร็วสูงกับฟิล์มผิวอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์ของแม่พิมพ์ (EP Skin Layer) ที่อ่อนตัวลงเนื่องจากความร้อนสูง (Thermal softening) จึงทำให้หลังการผลิตชิ้นงาน พื้นผิวแม่พิมพ์ส่วนนี้มีความแตกต่างกันปรากฏชัด ขณะที่บริเวณแนวศูนย์กลางของ Fan gate (Point 14) อิทธิพลของความดันและความร้อนสูงในกระบวนการฉีดพลาสติก ทำให้พื้นผิวแม่พิมพ์หลังการผลิตชิ้นงานเกิดการเสียรูปถาวรและการสึกหรอสูง และการเปรียบเทียบกับคาวิตี้แม่พิมพ์ส่วนที่เคลือบผิว Zn-alloy coating ในตำแหน่งเดียวกัน (Point 17) และบริเวณตำแหน่งศูนย์กลางคาวิตี้แม่พิมพ์ (Point 26) ปรากฏความแตกต่างของพื้นผิวแม่พิมพ์ที่มีค่าต่ำ จึงสามารถพิจารณาได้ว่าพื้นผิวแม่พิมพ์มีความหยาบผิวลดลง



ภาพที่ 134 การเปรียบเทียบค่าความหยาบผิวพื้นผิวแม่พิมพ์ ก่อน-หลังการฉีดพลาสติก

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาพที่ 134 แสดงการเปรียบเทียบคุณภาพผิวแม่พิมพ์ระหว่างการใช้งาน ซึ่งมีความสำคัญต่อคุณภาพชิ้นงานฉีดพลาสติก โดยแบ่งการศึกษาพิจารณาค่าความหยาบผิวเฉลี่ย (Ra) ที่เป็นค่าเฉลี่ยของจำนวน 3 ตำแหน่ง บนแนวที่กำหนด Lines 1- 10 ดังแสดงและอธิบายในภาพที่ 129 จากการทดลองสามารถพิจารณาได้ว่า หลังการฉีดชิ้นงาน โดยเฉพาะบริเวณแนวศูนย์กลางของ Fan gate ของคาวิตี้แม่พิมพ์ด้าน AL-EP Cavity (Lines 4-5) อิทธิพลของความดันฉีดพลาสติกและความร้อนสะสมสูง จะทำให้เกิดการสึกหรอแบบสึกกร่อน (Erosive wear) ได้สูงกว่าบริเวณอื่นและอาจกล่าวได้ว่าผลกระทบของ Thermal softening ในวัสดุ AL-EP ในบริเวณดังกล่าว มีค่าสูงกว่าบริเวณอื่นๆ ด้วย จึงทำให้เนื้อวัสดุ AL-EP เชื่อมติดกับพลาสติกหลอมเหลว (Polymer-to-Polymer) ได้ง่ายขึ้นเกิดเป็นการสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) (Briscoe *et al*., 1993) และพลาสติก PP ที่ไหลเข้าในคาวิตี้แม่พิมพ์ ทำให้การสึกหรอมีความรุนแรงสูงกว่าบริเวณอื่นด้วย ดังพบว่าบริเวณนี้ปรากฏความหยาบผิวที่เพิ่มสูงขึ้นมากกว่าบริเวณอื่นๆ และโดยรวมผิวแม่พิมพ์ด้านนี้มีผิวหยาบเพิ่มขึ้นไม่ต่ำกว่า 25% และเมื่อเปรียบเทียบกับคาวิตี้แม่พิมพ์ด้าน Coating Cavity ค่าความหยาบผิวลดลงหลังจากการฉีดพลาสติก (45 shots) และในบริเวณแนวศูนย์กลางของ Fan gate (Lines 6-7) ผิวแม่พิมพ์ก็ไม่ปรากฏค่าความหยาบผิวที่เพิ่มขึ้นดังเช่นที่พบในคาวิตี้แม่พิมพ์ด้าน AL-EP Cavity จึงอาจกล่าวได้ว่า คาวิตี้แม่พิมพ์ด้าน Coating Cavity สามารถต้านทานต่อความดันฉีดและความร้อนสูงได้สูงกว่า และการสึกหรอแบบยึดติดมีความเป็นไปได้ค่อนข้างต่ำที่จะเกิดขึ้นกับแม่พิมพ์ด้านเคลือบผิว เนื่องจากผิวเคลือบ Zn-alloy มีค่าความแข็งสูงกว่าวัสดุ PP หลอมเหลวหลายเท่า แต่การสึกหรออาจเกิดจากการขูดขีด (Abrasive wear) (พิจารณาได้จากการเปลี่ยนแปลงลักษณะของพื้นผิว ในภาพที่ 133) และการสึกกร่อนของพื้นผิวแม่พิมพ์ด้วยการพ่นปะทะสัมผัสของพลาสติก PP หลอมเหลว (Erosive wear) ร่วมกัน และการเปลี่ยนแปลงค่าความหยาบผิวในลักษณะ Negative value ของคาวิตี้แม่พิมพ์ด้าน Coating Cavity อาจจะกล่าวได้ว่า พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุระหว่างการใช้งานที่ผลิตชิ้นงานพลาสติกแผ่น PP อยู่ในช่วงการสึกหรอช่วง รัน-อิน (Running-in period) ซึ่งถ้าเกิดขึ้นในลักษณะนี้ สามารถทำให้กล่าวได้ว่า การสึกหรอของวัสดุเริ่มต้นเกิดขึ้นหรือกล่าวได้อีกนัยหนึ่งคืออายุการใช้งานของแม่พิมพ์ด้าน Coating Cavity จะยาวนานสูงขึ้นมากกว่าผิวแม่พิมพ์ด้าน AL-EP Cavity จนกว่าจะถึงช่วงหมดสภาพผิว (Wear out)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

สรุปและข้อเสนอแนะ

สรุป

1. สรุปผลการตรวจสอบศึกษาลักษณะความเสียหายและการสึกหรอในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก

- สามารถสรุปได้ว่า กลไกการสึกหรอที่เกิดขึ้นกับแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกชนิดเหล็กกล้าประกอบด้วย 3 กลไกหลัก ได้แก่ (1) กลไกการสึกหรอแบบยึดติด (Adhesive wear) ด้วยรูปแบบการลื่นไถล (Sliding wear) ที่บริเวณส่วนปลดชิ้นงาน (2) กลไกการสึกหรอแบบล้าตัว (Fatigue wear) บริเวณผิวหน้าอิมเพรสชัน โดยเฉพาะบริเวณหล่อเย็น ด้วยรูปแบบการล้าเนื่องจากความร้อน (Thermal fatigue) อาจเป็นลักษณะของการเกิดตามด (Pitting fatigue) (3) กลไกการสึกหรอแบบขูดขีด (Abrasive wear) มีความรุนแรงสูงในการฉีดพลาสติกชนิดเติมสารเสริมแรง ซึ่งมีรูปแบบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี (Slurry erosion) ของพลาสติกหลอมเหลว ซึ่งเกิดขึ้นในบริเวณ Gate Runner อินเสิร์ทส่วนคาวิตี้และส่วนคอร์ รวมทั้งบริเวณอื่นๆ ที่มีมิติขนาดเล็ก หรือบริเวณที่มีลักษณะเป็นเหลี่ยมแหลมคม อาทิเช่น รูเจาะ ขอบแม่พิมพ์ เป็นต้น

2. สรุปผลการศึกษาการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยวิธีการหล่อเรซินทับด้านหลังผิวเคลือบ

2.1 สรุปผลการเลือกวัสดุฐานที่เหมาะสมกับการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

- เมื่อเปรียบเทียบคุณลักษณะที่เหมาะสมด้วยเกณฑ์การคัดเลือก ที่ประกอบด้วยวัสดุฐานต้องส่งเสริมการก่อตัวของผิวเคลือบให้สามารถพ่นเคลือบผิวได้ด้วยความหนาสูง โดยผิวเคลือบไม่หลุดล่อนที่บริเวณขอบชิ้นงาน และหลังจากการพ่นเคลือบแล้วเสร็จต้องสามารถถอดแบบได้ง่าย โดยไม่สร้างความเสียหายต่อผิวเคลือบ สำหรับใช้เป็นทางเลือกของวัสดุหลักในการผลิตต้นแบบมาสเตอร์โมเดลด้วยวิธีสร้างต้นแบบรวดเร็ว พบว่า วัสดุ PP มีความเหมาะสมมากกว่าวัสดุ PS เนื่องจากสามารถเคลือบผิวได้ความหนาสูงกว่า (~ 480 μm) และถอดแบบได้ง่ายกว่า

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

2.2 สรุปผลการศึกษาพารามิเตอร์และประสิทธิภาพในการพ่นเคลือบด้วยวิธีอาร์คสเปรย์

- พารามิเตอร์หลักในการพ่นเคลือบบนแผ่นวัสดุ PP ที่เหมาะสม มีความเร็วป้อนของปืนพ่น (Surface Speed) เท่ากับ 160 mm/s และวัดค่าประสิทธิภาพการพ่นเคลือบ (%DE) มีค่าเท่ากับ 53.72 %

2.3 สรุปผลการศึกษาพฤติกรรมการพ่นเคลือบผิวบนต้นแบบมาสเตอร์โมเดลที่มีรูปทรงซับซ้อน

- ความสามารถในการก่อตัวของผิวเคลือบ Zn-alloy บนวัสดุฐาน PP ชิ้นงานต้นแบบมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงกลวงรูปถ้วย เมื่อพิจารณาการคัดลอกรายละเอียดจากต้นแบบ ผิวเคลือบสามารถถอดแบบของต้นแบบได้สมบูรณ์ สำหรับส่วนที่ต้นแบบมีความแข็งแรงเพียงพอ และเมื่อพิจารณาความสามารถในการพ่นเคลือบ พบว่าสามารถพ่นเคลือบได้ความหนาสูงสุด ~ 3 mm และมีปริมาณรูพรุนต่ำ ~ 0. 3 %

- สำหรับบริเวณตำแหน่งที่ต้นแบบไม่มีความแข็งแรงเพียงพอ ผิวเคลือบจะไม่สามารถคัดลอกรายละเอียดตามต้นแบบได้อย่างครบถ้วน

2.4 สรุปผลการศึกษาผลกระทบของการเคลือบผิวที่มีความหนาต่างกันต่อความแข็งแรงของต้นแบบมาสเตอร์โมเดลด้วยการจำลองทางวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์

- งานวิจัยนี้เสนอวิธีการศึกษาความแข็งแรงของวัสดุฐานต่อผิวเคลือบที่มีความหนาต่างกัน เป็นแนวทางหนึ่งในการประเมินความแข็งแรงของวัสดุฐานพอลิเมอร์ที่มีต้นแบบมาสเตอร์โมเดลเป็นทรงกลวงและความหนาของผิวเคลือบที่เหมาะสมสำหรับการพ่นเคลือบผิวด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ ประกอบด้วย 1) วิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบเชิงเส้น สำหรับการศึกษาพฤติกรรมวัสดุในการเคลือบผิวในขณะที่ผิวเคลือบเริ่มก่อตัวบนวัสดุฐานที่อุณหภูมิสูง 2) วิธีไฟไนต์อิลิเมนต์แบบไม่เชิงเส้น สำหรับการศึกษาพฤติกรรมวัสดุในการเคลือบผิวในขณะที่ผิวเคลือบเริ่มก่อตัวที่อุณหภูมิสูงจนกระทั่งเย็นตัวลงที่อุณหภูมิห้อง 3) การทดลองจริงเพื่อตรวจสอบแนวโน้มและความแม่นยำของวิธีการจำลอง

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

- เสนอสมการอัตราส่วนค่าความแข็งแกร่งของวัสดุฐานต่อวัสดุผิวเคลือบ (Stiffness Ratio) เพื่ออธิบายพฤติกรรมการเสียรูปของวัสดุฐานพอลิเมอร์เนื่องจากการดีดกลับของวัสดุฐานขณะที่ผิวเคลือบความหนาต่างๆ เย็นตัวลง (Springback effect) หรือสามารถใช้เป็นแนวทางหนึ่งในการประเมินความหนาวิกฤติของผิวเคลือบ (Critical thickness of coating)

จากผลการศึกษาความแข็งแรงของวัสดุฐานต่อความหนาของผิวเคลือบที่แตกต่างกัน ด้วยวิธีไฟไนต์อิลิเมนต์ ทำให้ทราบว่าการเสียรูปทรงของมาสเตอร์โมเดลชนิดทรงกลวงรูปถ้วยในงานวิจัยนี้ไม่สามารถหลีกเลี่ยงได้ ดังนั้นแนวทางในการสร้างมาสเตอร์โมเดลวัสดุ PP ด้วยเทคนิคการสร้างต้นแบบรวดเร็ว จึงควรพิจารณาเป็นชนิดทรงตันเพื่อหลีกเลี่ยงปัญหาดังกล่าว

3. สรุปผลการศึกษาพฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP วัสดุผิวเคลือบ และวัสดุเหล็กกล้าแม่พิมพ์

3.1 สรุปผลการทดสอบแรงเสียดทานและการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถล

- อัตราการสึกหรอในการทดสอบแบบลื่นไถล (Wear rate in sliding modes) ประกอบด้วย AL-EP casting มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 11.46 x 10^{-3} mm^3/Nm วัสดุ AL-EP machining มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 9.26 x 10^{-3} mm^3/Nm วัสดุ Zn-alloy coating มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 9.50 x 10^{-3} mm^3/Nm วัสดุ DC53 มีค่าเฉลี่ยเท่ากับ 1.07 x 10^{-3} mm^3/Nm

- พฤติกรรมความเสียดทานแบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP Casting และวัสดุ AL-EP machining แบ่งลักษณะของความเสียดทานเป็น 3 ช่วง ได้แก่ ช่วงความเสียดทานต่ำ (Low-friction) ช่วงการเปลี่ยนแปลงความเสียดทาน (Transitional friction) และช่วงความเสียดทานสูง (High-friction) มีค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานโดยรวม ~ 0.9 และ ~ 1.4 ตามลำดับ

- พฤติกรรมความเสียดทานแบบลื่นไถลของวัสดุ Zn-alloy coating แบ่งลักษณะของความเสียดทานเป็น 2 ช่วง ได้แก่ ช่วงความเสียดทานฟักตัว (Incubation period of friction) ร่วมกับช่วงการเปลี่ยนแปลงความเสียดทาน (Transitional friction) และช่วงความเสียดทานคงตัว (Nornal-friction) ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานโดยรวม ~ 0.72

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

- รูปแบบการสึกหรอ (Wear modes) แบบลื่นไถลของวัสดุ AL-EP ประกอบด้วย การแตกร้าวขวางแนวการเคลื่อนที่ (Transverse cracks) การร้าวรูปแบบคล้ายคลื่น (Crack waves) การสึกหรอเนื่องจากการโอนถ่ายเนื้อวัสดุ (Transfer wear) การสึกหรอแบบการหลุดล่อน (Delamination wear)

- รูปแบบการสึกหรอ (Wear modes) แบบลื่นไถลของวัสดุ Zn-alloy coating ประกอบด้วย การเปลี่ยนรูปถาวรของผิวเคลือบ (Plastic deformations) การสึกหรอแบบการไถในระดับจุลภาค (Microploughing wear) ฟิล์มการสึกหรอชั้นที่สาม (Third body film) การสึกหรอแบบการหลุดล่อน (Delamination wear)

ผลการทดสอบการสึกหรอแบบลื่นไถลกลับไปกลับมา (Reciprocating-sliding wear) ที่พบว่าวัสดุ Zn-alloy coating มีอัตราการสึกหรอที่ใกล้เคียงกับวัสดุ AL-EP machining ซึ่งในแม่พิมพ์ฉีดพลาสติก การสึกหรอชนิดดังกล่าว ส่วนใหญ่จะเกิดขึ้นบนผิวรูเจาะที่สวมสลักดันปลดชิ้นงาน (Ejector pin) และบริเวณนี้มักจะไม่มีการหล่อลื่นด้วยสารหล่อลื่น (Dry sliding) ซึ่งจะทำให้แม่พิมพ์ที่เคลือบผิว Zn-alloy ไม่สามารถมีประสิทธิภาพเพียงพอต่อการใช้งาน ดังนั้นจึงควรปรับเปลี่ยนการออกแบบแม่พิมพ์เป็นแบบไร้สลักปลดชิ้นงาน โดยอาจจะพิจารณาออกแบบเป็นระบบปลดชิ้นงานด้วยลมอัดความดันต่ำ ทดแทนได้ เป็นต้น เพื่อเพิ่มอายุการใช้งานแม่พิมพ์ที่เคลือบผิว Zn-alloy จากผลกระทบของการสึกหรอแบบลื่นไถล

3.2 สรุปผลการทดสอบการสึกกร่อนด้วยอนุภาคของแข็ง

- การประเมินการสึกหรอด้วยการพิจารณาการสูญเสียความหนาของชิ้นทดสอบ (Thickness loss) ของวัสดุ AL-EP casting และวัสดุ Zn-alloy coating มีค่าระหว่าง 18-25 μm และ 2-6 μm ตามลำดับ

- รูปแบบการสึกหรอ (Wear modes) แบบสึกกร่อนตั้งฉากด้วยอนุภาคของแข็ง (Normal impact on solid particle erosion) ของวัสดุ AL-EP casting มีความเสียหายด้วยพฤติกรรมแบบวัสดุเปราะ (Brittle failure modes) ประกอบด้วย การแตกร้าวที่พื้นผิววัสดุ (Surface cracks) การหลุดลอกของพื้นผิววัสดุ (Surface spalling) การสึกหรอเนื่องจากการกระแทกซ้ำๆ ของอนุภาค

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

อย่างต่อเนื่อง (Repeated impacts) การเสียหายของอนุภาคเสริมแรงโลหะ (Reinforced compound failures)

- รูปแบบการสึกหรอ (Wear modes) เนื่องจากการพ่นปะทะตั้งฉากด้วยอนุภาคของแข็ง (Normal impact on solid particle erosion) ของวัสดุ Zn-alloy coating มีความเสียหายด้วยพฤติกรรมแบบวัสดุเหนียว (Ductile failure modes) ประกอบด้วย การสึกหรอแบบการขูดขีดในระดับจุลภาค (Microcutting wear) การสึกหรอแบบ การไถในระดับจุลภาค (Microploughing wear) การสึกหรอเนื่องจากการกดอัดของอนุภาคจนเป็นหลุม (Micro-indentation crater)

3.3 สรุปผลการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี

- อัตราการสึกกร่อนสูงสุดของวัสดุ DC53 และวัสดุ Zn-alloy coating ที่มุมทดสอบที่ 60^{o} มีค่าเท่ากับ 3.19×10^{-6} และ 4.44×10^{-4} mm^3/g ตามลำดับ ด้วยพฤติกรรมการสึกหรอแบบวัสดุเหนียว (Ductile failure modes)

- อัตราการสึกกร่อนสูงสุดของวัสดุ AL-EP casting และวัสดุ AL-EP machining เกิดขึ้นที่มุมปะทะตั้งฉาก มีค่าเท่ากับ 3.97×10^{-3} และ 5.69×10^{-3} mm^3/g ตามลำดับ เป็นพฤติกรรมความเสียหายและการสึกหรอแบบวัสดุเปราะ (Brittle failure modes)

- พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ DC53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ พบว่า ที่มุมทดสอบ (60^{o}) มีพลังงานจลน์เป็น 75 % ของมุมตั้งฉาก ทำให้เกิดการสึกหรอสูงที่สุด โดยมีรูปแบบการสึกหรอ (Wear modes) ประกอบด้วย การสึกหรอแบบการไถในระดับจุลภาค (Microploughing wear) และการสึกหรอเนื่องจากการล้าตัวในระดับจุลภาค (Microfatigue wear) ร่วมกัน

- พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP machining และวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ พบว่า ที่มุมทดสอบ (90^{o}) มีพลังงานจลน์เป็น 100% ทำให้เกิดการสึกหรอสูงที่สุด โดยมีรูปแบบการสึกหรอ (Wear modes) ประกอบด้วย การขยายตัวของรอยร้าว (Crack propagation) การหลุดลอกของพื้นผิววัสดุ (Surface spalling) การสึกหรอเนื่องจากการล้าตัวในระดับจุลภาค (Microfatigue wear) การขยายตัวของรอยร้าวเนื่องจากการล้าขึ้นทั่วผิวหน้า (Surface fatigue cracking) และการสึกหรอเนื่องจากการกดอัดของอนุภาคจนเป็นหลุม (Micro-indentation

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

crater) หากเปรียบเทียบความสามารถในการต้านทานการสึกหรอแบบสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ ซึ่งกล่าวได้ว่า อิทธิพลของความดันไฮโดรสแตติกของฟิล์มของไหลสเลอรี จะเป็นสาเหตุหนึ่งของการขยายตัวของรอยร้าวหรือการล้าตัวในวัสดุ AL-EP machining ทำให้วัสดุเกิดการสึกหรอสูงและเกิดความเสียหายในลักษณะการขยายตัวของรอยร้าวรอบๆ อนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรง (Interfacial cracks) และการหลุดออกของอนุภาคเสริมแรงได้อีกด้วย (AL pull-out) ร่วมกับผลกระทบของพื้นผิววัสดุที่บกพร่องเนื่องจากข้อจำกัดในกรรมวิธีการกัดแต่งผิววัสดุ ขณะที่ผลพลอยได้ของกระบวนการหล่อวัสดุในระบบสุญญากาศของวัสดุ AL-EP casting ที่ทำให้เกิดชั้นฟิล์มอิพอกซีเรซินบริสุทธิ์เคลือบผิวหน้า (EP Skin Layer) ทำให้โอกาสของการขยายตัวของรอยร้าวและการขยายตัวของการล้าเนื่องจากความดันไฮโดรสแตติกของสเลอรีจะมีค่าต่ำกว่า มูลเหตุดังกล่าวจึงทำให้พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ AL-EP machining มีค่าสูงกว่าวัสดุ AL-EP casting ดังพบในผลการทดสอบ

- พฤติกรรมการสึกหรอของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ พบว่า ที่มุมทดสอบ (60^{o}) ทำให้การสึกหรอมีค่าสูงสุด ปรากฏรูปแบบการสึกหรอ ประกอบด้วย การสึกหรอแบบการขูดขีดในระดับจุลภาค (Microcutting wear) การสึกหรอแบบการไถในระดับจุลภาค (Microploughing wear) การสึกหรอเนื่องจากการล้าตัวในระดับจุลภาค (Microfatigue wear) และการสึกหรอเนื่องจากการเปลี่ยนรูปถาวร (Plastic deformations) และได้เสนอวิธีการตรวจสอบพิเคราะห์พิจารณารูปแบบของการสึกหรอบนภาพถ่าย SEM (Wear formation) จากลักษณะขอบของรอยการสึกหรอ (Edge detail) ที่ถูกชนปะทะด้วยอนุภาคทรงเหลี่ยม ประกอบด้วย (1) Lip formation สำหรับการสึกหรอแบบ Microcutting wear (2) Rim formation สำหรับการสึกหรอแบบ Microploughing wear (3) Bulge formation สำหรับการสึกหรอแบบ Plastic deformations

ผลการทดสอบการสึกกร่อนด้วยสเลอรี (Slurry erosion test) ที่พบว่า วัสดุ AL-EP เกิดการสึกหรอสูงสุดที่มุมพ่นปะทะตั้งฉากกับผิวสัมผัส และในวัสดุ Zn-alloy coating การสึกหรอสูงสุดเกิดขึ้นที่มุมปะทะเอียง 60^{o} ดังนั้นจึงสามารถนำข้อจำกัดนี้มาเป็นแนวทางในการออกแบบแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกให้เหมาะสมได้ ซึ่งควรต้องหลีกเลี่ยงมุมปะทะที่ทำให้วัสดุมีอัตราการสึกหรอสูง อาทิเช่น ตำแหน่งของ Gate ที่พลาสติกหลอมเหลวไหลเข้าสู่คาวิตี้แม่พิมพ์ ตำแหน่งต่างๆ ที่พลาสติกหลอมเหลวไหลเข้าปะทะอิมเพรสชันด้วยมุมดังกล่าว โดยแนวทางหนึ่งสามารถเลือกชนิดของ Gate หรือการออกแบบชิ้นงานที่เหมาะสมให้ช่วยลดผลกระทบดังกล่าว เป็นต้น เพื่อเพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์รวดเร็ว

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

4 สรุปผลการสร้างแม่พิมพ์รวดเร็วสำหรับฉีดชิ้นงานพลาสติกชนิดวัสดุ PP เพื่อประเมินอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ที่เคลือบผิวและไม่เคลือบผิวหน้าแม่พิมพ์

4.1 สรุปผลการสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยเทคนิคการหล่อวัสดุ AL-EP ทับบนผิวเคลือบ

- ข้อจำกัดในกระบวนการสร้างอินเสิร์ทแม่พิมพ์ ที่สามารถทำให้เกิดฟองอากาศขึ้นในวัสดุ AL-EP ระหว่างการประสานด้วยการหล่อขึ้นรูป โดยปรากฏหลุมขนาดมหภาค เป็นข้อบกพร่องที่ไม่สามารถหลีกเลี่ยง และควบคุมขนาด ปริมาณ ตำแหน่งที่จะเกิดขึ้นได้ แม้ว่าจะควบคุมการหล่อในระบบสุญญากาศแล้วก็ตาม เป็นอุปสรรคต่อการใช้งานแม่พิมพ์ AL-EP โดยเฉพาะบริเวณผิวหน้าคาวิตี้แม่พิมพ์ ที่จะส่งผลต่อคุณภาพผลิตภัณฑ์ฉีดพลาสติกและอายุการใช้งานของแม่พิมพ์ แต่การเคลือบผิวสามารถช่วยลดปัญหาดังกล่าวได้

4.2 สรุปผลการประเมินอายุการใช้งานแม่พิมพ์รวดเร็ว

- ข้อจำกัดของความสามารถในการต้านทานความดันฉีดและอุณหภูมิสูงในระหว่างกระบวนการฉีดพลาสติกของแม่พิมพ์ AL-EP ในการทดลองนี้ ทำให้ทราบว่า ความเสียหายของแม่พิมพ์จากการสูญเสียความแข็งแรงด้วยการอ่อนตัวลงเนื่องจากความร้อนสะสมสูง (Thermal softening) และความดันสูง ช่วยทำให้วัสดุ AL-EP นิ่มลงและยุบตัว เป็นประเด็นสำคัญและเป็นสาเหตุที่ทำให้เกิดการ Debonding ระหว่างวัสดุฐาน AL-EP และผิวเคลือบ จึงทำให้ผิวเคลือบมีรอยร้าวขนาดเล็กบริเวณ Fan gate ได้

- การพิจารณาคุณภาพผิวแม่พิมพ์ระหว่างการใช้งาน พบว่า อิทธิพลของความดันฉีดพลาสติกและความร้อนสะสมสูง ทำให้วัสดุเกิดการสึกหรอสูงซึ่งมีค่าความหยาบผิวที่สูงขึ้นมากที่บริเวณ Fan gate และองค์รวมของผิวแม่พิมพ์ด้าน AL-EP Cavity มีผิวหยาบเพิ่มขึ้นไม่ต่ำกว่า 25% และเมื่อเปรียบเทียบกับคาวิตี้แม่พิมพ์ด้าน Coating Cavity ค่าความหยาบผิวลดลงหลังจากการฉีดพลาสติก และในบริเวณแนวศูนย์กลางของ Fan gate ผิวแม่พิมพ์ก็ไม่ปรากฏค่าความหยาบที่เพิ่มขึ้นดังเช่นที่พบในคาวิตี้แม่พิมพ์ด้าน AL-EP Cavity จึงอาจกล่าวได้ว่า การสึกหรอของผิวเคลือบระหว่างการใช้งานที่ผลิตชิ้นงานพลาสติกแผ่น PP อยู่ในช่วงการสึกหรอช่วง รัน-อิน (Running-in period) ซึ่งถ้าเกิดขึ้นในลักษณะนี้ สามารถทำให้กล่าวได้ว่า การสึกหรอของวัสดุเริ่มต้นเกิดขึ้น

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

หรือกล่าวได้อีกนัยหนึ่งคืออายุการใช้งานของแม่พิมพ์ด้าน Coating Cavity จะยาวนานสูงขึ้นมากกว่าผิวแม่พิมพ์ด้าน AL-EP Cavity จนกว่าจะถึงช่วงหมดสภาพผิว (Wear out)

ดังนั้นจากการศึกษาวิจัยในงานวิทยานิพนธ์นี้ที่ครอบคลุมในหลายๆ ด้าน จึงสรุปได้ว่าการพ่นเคลือบผิวแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยวิธีอาร์คสเปรย์ เป็นทางเลือกหนึ่งที่สามารถเพิ่มอายุการใช้งานของแม่พิมพ์รวดเร็ว AL –EP ได้ ในคุณสมบัติทางด้าน วัสดุศาสตร์ พฤติกรรมทางไทรโบโลยีและคุณภาพผิวแม่พิมพ์ระหว่างการใช้งาน

ข้อเสนอแนะ

1. การศึกษาเพิ่มเติมในการออกแบบระบบหล่อเย็นที่เหมาะสม และการศึกษาการฉีดผลิตภัณฑ์ชิ้นงานพลาสติก รูปร่างและขนาดต่างๆ หรือผลิตภัณฑ์ชิ้นงานพลาสติกผนังบาง (Thin-Walled Plastic Injection Parts) เพื่อพิจารณาข้อจำกัดในด้านความดันฉีดพลาสติก ความร้อนสะสมซึ่งเป็นอิทธิพลหลักของการอ่อนตัวลง (Softening Effects) ของวัสดุแม่พิมพ์ AL-EP

2. ความแข็งแรงของวัสดุ AL-EP ที่ต่ำลงเนื่องจากการอ่อนตัวลงด้วยความร้อนและความดันสูง (Thermal softening) ในระหว่างการฉีดพลาสติก ที่นำไปสู่การ Debonding ระหว่างรอยต่อของวัสดุ AL-EP กับผิวเคลือบ Zn-alloy จนกระทั่งทำให้ผิวเคลือบมีรอยร้าว ซึ่งแนวทางหนึ่งควรต้องเคลือบผิวให้มีความหนาเพิ่มขึ้นเพื่อให้ผิวเคลือบสามารถรองรับภาระได้ (Load support from coating) โดยการศึกษาเพิ่มเติมในปัจจัยของระยะทับซ้อนในการเคลือบผิว (Overlap distance) เพื่อให้สามารถประมาณค่าความหนาของผิวเคลือบได้

3. ข้อแนะนำในการใช้งานสำหรับวัสดุแม่พิมพ์ AL-EP กับกระบวนการผลิตที่มีความร้อนต่ำ อาทิเช่น สำหรับการทำแม่พิมพ์ขึ้นรูปด้วยสุญญากาศสำหรับผลิตภัณฑ์พลาสติกแผ่นบางประเภทผลิตภัณฑ์ห่อหุ้ม เป็นทางเลือกหนึ่งในการใช้งานวัสดุแม่พิมพ์ AL-EP และการเคลือบผิวได้อย่างเหมาะสม

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เอกสารและสิ่งอ้างอิง

กิตติ อนุชาผัด, ดวงดาว อาจองค์, รัตนวรรณ มกรพันธ์, สมชาย พินิจอุดมการณ์ และ พิทักษ์ วราฤทธิชัย. 2548. **คอมโพสิท**. พิมพ์ครั้งที่ 1. โอ. เอส. พริ้นติ้งเฮ้าส์ จำกัด, กรุงเทพฯ.

ปนัดดา นิรนาทล้ำพงศ์, John T. H. Pearce, วารุณี เปรมานนท์, ชาวสวน กาญจโนมัย, Graeme J. Sheppard, ผกามาศ แซ่หว่อง, ดวงดาว อาจองค์, สุรพล ราษฎร์นุ้ย และ สิทธิชัย วิโรจนุปถัมภ์. 2547. **การสึกหรอในงานอุตสาหกรรม : ความรู้เบื้องต้นและการป้องกัน**. พิมพ์ครั้งที่ 2. สำนักพิมพ์ ส.ส.ท., กรุงเทพฯ.

ผกามาศ แซ่หว่อง. 2546. เครื่องทดสอบการสึกกร่อน. *ใน* **การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 17**. สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ, ปราจีนบุรี.

พีระวัตร นันวงค์. 2553. **คู่มือการทดสอบการสึกหรอของวัสดุด้วยวิธี Slurry Jet Erosion Testing.** สาขาวิชาวิศวกรรมการผลิต, มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ, กรุงเทพฯ. (เอกสารไม่ตีพิมพ์)

สุนิติ เกิดหนุนวงศ์, อัญชนา วงษ์โต และ ชัชพล ชังชู. 2550. ผลกระทบของรูปทรงและขนาดของผงอะลูมินั่มต่อความแข็งแรงของวัสดุประเภทอิป๊อกซี่เรซินเติมอะลูมินั่ม, น. 481-486. *ใน* **การประชุมวิชาการเครือข่ายวิศวกรรมเครื่องกลแห่งประเทศไทย ครั้งที่ 21**. โรงเรียนนายเรืออากาศ, ชลบุรี.

สมเกียรติ ตั้งจิตสิตเจริญ. 2551. **การสร้างต้นแบบรวดเร็ว**. พิมพ์ครั้งที่ 1. สำนักพิมพ์แห่งจุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, กรุงเทพฯ.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

เอนก ภู่จำนงค์, บุษยวรรณ อาริยธรรม, กิตตินันท์ อันนานนท์, จิรเดช นาคเงินทอง และ เจนวิทย์ โสภารัตน์. 2550. กระบวนการทำแม่พิมพ์รวดเร็วด้วยอิพอคซี่เรซินสำหรับงานฉีดพลาสติก, น. 420-429. *ใน* **การประชุมวิชาการของมหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์ ครั้งที่ 45**. มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์, กรุงเทพฯ.

Abou El-khair, M. T., A. Daoud and A. Ismail. 2004. Effects of different Al contents on the microstructure, tensile and wear properties of Zn-based alloy. **Mater. Lett** 58: 1754-1760.

Ahmed, R. and M. Hadfield. 1997. Experimental measurement of the residual stress field within thermally sprayed rolling elements. **Wear** 209: 84-95.

Altan, T., B. Lilly and Y. C. Yen. 2001. Manufacturing of dies and molds. **CIRP Annals-Manu Technol** 50 (2): 404-422.

American Society for Testing and Materials Standards. 1994. **Standard Test Method for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials**. ASTM B18-94.

American Society for Testing and Materials Standards. 1999. **Standard Test Method for Microstructure–Hardness of Electroplated Coatings**. ASTM B578-87.

American Society for Testing and Materials Standards. 2005. **Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear**. ASTM G133-05.

American Society for Testing and Materials Standards. 2008. **Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials**. ASTM E8/E8M-08.

American Society for Testing and Materials Standards. 2009. **Standard Test Methods for Void Content of Reinforced Plastics**. ASTM D2734-09.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Anderson, T. A. 2000. An automotive perspective to rapid tooling, pp. 180-215. *In* D.P. Hilton and F.P. Jacobs, eds. **Rapid Tooling: Technologies and Industrial Applications**. Marcel Dekker, Inc., New York.

Anonymous, n.d. 2007. **Rapid tooling**. Available Source: http://home.att.net/~castleisland/tl_12.htm. July 28, 2008.

Anonymous, n.d. 2008a. **Rapid tooling & metal parts by additive fabrication**. Available Source: http://home.att.net/~castleisland/tl_221a.htm. September 25, 2008.

Anonymous, n.d. 2008b. **Instructions for #82083 one-to-one/rapid 4-hour cure RTV silicone mold rubber**. Available Source: http://www.micromark.com/html_pages/instructions/82083i/part_mold.htm, July 28, 2008.

Anonymous, n.d. 2009. **Prototype manufacturing**. Available Source: http://www.experi-metal.com/products/prototype/. November 12, 2009.

Archard, J. F. 1953. Contact and rubbing of flat surfaces. **J. Appl. Phys.** 24 (8): 981-988.

ASM International Committee. 1992. **ASM Handbook of Material Characterization**. 9th ed. Vol.10. American Society for Metal, Ohio.

AWS Committee on Thermal Spraying. 1993. **Thermal Spraying: Practice, Theory, and Application**. 1st Reprint. American Welding Society, Inc., Florida.

Bahadur, S. and J. C. Schwartz. 2008. The influence of nanoparticle fillers in polymer matrices the formation and stability of transfer film during wear, pp. 17-34. *In* K. Friedrich and A. K. Schlarb, eds. **Tribology of Polymeric Nanocomposites : Friction and Wear of Bulk Materials and Coatings**. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Barkoula, N. -M. 2002. **Solid Particle Erosion Behaviour of Polymer and Polymer Composites**. Ph.D. Thesis, University of Kaiserslautern.

Barkoula, N. -M. and J. Karger-Kocsis. 2002. Review process and influencing parameters of the solid particle erosion of polymer and their composites. **J Mater Sci** 37: 3807-3820.

Bauera, H. F. and W. Eidel. 2007. Transverse vibration and stability of spinning circular plates of constant thickness and different boundary conditions. **J Sound Vib.** 300 (3-6): 877-895.

Benenson, W., J. W. Harris, H. Stocker and H. Lutz. 2002. **Handbook of Physics**. 1st ed. Springer-Verlag New York, Inc., New York.

Bergmann, P. C. and J. Vicenzi. 2011. **Protection against Erosive Wear Using Thermal Sprayed Cermet**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin.

Bienk, E. J. and N. J. Mikkelsen. 1997. Application of advanced surface treatment technologies in the modern plastics moulding industry. **Wear** 207: 6-9.

Biswas, S. and A. Satapathy. 2009. Tribo-performance analysis of red mud filled glass-epoxy composites using Taguchi experimental design. **Mater Des** 30: 2841-2853.

Blau, P. J. 2009. **Friction Science and Technology : From Concepts to Applications**. 2nd ed. CRC Press, Florida.

Brandt, O. C. 1995. Measuring of residual stress in thermal sprayed coatings, pp. 451-455. *In* **Proceedings of the 8th National Thermal Spray Conference**. 11-15 September 1995, ASM International. Houston, Texas, USA.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Briscoe, B. J., B. H. Stuart, S. Sebastian and P. J. Tweedale. 1993. The failure of poly (ether ether ketone) in high-speed contacts. **Wear** 162-164: 407-417.

Browne, E. M. 1999. **Schaum's Outline of Theory and Problems of Physics for Engineering and Science.** 1st ed. The McGraw-Hill Companies Inc,. New York.

Budinski, K. G. 2007. **Guide to Friction, Wear and Erosion Testing (ASTM Stock Number: MNL56).** ASTM International, Pennsylvania.

Cheah, C. M., C. K. Chua and H. S. Ong. 2002. Rapid moulding using epoxy tooling resin. **Int J Adv Manuf Technol** 20: 368-374.

Chua, C. K., H. Hong and S. L. Ho. 1999a. Rapid tooling technology. Part 1. A comparative study. **Int J Adv Manuf Technol** 15: 604–608.

Chua, C. K., H. Hong and S. L. Ho. 1999b. Rapid tooling technology. Part 2. A case study using arc spray metal tooling. **Int J Adv Manuf Technol** 15: 609-614.

Chung, S. I., Y. G. Im, H. D. Jeong and T. Nakagawa. 2003. The effects of metal filler on the characteristics of casting resin for semi-metallic soft tools. **J Mater Proc Technol** 134: 26-34.

Clyne, T. W. 2001. Residual stresses in thick and thin surface coatings, Chapter 4.1.3b. *In* P.J. Withers, ed. **Encyclopaedia of Materials: Science and Technology- Elasticity and Residual Stresses**. Vol. 4.1. Elsevier Limited, Oxford.

Cooper, G. K. 2001. **Rapid Prototyping Technology: Selection and Application**. Marcel Dekker, Inc., New York.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Czichos, H. 1978. **Tribology : A Systems Approach to the Science and Technology of Friction, Lubrication, and Wear (Tribology series v. 1)**. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.

Daido Steel Engineers. 2004. **Technical bulletin of DC53® Steel**. Daido Steel, Tokyo, Japan.

Dasari, A. 2007. **On Toughening and Wear/Scratch Damage in Polymer Nanocomposites**. Ph.D. Thesis, University of Sydney.

Davis, J. R. 2005. **Handbook of Thermal Spray Technology**. ASM International, Ohio.

Davy, D. 2000. Nickel vapor deposition technology, pp. 142-156. *In* D.P. Hilton and F.P. Jacobs, eds. **Rapid Tooling: Technologies and Industrial Applications**. Marcel Dekker, Inc., New York.

Dowson, D. 1998. **History of Tribology**. Professional Engineering Publishing, London.

Durand, J. M., M. Vardavoulias and M. Jeandin. 1995. Role of reinforcing ceramic particles in the wear behaviour of polymer-based model composites. **Wear** 181-183: 833-839.

Engelmann, P., K. Hayden, P. Guichelaar, R. Dealey and M. Monfore. 2001. Injection mold wear mechanisms and mold design. **Plastics Eng.** 57: 40-50.

Erickson, C. L. 1998. **Wear and Microstructural Integrity of Ceramic Plasma Sprayed Coatings**. Ph.D. Thesis, The University of British Columbia.

Evans, G. A. and J. W. Hutchinson. 1984. On the mechanics of delamination and spalling in compressed films. **Int. J. Solids Structures** 20 (5): 455-466.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Ferranti, L. Jr. 2007. **Mechanochemical Reactions and Strengthening in Epoxy-Cast Aluminum Iron-Oxide Mixtures**. Ph.D. Thesis, Georgia Institute of Technology.

Friedrich, K. 1986. Wear of reinforced polymers by different abrasive counterparts, pp. 233-285. *In* K. Friedrich, ed. **Friction and Wear of Polymer Composites**. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.

Fritsching, U. 2004. **Spray Simulation: Modeling and Numerical Simulation of Sprayforming Metals**. Cambride University Press, New York.

Gahr, Z. K-H. 1987. **Microstructure And Wear of Materials (Tribology series v. 10)**. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.

Genetti, J. A. Jr. 1999. **Engineering and Design: Thermal Spraying**. U. S. Army Corps Engineers. Washington, DC.

Gopi, K. R., R. Nagarajan, S. S. Rao and S. Mandal. 2008. Erosion model on alumina ceramics: A retrospection, validation and refinement. **Wear** 264: 211-218.

Hawthorne, M. H., B. Arsenault, J. P. Immarigeon, J. G. Legoux and V. R. Parameswaran. 1999. Comparision of slurry and dry erosion behaviour of some HVOF thermal sprayed coatings . **Wear** 225-229: 825-834.

Holmberg, K., H. Ronkainen and A. Matthews. 1993. Wear mechanisms of coated sliding surfaces, pp. 399-407. *In* D. Dowson, ed. **Thin Film in Tribology (Tribology series v. 25)**. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.

Holmberg, K. and A. Matthews. 1998. **Coating Tribology : Properties, Techniques and Applications in Surface Engineering (Tribology series v. 28)**. Elsevier Scientific Publishing Company, Amsterdam.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Holmberg, K., H. Ronkainen, A. Laukkanen and K. Wallin. 2007. Friction and wear of coated surfaces-Scales, modeling and simulation of tribomechanisms. **Surf. Coat. Technol.** 202 :1034-1049.

Hussainova, I., J. Kubarsepp and I. Shcheglov. 1999. Investigation of impact of solid particles against hardmetal and cermet targets. **Tribol. Int.** 32: 337-344.

Hutchings, M. I. 1977. Deformation of metal surfaces by the oblique impact of square plates. **Int J Mech Sci** 19: 45-52.

Hutchings, M. I. 1992a. Ductile- brittle transitions and wear maps for the erosion and abrasion of brittle materials. **J. Phys. D: Appl. Phys.** 25: 12-21.

Hutchings, M. I. 1992b. **Tribology : Friction and Wear of Engineering Materials**. Edward Arnold, London.

Hutchings, M. I. 1998. Abrasive and erosive wear test for thin coating : a unified approach. **Tribol. Int.** 31 (1-3): 5-15.

Hutchings, M. I., M. Gee and E. Santner. 2006. Friction and wear, pp. 743-767. *In* H. Czichos, T. Saito and L. Smith. eds. **Springer Handbook of Metrology and Testing**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin.

International Standards. 1980. **Metallic and Related Coatings-Vickers and Knoop Micro-Hardness Tests**. ISO 4516.

International Standards. 2004. **Thermal Spraying - Determination of the Deposition Efficiency for Thermal Spraying**. ISO 17836.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Iordanova, I. and K. S. Forcey. 1997. Texture and residual stresses in thermally sprayed coatings. **Surf. Coat. Technol.** 91: 174-182.

Itoh, A. and T. W. Clyne. 1995. Initiation and propagation of interfacial crack during spontaneous debonding of thermally sprayed coatings, pp. 425-432. *In* **Proceedings of the 8th National Thermal Spray Conference**. 11-15 September 1995, ASM International. Houston, Texas, USA.

Jha, K. A., J. Mantry, S. Satapathy and A. Patnaik. 2010. Erosive wear performance analysis of jute-epoxy-SiC hybrid composites. **J Compos Mater** 44 (13): 1623-1641.

Joubert, F. 2005. **Rapid Tooling and the LOMOLD Process**. M.Sc. Thesis, University of Stellenbosch.

Karapatis, N. P., J.-P. S. van Griethuysen, and R. Glardon. 1997. Injection molds behavior and lifetime characterization, pp. 317-324. *In* **Proceedings of the Solid Freeform Fabrication Symposium**. 11-13 August 1997, The University of Texas at Austin. Texas, USA.

Kim, J. A. 2007. **Structural and Compositional Changes of Tribolayer Material Induced by Unlubricated Sliding of Aluminum : Experiments and Computer Simulation**. Ph.D. Thesis, The Ohio State University.

Kleis, I. and P. Kulu. 2008. **Solid Particle Erosion : Occurrence, Prediction and Control**. Springer-Verlag London Limited, London.

Kuroda, S. and T. W. Clyne. 1991. The quenching stress in thermally sprayed coatings. **Thin Solid Films** 200: 49-66.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Kutay, A. and L. Weiss. 1992. Economic analysis of robotic operations : A case study of a thermal spraying robot. **Robot Comput Intregated Manuf** 9 (3): 279-287.

Lanz, R. W., S. N. Melkote and M. A. Kotnis. 2002. Machinability of rapid tooling composite board. **J Mater Proc Technol** 127: 242-245.

Larsen, ∅. T., L. T. Anderson, B. Thorning, A. Horsewell and E. M. Vigild. 2007. Changes in the tribological behavior of an epoxy resin by intercoporating CuO nanoparticles and PTFE microparticles. **Wear** 265: 203-213.

Lathabai, S., M. Ottmuller and I. Fernandez. 1998. Solid particle erosion behaviour of thermal sprayed ceramics, metallic and polymer coatings. **Wear** 221: 93-108.

Laurence, W. M. 2010. **Fatigue and Tribological Properties of Plastics and Elastomers**. 2nd ed. Elsevier Inc., Massachusetts.

Lee, Y. G., C. K. H. Dharan and R. O. Ritchie. 2002. A physically- based abrasive wear model for composite materials. **Wear** 252: 322-331.

Levy, V. A. and G. Hickey. 1987. Liquid-solid particle slurry erosion of steel. **Wear** 117 :129-146.

Li, X., G. Zhao, Y. Guan and H. L. Ho. 2009. Research on thermal stress, deformation, and fatigue lifetime of the rapid heating cycle injection mold. **Int J Adv Manuf Technol** 45 :261–275.

Lin, F. Y. and H. S. Shao. 1991. The effect of impingement angle on slurry erosion. **Wear** 141 :279-289.

Lingaiah, K. 2002. **Machine Design Databook**. 2nd ed. McGraw-Hill Professional, New York.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Liu, X. 2003. **A Study on the Erosion and Erosion-Oxidation of Metal Matrix Composites**. Ph.D. Thesis, Helsinki University of Technology.

Ma, S., I. Gibson, G. Balaji and Q. J. Hu. 2007. Development of epoxy matrix composites for rapid tooling applications. **J Mater Proc Technol** 192-193: 75-82.

Martinho, G. M. P. 2010. **Mechanical Design of Hybrid Moulds-Mechanical and Thermal Performance Implications**. Ph.D. Thesis, University of Minho.

Mate, M. C. 2008. **Tribology on the Small Scale**. Oxford University Press, London.

Matejicek, J. and S. Sampath. 2003. In situ measurement of residual stresses and elastic moduli in thermal sprayed coatings. Part 1: Apparatus and analysis. **Acta Materialia** 51 :863-872.

MCP Tooling engineers, 2002. **MCP Epoxy Mould Production : User Guides**. MCP-HEK GmbH Publishing, Schleswig-Holstein.

Meyers, A. M. and K. K. Chawla. 2009. **Mechanical Behavior of Materials**. 2nd ed. Cambridge University Press, Cambridge.

Mitterer, C., F. Holler, D. Reitberger, E. Badisch, M. Stoiber, C. Lugmair, R. Nobauer, Th. Muller and R. Kullmer. 2003. Industrial applications of PACVD hard coatings. **Surf. Coat. Technol.** 163-164: 716-722.

Moore, D. F. 1975. **Principles and Applications of Tribology.** Pergamon Press, Oxford.

Newbery, A. P., T. Rayment and P. S. Grant. 2004. A Particle image velocimetry investigation of in-flight and deposition behaviour of steel droplets during electric arc sprayforming. **Mater Sci Eng: A** 383: 137-145.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Panagopoulos, N. C., E. P. Agathocleous, D. V. Papachristos and A. Michaelides. 2000. Sliding wear behaviour of zinc-iron alloy electrodeposits. **Surf. Coat. Technol.** 123: 62-71.

Panagopoulos, N. C., K. G. Georgarakis and E. P. Agathocleous. 2003. Sliding wear behaviour of zinc-nickel alloy electrodeposits. **Tribol. Int.** 36: 619-623.

Patnaik, A., A. Satapathy, N. Chand, N. M. Barkoula and S. Biswas. 2010. Solid particle erosion wear characteristics of fiber and particulate filled polymer composites : A review. **Wear** 286: 249-236.

Pawlowski, L. 2008. **The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings**. 2nd ed. John Wiley & Sons, Ltd., West Sussex.

Peng, Z. and T. B. Kirk. 1998. Computer image Analysis of wear particles in 3 dimensions for machine condition monitoring. **Wear** 223: 157-166.

Radstok, E. 1999. Rapid tooling. **Rapid Prototyping Journal** 5(4): 164-168.

Romanes, C. M., A. N. D' Souza, D. Coutinho, K. J. Balkus and W. T. Schaff. 2007. Surface and substrate characterization of epoxy-mesoporous silica composites to clarify tribological properties. **Wear** 265: 88-69.

Roy, M., B. Vishwanathan and G. Sundararajan. 1994. The solid particle erosion of polymer matrix composites. **Wear** 171: 149-161.

Saewong, P. 1998. **Erosion of Brittle Matrix Composites**. Ph.D. Thesis, Imperial College Lodon.

Saudners, D. S., B. A. Parker and J. R. Griffiths. 1975. The fracture toughness of an aluminum casting alloy. **Int Australian Inst. of Metal** 20 (1): 33–38.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Segal, J. I. and R. C. Cobb. 1995. Optimizing arc-sprayed metal tooling for injection Molding, pp. 189-199. *In* **Proceedings of First National Conference on Rapid Prototyping and Tooling Research**. 6-7 November 1995, Buckinghamshire College of Higher Education. Great Missenden, England.

Shin, C. S. and N. A. Fleck. 1989. Fatigue and fracture of zinc die casting alloy. **Int J Fatigue** 11 (5): 341–346.

SIKA Engineers. 2006. **Technical Data Sheet of Biresin® L84**. Sika Deutschland GmbH, Stuttgart.

Singh, B. J., W. Cai and P. Bellon. 2007. Dry sliding of Cu-15 wt%Ni-8wt%Sn bronze : Wear behaviour and microstructures. **Wear** 263: 830-841.

Stachowiak, G. W., A. W. Batchelor. and G. B. Stachowiak. 2004. **Experimental Methods in Tribology (Tribology series v. 44)**. Elsevier B.V., Amsterdam.

Stachowiak, G. W. and A. W. Batchelor. 2005. **Engineering Tribology**. 3th ed. Elsevier Butterworth-Heinemann, Elsevier Inc., Massachusetts.

Stepanenko, A. D. 2007. Modeling of Spraying with Time-Dependent Material Feed Rate. **Appl. Math. Model.** 309: 2564-2576.

Sundararajan, G., M. Roy and B. Venkataraman. 1990. Erosion efficiency –a new parameter to characterize the dominant erosion micromechanism. **Wear** 140: 369-381.

Takadoum, J. 2008. **Materials and Surface Engineering in Tribology**. 2nd ed. ISTE Ltd. and John Wiley & Sons, Inc., South West England.

Tan, K. S., R. J. K. Wood and K. R. Strokes. 2003. The slurry erosion behaviour of high velocity oxy-fuel (HVOF) sprayed aluminium bronze coating. **Wear** 255: 195–205.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Tsui, Y. C. and T. W. Clyne. 1997. An analytical model for predicting stresses in progressively deposited coatings. Part 1: Planar geometry. **Thin Solid Films** 309: 23-33.

Vasconcelos, P. V., F. J. Lino, A. M. Baptista and J. L. R. Neto. 2006. Tribological behaviour of epoxy based composites for rapid tooling. **Wear** 260: 30-39.

Vinson, J. R. and R. L. Sierakowski. 2008. **The Behavior of Structures Composed of Composites Materials**. 2 nd ed. Springer, Amsterdam.

Wang, J., X. P. Wei, P. Christodoulou and H. Hermanto. 2004. Rapid tooling for zinc spin casting using arc metal spray technology. **J Mater Proc Technol** 146: 283-288.

Wang, Y. and M. Yan. 2006. The effect of CeO_2 on the erosion and abrasive wear of thermal sprayed FeAl intermetallic alloy coatings. **Wear** 261: 1201-1207.

Wen, D. -C. 2010. Erosion and wear behavior of nitrocarburized DC53 tool steel. **Wear** 268 : 629-639.

Wenzelburger, M., M. Escrubano and R. Gadow. 2004. Modeling of thermally sprayed coatings on light metal substrates: -Layer growth and residual stress formation. **Surf. Coat. Technol.** 180-181: 429-435.

Whitehouse, D. 2002. **Surfaces and their Measurement**. Hermes Penton Ltd., London.

Wimpenny, I. D. and J. G. Gibbons. 2000. Metal spray invar tooling for composites. **Aircraft Eng Aero Technol** 72 (5): 430-439.

Wood, M. M. and E. J. Weidlich. 1982. Empirical evaluation of fracture toughness : the toughness of quartz. **American Mineralogist** 67: 1065–1068.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

Wood, R. J. K. 1999. The sand erosion performance of coatings. **Mater Des** 20: 179-191.

Zhang, H., G. Wang, Y. Luo and T. Nakaga. 2001. Rapid hard tooling by plasma spraying for injection molding and sheet metal forming. **Thin Solid Films** 390: 7-12.

Zhang, Y., Y. –B. Cheng and S. Lathabai. 2000. Erosion of alumina ceramics by air- and water-suspended garnet particles. **Wear** 240: 40-51.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

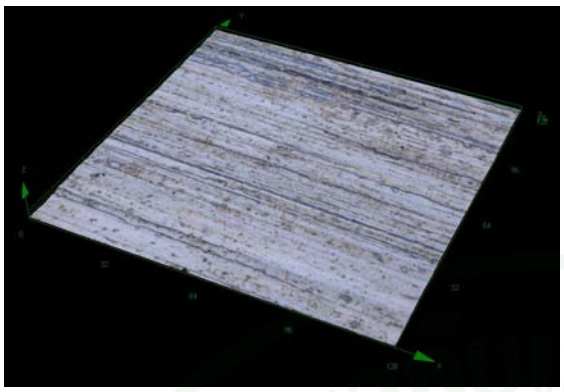
ภาคผนวก

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

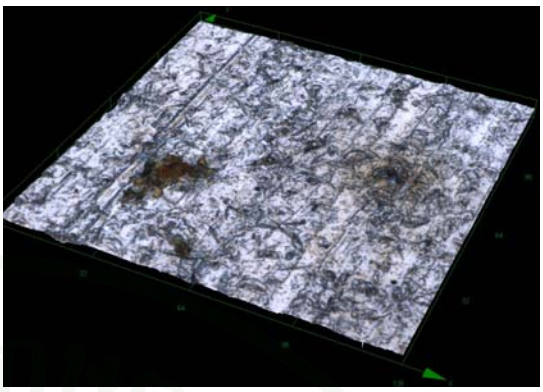
ภาคผนวก ก

ผลการทดสอบ

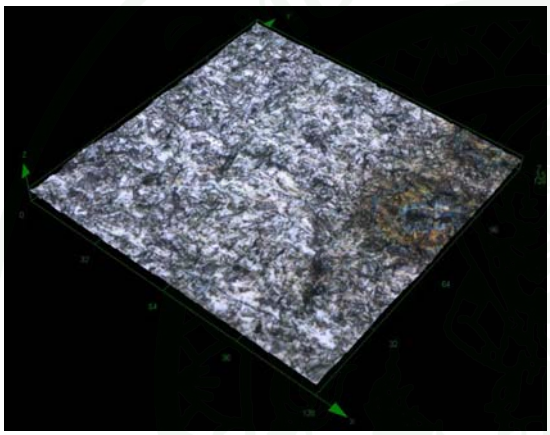
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



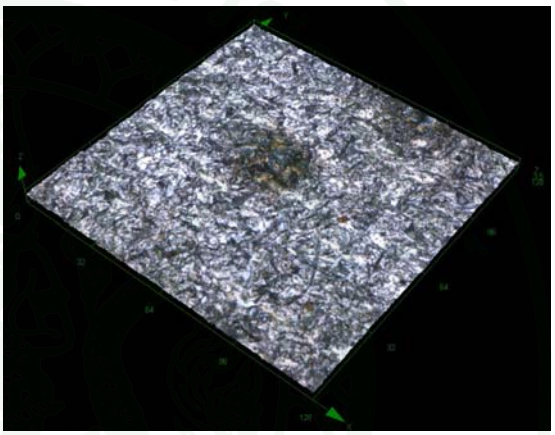
(ก) Unworn surface



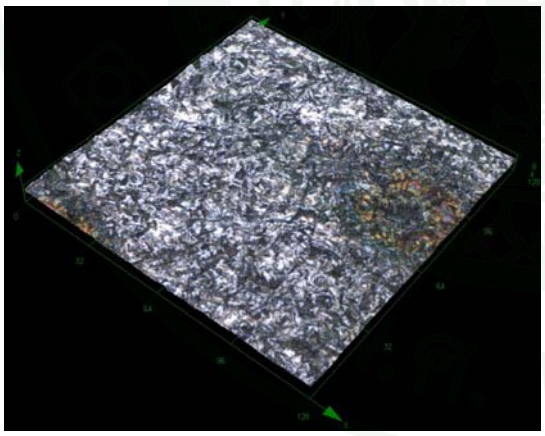
(ข) DC53 worn surface @ 30°



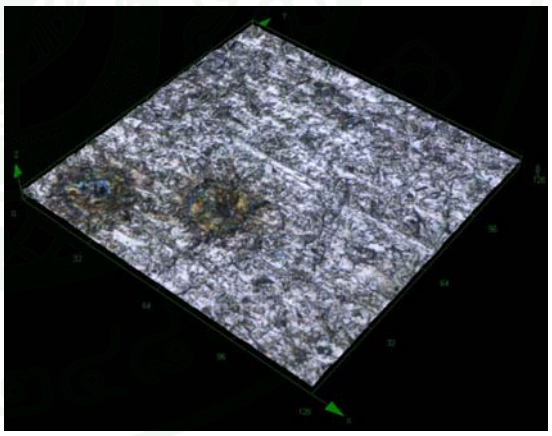
(ค) DC53 worn surface @ 45°



(ง) DC53 worn surface @ 60°



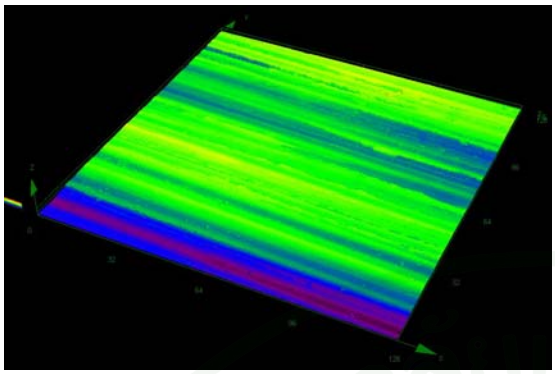
(จ) DC53 worn surface @ 75°



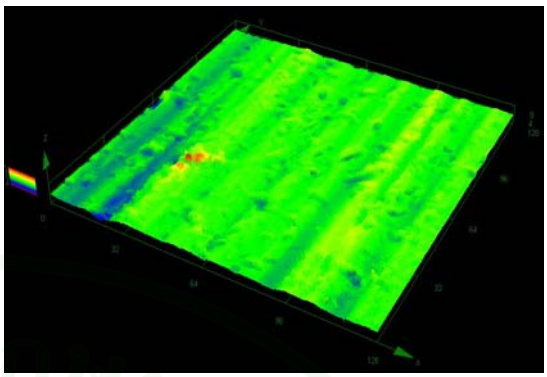
(ฉ) DC53 worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก1 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

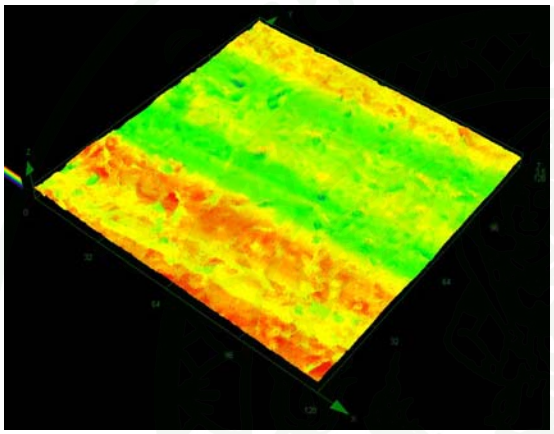
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



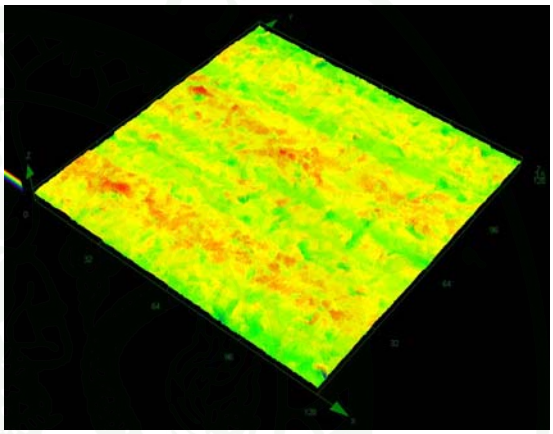
(ก) Unworn surface



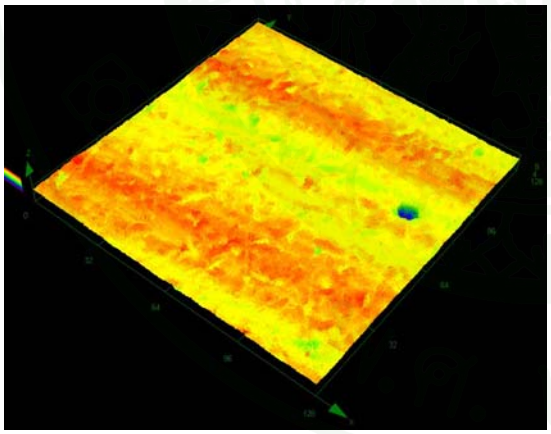
(ข) DC53 worn surface @ 30°



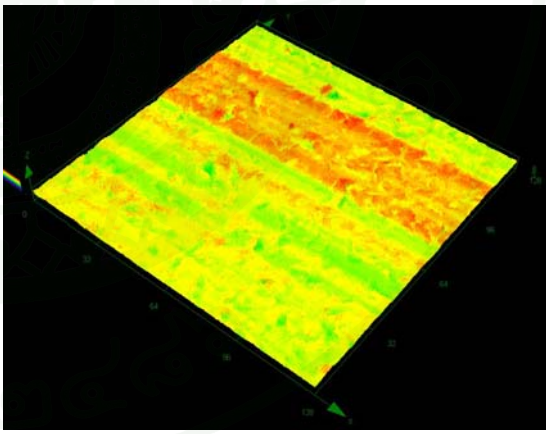
(ค) DC53 worn surface @ 45°



(ง) DC53 worn surface @ 60°



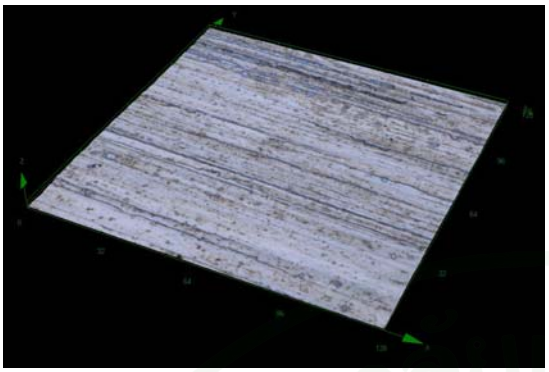
(จ) DC53 worn surface @ 75°



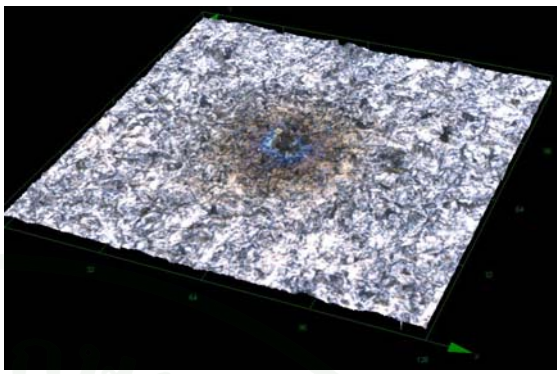
(ฉ) DC53 worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก2 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

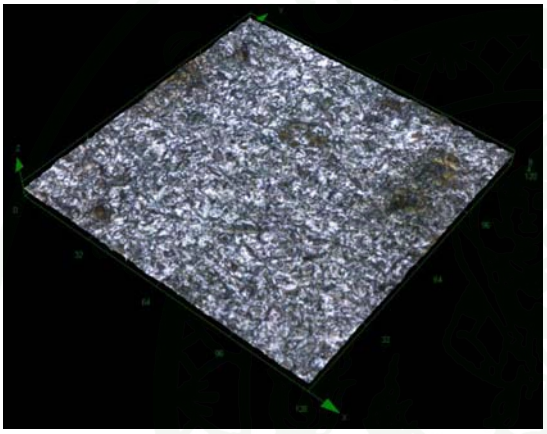
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



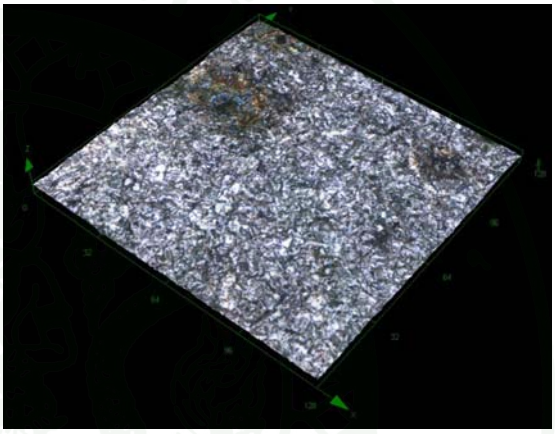
(ก) Unworn surface



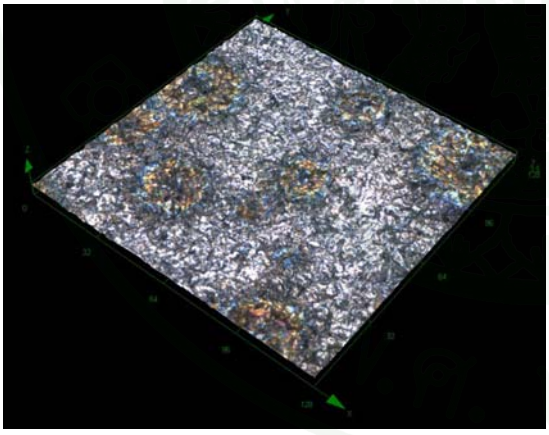
(ข) DC53 worn surface @ 30°



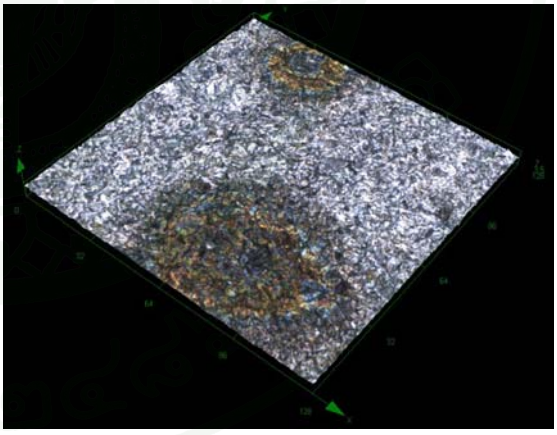
(ค) DC53 worn surface @ 45°



(ง) DC53 worn surface @ 60°



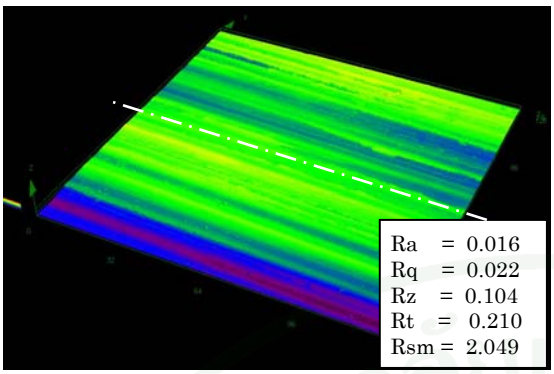
(จ) DC53 worn surface @ 75°



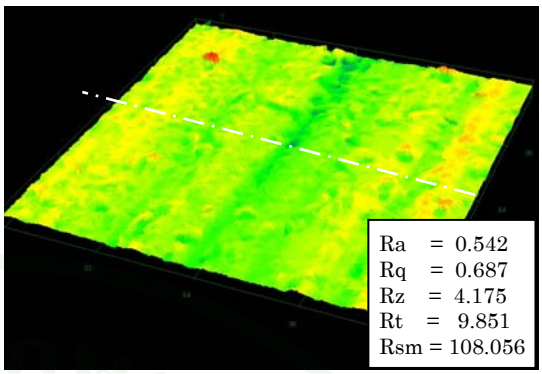
(ฉ) DC53 worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก3 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

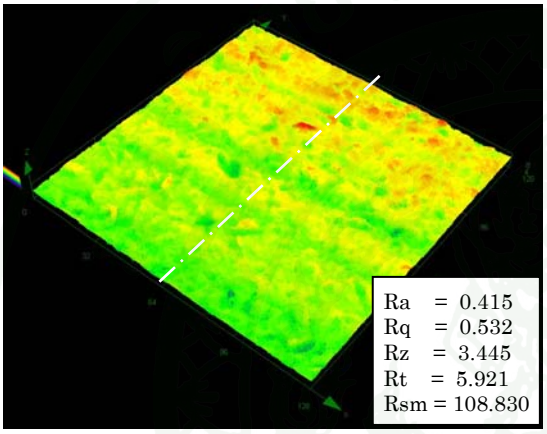
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



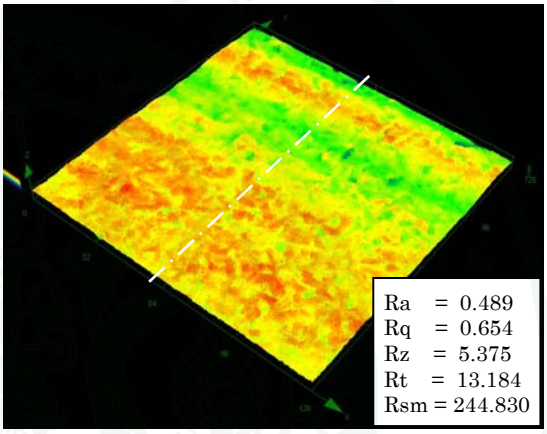
(ก) Unworn surface



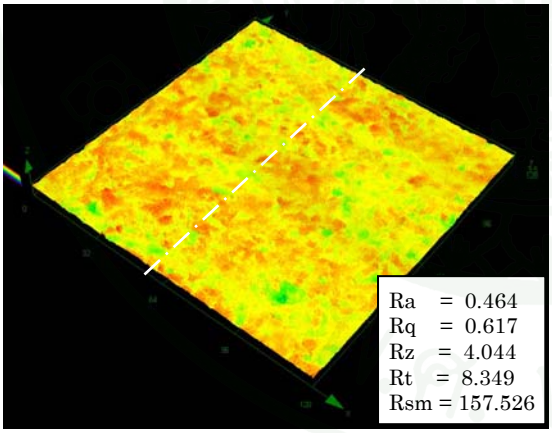
(ข) DC53 worn surface @ 30°



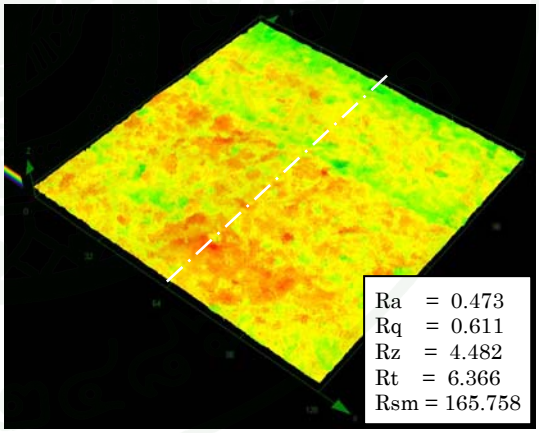
(ค) DC53 worn surface @ 45°



(ง) DC53 worn surface @ 60°



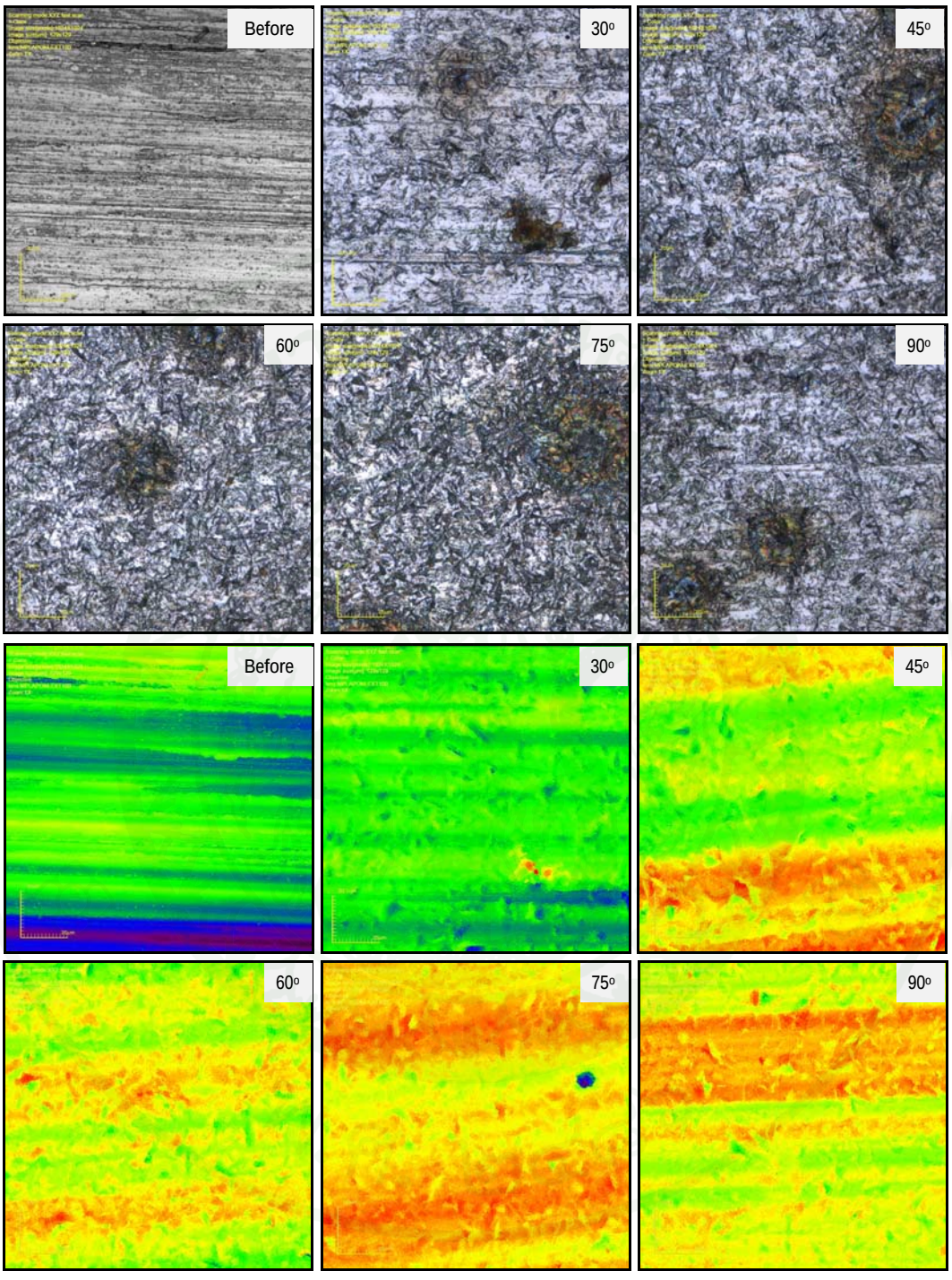
(จ) DC53 worn surface @ 75°



(ฉ) DC53 worn surface @ 90°

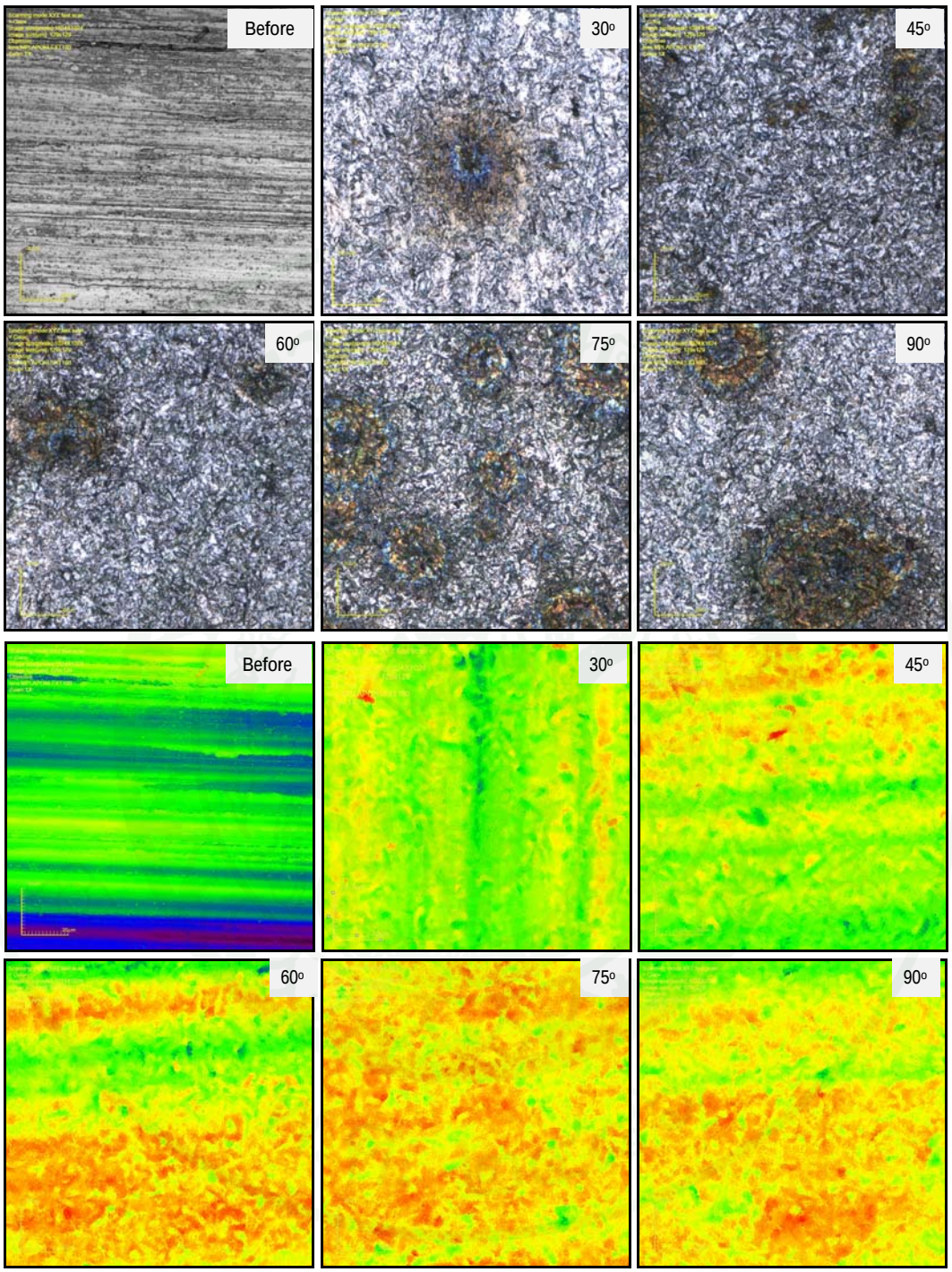
ภาพผนวกที่ ก4 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



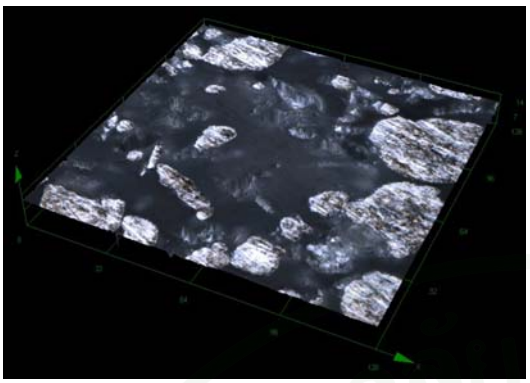
ภาพผนวกที่ ก5 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

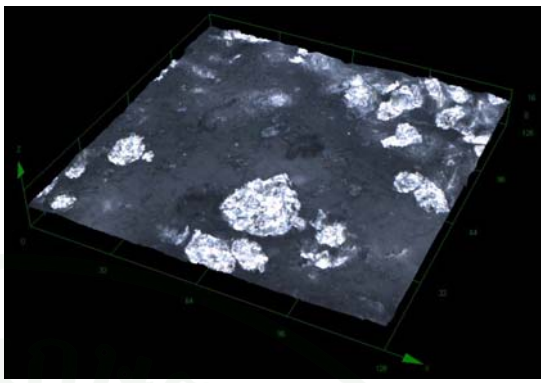


ภาพผนวกที่ ก6 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ DC 53 ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

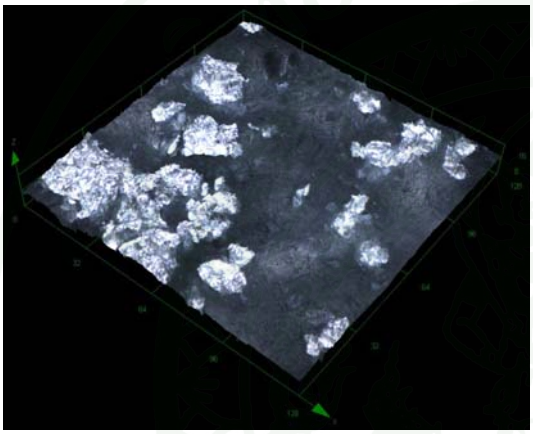
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



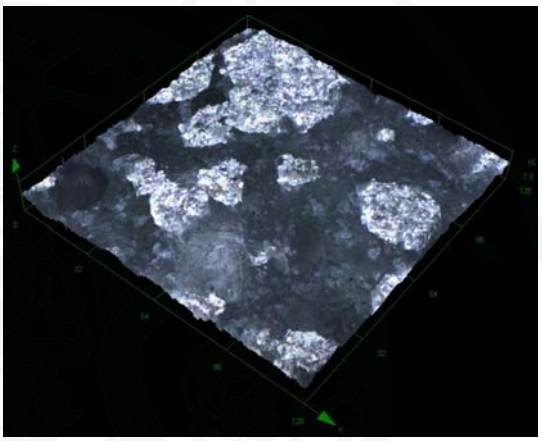
(ก) Unworn surface



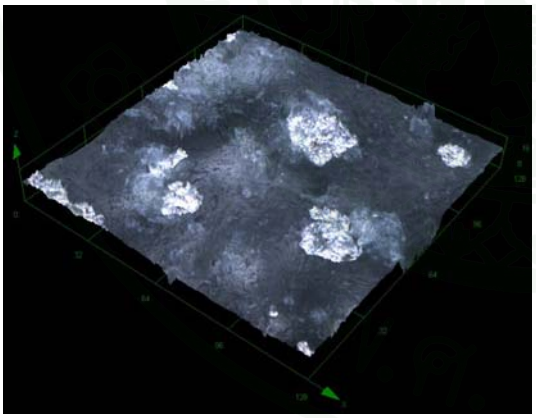
(ข) Machined AL-EP worn surface @ 30°



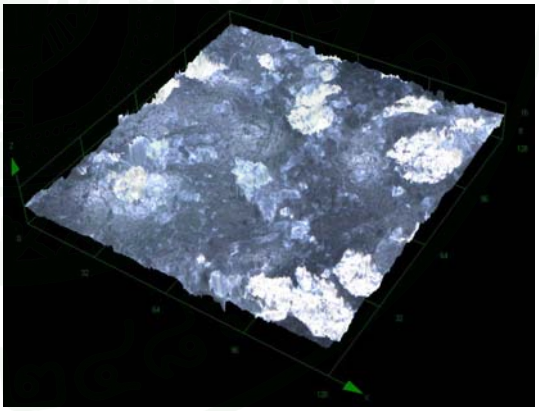
(ค) Machined AL-EP worn surface @ 45°



(ง) Machined AL-EP worn surface @ 60°



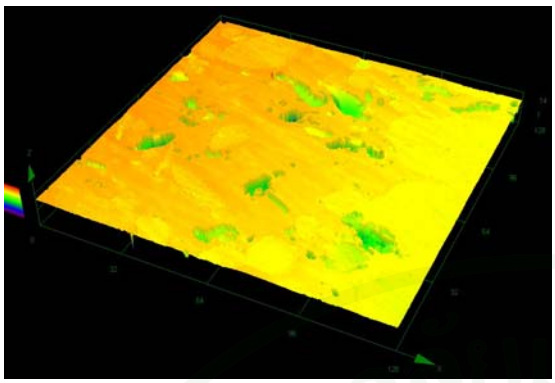
(จ) Machined AL-EP worn surface @ 75°



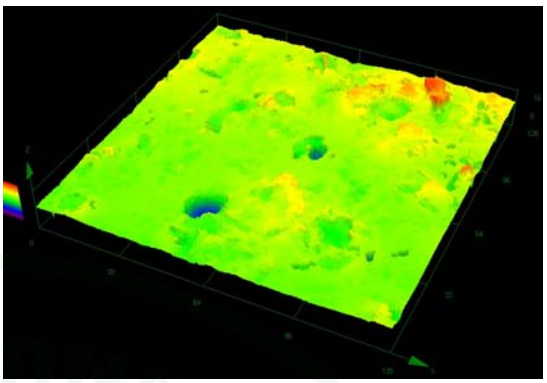
(ฉ) Machined AL-EP worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก7 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

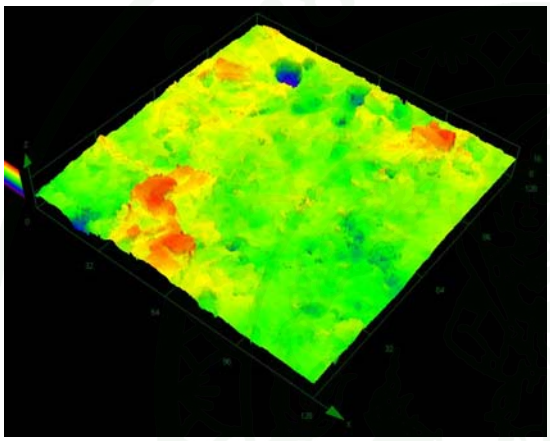
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



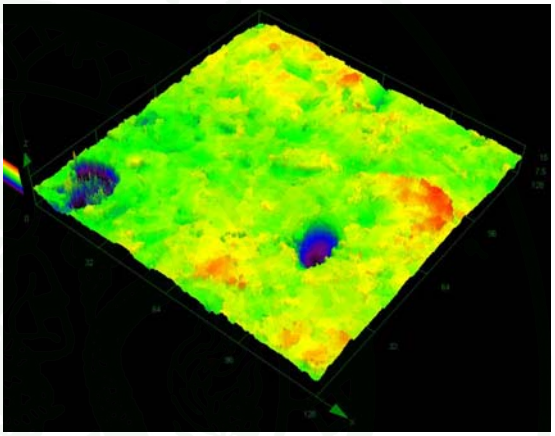
(ก) Unworn surface



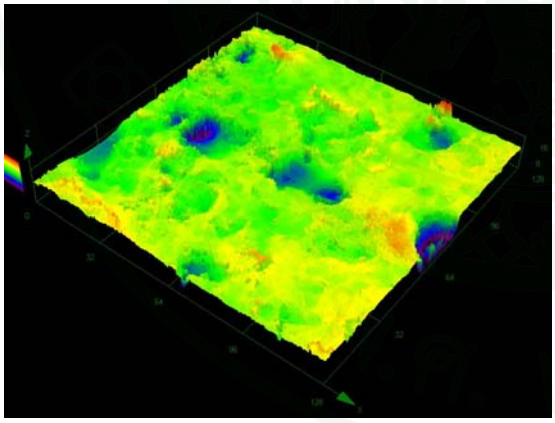
(ข) Machined AL-EP worn surface @ 30°



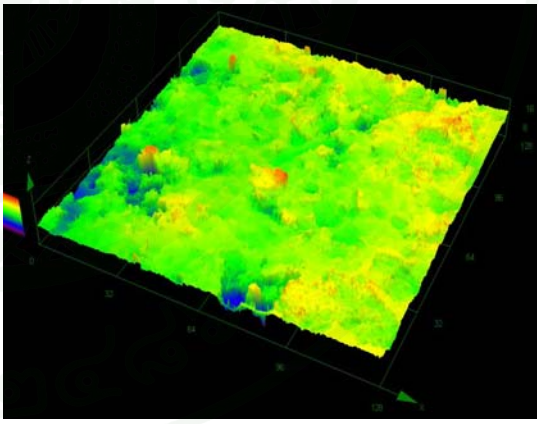
(ค) Machined AL-EP worn surface @ 45°



(ง) Machined AL-EP worn surface @ 60°



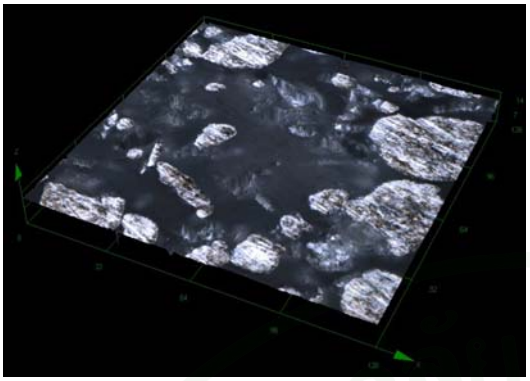
(จ) Machined AL-EP worn surface @ 75°



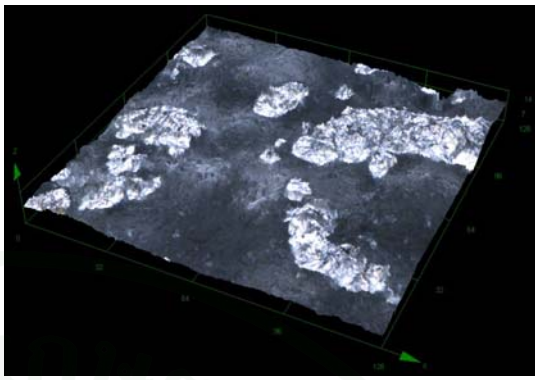
(ฉ) Machined AL-EP worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก8 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

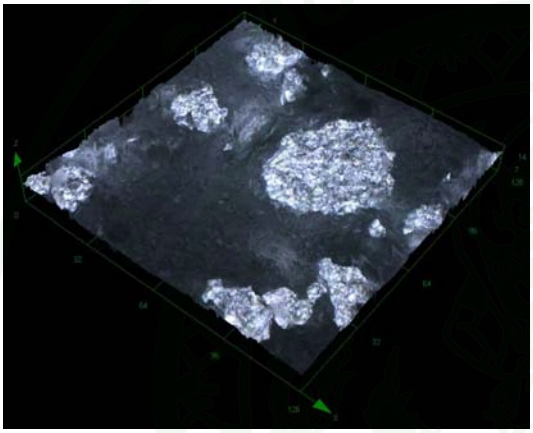
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



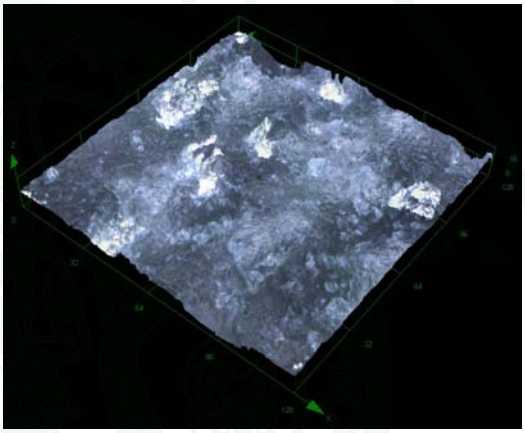
(ก) Unworn surface



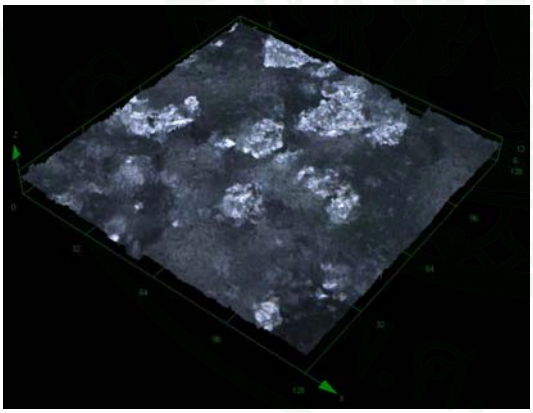
(ข) Machined AL-EP worn surface @ 30°



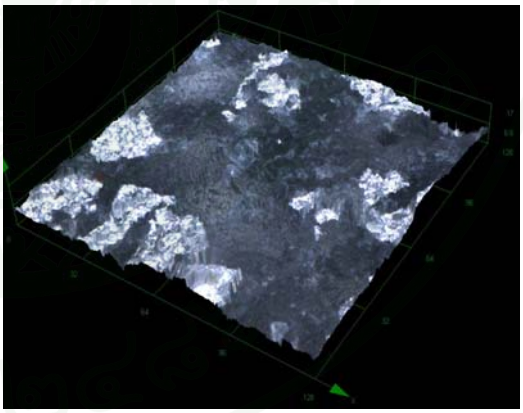
(ค) Machined AL-EP worn surface @ 45°



(ง) Machined AL-EP worn surface @ 60°



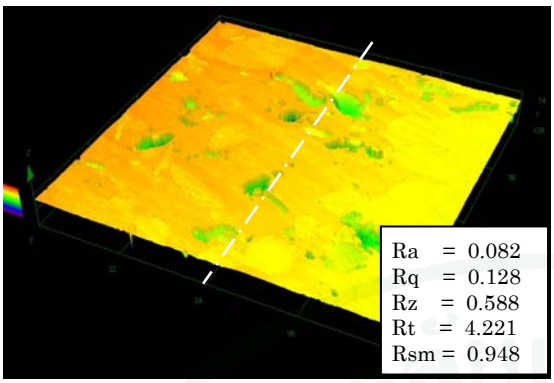
(จ) Machined AL-EP worn surface @ 75°



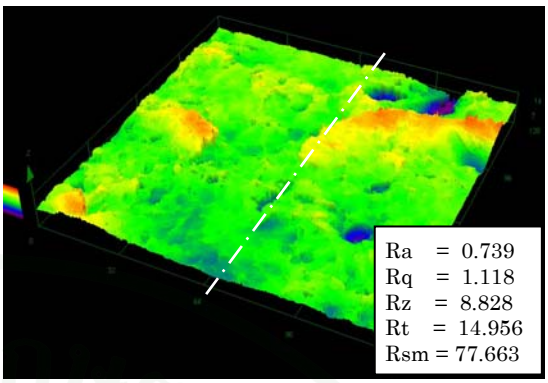
(ฉ) Machined AL-EP worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก9 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

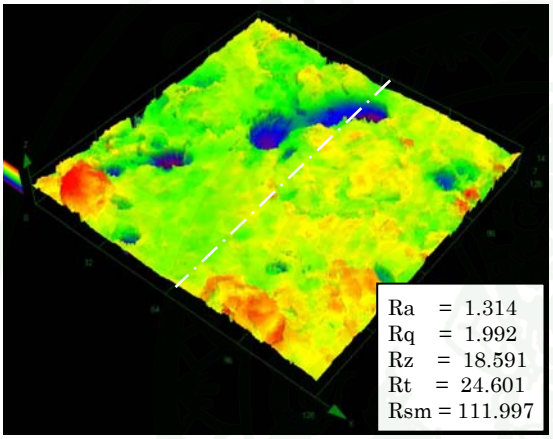
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



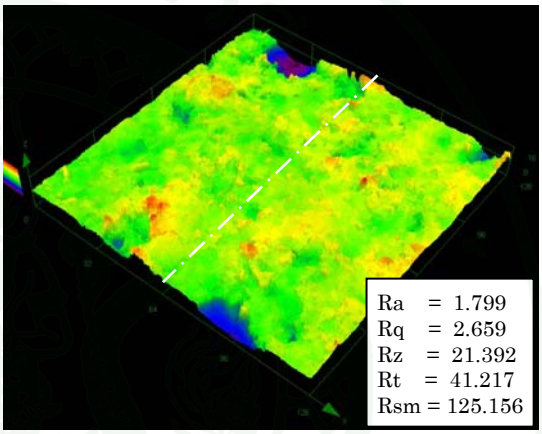
(ก) Unworn surface



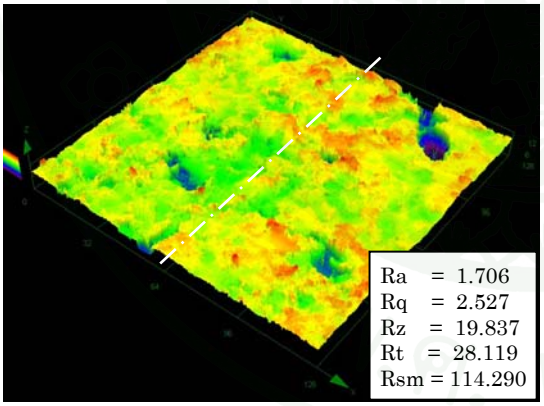
(ข) Machined AL-EP worn surface @ 30°



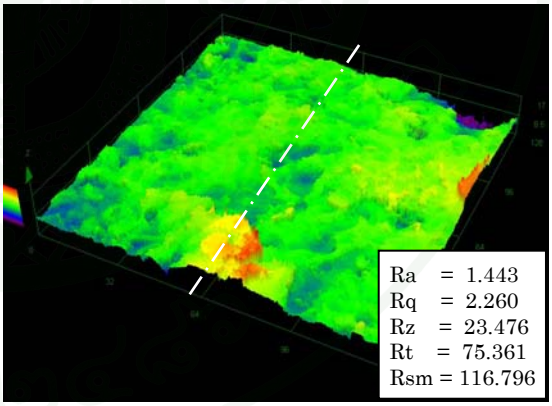
(ค) Machined AL-EP worn surface @ 45°



(ง) Machined AL-EP worn surface @ 60°



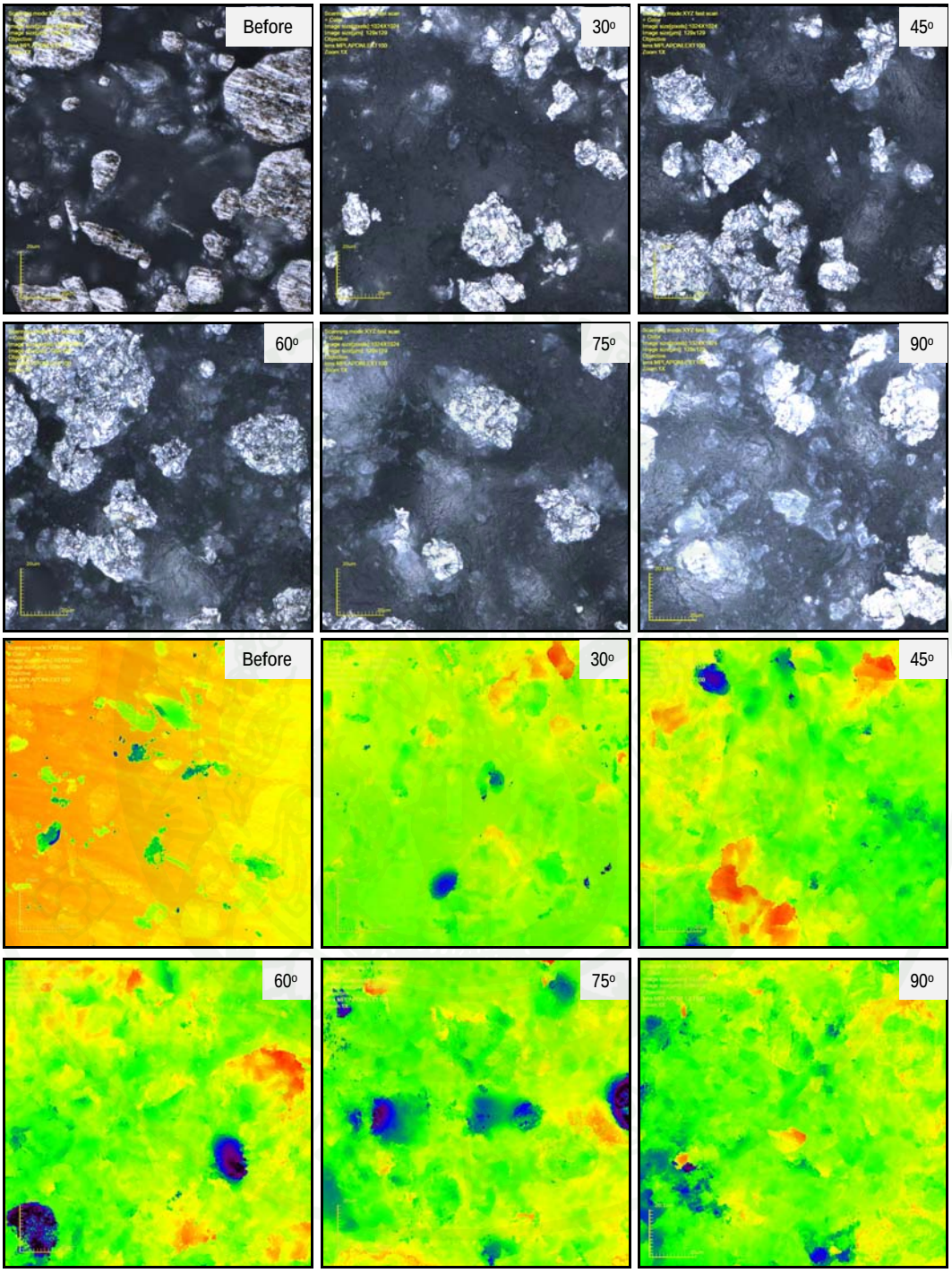
(จ) Machined AL-EP worn surface @ 75°



(ฉ) Machined AL-EP worn surface @ 90°

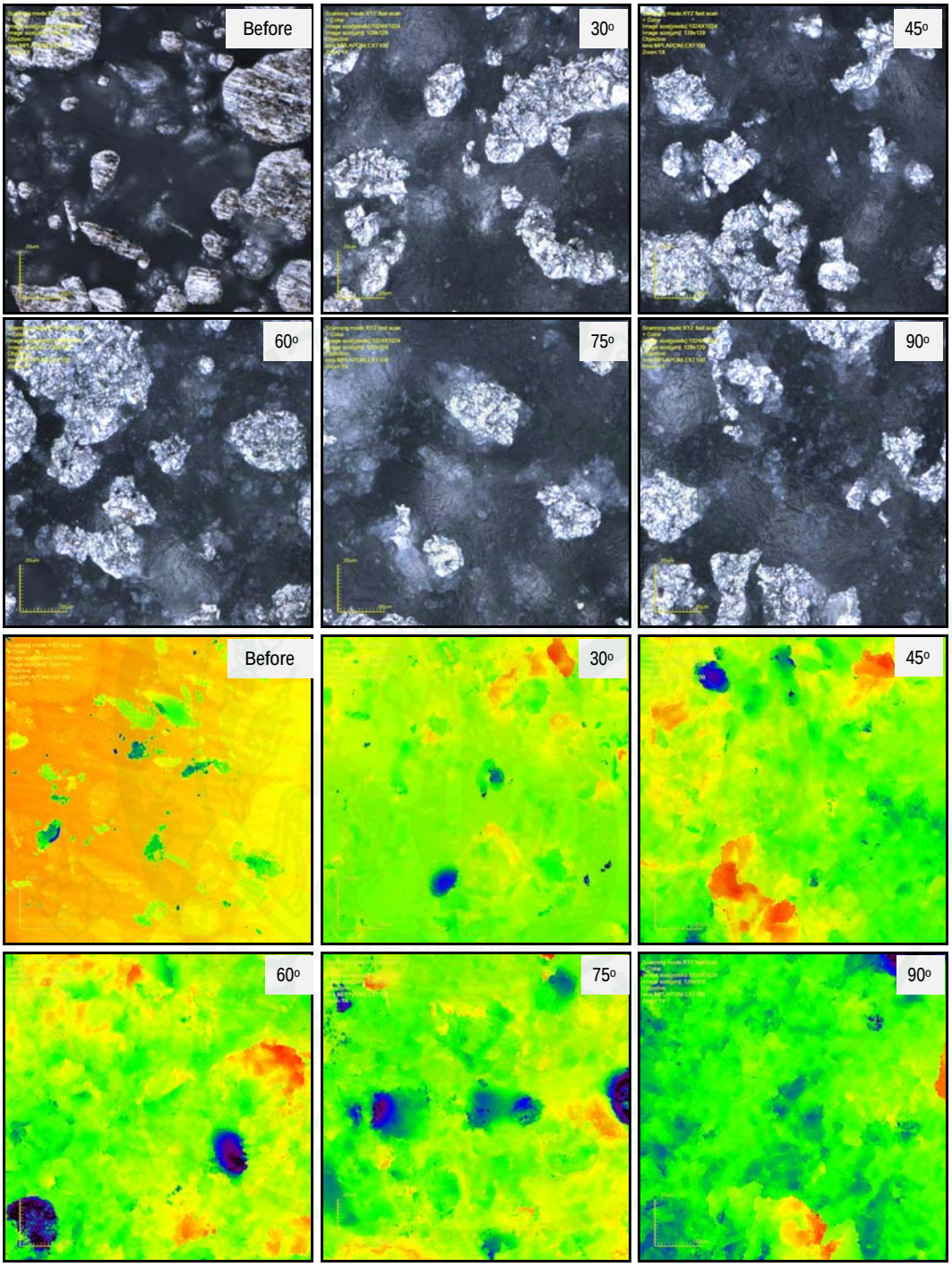
ภาพผนวกที่ ก10 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



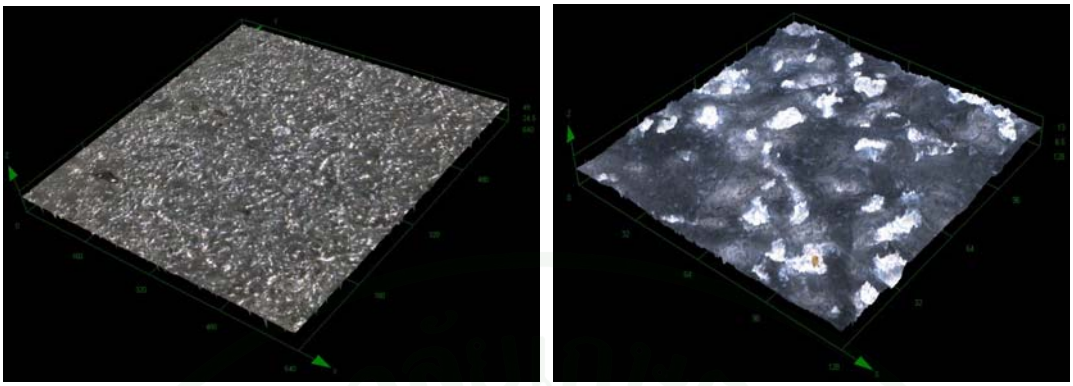
ภาพผนวกที่ ก11 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

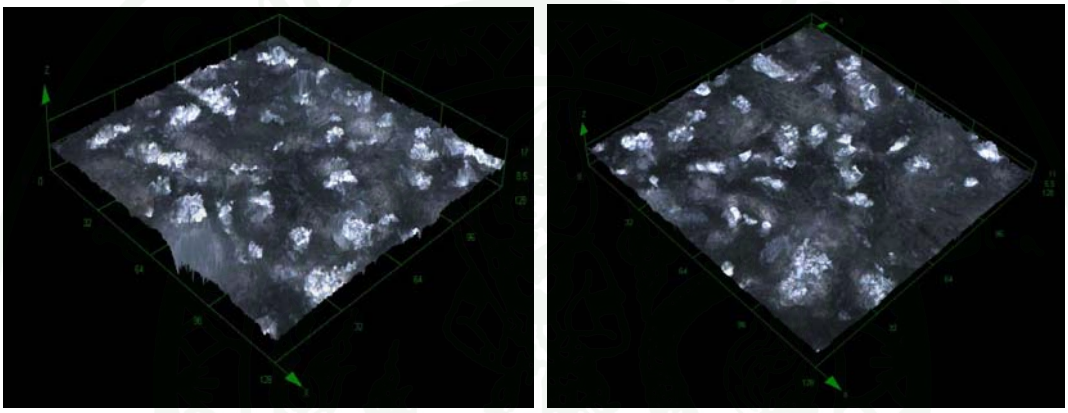


ภาพผนวกที่ ก12 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP machining ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

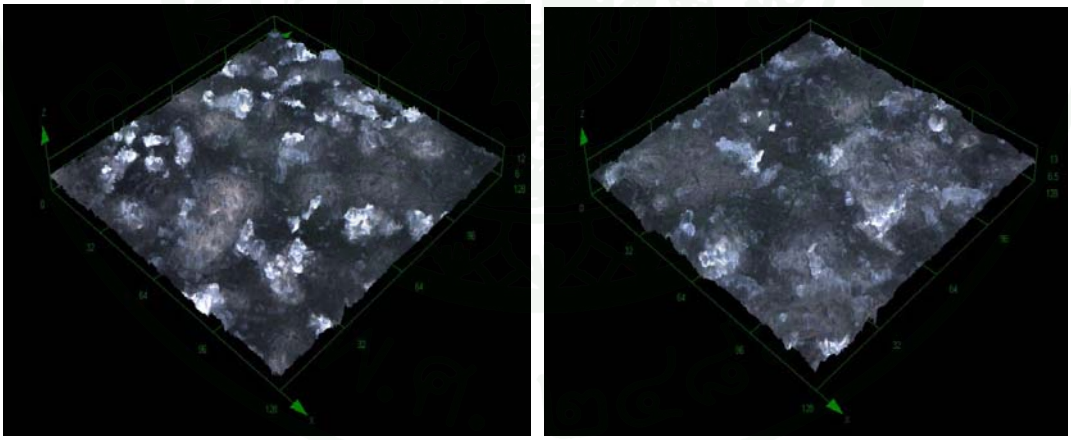
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) Unworn surface (ข) AL-EP Casting worn surface @ 30°



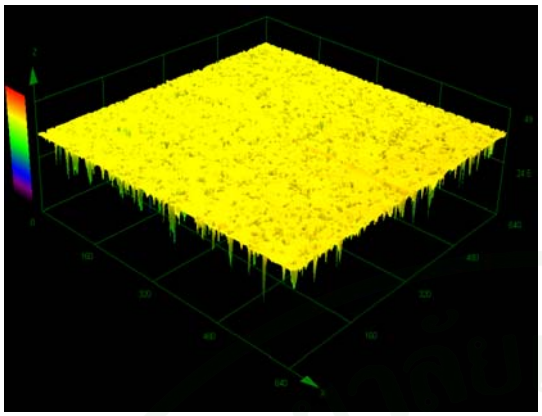
(ค) AL-EP Casting worn surface @ 45° (ง) AL-EP Casting worn surface @ 60°



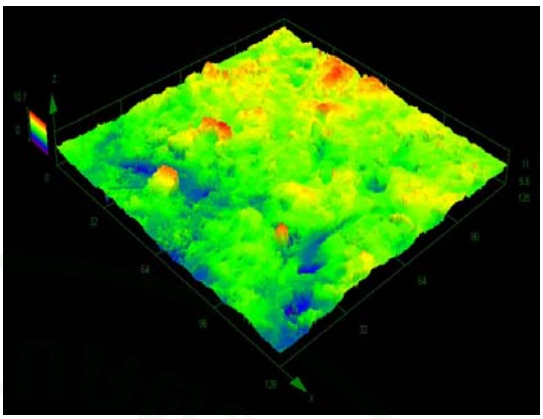
(จ) AL-EP Casting worn surface @ 75° (ฉ) AL-EP Casting worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก13 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

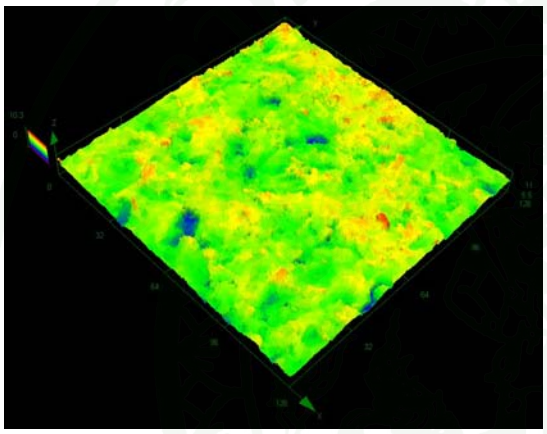
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



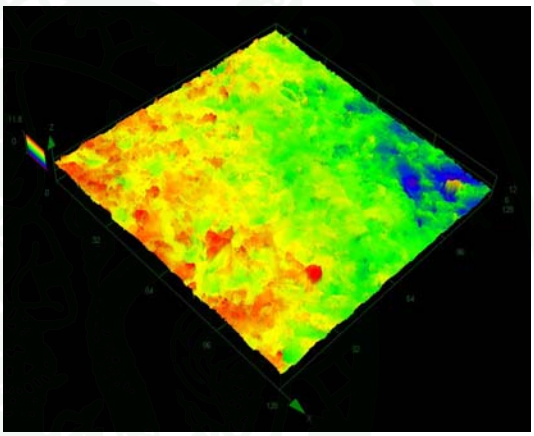
(ก) Unworn surface



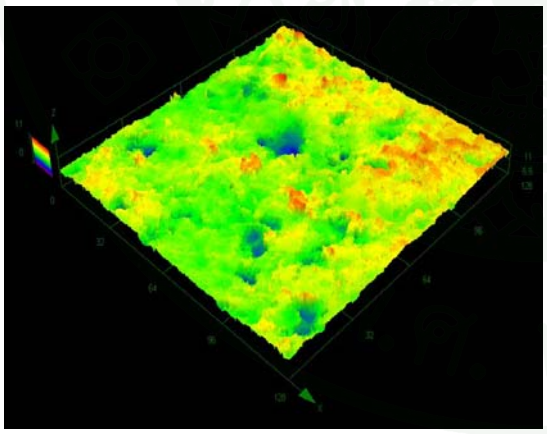
(ข) AL-EP Casting worn surface @ 30°



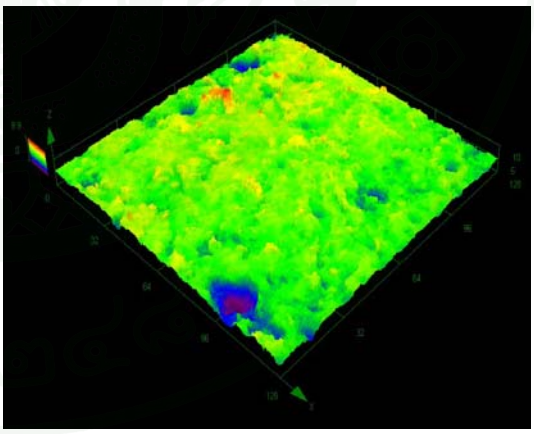
(ค) AL-EP Casting worn surface @ 45°



(ง) AL-EP Casting worn surface @ 60°



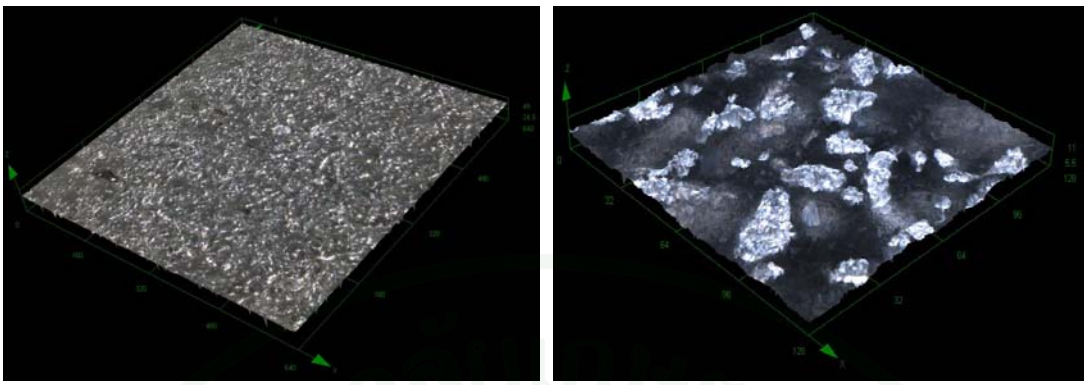
(จ) AL-EP Casting worn surface @ 75°



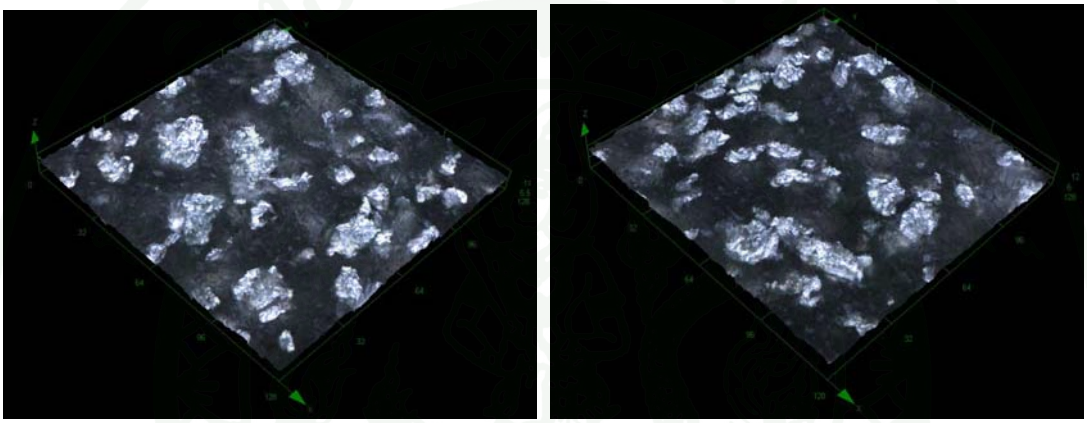
(ฉ) AL-EP Casting worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก14 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมชนปะทะ Zone D

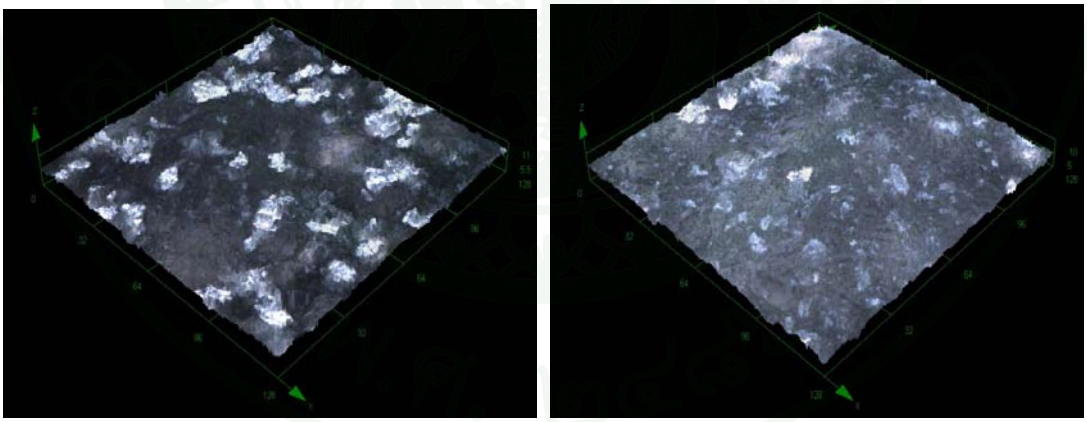
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



(ก) Unworn surface (ข) AL-EP Casting worn surface @ 30°



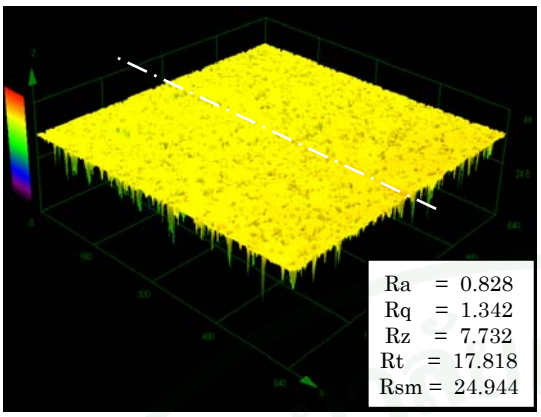
(ค) AL-EP Casting worn surface @ 45° (ง) AL-EP Casting worn surface @ 60°



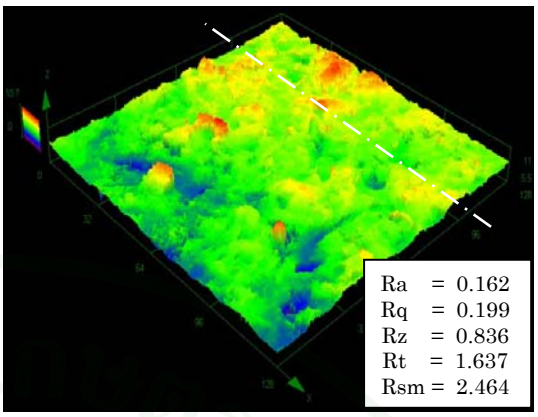
(จ) AL-EP Casting worn surface @ 75° (ฉ) AL-EP Casting worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก15 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

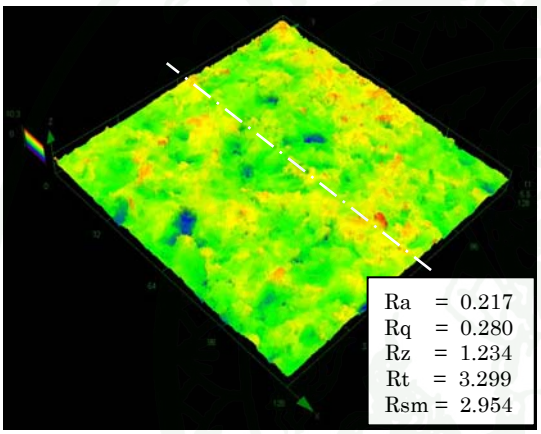
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



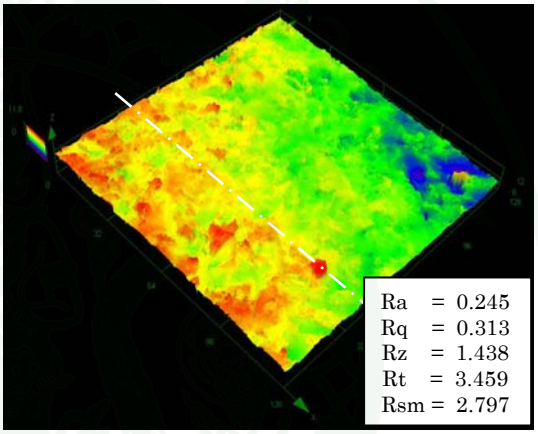
(ก) Unworn surface



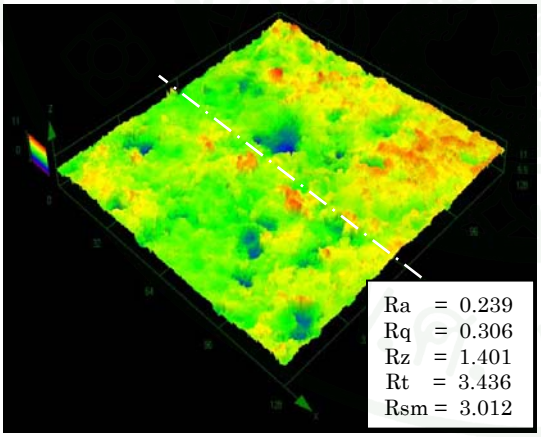
(ข) AL-EP Casting worn surface @ 30°



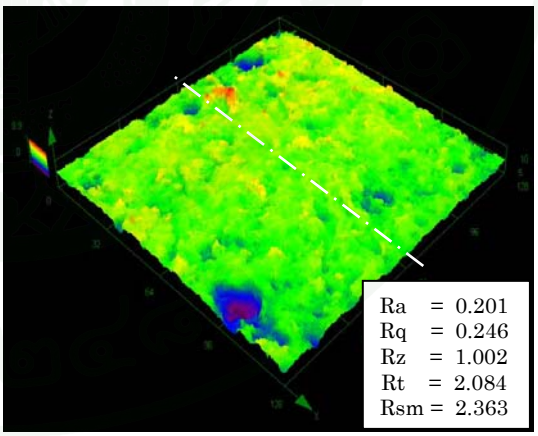
(ค) AL-EP Casting worn surface @ 45°



(ง) AL-EP Casting worn surface @ 60°



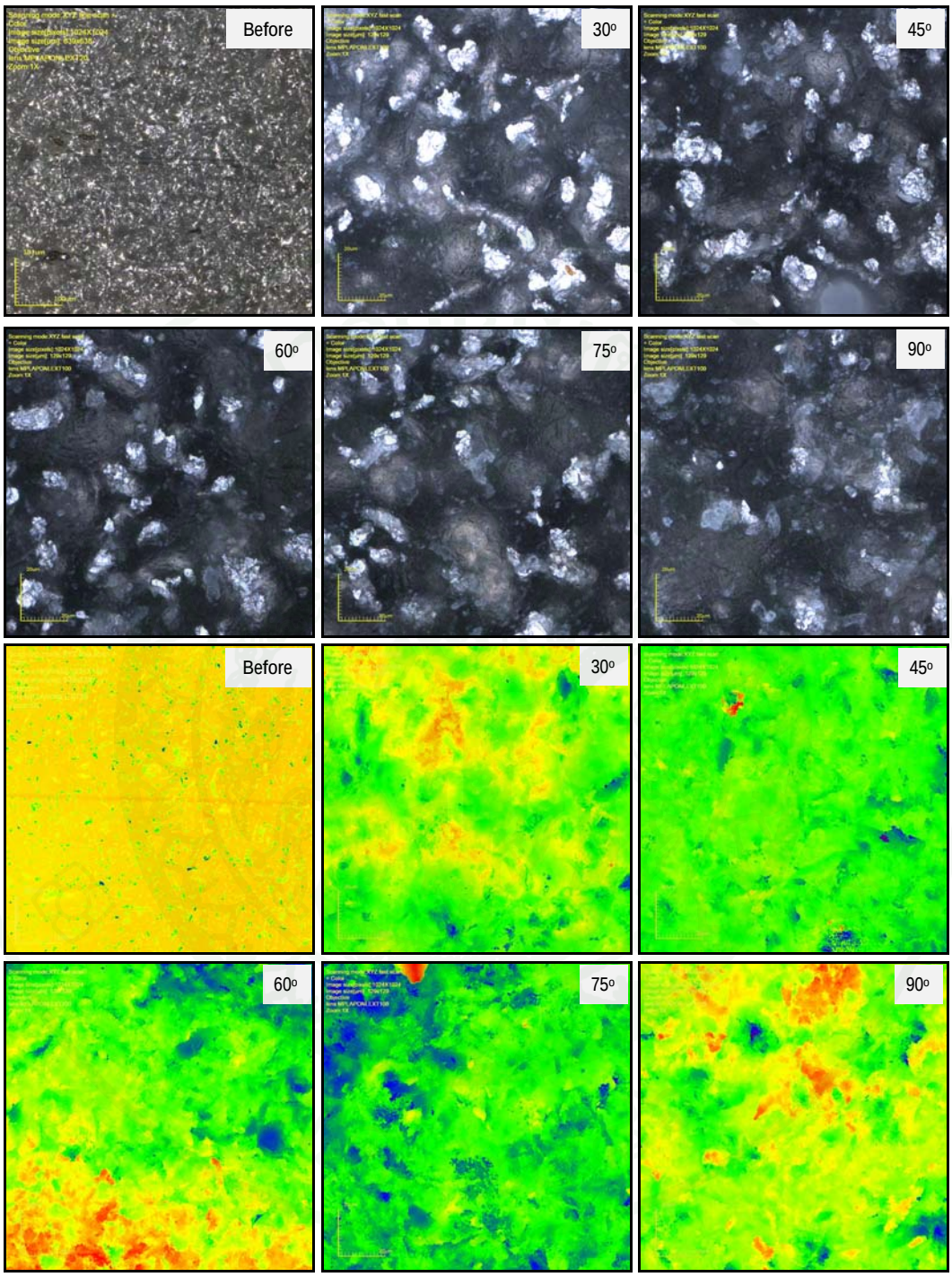
(จ) AL-EP Casting worn surface @ 75°



(ฉ) AL-EP Casting worn surface @ 90°

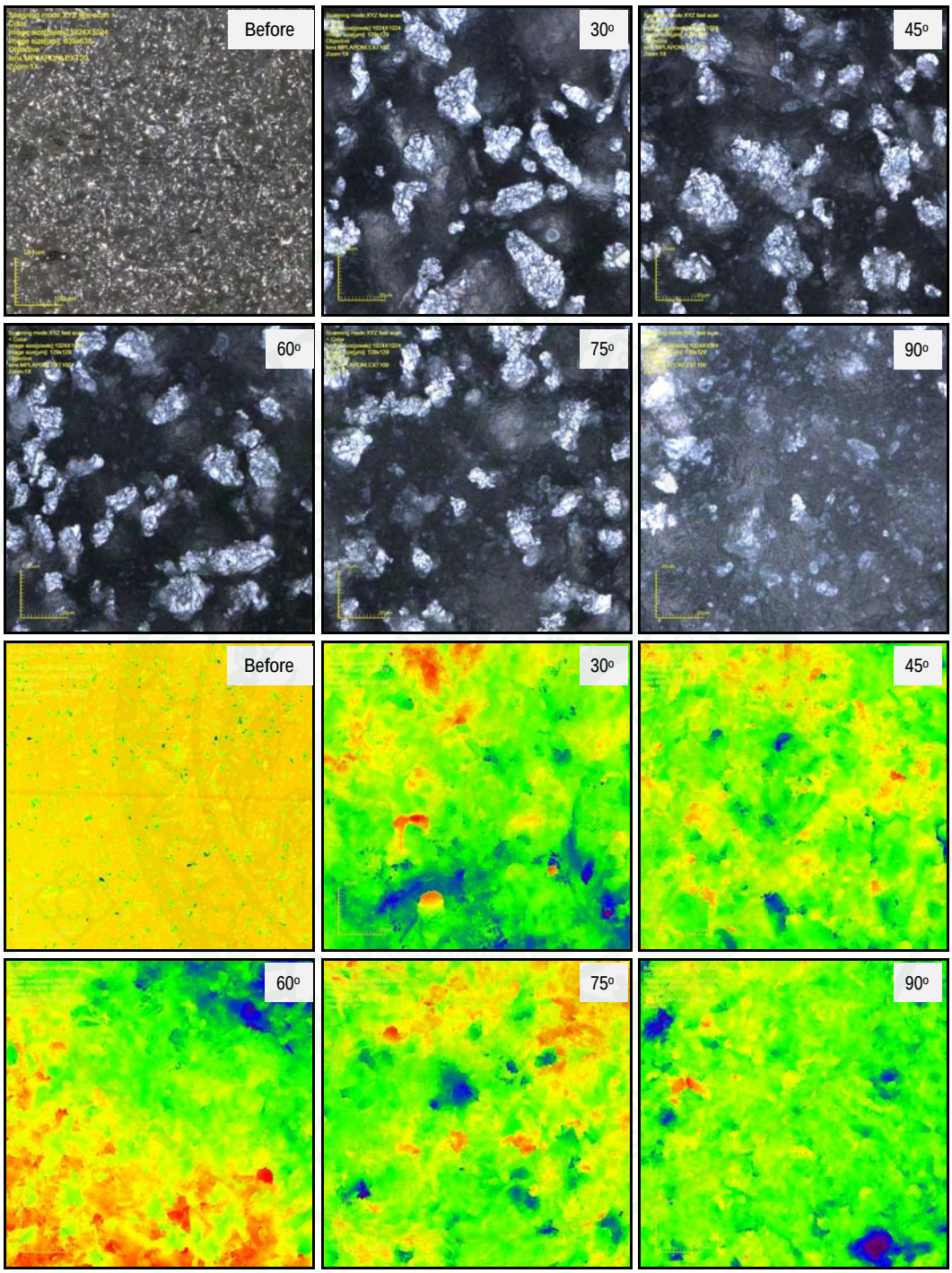
ภาพผนวกที่ ก16 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



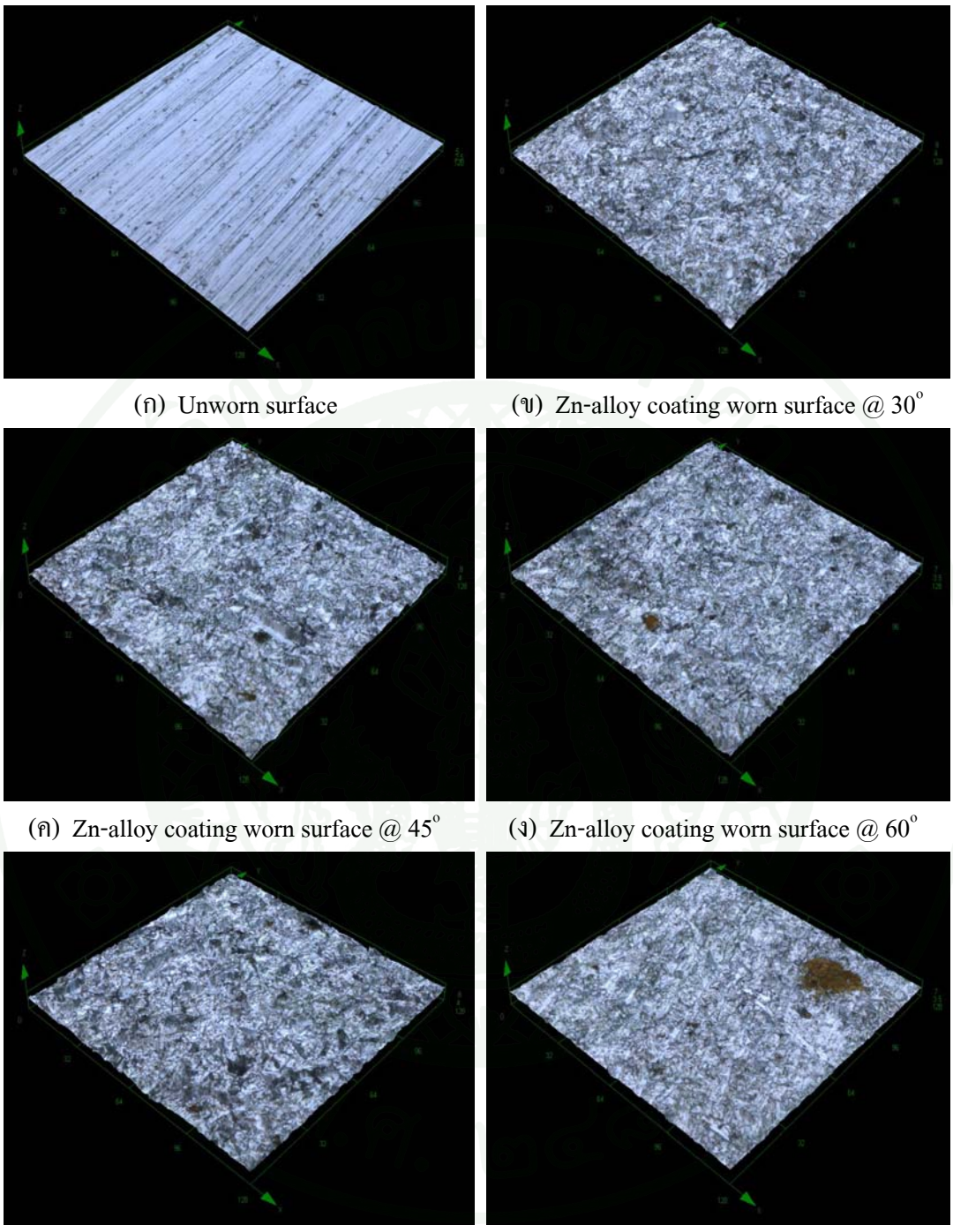
ภาพผนวกที่ ก17 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพผนวกที่ ก18 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ AL-EP casting ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



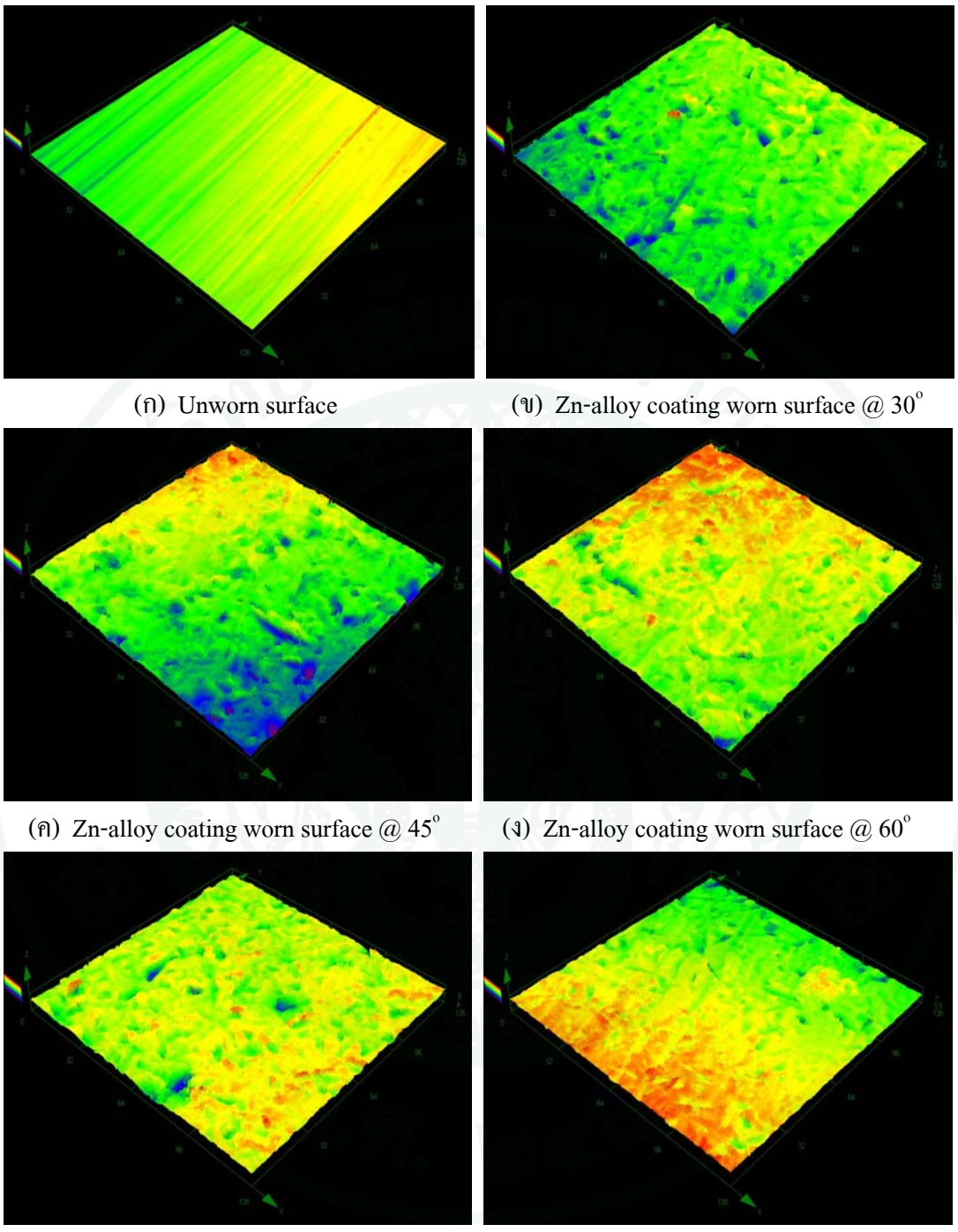
(ก) Unworn surface (ข) Zn-alloy coating worn surface @ 30°

(ค) Zn-alloy coating worn surface @ 45° (ง) Zn-alloy coating worn surface @ 60°

(จ) Zn-alloy coating worn surface @ 75° (ฉ) Zn-alloy coating worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก19 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



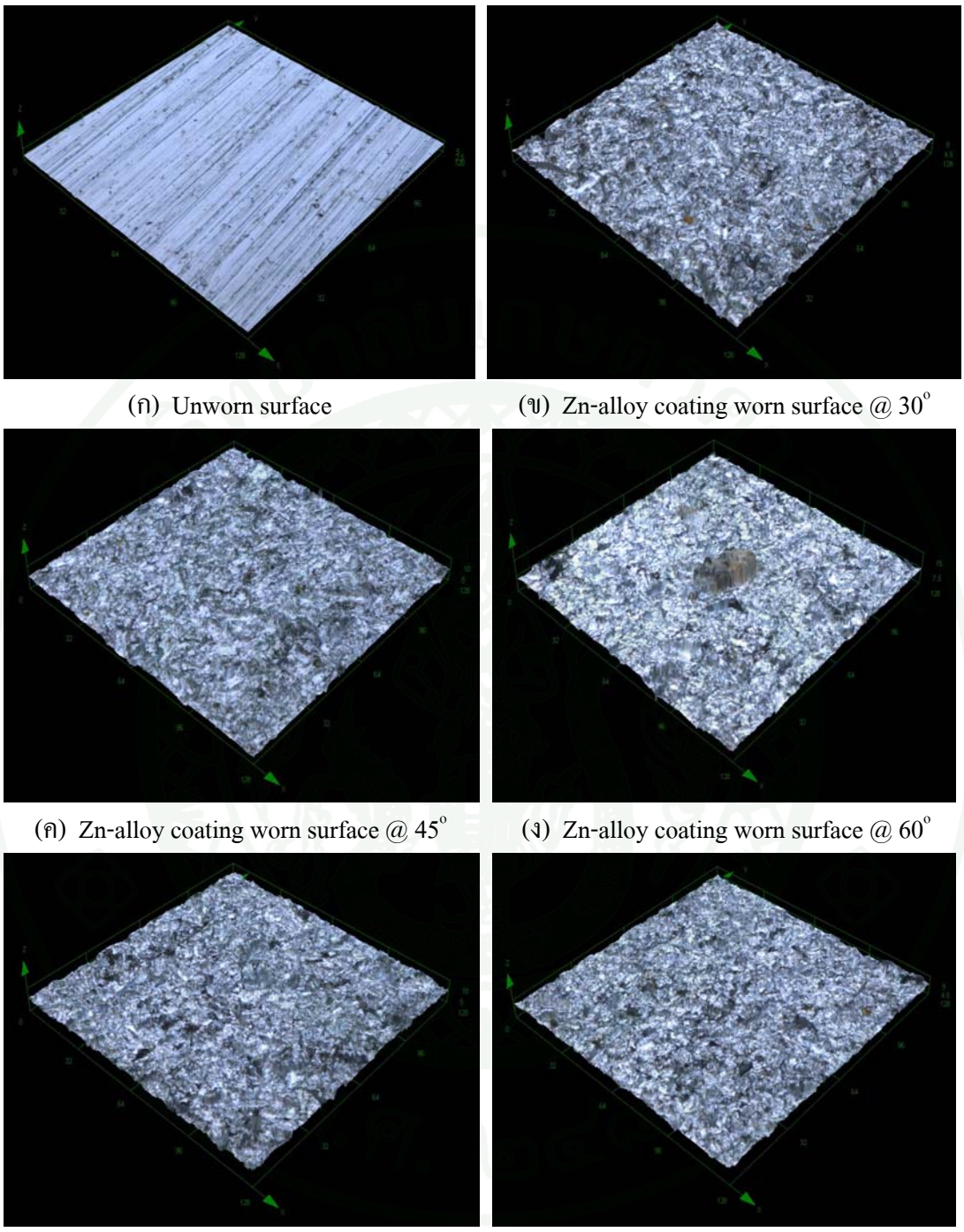
(ก) Unworn surface (ข) Zn-alloy coating worn surface @ 30°

(ค) Zn-alloy coating worn surface @ 45° (ง) Zn-alloy coating worn surface @ 60°

(จ) Zn-alloy coating worn surface @ 75° (ฉ) Zn-alloy coating worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก20 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



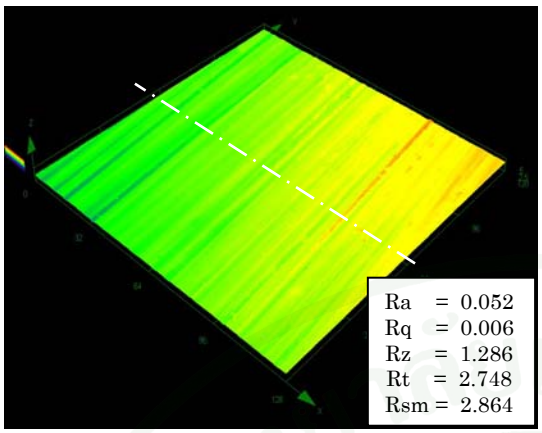
(ก) Unworn surface (ข) Zn-alloy coating worn surface @ 30°

(ค) Zn-alloy coating worn surface @ 45° (ง) Zn-alloy coating worn surface @ 60°

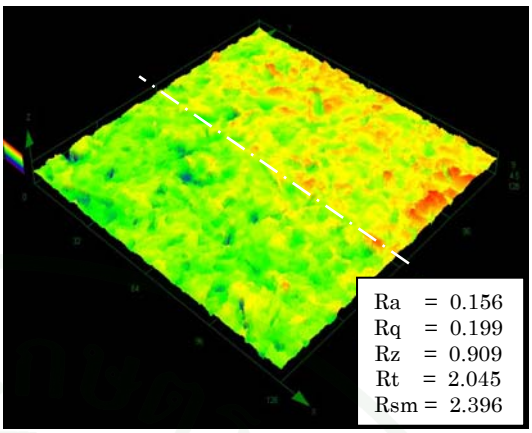
(จ) Zn-alloy coating worn surface @ 75° (ฉ) Zn-alloy coating worn surface @ 90°

ภาพผนวกที่ ก21 ลักษณะพื้นผิวจริงแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

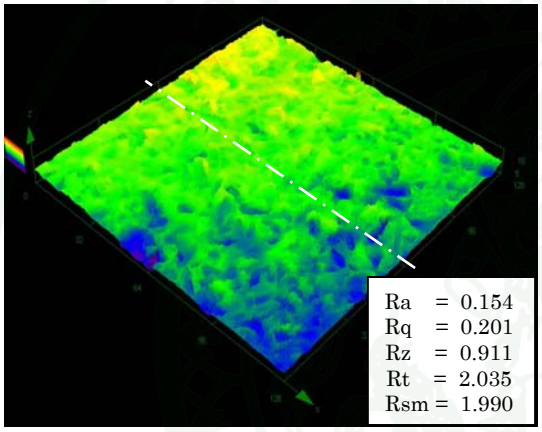
ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



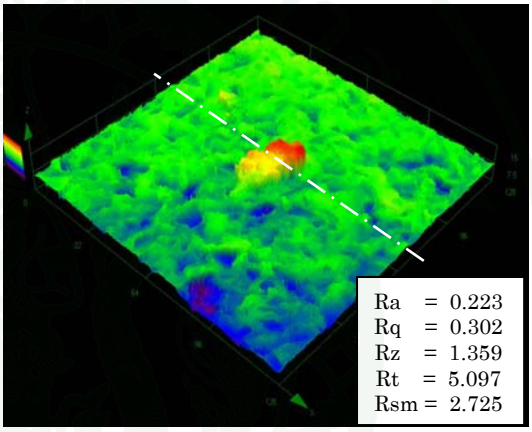
(ก) Unworn surface



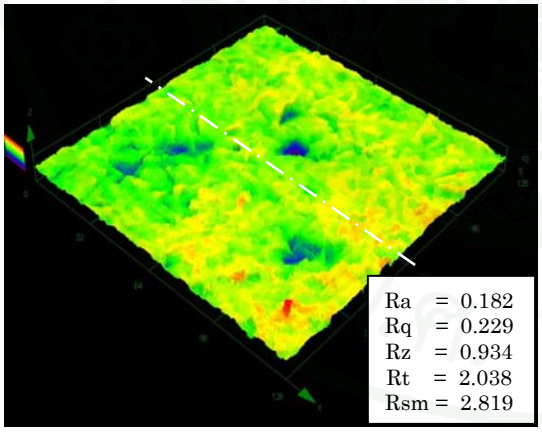
(ข) Zn-alloy coating worn surface @ 30°



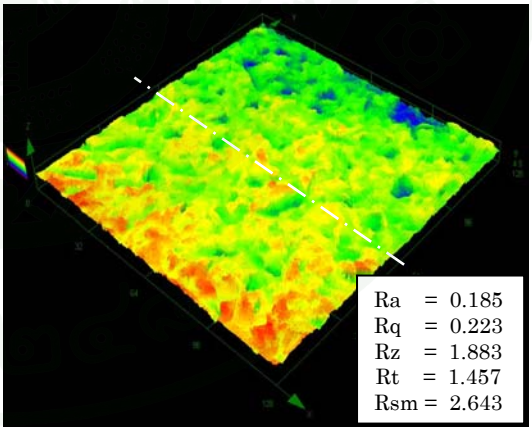
(ค) Zn-alloy coating worn surface @ 45°



(ง) Zn-alloy coating worn surface @ 60°



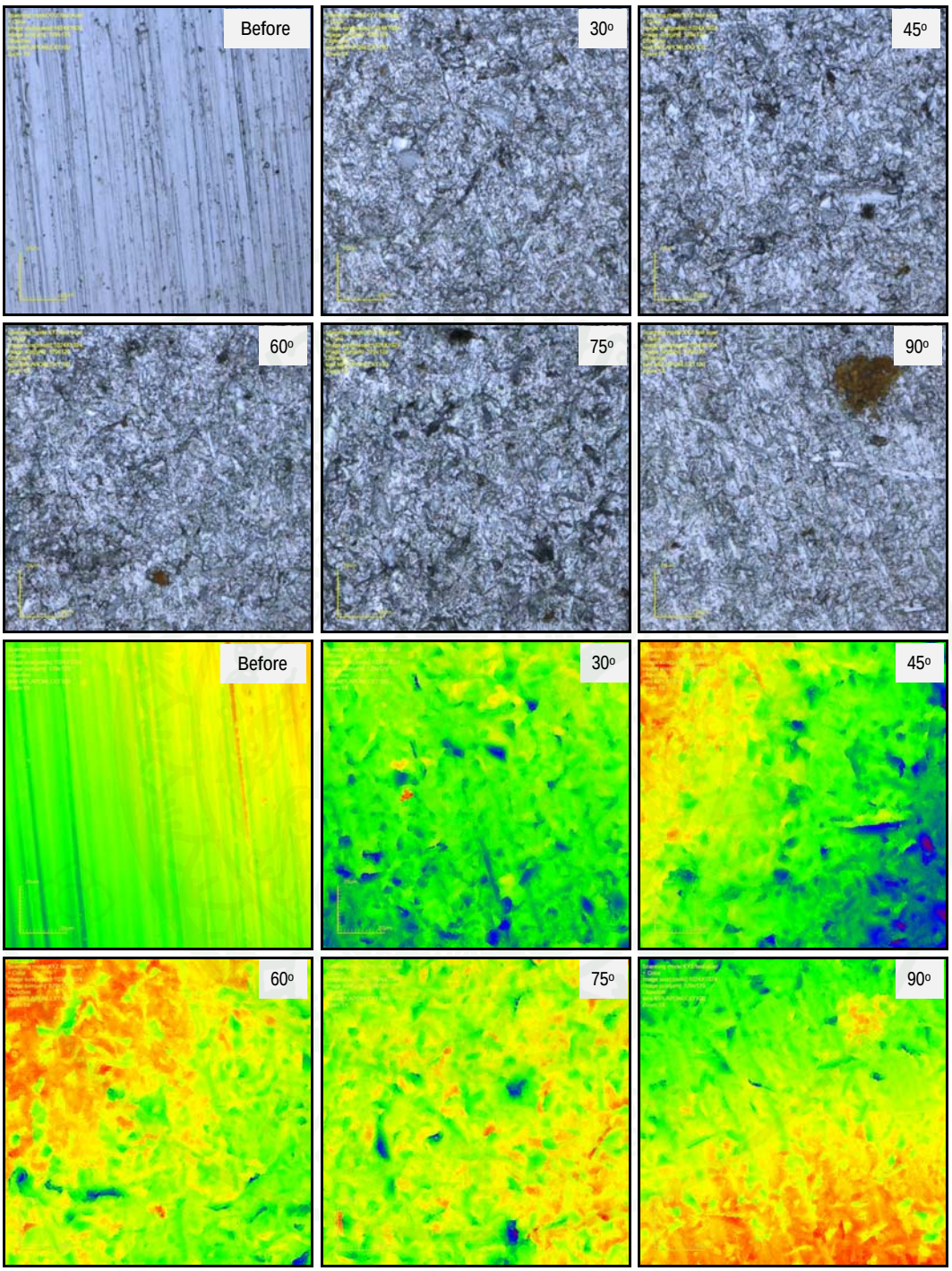
(จ) Zn-alloy coating worn surface @ 75°



(ฉ) Zn-alloy coating worn surface @ 90°

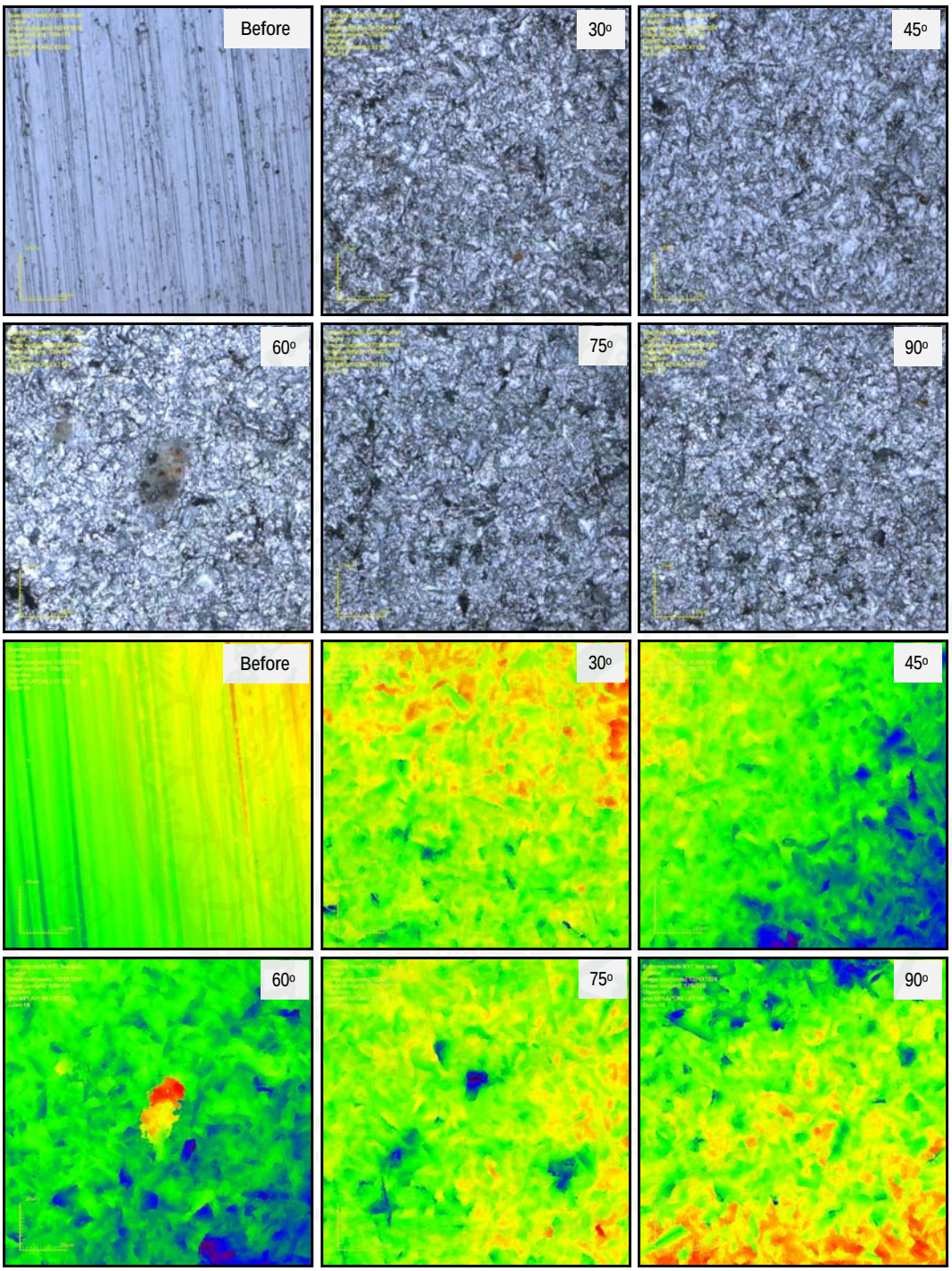
ภาพผนวกที่ ก22 ภาพกราฟิกพื้นผิวแบบ 3D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพผนวกที่ ก23 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone D

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



ภาพผนวกที่ ก24 พื้นผิวแบบ 2D บริเวณรอยการสึกกร่อนด้วยสเลอรีของวัสดุ Zn-alloy coating ที่เป็นฟังก์ชันกับมุมทดสอบ Zone E

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ตารางผนวกที่ ก1 ค่าความหยาบผิวแบบต่างๆ ของพื้นผิวแม่พิมพ์ก่อน-หลังการฉีดพลาสติก

Points	ค่าความหยาบผิวก่อนการฉีดพลาสติก (0 Shots)					ค่าความหยาบผิวหลังการฉีดพลาสติก (45 Shots)				
	Ra	Rq	Rz	Rt	Rsm	Ra	Rq	Rz	Rt	Rsm
1	0.364	0.688	5.059	9.925	17.982	0.390	0.892	4.987	7.179	19.892
2	0.340	0.687	4.262	13.891	17.011	0.561	1.040	6.995	16.995	18.335
3	0.413	0.829	5.093	11.071	23.019	0.585	0.997	5.628	11.958	28.911
4	0.465	0.588	2.989	4.670	20.314	0.687	1.199	6.861	16.874	16.127
5	0.364	0.615	3.957	7.488	15.411	0.420	0.857	6.079	11.430	22.031
6	0.203	0.421	3.395	9.986	20.823	0.438	0.770	4.522	7.134	19.314
7	0.240	0.545	4.650	9.966	24.489	0.520	0.913	6.038	14.550	21.855
8	0.361	0.572	3.123	4.976	13.273	0.462	1.054	6.434	21.140	22.434
9	0.326	0.802	6.531	12.955	18.041	0.511	0.816	4.690	13.732	25.575
10	0.362	0.565	3.920	9.022	26.785	0.717	1.072	5.604	10.456	15.588
11	0.455	0.765	4.509	10.997	31.232	0.860	1.153	5.856	11.828	23.065
12	0.386	0.711	4.870	9.053	25.933	0.625	0.902	5.408	9.435	16.987
13	0.379	0.547	3.807	8.304	24.468	1.113	1.564	8.098	15.131	18.181
14	0.292	0.457	3.283	6.539	28.664	0.866	1.259	6.463	16.537	19.337
15	0.569	0.720	3.693	6.838	22.096	0.197	1.709	9.872	20.044	19.440
16	0.121	0.186	1.250	2.101	7.141	0.082	0.135	0.806	2.569	22.003
17	0.165	0.274	1.940	2.961	8.414	0.071	0.110	0.897	2.740	10.293
18	0.167	0.256	1.680	3.078	7.948	0.090	0.150	1.222	3.785	27.999
19	0.100	0.157	1.008	2.022	10.640	0.061	0.084	0.557	1.126	11.725
20	0.093	0.130	0.793	1.634	9.884	0.083	0.116	0.755	2.140	14.860
21	0.129	0.196	1.289	2.684	9.389	0.058	0.083	0.579	1.417	12.381
22	0.096	0.132	0.803	1.686	18.488	0.077	0.106	0.604	1.225	14.998
23	0.119	0.179	1.159	2.746	15.643	0.072	0.093	0.583	1.641	17.044
24	0.113	0.184	1.228	2.871	15.762	0.085	0.114	0.647	1.941	23.079
25	0.124	0.184	1.240	2.322	17.102	0.038	0.057	0.396	0.811	11.014
26	0.123	0.174	1.096	3.064	19.909	0.064	0.098	0.718	1.583	17.145
27	0.111	0.154	0.914	1.561	17.395	0.044	0.066	0.483	1.301	22.585
28	0.125	0.198	1.537	3.640	19.807	0.095	0.134	0.899	2.348	24.206
29	0.102	0.143	0.802	1.959	11.465	0.100	0.171	1.291	3.250	19.209
30	0.165	0.230	1.483	3.494	17.094	0.061	0.088	0.547	1.200	16.132

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ภาคผนวก ข

รายละเอียดของวัสดุแม่พิมพ์

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

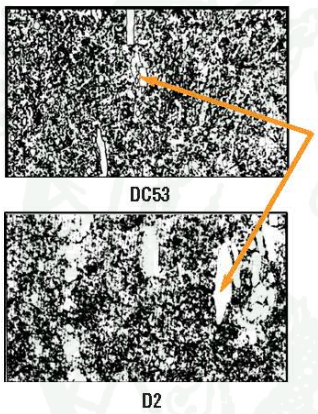
DC53

DC53 is a general purpose cold work tool steel with exceptional Toughness, Wear Resistance, Compressive Strength and Temper Resistance. These properties are obtained through its chemistry as well as its unique manufacturing processes of ladle refinement, vacuum degassing and forging methods. DC53 also has excellent machining characteristics and is well suited as a sub-straight for PVD surface treatments. DC53 can also be hot process CVD and TD (Thermal Diffusion) coated however post heat treat is generally recommended.

Chemical Composition %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.95	1.0	0.4	8.0	2.0	0.3

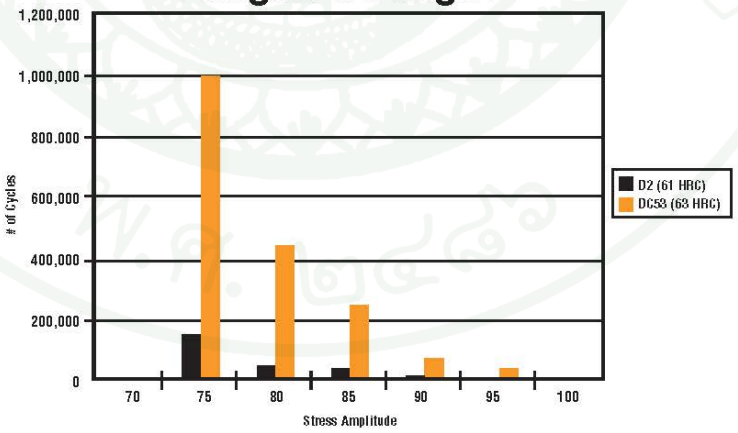
Annealed Hardness (BHN)	210-225
Specific Gravity (g/cm3)	7.76
Density (lb/Inch3)	.2793
Young's Modulus (E)	21,700
Modulus of Rigidity (G)	8,480
Poisson's Ratio	0,28



Primary Carbides

Primary carbides in DC53 are relatively small with highly uniform distribution as compared to other tool steel grades such as D2. This helps to provide DC53 with it's superior toughness, and fatigue resistances.

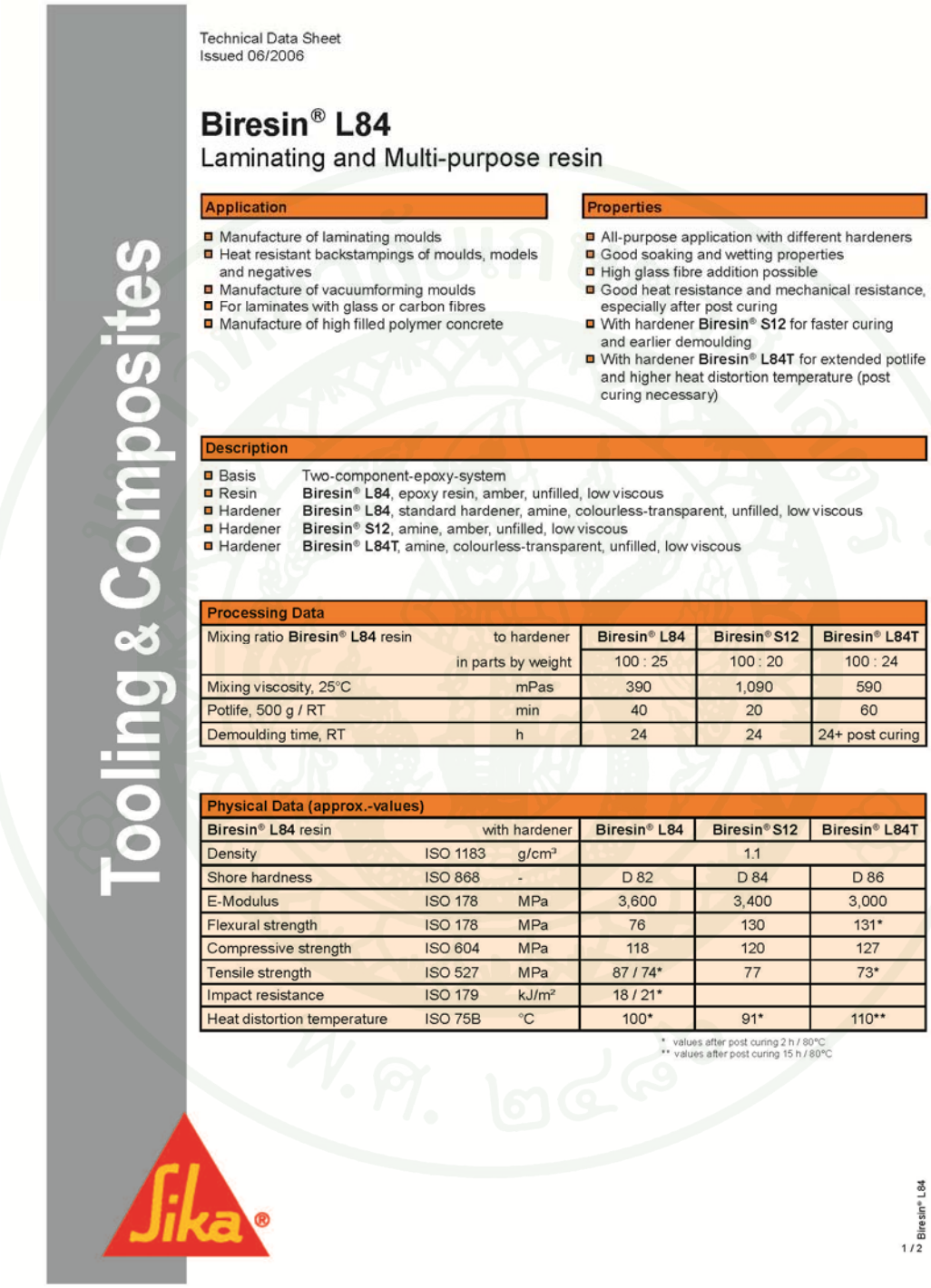
Fatigue Strength



ภาพผนวกที่ ข1 ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุ DC 53 ® Steel

ที่มา: Daido Steel Engineers (2004)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



Tooling & Composites

Technical Data Sheet
Issued 06/2006

Biresin® L84

Laminating and Multi-purpose resin

Application

- Manufacture of laminating moulds
- Heat resistant backstampings of moulds, models and negatives
- Manufacture of vacuumforming moulds
- For laminates with glass or carbon fibres
- Manufacture of high filled polymer concrete

Properties

- All-purpose application with different hardeners
- Good soaking and wetting properties
- High glass fibre addition possible
- Good heat resistance and mechanical resistance, especially after post curing
- With hardener **Biresin® S12** for faster curing and earlier demoulding
- With hardener **Biresin® L84T** for extended potlife and higher heat distortion temperature (post curing necessary)

Description

- Basis: Two-component-epoxy-system
- Resin: **Biresin® L84**, epoxy resin, amber, unfilled, low viscous
- Hardener: **Biresin® L84**, standard hardener, amine, colourless-transparent, unfilled, low viscous
- Hardener: **Biresin® S12**, amine, amber, unfilled, low viscous
- Hardener: **Biresin® L84T**, amine, colourless-transparent, unfilled, low viscous

Processing Data

Mixing ratio **Biresin® L84** resin	to hardener	**Biresin® L84**	**Biresin® S12**	**Biresin® L84T**
	in parts by weight	100 : 25	100 : 20	100 : 24
Mixing viscosity, 25°C	mPas	390	1,090	590
Potlife, 500 g / RT	min	40	20	60
Demoulding time, RT	h	24	24	24+ post curing

Physical Data (approx.-values)

Biresin® L84 resin		with hardener	**Biresin® L84**	**Biresin® S12**	**Biresin® L84T**
Density	ISO 1183	g/cm³	1.1		
Shore hardness	ISO 868	-	D 82	D 84	D 86
E-Modulus	ISO 178	MPa	3,600	3,400	3,000
Flexural strength	ISO 178	MPa	76	130	131*
Compressive strength	ISO 604	MPa	118	120	127
Tensile strength	ISO 527	MPa	87 / 74*	77	73*
Impact resistance	ISO 179	kJ/m²	18 / 21*		
Heat distortion temperature	ISO 75B	°C	100*	91*	110**

* values after post curing 2 h / 80°C
** values after post curing 15 h / 80°C

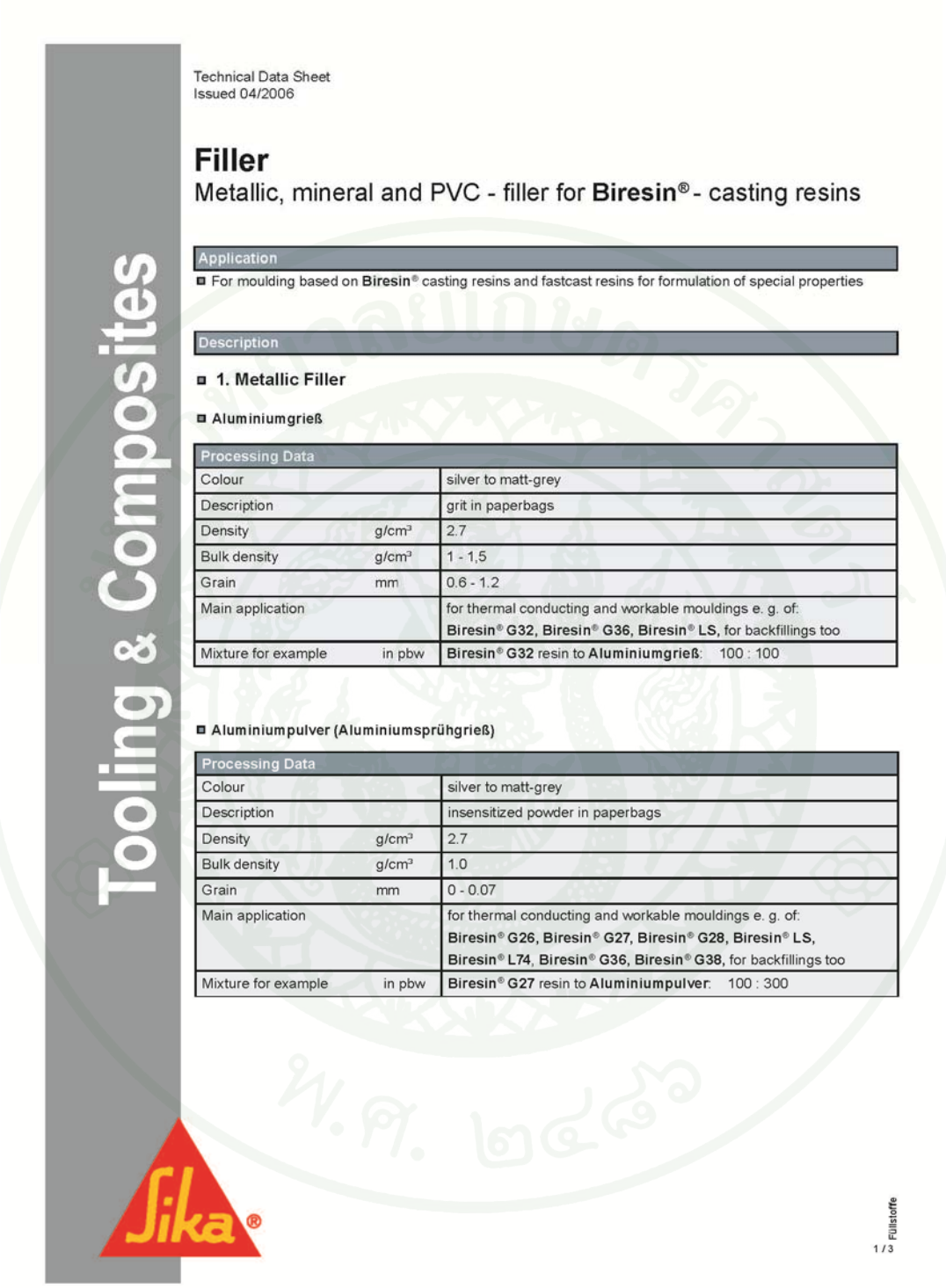
Sika®

Biresin® L84
1 / 2

ภาพผนวกที่ ข2 ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุอิพอกซีเรซิน

ที่มา: SIKA Engineers (2006)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์



Tooling & Composites

Technical Data Sheet
Issued 04/2006

Filler

Metallic, mineral and PVC - filler for **Biresin®** - casting resins

Application

- For moulding based on **Biresin®** casting resins and fastcast resins for formulation of special properties

Description

- **1. Metallic Filler**
- **Aluminiumgrieß**

Processing Data		
Colour		silver to matt-grey
Description		grit in paperbags
Density	g/cm³	2.7
Bulk density	g/cm³	1 - 1,5
Grain	mm	0.6 - 1.2
Main application		for thermal conducting and workable mouldings e. g. of: **Biresin® G32, Biresin® G36, Biresin® LS,** for backfillings too
Mixture for example	in pbw	**Biresin® G32** resin to **Aluminiumgrieß**: 100 : 100

- **Aluminiumpulver (Aluminiumsprühgrieß)**

Processing Data		
Colour		silver to matt-grey
Description		insensitized powder in paperbags
Density	g/cm³	2.7
Bulk density	g/cm³	1.0
Grain	mm	0 - 0.07
Main application		for thermal conducting and workable mouldings e. g. of: **Biresin® G26, Biresin® G27, Biresin® G28, Biresin® LS, Biresin® L74, Biresin® G36, Biresin® G38,** for backfillings too
Mixture for example	in pbw	**Biresin® G27** resin to **Aluminiumpulver**: 100 : 300

Sika®

Füllstoffe
1 / 3

ภาพผนวกที่ ข3 ข้อมูลทางเทคนิคของวัสดุอนุภาคอะลูมิเนียมเสริมแรง

ที่มา: SIKA Engineers (2006)

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

ประวัติการศึกษา และการทำงาน

ชื่อ –นามสกุล	นายพีระวัตร นันวงค์
วัน เดือน ปี ที่เกิด	15 กรกฎาคม 2523
สถานที่เกิด	อำเภอเมือง จังหวัดลำปาง
ประวัติการศึกษา	ค.อ.บ. (วิศวกรรมเครื่องกล) สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ (พ.ศ. 2546) วศ.ม. (วิศวกรรมการผลิต) สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ (พ.ศ. 2549)
ตำแหน่งหน้าที่การงาน	อาจารย์
สถานที่ทำงานปัจจุบัน	สาขาวิศวกรรมการผลิต ภาควิชาครุศาสตร์เครื่องกล คณะครุศาสตร์อุตสาหกรรม มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าพระนครเหนือ
ทุนการศึกษาที่ได้รับ	ทุนสถาบันบัณฑิตวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีไทย สำนักงานพัฒนาวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยีแห่งชาติ กระทรวงวิทยาศาสตร์และเทคโนโลยี สัญญาเลขที่ TGIST-33-11-50-032D

ผลงานที่ได้รับการเผยแพร่ภายใต้วิทยานิพนธ์นี้

(1) **Nunwong**, **P.**, C. Chungchoo, S. Sirivedin and P. Niranatlumpong. 2008. Parametric study and material behaviours of rapid mould making by thermally sprayed coating process, pp. 87-92. *In* **The 22nd Conference of Mechanical Engineering Network of Thailand**. 15-17 October 2008, Thammasat University, Rangsit Campus, Pathumthani, Thailand.

(2) **Nunwong**, **P.**, C. Chungchoo, S. Sirivedin and P. Niranatlumpong. 2009. Tribological behaviours of aluminium-filled epoxy composite, pp. 403-405. *In* **International Conference of the Occasion of the 4th Cycle Anniversary of KMUTT Sustainable Development to Save the Earth: Technologies and Strategies Vision 2050**. 7-9 April 2009, Bangkok, Thailand.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์

(3) **Nunwong**, **P.**, C. Chungchoo, S. Sirivedin and P. Niranatlumpong. 2009. Thermal spray-formed rapid tooling: experimental and FEA investigations, pp. 450-454. *In* **International Conference on Science, Technology and Innovation for Sustainable Well-Being**. 23-24 July 2009, Mahasarakham University, Thailand.

(4) **Nunwong**, **P.**, C. Chungchoo, S. Sirivedin and P. Niranatlumpong. 2009. An investigation of arc spray formed rapid tooling on homopolymer substrate, pp. 365-370. *In* **The Third International Conference on Processing Materials for Properties** (PMP-III; Thailand Session). 11 August 2009, The Mineral, Metal & Materials Society of America (TMS), Bangkok, Thailand.

(5) **Nunwong**, **P.**, C. Chungchoo, S. Sirivedin and P. Niranatlumpong. 2011. The effects of thermally sprayed coating thickness on substrate deformation: experimental investigation and finite element analysis. **Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering**. Japan Society of Mechanical Engineers (JSME International). 5 (1): 1-13.

ลิขสิทธิ์ มหาวิทยาลัยเกษตรศาสตร์