



## รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

ความต้านทานการสึกกร่อนของวัสดุเกรนละเอียดที่ผลิตโดยวิธีการเสียวรูปถาวร

อย่างรุนแรง

**Wear Resistance of an Ultrafine-Grained Material Processed by Severe  
Plastic Deformation**

นางสาวจิตรภรณ์ วงศางาม

ได้รับทุนสนับสนุนงานวิจัยจาก งบประมาณเงินรายได้ ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2558

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



## รายงานการวิจัยฉบับสมบูรณ์

ความต้านทานการสึกกร่อนของวัสดุเกรนละเอียดที่ผลิตโดยกระบวนการเสียรูปถาวร  
อย่างรุนแรง

**Wear Resistance of an Ultrafine-Grained Material Processed by Severe Plastic  
Deformation**

นางสาวจิตรภรณ์ วงศ์งาม

600270305

ได้รับทุนสนับสนุนงานวิจัยจาก งบประมาณเงินรายได้ ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2558

คณะวิศวกรรมศาสตร์

สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญ

	หน้า
สารบัญตาราง.....	v
สารบัญรูป.....	vi
บทคัดย่อภาษาไทย.....	vii
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ.....	vii
กิตติกรรมประกาศ.....	ix
<b>บทที่ 1 บทนำ</b> .....	<b>1</b>
1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา.....	1
1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย.....	2
1.3 ขอบเขตของการวิจัย.....	2
1.4 วิธีดำเนินการวิจัย.....	2
1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ.....	2
<b>บทที่ 2 ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง</b> .....	<b>3</b>
2.1 วัสดุเกรนละเอียด (Ultrafine-grained , UFG, material).....	3
2.2 การเสียรูปถาวรอย่างรุนแรง (Severe Plastic Deformation, SPD).....	3
<b>บทที่ 3 วัสดุและวิธีการทดลอง</b> .....	<b>7</b>
3.1 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง.....	7
3.2 กระบวนการเตรียมวัสดุเกรนละเอียด.....	7
3.3 การทดสอบการสึกกร่อน (wear test).....	8
<b>บทที่ 4 ผลการทดลอง</b> .....	<b>10</b>
4.1 ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (coefficient of friction, COF).....	10
4.2 การสูญเสียปริมาตรจากการสึกกร่อน (wear volume loss).....	11
4.3 ความกว้างของรอยสึกกร่อน (width of the wear tracks).....	12
<b>บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง</b> .....	<b>14</b>
<b>บทที่ 6 สรุปผลผลิตงานวิจัย</b> .....	<b>16</b>
เอกสารอ้างอิง.....	17

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ภาคผนวก.....	18
ภาคผนวก ก ผลงานตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ.....	18
ภาคผนวก ข รายงานการใช้จ่ายเงิน.....	29
ประวัตินักวิจัย.....	31



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
4.1 ความกว้างของรอยสี่กร่อนจากการทดสอบ .....	13
5.1 สรุปลค่าความแข็งและขนาดเกรนเฉลี่ย .....	14
ข.1 รายการการใช้จ่ายเงิน .....	30



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## สารบัญรูป

รูปที่	หน้า
1.1 แสดงความปัจจัยที่ส่งผลต่อความสัมพันธ์ของวัสดุ.....	1
2.1 กระบวนการผลิตแบบ conventional bulk deformation (a) การรีด (b) การตีขึ้นรูป (c) การอัดขึ้นรูป และ (d) การดึงขึ้นรูป.....	4
2.2 แสดงหลักการวิธี Equal-channel angular pressing, ECAP.....	5
2.3 แสดงหลักการทำงานของ High-pressure torsion, HPT.....	5
2.4 แสดงตัวแปรที่ใช้ประมาณค่าความเครียดที่เกิดขึ้นในกระบวนการ HPT.....	6
3.1 แสดง route ในกระบวนการผลิตแบบ ECAP.....	8
3.2 แสดงแบบจำลองการทดสอบการตีกร่อนแบบ ball-on disc บนชิ้นงาน.....	9
4.1 แสดงค่าเฉลี่ยของสัมประสิทธิ์ความเสียหายกับจำนวนครั้ง ECAP (ECAP passes) ภายใต้แรงกระทำในแนวตั้งฉาก 1, 5, 10, 15 N.....	10
4.2 แสดงความสัมพันธ์ของปริมาตรที่หายไปจากการตีกร่อนกับความเร็วโกลสำหรับ (a) ชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อน (b) ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP 8 passes.....	11
4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างการสูญเสียปริมาตรกับจำนวนครั้งของ ECAP (ECAP passes) ในการทดสอบการตีกร่อนที่เวลาการโกล 600 s.....	12
5.1 แสดงวิวัฒนาการของ grain refinement ของโลหะผสมทองแดง C151 ที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP.....	15

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ชื่อโครงการ ความต้านทานการสึกกร่อนของวัสดุเกรนละเอียดที่ผลิตโดยวิธีการเสีรูปร่างอย่างรุนแรง  
 แหล่งเงิน งบประมาณเงินรายได้  
 ประจำปีงบประมาณ 2558 จำนวนเงินที่ได้รับการสนับสนุน 50,000 บาท  
 ระยะเวลาทำการวิจัย 1 ปี ตั้งแต่ 1 ตุลาคม 2557 ถึง 30 กันยายน 2558  
 ชื่อ-สกุล หัวหน้าโครงการ และผู้ร่วมโครงการวิจัย พร้อมระบุ หน่วยงานต้นสังกัด  
 (หัวหน้าโครงการ) ดร. จิตรกรรณ์ วงสว่างม หน่วยงานต้นสังกัด ภาควิชาวิศวกรรมเครื่องกล

### บทคัดย่อ

โลหะผสมทองแดง C151 ที่ส่วนผสม Cu-0.1%Zr โดยน้ำหนักผ่านกรรมวิธีผลิตให้เป็นวัสดุเกรนละเอียด โดยใช้เทคนิคการทำให้เสีรูปร่างอย่างรุนแรง ชนิด equal-channel angular pressing (ECAP) โดยชิ้นงานจะถูกผลิตผ่านแม่พิมพ์จำนวน 2, 4 และ 8 ครั้ง ที่อุณหภูมิห้อง ชิ้นงานตั้งต้นที่ผ่านการอบอ่อนมีขนาดเกรน  $\sim 30 \mu\text{m}$  และความแข็ง 60 Hv การทดสอบแบบ Ball-on-disc dry sliding ถูกใช้เพื่อประเมินความต้านทานการสึกกร่อนของชิ้นงานหลังผ่านกรรมวิธีผลิตแบบ ECAP เปรียบเทียบกับชิ้นงานตั้งต้น โดยทำการเก็บค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน, ปริมาตรที่หายไปในการสึกกร่อน และความกว้างของรอยสึกกร่อน จากผลการทดลองพบว่า ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน, ปริมาตรที่หายไปในการสึกกร่อน และความกว้างของรอยสึกกร่อน ในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP มีค่าน้อยกว่า ชิ้นงานตั้งต้นที่ผ่านการอบอ่อน ซึ่งผลการทดลองนี้แสดงให้เห็นว่าวัสดุเกรนละเอียดของโลหะผสมทองแดง C151 ที่ผลิตโดยกรรมวิธี ECAP ซึ่งเป็นชนิดหนึ่งของเทคนิคการทำให้เสีรูปร่างอย่างรุนแรงมีคุณสมบัติความต้านทานการสึกกร่อนดีกว่าวัสดุอบอ่อนแต่ไม่ได้ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP

**คำสำคัญ :** การเสีรูปร่างอย่างรุนแรง, Equal-channel angular pressing (ECAP), ความต้านทานการสึกกร่อน

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

**Research Title:** Wear resistance of an ultrafine-grained material processed by severe plastic deformation

**Researcher:** Dr. Jitraporn Wongsan-Ngam

**Faculty:** Engineering

**Department:** Mechanical Engineering

## ABSTRACT

A copper alloy C151 (Cu-0.1%Zr) was processed by severe plastic deformation (SPD) called equal-channel angular pressing (ECAP) through 2, 4 and 8 passes at room temperature to produce an ultrafine grains. An initial sample was annealed having grain size of  $\sim 30 \mu\text{m}$  and a Vickers hardness of 60Hv. Ball-on-disc dry sliding tests were conducted on both an anneal sample and ECAP samples with various applied normal loads from 1 to 15 N. In order to evaluate the wear resistance, the coefficient of friction (COF), volume loss and width of wear tracks were examined. The results shows that the COF, volume loss and width of wear track for the samples processed by ECAP are lower than for the unprocessed annealed samples. This indicates that the ultrafine-grained C151 processed by ECAP, one type of SPD, has a higher wear resistance than an unprocessed annealed sample.

**Keywords:** Severe plastic deformation, Equal-channel angular pressing, Wear resistance

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## กิตติกรรมประกาศ

การวิจัยครั้งนี้เกิดขึ้นได้เนื่องจากได้รับทุนสนับสนุนการวิจัยจากสถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง จากงบประมาณเงินรายได้ ประจำปีงบประมาณ พ.ศ. 2558 ขอขอบคุณ Professor Terence G. Langdon จาก University of Southern California ที่ให้การสนับสนุนในการผลิตชิ้นส่วนที่ใช้ในการทดสอบ ตลอดจนให้คำแนะนำและแก้ไขในส่วนของผลงานที่ตีพิมพ์ ขอขอบคุณ Xu Jie จาก Harbin Institute of Technology สำหรับเครื่องมือและการทดสอบการสึกกร่อน และที่สำคัญยิ่ง ขอขอบพระคุณ พ่อแม่ และครอบครัวที่เป็นกำลังในการทำงานในทุกๆวัน

ดร. จิตราภรณ์ วงสาวม



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

# บทที่ 1

## บทนำ

### 1.1 ความเป็นมาและความสำคัญของปัญหา

การเลือกใช้วัสดุเป็นหนึ่งในปัจจัยสำคัญที่ควรคำนึงในการออกแบบชิ้นงาน และ โครงสร้างทางวิศวกรรม โดยทั่วไปแล้วการเลือกวัสดุเพื่อใช้ในงานจะถูกกำหนดโดยคุณสมบัติของวัสดุ (material properties) ซึ่งได้แก่ สมบัติเชิงกล สมบัติเชิงไฟฟ้า สมบัติทางความร้อน ทางแม่เหล็ก ทางแสง และทางการเสื่อมสภาพ เป็นต้น ส่วนคุณสมบัติของวัสดุแต่ละชนิดก็จะขึ้นอยู่กับ โครงสร้างทางจุลภาค (microstructure) และองค์ประกอบ (composition) ซึ่งถูกกำหนดโดยกระบวนการผลิต (processing) ดังแสดงในรูปที่ 1.1 วัสดุแต่ละชนิดมักมี คุณสมบัติ ข้อดี ข้อด้อยที่แตกต่างกัน ในการออกแบบจึงควรเลือกวัสดุที่มีสมบัติตรงตามความต้องการมากที่สุด ซึ่งปัจจุบันนักวิจัยได้พยายามศึกษาและพัฒนากระบวนการผลิตเพื่อให้ได้วัสดุที่สามารถตอบสนองต่อการพัฒนาด้านเทคโนโลยี



รูปที่ 1.1 แสดงความบังเอิญที่ส่งผลต่อความสัมพันธ์ของวัสดุ

ในการออกแบบเชิงวิศวกรรม คุณสมบัติเชิงกลมักถูกนำมาพิจารณาเพื่อทำให้ชิ้นงานหรือ โครงสร้างที่ออกแบบมีความแข็งแรงเพียงพอ และปลอดภัยในการใช้งานภายใต้ภาระที่มากระทำ จากความสัมพันธ์ของ Hall-Petch relationship [1,2] พบว่าวัสดุที่มีขนาดเกรนเล็กจะมีความแข็งแรงสูงกว่า วัสดุที่มีขนาดเกรนใหญ่ดังแสดงในสมการ

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (1.1)$$

เมื่อ  $\sigma$  คือ ความแข็งแรง  $d$  คือ ขนาดเกรน  $K$  และ  $\sigma_0$  เป็นค่าคงที่ที่ขึ้นกับวัสดุ และจากรูปที่ 1.1 แสดงให้เห็นว่าโครงสร้างภายใน ที่รวมถึงขนาดเกรน สามารถถูกกำหนดได้จากกระบวนการผลิต ดังนั้นจึงทำให้ การผลิตวัสดุที่มีเกรนละเอียด (ultrafine-grained (UFG) materials) เริ่มมีบทบาทเพิ่มมากขึ้นเนื่องจาก วัสดุประเภทนี้มีคุณสมบัติทางกลและทางกายภาพที่ดีเมื่อเปรียบเทียบกับวัสดุชนิดเดียวกันที่มีเกรนหยาบ (course-grained materials) แต่อย่างไรก็ตามนอกจากความแข็งแรงทางด้านวิศวกรรมที่ต้องพิจารณาแล้ว คุณสมบัติที่เกี่ยวข้องกับการเสื่อมสภาพที่เกิดขึ้นจากการใช้งานก็เป็นสิ่งที่ควรพิจารณาด้วยเช่นกัน เพราะ นั้นหมายถึงอายุการใช้งาน ซึ่งส่งผลโดยตรงกับค่าใช้จ่ายในการบำรุงรักษา ดังนั้นในงานวิจัยนี้จึงสนใจ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ศึกษาสมบัติที่เกี่ยวกับการเสื่อมสภาพของวัสดุ อาทิเช่น ความต้านทานการสึกกร่อน (wear resistance) ของวัสดุเกรนละเอียดที่ผลิตจากกระบวนการผลิตที่ใช้เทคนิคการทำให้เสียรูปถาวรอย่างรุนแรง (severe plastic deformation, SPD)

## 1.2 วัตถุประสงค์ของการวิจัย

เพื่อศึกษาความต้านทานการสึกกร่อน (wear resistance) ของวัสดุเกรนละเอียดที่ผลิตโดยวิธีการทำให้เสียรูปถาวรอย่างรุนแรง (severe plastic deformation)

## 1.3 ขอบเขตของการวิจัย

1. ผลิตชิ้นงานทดสอบ โดยใช้เทคนิคการเสียรูปอย่างถาวรแบบรุนแรง (SPD technique) ที่เรียกว่า Equal-channel angular pressing

2. ศึกษาคุณสมบัติการทนทานต่อสึกกร่อน (wear properties) ของวัสดุที่ผลิตโดยวิธีการเปลี่ยนรูปแบบถาวรอย่างรุนแรง

## 1.4 วิธีการดำเนินการวิจัย

งานวิจัยนี้เป็นงานวิจัยเชิงทดลอง (experiment) โดยมีขั้นตอนรายละเอียดพอสังเขปดังต่อไปนี้

1. เข้าใจการผลิตวัสดุเกรนละเอียด โดยการทำให้เสียรูปถาวรอย่างรุนแรง
2. เตรียมชิ้นงานทดสอบ
3. ค้นคว้าขั้นตอนการทดสอบตามมาตรฐานที่ได้รับการรับรอง
4. ทำการทดสอบสมบัติการต้านทานต่อการสึกกร่อน
5. วิเคราะห์ผลการทดลอง และจัดทำรายงานการวิจัย

## 1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

ทำให้ทราบถึงคุณสมบัติความต้านทานการสึกกร่อนของวัสดุเกรนละเอียดที่ผลิตโดยวิธี SPD เพื่อเป็นประโยชน์ในการเลือกวัสดุเพื่อนำไปใช้งานทางด้านวิศวกรรมต่อไป

## บทที่ 2

### ทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

#### 2.1 วัสดุเกรนละเอียด (Ultrafine-grained, UFG, material)

จากความสัมพันธ์ของ Hall-Petch relations ที่แสดงให้เห็นว่าขนาดของเกรนมีผลต่อคุณสมบัติด้านความแข็งแรงของวัสดุ ทำให้แนวโน้มงานวิจัยที่จะศึกษากระบวนการผลิตที่สามารถทำให้ได้วัสดุที่มีเกรนขนาดเล็กเพิ่มขึ้น ตามนิยามวัสดุเกรนละเอียด (Ultrafine-grained (UFG) materials) หมายถึงวัสดุที่มีขนาดเกรนในระดับไมครอน (submicron structure; 100 nm ถึง 1000 nm) และระดับนาโน (nano-structure; เล็กกว่า 100 nm) การผลิตวัสดุเกรนละเอียดสามารถแบ่งเป็นสองวิธีหลักๆ คือ “bottom-up” และ “top-down” [3].

วิธี “bottom-up” วัสดุอนุภาคเล็กเช่น อนุภาคนาโนจะถูกใช้เป็นส่วนตั้งต้นในการเตรียมและผลิตชิ้นงาน ตัวอย่างวิธี “bottom-up” ได้แก่ วิธี inert gas condensation, high-energy ball milling and electro deposition วิธีเหล่านี้สามารถผลิตวัสดุที่มีขนาดเกรนที่เล็กมากๆ ถึงระดับนาโน แต่อย่างไรก็ตามแต่วิธีที่ใช้หลักการของ “bottom-up” จะมีข้อเสียอยู่ที่ชิ้นงานที่ผลิตได้อาจจะมีสารเจือปน และอาจจะมีรูพรุนเกิดขึ้นในกระบวนการผลิต นอกจากนี้วิธีนี้ยังมีข้อจำกัดในเรื่องขนาดของชิ้นงานที่เล็ก ส่งผลให้การประยุกต์ใช้งานมีข้อจำกัด

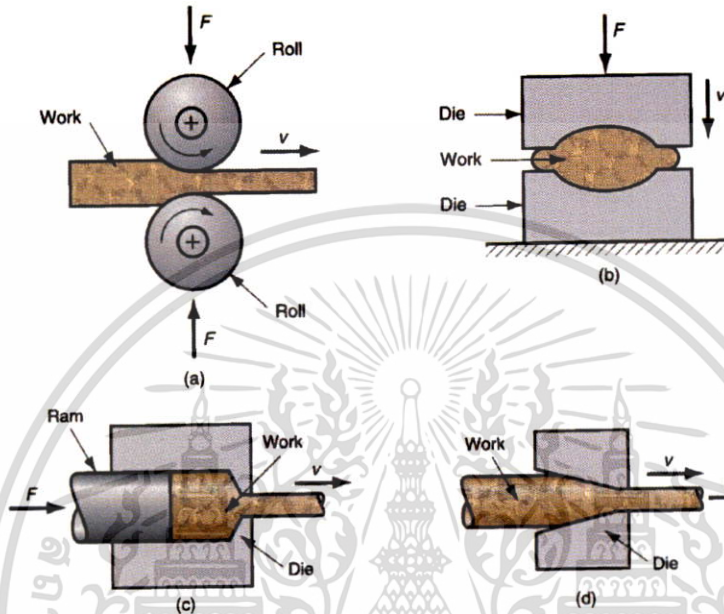
สำหรับวิธี “top-down” วัสดุเกรนหยาบจะถูกทำให้เป็นวัสดุเกรนละเอียดโดยการใส่แรงกระทำที่รุนแรงเพื่อทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างทางจุลภาคของวัสดุ เนื่องจากเทคนิคนี้มีการใส่แรงกระทำที่ค่อนข้างสูงลงในชิ้นงาน ทำให้วิธีนี้ถูกเรียกว่า Severe Plastic Deformation, SPD ชิ้นงานที่ผลิตโดยหลักการนี้จะแก้ปัญหาเรื่องการเจือปนของอนุภาคอื่น และการเกิดรูพรุนในชิ้นงานได้

#### 2.2 การเสียรูปถาวรอย่างรุนแรง (Severe Plastic Deformation, SPD)

การเสียรูปถาวร (Plastic deformation) ถูกนำมาประยุกต์ใช้ในการขึ้นรูปโลหะ (Metal forming) โดยรู้จักกันดีในชื่อ Bulk deformation processes ซึ่งเป็นกระบวนการขึ้นรูปที่มีการเสียรูปและเปลี่ยนแปลงรูปร่างเกิดขึ้นกับชิ้นงานเป็นอย่างมาก และชิ้นงานเริ่มต้นมีลักษณะที่เรียกว่า Bulk คือ มีอัตราส่วนพื้นที่ผิวต่อปริมาตรต่ำ รูปที่ 2.1 แสดงกระบวนการขึ้นรูปทั่วไปที่จัดอยู่ในกลุ่ม Bulk deformation processes ได้แก่ (a) การรีด (rolling) (b) การตีขึ้นรูป (forging) (c) การอัดขึ้นรูป (extrusion) และ (d) การดึงขึ้นรูป (drawing) ผลที่เกิดขึ้นกับการขึ้นรูปโดยวิธีนี้คือ วัสดุที่ผ่านกระบวนการนี้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างภายในทำให้ขนาดเกรนเฉลี่ยมีแนวโน้มเล็กลง อย่างไรก็ตามวิธี conventional bulk deformation processes อาทิเช่น การรีด การตี การอัดและการดึง เหล่านี้ไม่สามารถใช้ผลิตวัสดุที่เกรนละเอียดระดับไมครอนหรือนาโนเมตรได้ เนื่องจากมีข้อจำกัดในการทำให้วัสดุเสียรูปเพราะขนาดของพื้นที่หน้าตัดที่เปลี่ยนไปในแต่ละรอบของการผลิต อย่างไรก็ตามมีการนำเอาหลักการเสียรูปถาวรมาใช้ในการวัสดุเกรนละเอียด ที่เรียกว่า เทคนิคการเสียรูปถาวรอย่างรุนแรง (severe plastic deformation (SPD) technique) ลักษณะ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เด่นของวิธีนี้คือขนาดและรูปร่างโดยรวมของชิ้นงานไม่เปลี่ยนแปลงหรือเปลี่ยนแปลงน้อยมาก ทำให้เกิด hydrostatic pressure ส่งผลต่อโครงสร้างภายในของวัสดุ เกิดกลไกที่ทำให้ขนาดเกรนลดลง (grain refinement) และเกิดเป็นวัสดุเกรนละเอียดที่ขนาดเกรนระดับไมครอนและนาโนเมตรในที่สุด



รูปที่ 2.1 กระบวนการผลิตแบบ conventional bulk deformation (a) การรีด (b) การตีขึ้นรูป (c) การอัดขึ้นรูป และ (d) การดึงขึ้นรูป [4]

หลักการของ Severe Plastic Deformation, SPD นี้ ได้มีการทำการทดลองในวัสดุจำพวกโลหะและโลหะผสมที่เป็นที่สนใจในทางอุตสาหกรรม หลากหลายชนิดได้แก่ ทองแดง อลูมิเนียม นิกเกิล แมกนีเซียม ไทเทเนียม หรือแม้แต่วัสดุฉลาด เช่น shape memory materials เป็นต้น อาศัยหลักการนี้นักวิจัยได้คิดค้นและออกแบบวิธีเพื่อผลิตวัสดุเกรนละเอียดขึ้นหลากหลาย แต่มีอยู่สองวิธีที่กำลังอยู่ในความสนใจเป็นอย่างมากในปัจจุบัน ได้แก่ วิธี equal-channel angular pressing, ECAP และ วิธี high-pressure torsion, HPT

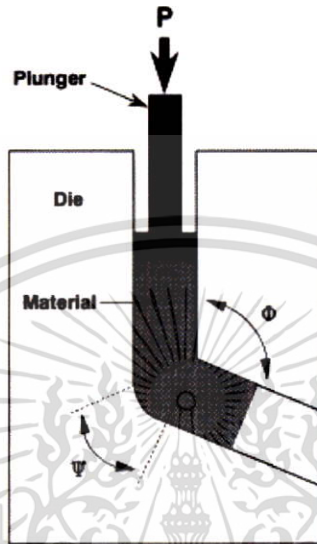
### 2.2.1 Equal-channel angular pressing, ECAP

Valiev and Langdon [5] ได้ทำการสรุปหลักการเกี่ยวกับวิธี ECAP ตลอดจนบทความที่เกี่ยวข้อง หลักการของ ECAP คือ ชิ้นงานถูกใส่ไปในแม่พิมพ์ (die) ที่มีช่องหน้าตัดคงที่และทำมุมกันอยู่ โดยใช้แรงอัดที่มีค่ามากส่งผ่านตัวกด plunger ดังแสดงไว้ในรูปที่ 2.2 เมื่อ  $\Phi$  คือมุมตัดของสองช่องในแม่พิมพ์  $\Psi$  คือมุมของเส้นโค้งภายนอก เมื่อชิ้นงานเคลื่อนที่เข้าไปในแม่พิมพ์แรงเฉือนที่เกิดขึ้นที่มุมทำให้โครงสร้างทางจุลภาค (microstructure) ของวัสดุมีการเปลี่ยนแปลง โดยที่ความเครียดเทียบเท่า (equivalent strain,  $\epsilon$ ) ที่กระทำกับชิ้นงานเมื่อผ่านแม่พิมพ์จำนวน  $N$  ครั้ง มีค่าเท่ากับ [6,7]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right] \quad (2.1)$$

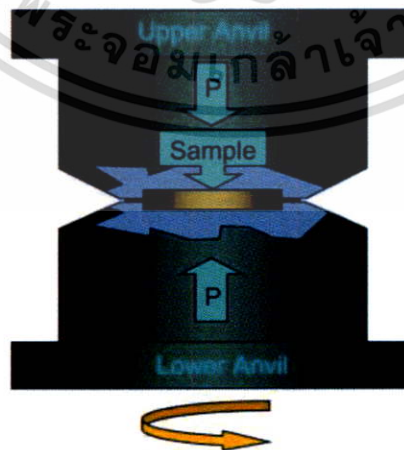
จากสมการพบว่าความเครียดที่กระทำกับชิ้นงานขึ้นอยู่กับจำนวนรอบในกระบวนการผลิต เมื่อ  $\Phi$  และ  $\Psi$  เป็นค่าคงที่ของแม่พิมพ์



รูปที่ 2.2 แสดงหลักการวิธี Equal-channel angular pressing, ECAP [8]

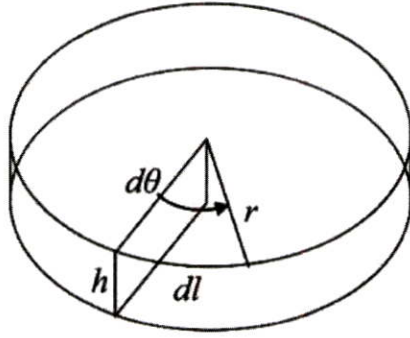
### 2.2.2 High-pressure torsion (HPT)

ส่วนหลักการของ HPT ได้ถูกรวบรวมไว้เช่นการ โดย Zhilyaev and Langdon [9] และแบบจำลองอย่างง่ายของหลักการทำงานของ HPT ได้ถูกแสดงไว้ในรูปที่ 2.3 โดยทั่วไปวิธี HPT นี้ ชิ้นงานในรูปของคิสท์ จะถูกวางไว้ระหว่าง anvil สองตัว จากนั้นชิ้นงานจะรับแรงอัดจากไฮดรอลิกและแรงบิดจากการหมุน anvil ตัวล่าง ทำให้วัสดุเกิดการเสียรูปแบบถาวร และเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงาน เกิดเป็นชิ้นงานที่มีขนาดเกรนละเอียด



รูปที่ 2.3 แสดงหลักการทำงานของ High-pressure torsion [10]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 2.4 แสดงตัวแปรที่ใช้ประมาณค่าความเครียดที่เกิดขึ้นในกระบวนการ HPT [11]

รูปที่ 2.4 แสดงตัวแปรที่ใช้ประมาณค่าความเครียดที่เกิดขึ้นบนชิ้นงานภายใต้กระบวนการ HPT สำหรับการหมุนเป็นมุมน้อยๆ  $d\theta$  ทำให้เกิดการเคลื่อนที่  $dl = r d\theta$  เมื่อ  $r$  คือรัศมีของชิ้นงาน ซึ่งความเครียดเฉือนที่เกิดขึ้น  $d\gamma$  มีค่าเท่ากับ [11]

$$d\gamma = \frac{dl}{h} = \frac{rd\theta}{h} \quad (2.2)$$

เมื่อ  $h$  คือความหนาของชิ้นงาน ถ้าสมมติความหนาเป็นอิสระจากมุมการหมุนนั่นคือ  $\theta = 2\pi N$  ดังนั้นความเครียดเฉือน  $\gamma$  มีค่าเท่ากับ

$$\gamma = \frac{2\pi N \cdot r}{h} \quad (2.3)$$

เมื่อ  $N$  คือจำนวนรอบของการหมุน หากเปรียบเทียบความเครียดเฉือนที่เกิดขึ้นกับความเครียดที่เกิดขึ้นจากการเสีรูปร่างแบบอื่นๆ โดยอาศัย Von Mises criterion จะได้ความเครียดเทียบเท่า (equivalent strain,  $\varepsilon$ ) เท่ากับ

$$\varepsilon = \frac{2\pi N \cdot r}{\sqrt{3}h} \quad (2.4)$$

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 3

### วัสดุและวิธีการทดลอง

#### 3.1 วัสดุที่ใช้ในการทดลอง

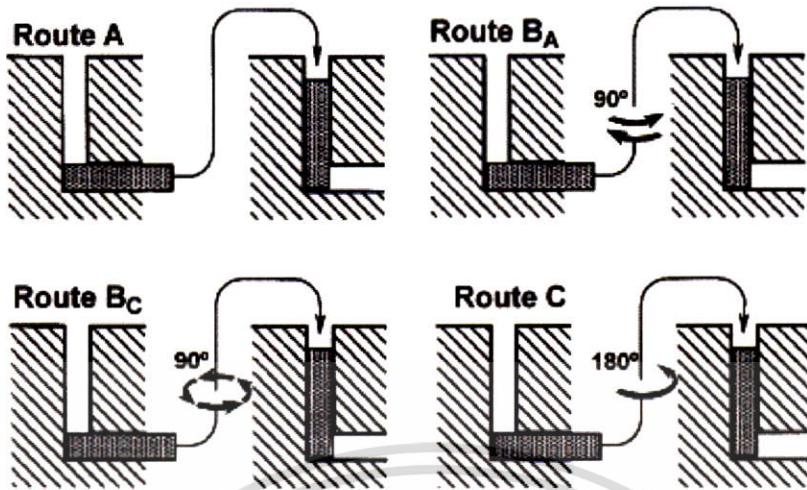
.....วัสดุที่ใช้ในโครงการวิจัยนี้ได้แก่โลหะผสมทองแดง C151 ซึ่งมีองค์ประกอบโดยน้ำหนักประกอบด้วย Cu 99.9% และ Zr 0.1% ซึ่งงานทดสอบถูกนำมาคลึงเป็นแท่งหน้าตัดวงกลม (billet) เส้นผ่านศูนย์กลาง 10 มิลลิเมตร ยาว 70 มิลลิเมตร จากนั้นนำไปอบอ่อน (annealing) ที่อุณหภูมิ 973 K เป็นเวลา 1 ชั่วโมงแล้วปล่อยให้เย็นในเตา ทำให้ได้ขนาดเกรนเฉลี่ย  $\sim 30 \mu\text{m}$

#### 3.2 กระบวนการเตรียมวัสดุเกรนละเอียด (ultrafine-grained materials)

ซึ่งงานทดสอบภายหลังการอบอ่อนจะถูกนำไปผ่านกระบวนการผลิตเพื่อที่จะทำให้เกรนละเอียดขึ้นโดยใช้หลักการทำให้วัสดุเสียรูปถาวรอย่างรุนแรง (severe plastic deformation, SPD) ดังที่กล่าวไว้ก่อนหน้านี้การขึ้นรูปโลหะแบบทำให้เสียรูปถาวรอย่างรุนแรง (severe plastic deformation, SPD) ที่นิยมกันอย่างแพร่หลายขณะนี้ มีสองเทคนิคสำคัญๆ ได้แก่ Equal-channel angle pressing, ECAP และ High-pressure torsion, HPT ซึ่งในโครงการวิจัยนี้จะทำการศึกษาวัสดุเกรนละเอียดที่ผลิตโดยวิธี Equal-channel angle pressing หรือ ECAP

กระบวนการผลิตซึ่งงานทดสอบโดยวิธี ECAP ถูกกระทำที่อุณหภูมิห้อง ใช้แม่พิมพ์แบบ Solid die ที่มีมุมภายใน (internal angle) เท่ากับ  $110^\circ$  และโค้งด้านนอก (outer arc of curvature) เท่ากับ  $20^\circ$  ซึ่งจากสมการ (2.1) ทำให้ได้เกิดความเครียดกระทำประมาณ 0.8 ในการกดผ่านแม่พิมพ์แต่ละรอบ ในงานวิจัยนี้ซึ่งงานจะถูกเตรียมที่ผ่านแม่พิมพ์ 2, 4 และ 8 ครั้งเพื่อดูการเปลี่ยนแปลงของซึ่งงาน ในกระบวนการผลิตนี้ Route B<sub>c</sub> แสดงในรูปที่ 3.1 ถูกเลือกนำมาใช้เนื่องจากเป็น Route ที่ให้เกรนที่มีขนาดเท่ากันทุกทิศทาง (equiaxed grains) ที่มีสัดส่วนขอบเกรนมุมสูงอยู่มาก [12-14]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้าไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.1 แสดง route ในกระบวนการผลิตแบบ ECAP [15]

### 3.3 การทดสอบการสึกกร่อน (wear testing)

คุณสมบัติด้านการสึกกร่อน (wear properties) ถูกศึกษาผ่านการทดสอบ ball-on-disc dry sliding testing ทั้งในชิ้นงานดั้งเดิมที่ผ่านการอบอ่อนและชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP ตามมาตรฐานการทดสอบ ASTM G99-05 (2010) ดังแสดงในรูปที่ 3.2 สภาวะเงื่อนไขการทดสอบภายใต้โหลดตั้งฉาก (normal load) 1-15 N ความเร็วรอบ 60-300 rpm (เทียบเท่าความเร็ว 0.0063-0.031 m/s) รัศมีการหมุน (revolution radius) และเวลาในการไถล (sliding time) เท่ากับ 1.0 mm และ 10 นาที ตามลำดับ การทดสอบทำที่อุณหภูมิห้อง (298 K) ที่ความชื้นสัมพัทธ์ ~55% ในการทดสอบค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (friction coefficient) และความลึกของการสึกกร่อน (wear depth) จะถูกบันทึก โดยปริมาตรที่สูญเสีย (volume loss) และความกว้างของรอยสึกกร่อน (width of the wear scar) มีความสัมพันธ์ดังสมการ

$$V = \frac{\pi}{6} \times R \times \frac{w^3}{r} \quad (3.1)$$

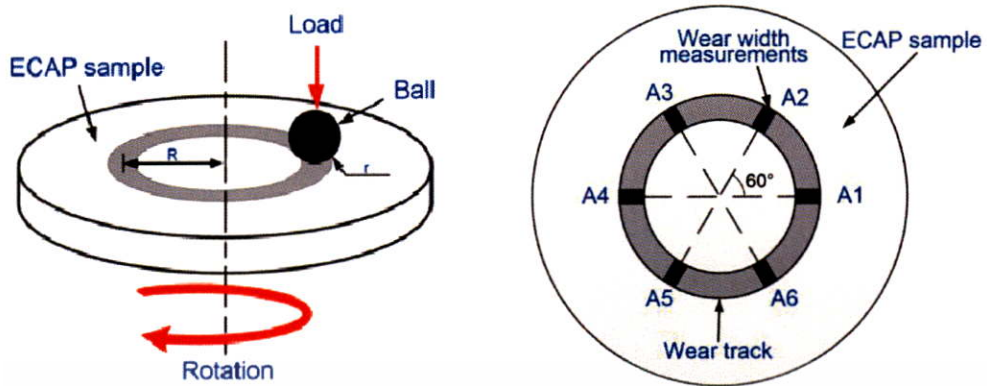
เมื่อ  $V$  คือ ปริมาตรที่สูญเสียไปจากการทดสอบ

$w$  คือ ความกว้างของรอยสึกกร่อน

$R$  คือรัศมีของรอยไถลบนชิ้นงาน

$r$  คือรัศมีของบอลทรงกลมที่ใช้ในการทดสอบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.2 แสดงแบบจำลองการทดสอบการสึกกร่อนแบบ ball-on disc บนชิ้นงาน [16]



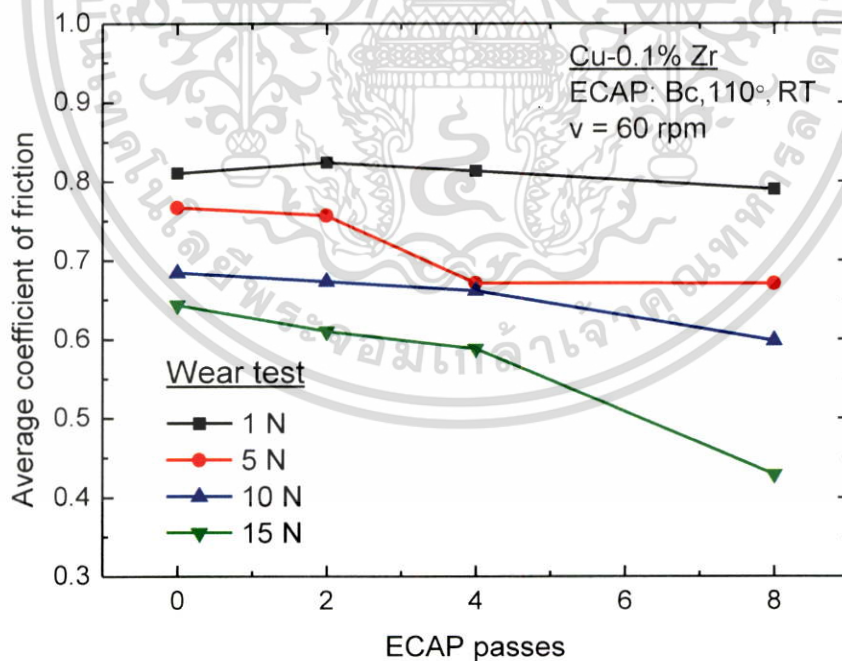
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 4

### ผลการทดลอง

#### 4.1 ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทาน (coefficient of friction, COF)

รูปที่ 4.1 แสดงค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเฉลี่ย (coefficient of friction, COF) สำหรับชิ้นงานตั้งต้นที่ผ่านการอบอ่อนเพียงอย่างเดียวและชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ ECAP ที่ 2, 4, 6, 8 passes ภายใต้แรงกระทำ 1, 5, 10, 15 N โดยแต่ละครั้งใช้เวลาในการไถล (sliding time) 600 s จากผลการทดลองพบว่าค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเฉลี่ยมีแนวโน้มลดลงเมื่อแรงกระทำเพิ่มขึ้นในทุกกรณี ซึ่งจะเห็นได้ชัดเจนในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ ECAP นอกจากนี้ยังพบว่าที่แรงกระทำคงที่ค่าหนึ่งค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานเฉลี่ยจะลดลงเมื่อชิ้นงานได้รับความเครียดเพิ่มขึ้นในกระบวนการ ECAP ซึ่งเห็นได้ชัดเจนเมื่อแรงกระทำมีค่าสูง ยกตัวอย่างเช่น ที่แรงกระทำ 15 N (เส้นสามเหลี่ยมคว่ำสีเขียว) สัมประสิทธิ์ความเสียดทานเฉลี่ยลดลงจาก ~0.64 ในชิ้นงานตั้งต้น มาที่ ~0.43 ในชิ้นงานที่ผ่าน ECAP 8 passes ขณะที่ภายใต้แรงกระทำ 1 N ผลของจำนวนครั้งของ ECAP ต่อค่าสัมประสิทธิ์ความเสียดทานจะไม่เด่นชัด ซึ่งผลการทดลองนี้สอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้านี้สำหรับ โลหะผสม Cu-10% Al-4% Fe ที่ผ่านกระบวนการ ECAP [17] และ copper ที่มี nano-scale twin [18].

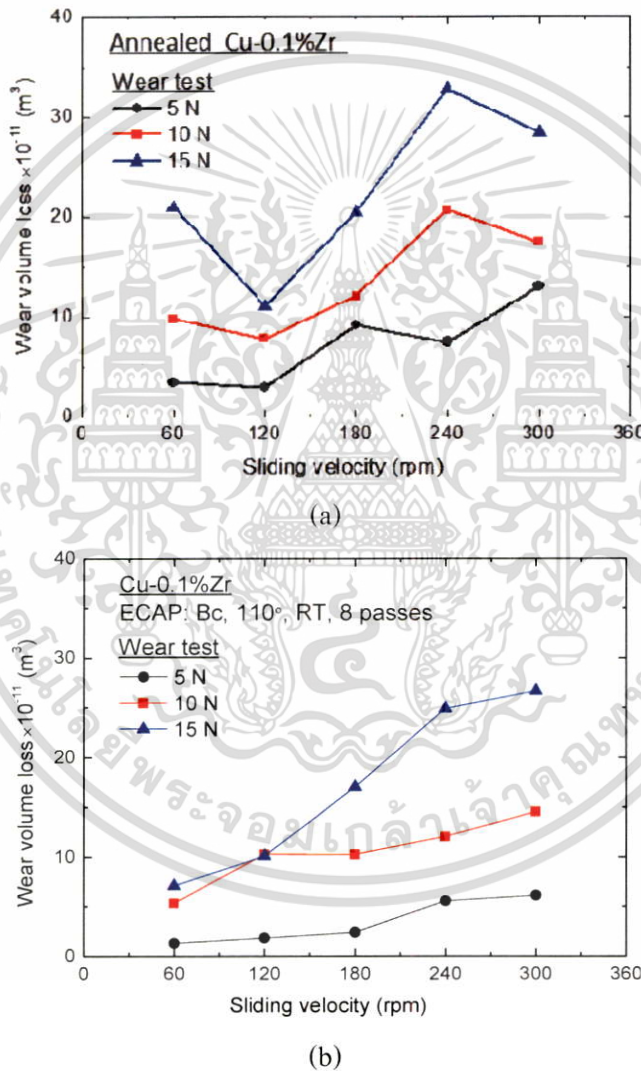


รูปที่ 4.1 แสดงค่าเฉลี่ยของสัมประสิทธิ์ความเสียดทานกับจำนวนครั้ง ECAP (ECAP passes) ภายใต้แรงกระทำในแนวตั้งฉาก 1, 5, 10, 15 N

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

#### 4.2 การสูญเสียปริมาตรจากการสึกกร่อน (wear volume loss)

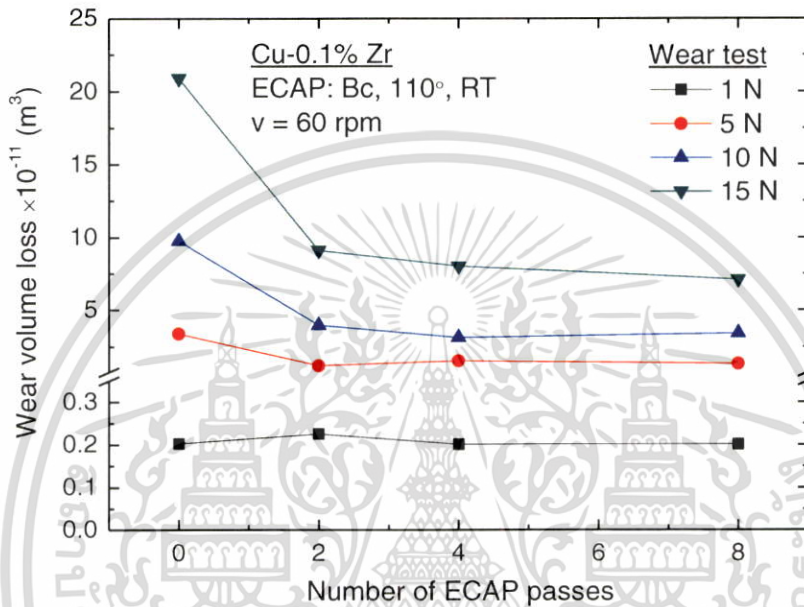
รูปที่ 7 แสดงความสัมพันธ์ของปริมาตรที่หายไปกับความเร็วไถลจากการทดสอบการสึกกร่อน ภายใต้แรงกระทำ 5, 10 และ 15 N โดยรูปที่ 7(a) เป็นผลของชิ้นงานทดสอบที่ไม่ผ่านกระบวนการผลิต ECAP และรูปที่ 7(b) เป็นผลของชิ้นงานทดสอบที่ผ่านกระบวนการผลิต ECAP 8 passes จากกราฟพบว่า ปริมาตรวัสดุที่หายไปจากการทดสอบมีแนวโน้มเพิ่มขึ้นตามความเร็วไถล ในทุกเงื่อนไขของแรงกระทำ แต่การสูญเสียปริมาตรในชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ ECAP มีแนวโน้มต่ำกว่าชิ้นงานที่ทำการอบอ่อน เพียงอย่างเดียว ซึ่งแสดงให้เห็นถึงความต้านทานการสึกกร่อนที่เพิ่มขึ้นของวัสดุที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP นั้นเอง



รูปที่ 4.2 แสดงความสัมพันธ์ของปริมาตรที่หายไปจากการสึกกร่อนกับความเร็วไถลสำหรับ (a) ชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อน (b) ชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP 8 passes

สำหรับค่าของการสูญเสียปริมาตรที่เป็นฟังก์ชันของจำนวนครั้งที่ผ่าน ECAP (ECAP passes) เมื่อทำการทดสอบการไถลเป็นเวลา 600 s แสดงไว้ในรูปที่ 4.3 ผลการทดลองพบว่าการสูญเสียปริมาตรมีเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ค่าลดลงเมื่อจำนวนครั้งที่ผ่าน ECAP เพิ่มขึ้น ยกเว้นที่แรงกระทำต่ำที่สุด 1 N การเปลี่ยนแปลงไม่ชัดเจน เนื่องจากขนาดแรงและเวลาไถน้อยเกินไปที่จะทำให้เกิดการเปลี่ยนแปลง นอกจากนี้ยังพบว่าการสูญเสียปริมาตรของวัสดุเพิ่มขึ้นตามแรงกดในแนวตั้งฉาก ซึ่งสอดคล้องกับงานวิจัยก่อนหน้าของโลหะผสม Cu-10% Al-4% Fe [17] และ โลหะผสม Al-Si [19] ที่ผลิตโดยวิธี ECAP แต่ข้อมูลนี้ขัดแย้งกับผลการทดลองของโลหะผสม eutectic Al-12% ที่ผลิตด้วยวิธี ECAP [20]



รูปที่ 4.3 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างการสูญเสียปริมาตรกับจำนวนครั้งของ ECAP (ECAP passes) ในการทดสอบการสึกกร่อนที่เวลาการไถ 600 s

#### 4.3 ความกว้างของรอยสึกกร่อน (width of the wear tracks)

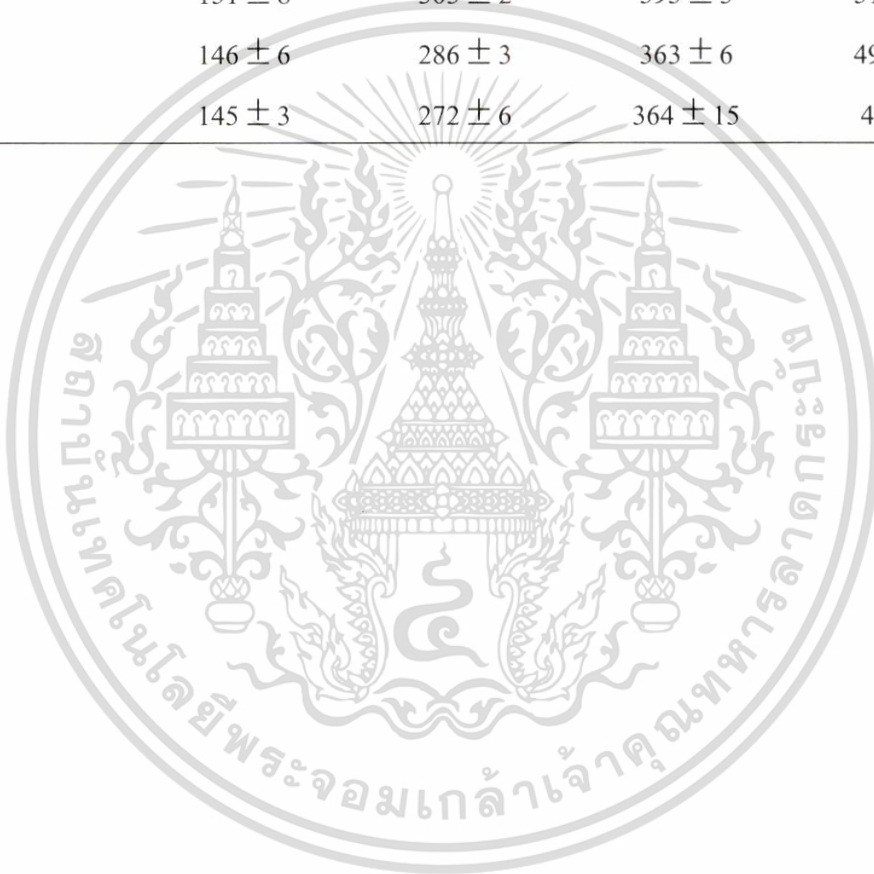
ความกว้างของรอยสึกกร่อน (width of the wear tracks) ของชิ้นงานทดสอบที่ได้จากการทดสอบ ได้ถูกรวบรวมไว้ใน ตารางที่ 1 ข้อมูลเป็นผลจากการทดสอบที่ความเร็วไถ 60 rpm และเวลาไถ 600 s ภายใต้แรงในแนวตั้งฉากจาก 1, 5, 10 และ 15 N จากข้อมูลโดยรวมพบขนาดของความกว้างของรอยสึกกร่อนเพิ่มขึ้นตามขนาดของแรงที่เพิ่มขึ้น แต่แนวโน้มของการเพิ่มขึ้นของความกว้างของรอยลดลงเมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการ ECAP ดังจะเห็นได้จาก ในชิ้นงานที่ไม่ผ่านกระบวนการ ECAP (annealed sample) ขนาดความกว้างของรอยเพิ่มขึ้นจาก  $\sim 146 \pm 3$  เป็น  $\sim 684 \pm 8$   $\mu\text{m}$  หรือประมาณ  $\sim 540$   $\mu\text{m}$  ภายใต้แรงกระทำจาก 1 N ถึง 15 N ขณะที่ชิ้นงานที่ผ่าน ECAP 8 passes ขนาดความกว้างของรอยเพิ่มขึ้นเพียง  $\sim 330$   $\mu\text{m}$  ซึ่งแสดงให้เห็นว่าความต้านทานการสึกกร่อนของชิ้นงานเพิ่มขึ้นเมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP

นอกจากนี้ข้อมูลในตารางที่ 1 ยังแสดงให้เห็นผลของกระบวนการผลิตที่มีต่อความต้านทานการสึกกร่อนบนชิ้นงานภายใต้แรงกระทำที่ต่างกัน จากตารางที่ 1 พบว่าที่แรงกระทำ 1 N ความกว้างของรอยเอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สีกกร่อนบนชิ้นงานแต่ละอัน มีความแตกต่างกันน้อยมาก แต่ที่แรงกระทำ 15 N พบว่าความกว้างของชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการ ECAP มีค่าลดลงอย่างมีนัยสำคัญ เมื่อเทียบกับชิ้นงานที่ผ่านการอบอ่อน (annealed sample) เพียงอย่างเดียว ดังนั้นจึงยืนยันได้ว่าวัสดุที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP จะมีความต้านทานการสึกกร่อนได้ดีกว่าชิ้นงานตั้งต้น โดยเฉพาะอย่างยิ่งภายใต้แรงกระทำตั้งฉากที่มีค่ามาก

ตารางที่ 4.1 ความกว้างของรอยสึกกร่อนจากการทดสอบ ( $\mu\text{m}$ ) [16]

Applied normal load / N	1	5	10	15
Annealed samples	$146 \pm 3$	$373 \pm 4$	$531 \pm 3$	$684 \pm 8$
2 p	$151 \pm 8$	$303 \pm 2$	$393 \pm 3$	$519 \pm 10$
4 p	$146 \pm 6$	$286 \pm 3$	$363 \pm 6$	$497 \pm 26$
8 p	$145 \pm 3$	$272 \pm 6$	$364 \pm 15$	$477 \pm 7$



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## บทที่ 5

### สรุปผลการทดลอง

โลหะผสมทองแดง C151 (Cu-0.1% wt.Zr) ถูกเลือกใช้ในโครงการวิจัยครั้งนี้ เพื่อศึกษาความต้านทานการสึกกร่อนกรณีวัสดุผ่านกระบวนการผลิตแบบการเสีรูปร่างอย่างรุนแรงเพื่อให้เป็นวัสดุเกรนละเอียด จากผลการทดลองพบว่า

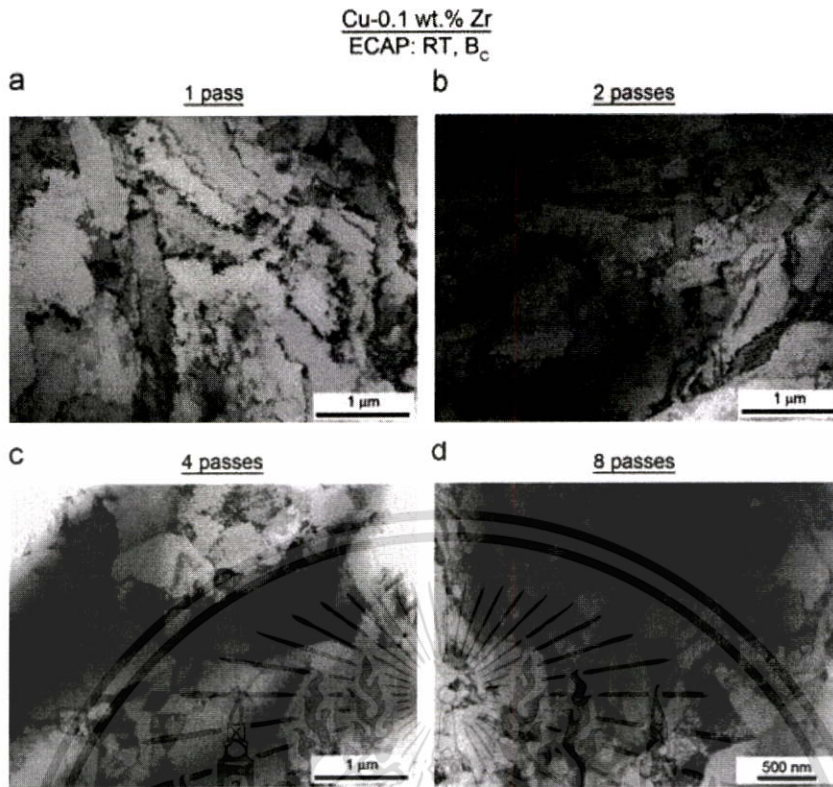
1. กระบวนการผลิตวัสดุเกรนละเอียดโดยวิธี ECAP ส่งผลให้ค่าสัมประสิทธิ์ความเสียหายเฉลี่ยลดลง
2. การปริมาตรของวัสดุที่สูญเสียไปเนื่องจากการสึกกร่อนลดลงอย่างมีนัยสำคัญเมื่อวัสดุผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP ซึ่งเห็นผลได้ชัดเจนภายใต้แรงกระทำในแนวตั้งฉากที่มีค่าสูง
3. ความกว้างของรอยสึกกร่อนของวัสดุที่ผ่านกระบวนการ ECAP มีขนาดเล็กกว่าวัสดุตั้งต้นภายใต้แรงกระทำและความเร็วไหลคงที่

กล่าวโดยสรุปคือโลหะผสมทองแดง C151 ที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP เพื่อทำให้เป็นวัสดุเกรนละเอียดมีความต้านทานการสึกกร่อนเพิ่มขึ้นเมื่อเทียบกับวัสดุตั้งต้นที่ผ่านการอบอ่อนเพียงอย่างเดียว ทั้งนี้เป็นผลเนื่องจากการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคและคุณสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทองแดงเมื่อผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP [21-23] ดังสรุปไว้ในตารางที่ 5.1 ตารางที่ 5.1 สรุปค่าความแข็งและขนาดเกรนเฉลี่ย

Sample	Average grain size ( $\mu\text{m}$ )			Vickers Hardness (Hv)
	OM	TEM technique	EBSD technique	
Annealed sample	30	-	-	~ 60
ECAP 8 passes	-	0.310	0.350	~ 144

โลหะผสมทองแดง C151 ที่ผ่านกระบวนการผลิตภายใต้ความเครียด หรือแรงกระทำที่มีค่ามากนี้ส่งผลทำให้เกิดกลไกที่เรียกว่า grain refinement [23] ดังแสดงในรูปที่ 5.1 จากที่กล่าวไว้ในบทนำโครงสร้างจุลภาค เช่น ขนาดเกรน ส่งผลโดยตรงต่อคุณสมบัติของวัสดุ ซึ่งจากตารางที่ 5.1 พบว่า เมื่อขนาดของเกรนเล็กลงจาก  $\sim 30 \mu\text{m}$  ในชิ้นงานตั้งต้น (annealed sample) มาเป็น  $\sim 0.330 \mu\text{m}$  (ค่าเฉลี่ยของ  $0.310$  และ  $0.350 \mu\text{m}$ ) ในชิ้นงานของ ECAP 8 passes ส่งผลทำให้ค่าความแข็งในสเกลวิกเกอร์เพิ่มขึ้นจาก  $\sim 60$  Hv เป็น  $\sim 144$  Hv จากความสัมพันธ์ของ Hall-Petch วัสดุที่มีขนาดเกรนเล็กจะมีความแข็งแรงสูง แต่เนื่องจากในโลหะและโลหะผสมความแข็งแรง (strength) และความแข็ง (hardness) มีแนวโน้มไปในทิศทางเดียวกัน แต่เนื่องจากความแข็งแรงวัดได้ง่ายกว่าความแข็งแรงจึงนิยมพิจารณาค่าความแข็งแทนความแข็งแรง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 5.1 แสดงวิวัฒนาการของ grain refinement ของโลหะผสมทองแดง C151 ที่ผ่านกระบวนการผลิตแบบ ECAP [23]

ความแข็ง (hardness) เป็นสมบัติที่แสดงถึงความต้านทานต่อการเปลี่ยนแปลงขนาด รูปร่าง และความเสียหายที่ผิวของวัสดุ ดังนั้นจึงสามารถสรุปได้ว่าวัสดุเกรนละเอียดที่ผ่านการผลิตด้วยการทำให้เสียรูปถาวรอย่างรุนแรงจะมีความต้านทานการสึกกร่อนเพิ่มขึ้นเนื่องจากขนาดเกรนที่เล็กลงและสมบัติเชิงกล เช่น ความแข็งที่เพิ่มขึ้นอย่างเห็นได้ชัด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 6  
ผลผลิตงานวิจัย

ผลงานตีพิมพ์ในวารสารนานาชาติ 1 ฉบับในฐานข้อมูล Scopus

1. Jianwei Li, **Jitraporn Wongsan-Ngam**, Jie Xu, Debin Shan, Bin Guo, Terence G. Langdon, “Wear resistance of an ultrafine-grained Cu-Zr alloy processed by equal-channel angular pressing”, *Wear* 326-327, 2015, pp. 10-19.



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## เอกสารอ้างอิง

- [1] E.O. Hall, Proc. Roy. Soc. B 64 (1951) 747.
- [2] N.J. Petch, J. Iron Steel Inst. 174 (1953) 25.
- [3] Y.T. Zhu, T.C. Lowe, T.G. Langdon, Scr. Mater. 51 (2004) 825.
- [4] M.P. Groover, "Principles of Modern Manufacturing 5/e", John Wiley & Sons, Inc. (2013) 337.
- [5] R.Z. Valiev, T.G. Langdon, Prog. Mater. Sci. 51 (2006) 881.
- [6] Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, Scr. Mater. 35 (1996) 143.
- [7] Y. Wu, I. Baker, Scr. Mater. 37 (1997) 437
- [8] K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, Acta Mater. 46 (1998) 1589.
- [9] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, Prog. Mater. Sci. 53 (2008) 893.
- [10] C. Xu, Z. Horita, T.G. Langdon, Acta Mater. 56 (2008) 5168.
- [11] A.P. Zhilyaev, G.V. Nurislamova, B.K. Kim, M.D. Baró, J.A. Szpunar, T.G. Langdon, Acta Mater. 51 (2003) 753.
- [12] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, and T. G. Langdon, Acta Materialia, 45 (1997) 4733.
- [13] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, and T. G. Langdon, Acta Materialia, 46 (1998) 3317.
- [14] K. Oh-ishi, Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, and T. G. Langdon, Met. Mater. Trans. A 29 (1998). 2011.
- [15] K. Nakashima, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, Mater. Sci. Eng. A281 (2000) 82.
- [16] J. Li, J. Wongsan-Ngam, J. Xu, D. Shan, B. Guo, T. G. Langdon, Wear 326-327 (2015) 10.
- [17] L.L. Gao, X.H. Cheng, Tribol Lett 27 (2007) 221.
- [18] Y.S. Zhang, K. Wang, Z. Han, G. Liu, Wear 271 (2011) 1828
- [19] Z.G. Zhang, S. Hosoda, I.S. Kim, Y. Watanabe, Mater. Sci. Eng. A 425 (2006) 55.
- [20] T. Kucukomeroglu, Mater. Des 31 (2010) 782-789.
- [21] J. Wongsan-Ngam, M. Kawasaki, T. G. Langdon, Mater. Sci. Eng. A 556 (2012) 526.
- [22] J. Wongsan-Ngam, M. Kawasaki, T. G. Langdon, J. of Mater. Sci. 48 (2013) 4653.
- [23] J. Wongsan-Ngam, H. Wen, T. G. Langdon, Mater. Sci. Eng. A 579 (2013) 126.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



Contents lists available at ScienceDirect

Wear

journal homepage: [www.elsevier.com/locate/wear](http://www.elsevier.com/locate/wear)



## Wear resistance of an ultrafine-grained Cu-Zr alloy processed by equal-channel angular pressing



Jianwei Li<sup>a,b</sup>, Jitraporn Wongsan-Ngam<sup>c,d</sup>, Jie Xu<sup>a,b,\*</sup>, Debin Shan<sup>a,b</sup>, Bin Guo<sup>a,b</sup>, Terence G. Langdon<sup>d,e</sup>

<sup>a</sup> Key Laboratory of Micro-systems and Micro-structures Manufacturing of Ministry of Education, Harbin Institute of Technology, Harbin, 150080, China

<sup>b</sup> School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin, 150001, China

<sup>c</sup> Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, King Mongkut's Institute of Technology Ladkrabang, Bangkok, 10520, Thailand

<sup>d</sup> Departments of Aerospace & Mechanical Engineering and Materials Science, University of Southern California, Los Angeles, CA 90089-1453, USA

<sup>e</sup> Materials Research Group, Faculty of Engineering and the Environment, University of Southampton, Southampton SO17 1BJ, UK

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received 7 August 2014

Received in revised form

13 December 2014

Accepted 13 December 2014

Available online 19 December 2014

#### Keywords:

Copper alloy

Equal-channel angular pressing

Micro-wear

Dry sliding tribology

Wear property

### ABSTRACT

A Cu-0.1 wt.% Zr alloy was processed by equal-channel angular pressing (ECAP) through 8 passes at room temperature to produce an ultrafine grain size of  $\sim 350$  nm with an average Vickers microindentation hardness (200 gf) of  $\sim 140$ . Ball-on-disc dry sliding tests were conducted on an annealed material and on the ECAP-processed alloy using applied normal loads from 1 to 15 N. The coefficient of friction (COF), surface topography and wear volume loss were examined to evaluate the micro-wear resistance. The results show that samples processed by ECAP have lower average values for the COF than the unprocessed alloy and there is also a decrease in the wear depth and wear volume loss with increasing numbers of ECAP passes. The ultrafine-grained alloy processed by ECAP has a higher wear resistance than the annealed and unprocessed material due to the significant grain refinement and improved mechanical properties.

© 2014 Elsevier B.V. All rights reserved.

### 1. Introduction

Equal-channel angular pressing (ECAP) is a promising processing technique in which a material is subjected to severe plastic deformation (SPD) that produces an ultrafine-grained (UFG) microstructure which is generally reasonably homogeneous and with a high fraction of grain boundaries having high angles of misorientation [1]. To date, most of the studies of ECAP have concentrated on the microstructural evolution with increasing strain and on the tensile properties and thermal stability of these UFG materials [2–4]. These investigations demonstrate that, relative to the unprocessed coarse-grained (CG) samples, UFG materials possess better mechanical properties, a combination of high strength and good ductility at room temperature and a potential for exhibiting high strain rate and low temperature superplasticity at elevated temperatures. Nevertheless, only very limited attention has been devoted to the wear behavior of these UFG materials and the results available to date are conflicting [5]. This is a surprising deficiency because wear resistance is of major concern in many industrial applications and especially when the processed parts are used as bearing liners or bushings.

There are a number of studies reporting an improved wear resistance when ECAP, or the similar SPD technique of high-pressure torsion (HPT) [6], is used to produce UFG structures. In an investigation of wear in a Cu-10% Al-4% Fe alloy under dry sliding conditions at different sliding speeds and bearing pressures, it was concluded that processing by ECAP improved the mechanical properties and thereby reduced the friction coefficient and the wear rate [7–9]. Similarly, a characterization of the dry sliding wear of copper and its alloys showed that the wear intensity of the submicrocrystalline structure decreased compared to the CG structure due to the higher values of hardness and the strong hardening of a surface layer after frictional effects [10]. In tribological experiments on titanium, it was shown that HPT-processed UFG samples exhibit an abrasive mode with improved wear resistance over CG Ti where there are ploughing and wedge formation modes [11]. It seems from these results that samples after ECAP may have an enhanced load-bearing capacity and this may be explained by the traditional Archard relationship which is given by [12]

$$V = K \frac{LN}{H} \quad (1)$$

where  $V$  is the volumetric wear loss,  $N$  is the applied load,  $L$  is the total sliding distance,  $K$  is the wear coefficient and  $H$  is the hardness of the wear surface.

\* Correspondence to: Science Campus of HIT, B1, R206, 2 Yikuang Street, Harbin, 150080 China. Tel: 86 451 86403958.

E-mail address: [xjhit@hit.edu.cn](mailto:xjhit@hit.edu.cn) (J. Xu).

<http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2014.12.022>

0043-1648/© 2014 Elsevier B.V. All rights reserved.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

By contrast, there are also some contradictory results. For example, the wear resistance of UFG materials obtained by ECAP was reported as lower than for the CG as-received conditions [13]. Dry sliding wear testing of an Al-1050 alloy was carried out on the as-received material and UFG materials with grain sizes of  $\sim 1.3 \mu\text{m}$  processed by ECAP through 8 passes [14]. The samples processed by ECAP had a similar coefficient of friction (COF) and higher mass loss than the as-received sample although the microhardness increased significantly after ECAP processing. An investigation of UFG AISI 1024 steel severely deformed using a warm multi-axial forging technique showed significantly improved hardness and strength properties but no improvement in the wear resistance due to the higher density of grain boundaries and the presence of submicrometer-sized cementite particles [15]. It is surprising to note that wear tests on pure titanium found a strengthening by ECAP but no corresponding improvement in the wear resistance which was attributed to the occurrence of a tribochemical reaction leading to oxidative wear with an abrasive effect [16].

As a consequence of these varying reports, it is readily apparent that further investigations are critically needed in order to evaluate the wear behavior of UFG materials processed by SPD techniques [5,11,17,18]. Accordingly, the present research was initiated in order to investigate, using different loads and sliding velocities, the dry sliding wear behavior of a Cu-0.1 wt.% Zr alloy processed through different numbers of passes by ECAP. A worn surface examination by scanning electron microscopy (SEM) and a confocal scanning laser microscope was used to evaluate the volume loss and the wear rate and also to identify the relation between the wear mechanism and the microstructure. A Cu-0.1 wt.% Zr alloy was selected for this investigation because earlier experiments demonstrated that processing of this alloy by ECAP or HPT produced excellent grain refinement to the submicrometer level [19–21].

## 2. Experimental material and procedures

A commercial Cu151 alloy with a composition of Cu-0.1 wt.% Zr was used in this investigation. This alloy was supplied by Olin Brass (East Alton, IL, USA) in the form of a plate with dimensions of  $760 \times 250 \times 15 \text{ mm}^3$ . The plate was machined into individual billets with diameters of 9.8 mm and lengths of  $\sim 70 \text{ mm}$  and these billets were then annealed at a temperature of 973 K for 1 h followed by furnace cooling. Processing by ECAP was conducted at room temperature using a solid die in which two channels intersected at an internal angle of  $110^\circ$  and with an outer arc of curvature of  $20^\circ$  at the point of intersection. This geometry leads to an imposed strain of  $\sim 0.8$  on each separate pass through the die [22]. Billets were processed repetitively by ECAP for 2, 4 and 8 passes corresponding to a maximum imposed strain of  $\sim 6.4$ . All samples were processed using route B<sub>C</sub> in which the sample is rotated by  $90^\circ$  in the same direction between each consecutive pass [23]. This processing route was selected because it leads most expeditiously to an array of equiaxed grains separated by a high fraction of high-angle boundaries [24–26].

After ECAP processing, all samples were machined into round plates having thicknesses of 1.5 mm for the micro-wear tests. The samples were ground with SiC abrasive papers from 180 to 2400 grits and then polished with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powders of 20–60 nm on micro-cloths to give an average surface roughness Ra of  $< 0.2 \mu\text{m}$ . Each sample was cleaned in a solution of ethyl alcohol in an ultrasonic bath for 20 min and then dried in hot air.

Specimens were cut from the ECAP billets perpendicular to the pressing direction and the effects of the ECAP processing on the microstructure and the microhardness were examined by SEM and using a microhardness tester, respectively. The annealed copper

alloy samples were etched in a solution of 1.0 ml nitric acid with 3.0 ml hydrochloric acid and the grain sizes were measured by optical microscopy (OM). Electron backscatter diffraction (EBSD) was used to examine the microstructure of the alloy after processing by ECAP through 8 passes. The cut samples of the annealed and ECAP-processed alloy were mounted, polished to mirror-like surfaces and then microhardness testing was conducted using an FM-1e Vickers microhardness tester. Measurements were taken across diameters of the discs at intervals of 0.5 mm with a load of 200 g and a dwell time of 10 s. The average values of the Vickers microhardness, *Hv*, were calculated for all samples.

The wear properties were evaluated using ball-on-disc dry sliding testing as illustrated schematically in Fig. 1(a) for both the annealed material and the alloy processed by ECAP using a micro-tribometer UMT-2 (CETR Co., USA) following the ASTM G99-05 (2010) standard. This micro-tribometer system can satisfy the demands of micro-wear testing from 0.5 to 50 N with rotational speeds from 0.1 up to 5000 rpm. In these experiments, the balls supplied by the same company were made of 440C stainless steel having a diameter of 1.6 mm with a hardness of HRC 62 and a surface roughness Ra of  $\sim 0.01 \mu\text{m}$ . A new 440C ball was used for each dry sliding test in order to avoid any influence from wearing of the balls and each test was conducted three times in order to confirm the reproducibility. The tests were conducted under normal loads of 1–15 N with a rotational speed of 60–300 rpm (equivalent to sliding velocities of 0.0063–0.031 m s<sup>-1</sup>) and the revolution radius and sliding time were 1.0 mm and 10 min, respectively. All of the micro-wear tests were performed at room temperature (298 K) under a relative humidity of  $\sim 55\%$ . The friction coefficient and the wear depth were continuously recorded using the micro-tribometer system. The volume loss of the disc was used to determine the micro-wear and to calculate the width of the wear scar based on the following relationship:

$$V = \frac{\pi}{6} \times R \times \frac{w^3}{r} \quad (2)$$

where *V* is the volume of micro-wear, *w* is the width of the wear track on the disc, *R* is the radius of the wear track and *r* is the spherical radius of the ball. After micro-wear testing, the wear track widths were measured using OM equipped with software for length measurements (Olympus Co. GX71) and an average value of four length measurements were recorded in the radial sliding direction.

Six separate profiles of the wear track cross-sections, designated A1 to A6 in Fig. 1(b), were measured using a confocal scanning laser microscope (Olympus Co. OLS-3000) in order to calculate the wear groove area as depicted in Fig. 1(c). The laser was focused to measure the wear profile and the wear rate was then calculated from the relationship [9,27]:

$$W_R = \left( \frac{\pi D}{6LN} \right) \sum_{i=1}^6 A_i \quad (3)$$

where *W<sub>R</sub>* is the wear rate, *A<sub>i</sub>* is the area above the profile at the six different sections (where *i* = 1–6), *D* is the mean diameter of the wear track, *L* is the total sliding distance and *N* is the load.

The morphologies of the worn surfaces were also examined using SEM (FEI Co. Quanta 200F) and an analysis of the worn surfaces was conducted using an energy-dispersive X-ray spectrometer (EDS) in the same microscope.

## 3. Experimental results

### 3.1. Microstructure and microhardness after ECAP processing

Fig. 2 shows microstructures of the alloy (a) after annealing and (b) after processing by ECAP through 8 passes. These micrographs

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

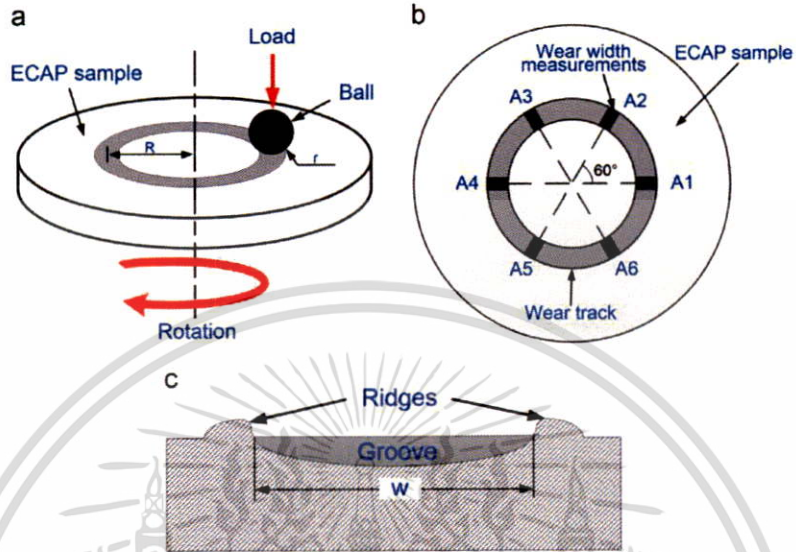


Fig. 1. Schematic illustration of ball-on disk micro-wear tests: (a) 3-dimensional model, (b) top view of sample after sliding tests, (c) cross section of wear track.

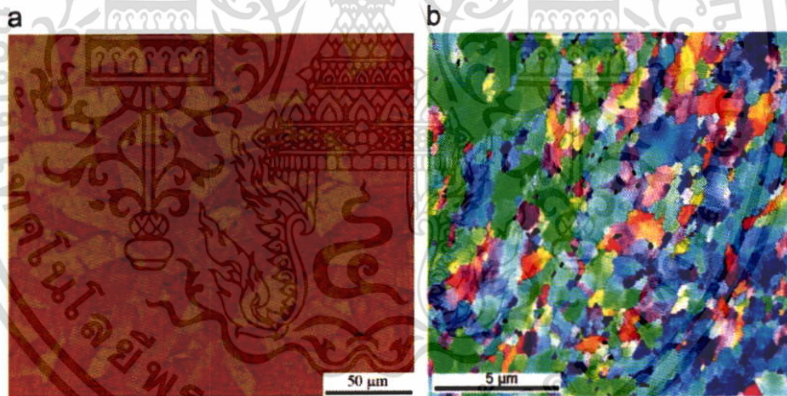


Fig. 2. Microstructures of (a) annealed material and (b) after processing by ECAP through 8 passes.

show that the coarse grains are refined and there is a homogeneous structure of ultrafine grains after processing by ECAP through 8 passes. Measurements gave average grain sizes of  $\sim 30 \mu\text{m}$  in the annealed alloy and  $\sim 350 \text{ nm}$  after processing through 8 passes. These results are consistent with an earlier report of a grain size of  $\sim 0.4 \mu\text{m}$  for a Cu-0.18% Zr processed by ECAP through 6 passes using a die with an internal angle of  $90^\circ$  [28].

Values of the average Vickers microhardness, Hv, are plotted in Fig. 3 as a function of the number of ECAP passes. These results show the average values obtained from measurements across the diameters of the cross-sectional planes which are generally defined as the X planes in conventional ECAP [29]. The validity of plotting these average values follows directly from earlier results on aluminum-based alloys showing that an excellent hardness homogeneity is established after processing through 8 passes on both the cross-sectional [30] and longitudinal [31] planes and by more recent results demonstrating a similar homogeneity in the Cu-0.1% Zr alloy after ECAP through 8 passes [19]. Fig. 3 shows that the average hardness

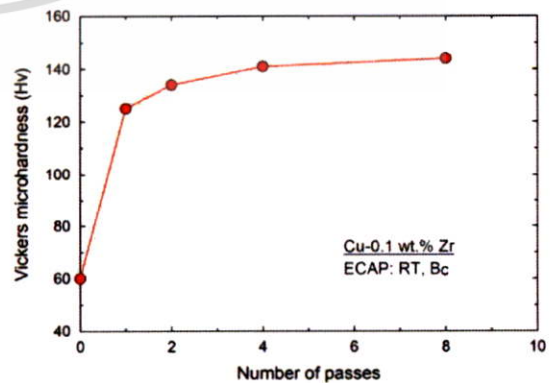


Fig. 3. Variation of the average Vickers microhardness with the numbers of ECAP passes.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

increases from ~60 in the annealed sample to ~125 after 1 ECAP pass and thereafter it increases to ~140 after 8 passes.

3.2. Coefficient of friction during the micro-wear testing

Curves of the dynamic COF versus the sliding time are shown in Fig. 4 under the four applied normal loads of 1 N, 5 N, 10 N and 15 N for (a) the annealed condition and after processing by ECAP through (b) 2, (c) 4 and (d) 8 passes. These plots show that the COF initially increases up to ~100 s under different applied loads and then the curves oscillate and exhibit significant fluctuations which show the friction is unsteady for both the annealed and the ECAP-processed samples during the dry sliding testing. These results are similar to those reported earlier during wear tests on the AZ31 magnesium alloy [18] and an Al-Mg-Si alloy [32] processed by ECAP.

In order to reduce the influence of these fluctuations, an average COF was adopted to provide a more comprehensive evaluation of the influence of ECAP on the friction. Therefore, Fig. 5 plots the average values of the COF for the annealed and ECAP-processed samples under the four different applied loads where the points were obtained by averaging over the total sliding time of 600 s. The results demonstrate that processing by ECAP leads to a small and essentially insignificant improvement in the average value of the COF at 1 N with values varying from ~0.82 to ~0.79 whereas with increasing load the average values are reduced for the samples processed through 8 passes of ECAP and at the largest load of 15 N the average values of the COF vary from ~0.64 in the annealed condition to ~0.43 after 8 passes. These results are similar to those

reported earlier for a Cu–10% Al–4% Fe alloy processed by ECAP [7] and copper with nano-scale twins [33].

3.3. Wear track profiles and wear volume losses

The cross-sectional profiles of the wear tracks after the ball-on-disc sliding tests are shown in Fig. 6 under the applied normal

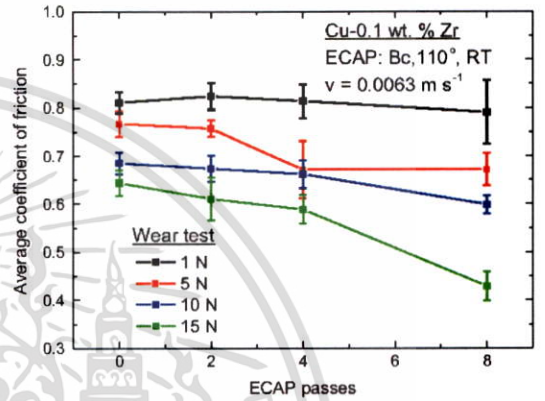


Fig. 5. Average values of the COF versus number of ECAP passes with a sliding time of 600 s under different applied normal loads.

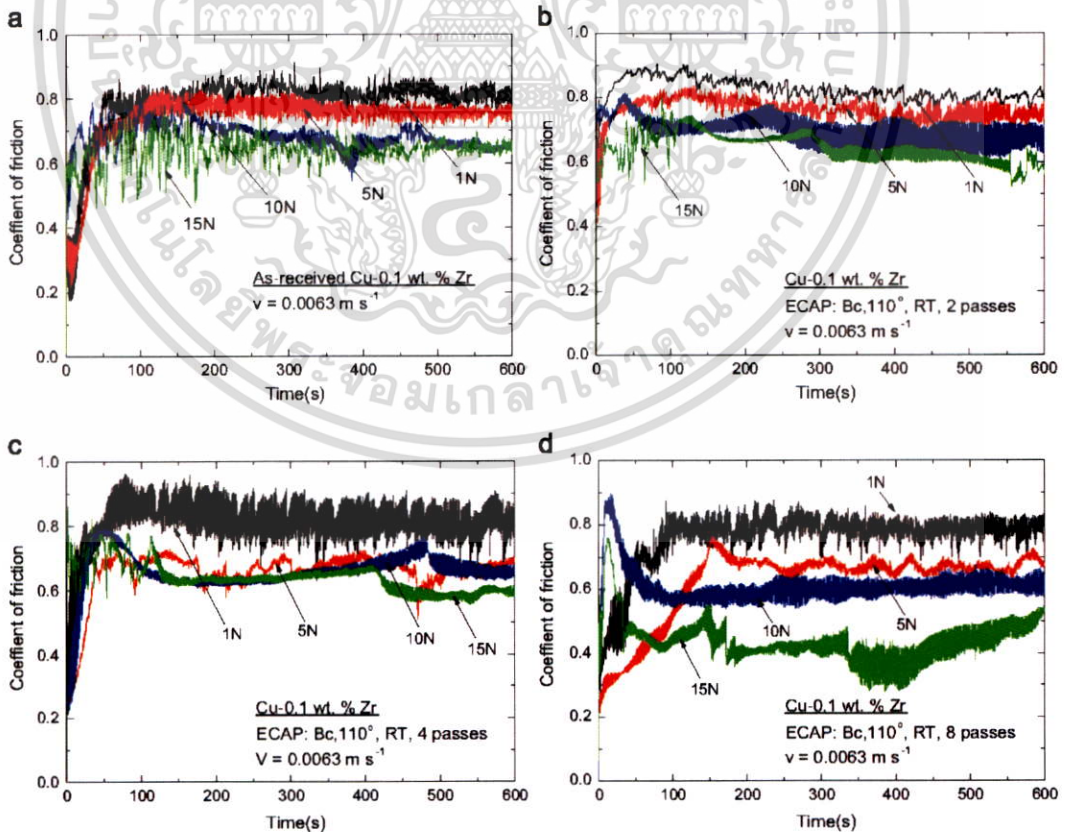


Fig. 4. Variation of the COF with the sliding time under different applied normal loads for (a) the annealed material and after processing by ECAP through (b) 2, (c) 4 and (d) 8 passes.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

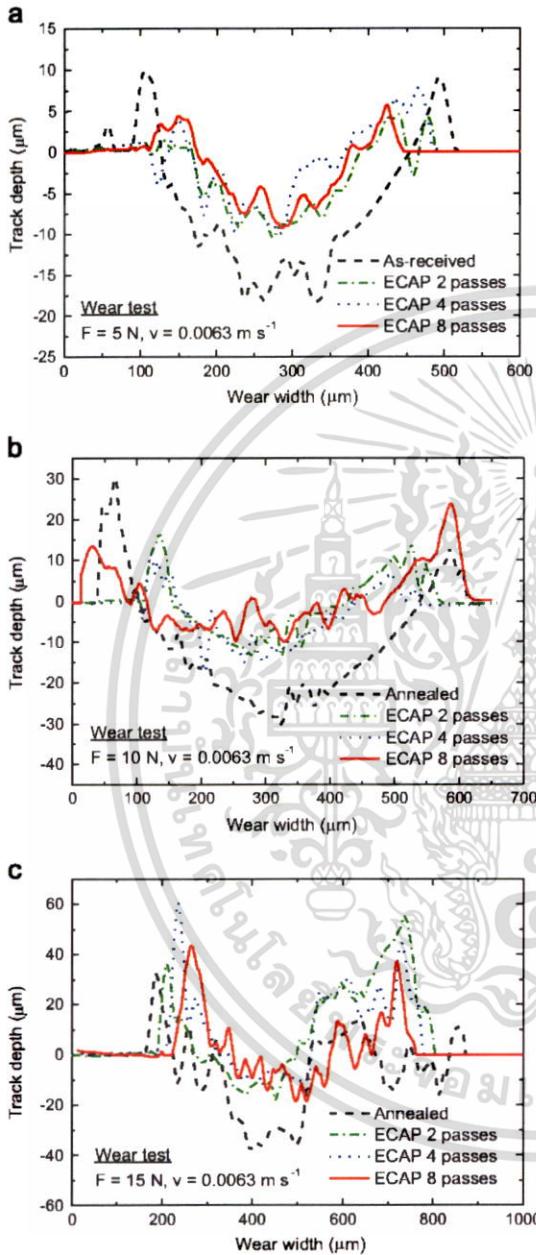


Fig. 6. Cross-sectional profiles of the wear tracks for the annealed and ECAP-processed samples under applied normal loads of (a) 5 N, (b) 10 N and (c) 15 N.

loads of (a) 5 N, (b) 10 N and (c) 15 N. The measured depths of the wear tracks are  $\sim 18 \mu\text{m}$  for the annealed samples and  $\sim 10 \mu\text{m}$  for the samples processed through 8 passes under a load of 5 N as shown in Fig. 6(a) although in practice the measured maximum depths are very similar for the samples processed through different numbers of passes. With increasing applied normal load, it is apparent that these depths increase not only for the annealed condition but also for the ECAP-processed samples. Thus, these maximum depths are  $\sim 18 \mu\text{m}$  and  $\sim 38 \mu\text{m}$  for the annealed material when applying loads of 5 N and 15 N, respectively. The

depths of the wear tracks increase by a smaller amount from  $\sim 10 \mu\text{m}$  to  $\sim 18 \mu\text{m}$  for the ECAP-processed samples under the same normal loads. These results confirm that processing by ECAP leads to an improvement in the micro-wear resistance for the Cu-Zr alloy.

The variation of the wear volume loss with sliding velocity is shown in Fig. 7 for different normal loads for (a) the annealed condition and (b) after processing by ECAP through 8 passes. These results show that the wear volume loss generally increases with increasing sliding velocity for both the annealed and ECAP-processed samples. Nevertheless, the wear volume loss tends to be slightly lower after ECAP processing which again indicates an improvement in wear resistance with processing. Similarly, Fig. 8 shows the wear rate,  $W_s$ , as defined in eq. (3) plotted as a function of the sliding velocity for (a) the annealed and (b) the ECAP-processed samples under different loads. These results show the wear rates for the annealed samples increase from  $\sim 5.0 \times 10^{-4}$  to  $\sim 2.0 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N m}$  with increasing load from 5 to 15 N whereas the rates increase only from  $\sim 4.0 \times 10^{-4}$  to  $\sim 8.0 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N m}$  over the same applied loads for the samples processed by ECAP through 8 passes. This result is similar to a Cu-10% Al-4% Fe alloy processed by ECAP [7] but appears to be different from results on Cu processed by HPT [34,35].

The widths of the wear tracks of the annealed and ECAP-processed samples are summarized in Table 1 after micro-wear testing with a sliding velocity of  $0.0063 \text{ m s}^{-1}$ , a total sliding time of 600 s and with applied normal loads from 1 N to 15 N. For the annealed condition, the widths of the wear tracks increase from  $\sim 146 \pm 3$  to  $\sim 684 \pm 8 \mu\text{m}$  when the applied load is increased from 1 to 15 N. Thus, there is an increase in the wear track by  $\sim 540 \mu\text{m}$  with increasing load from 1 to 15 N. By contrast, the widths of the wear tracks increase over the same range of applied load only to a total of  $\sim 330 \mu\text{m}$ , from  $\sim 145 \pm 3$  to  $\sim 477 \pm 7 \mu\text{m}$ , for the samples processed through 8 passes of ECAP. It is apparent from Table 1 that the widths of the wear tracks range from  $\sim 145$  to  $\sim 151 \mu\text{m}$  for the various samples with an applied load of 1 N and thus for this load there is no significant improvement in the wear resistance after processing by ECAP. By contrast, for a load of 15 N the widths of the wear tracks differ by  $> 200 \mu\text{m}$  before and after processing by ECAP which confirms the superior micro-wear resistance at this higher load.

The values of the wear volume loss after ball-on-disc sliding with a total sliding time of 600 s are recorded in Fig. 9 as a function of the number of ECAP passes under different applied loads. The results show the wear volume loss decreases with increasing numbers of passes except for the lowest normal load of 1 N since the sliding time is too short to reveal a significant variation. These results again indicate that processing by ECAP improves the wear resistance compared with the annealed material and this confirms earlier reports on Cu-10% Al-4% Fe and Al-Si alloys processed by ECAP [7,36] and nanocrystalline copper by a surface mechanical attrition treatment [37,38]. In addition, the wear volume loss increases with increasing load as in earlier results for Ti and NiTi processed by ECAP [39,40]. However, the results differ from an earlier report on the wear weight loss in a eutectic Al-12% Si alloy processed by ECAP [41].

#### 3.4. Nature of the wear surface morphologies after the dry sliding tests

Fig. 10 shows SEM images of the worn surfaces after dry sliding testing under an applied normal load of 5 N for (a) the annealed material and after processing by ECAP through (b) 2, (c) 4 and (d) 8 passes, respectively, and similar displays are given in Fig. 11 when using an applied load of 15 N. The results in Fig. 10 for a load of 5 N demonstrate that the worn surfaces of the ECAP-processed alloy

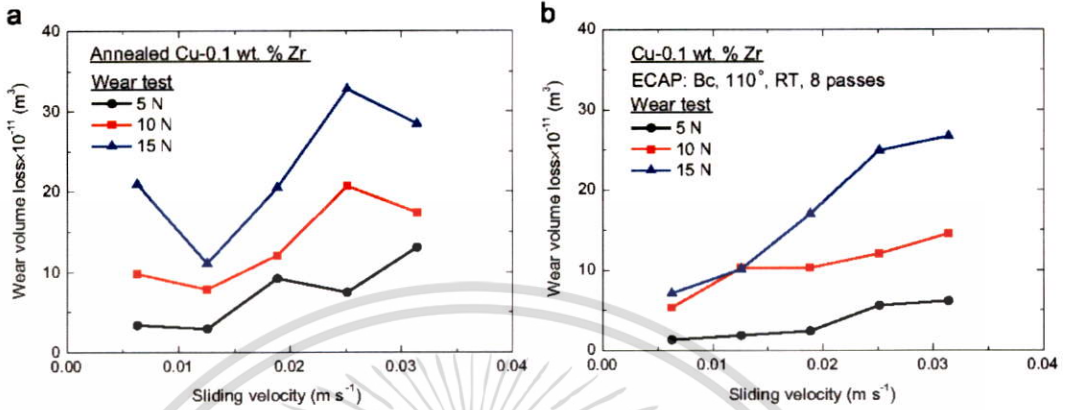


Fig. 7. The wear volume loss versus the sliding velocity for (a) the annealed samples and (b) samples processed by ECAP through 8 passes under normal loads of 5N, 10N and 15N.

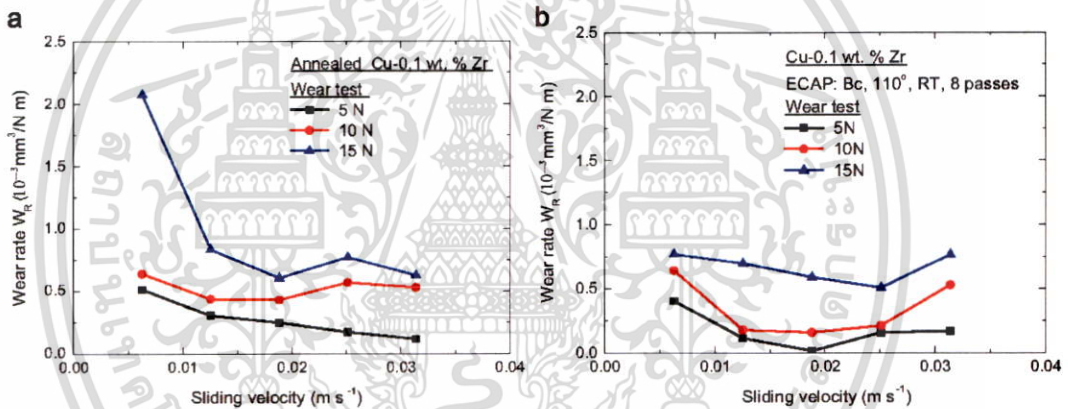


Fig. 8. The wear rate versus the sliding velocity for (a) the annealed samples and (b) samples processed by ECAP through 8 passes under normal loads of 5 N, 10 N and 15 N.

**Table 1**  
Width of the wear tracks after sliding tests ( $\mu\text{m}$ ).

Applied normal load / N	1	5	10	15
Annealed samples	146 $\pm$ 3	373 $\pm$ 4	531 $\pm$ 3	684 $\pm$ 8
2 p	151 $\pm$ 8	303 $\pm$ 2	393 $\pm$ 3	519 $\pm$ 10
4 p	146 $\pm$ 6	286 $\pm$ 3	363 $\pm$ 6	497 $\pm$ 26
8 p	145 $\pm$ 3	272 $\pm$ 6	364 $\pm$ 15	477 $\pm$ 7

exhibit plastic deformation characterized by narrow and deep grooves formed by microploughing parallel to the sliding direction. In addition, wedges are formed and become detached from the edges of the wear tracks as can be seen in Fig. 10(a)–(d). These worn surfaces become smoother when the load is increased to 15 N as can be seen for the annealed condition and after 2 and 4 passes in Fig. 11(a), (b) and (c), but the wear surfaces tend to become relatively rough with increasing numbers of ECAP passes as shown in Fig. 11(a)–(d) with the occurrence of some deep grooves and occasionally some abrasive particles that are generated from loose debris. The worn surfaces tend to exhibit wider and deeper grooves for the annealed condition by comparison with the ECAP-processed samples, especially under the higher load of 15 N. All of these observations are consistent with the measurements of wear track widths as recorded in Table 1.

The EDS spectra of the worn surfaces are shown in Figs. 12 and 13 for (a) the annealed samples and (b) the samples processed through

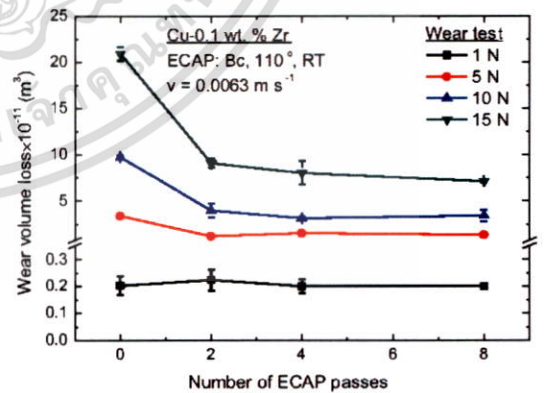
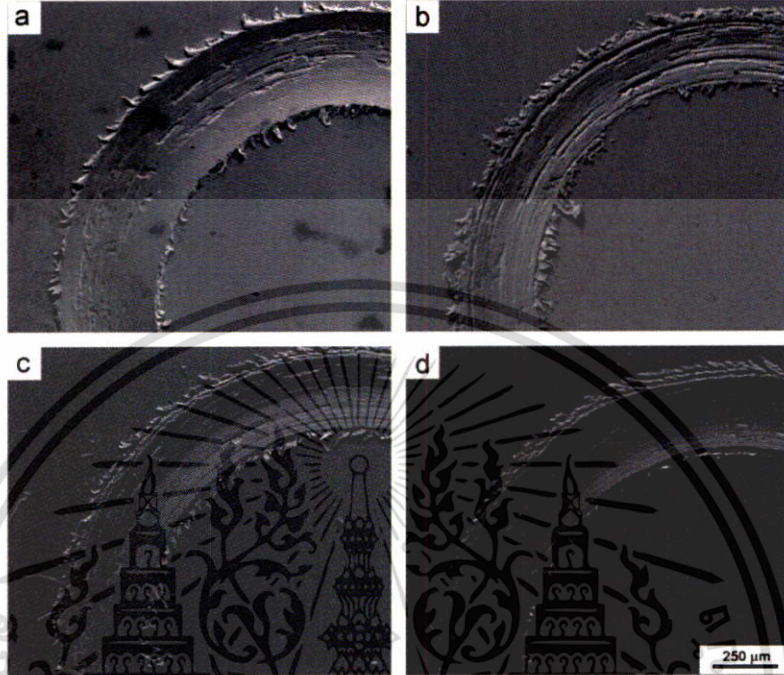


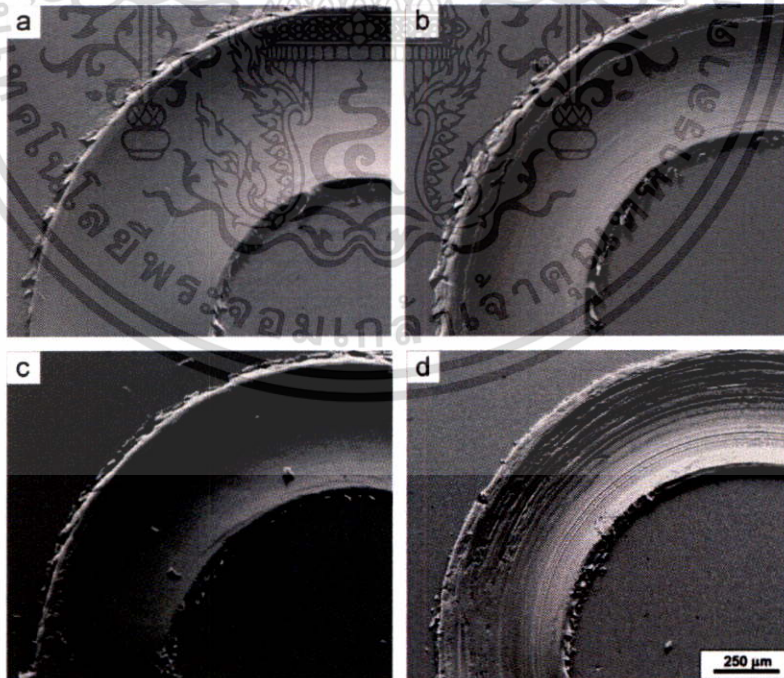
Fig. 9. The wear volume loss versus the number of ECAP passes for a sliding time of 600s under normal loads of 1 N, 5 N, 10 N and 15 N.

8 passes using loads of 5 N and 15 N, respectively. The measurement areas are marked with points and rectangles in images on the left and the EDS analyses are shown on the right. In Fig. 12 there is a Cu peak and a small oxygen peak on the wear surface which includes debris, delamination and grooves after the sliding tests with a load of 5 N. This analysis demonstrates that the worn surface after ECAP

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



**Fig. 10.** SEM images of the worn surfaces after sliding wear tests (a) of the annealed material and after processing by ECAP through (b) 2, (c) 4 and (d) 8 passes under a normal load of 5 N.



**Fig. 11.** SEM images of the worn surfaces after sliding wear tests (a) of the annealed material and after processing by ECAP through (b) 2, (c) 4 and (d) 8 passes under a normal load of 15 N.

processing has the same chemical composition as for the annealed samples and thereby it confirms the wear mechanism as abrasive wear in both the annealed samples and after ECAP processing.

However, there is a change in the chemical composition of the debris for the ECAP-processed samples when the load is increased to 15 N as shown in Fig. 13(b) because Fe and Cr peaks are then present in

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

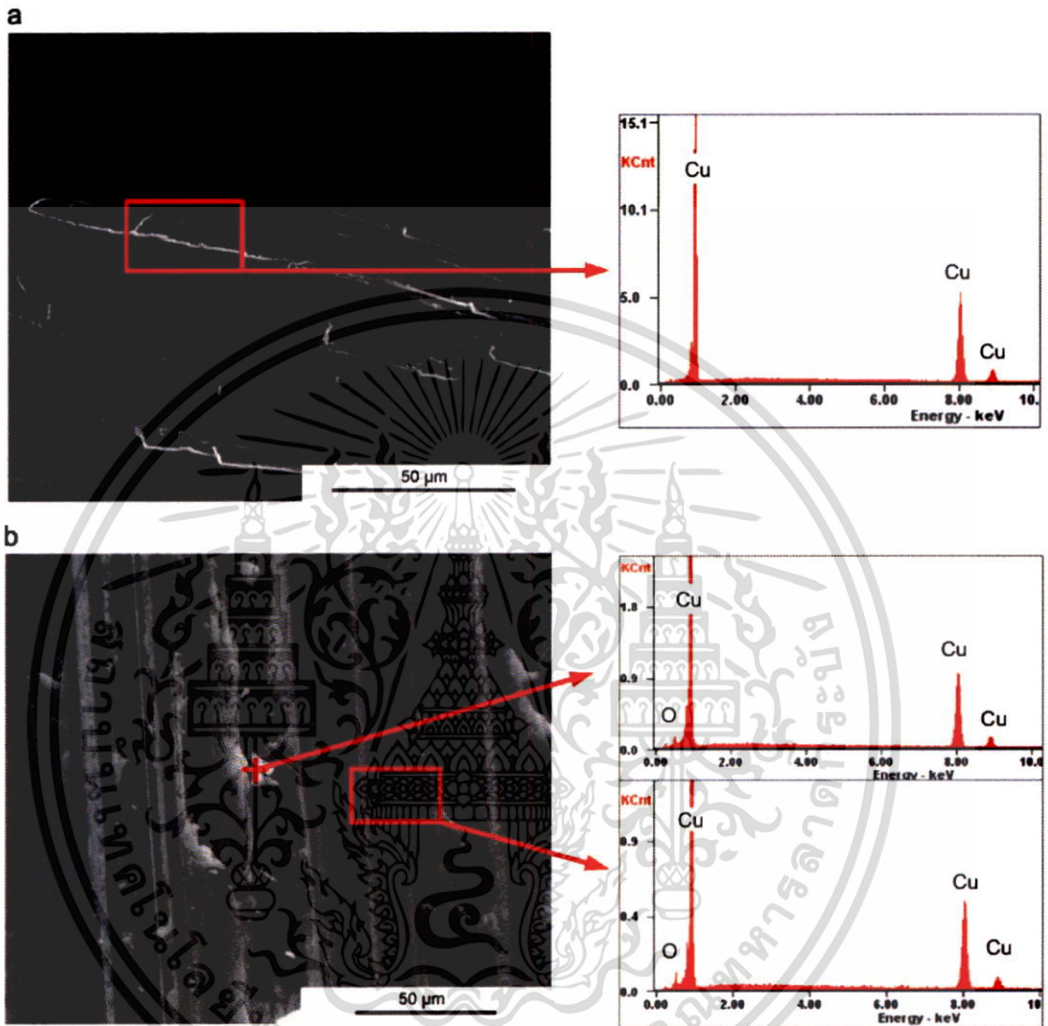


Fig. 12. EDS analysis of worn surfaces of (a) the annealed sample and (b) a sample processed by ECAP through 8 passes under a normal load of 5 N.

the debris transferred from the stainless steel ball. These peaks are not found in the annealed samples, which indicate an improvement in the wear resistance of the UFG Cu-Zr alloy.

#### 4. Discussion

Fig. 3 show that a significant hardness improvement can be achieved from  $\sim 60$  in the annealed sample to  $\sim 140$  in the samples after ECAP processing through 8 passes and this is much lower than the hardness HRC 62 of the 440C stainless steel ball. Thus, the effect of any wear of the slider ball can be ignored during the dry sliding testing of the Cu-Zr alloy processed by ECAP. It is worth noting that no lubricants were used in these tests and thus the results are not necessarily applicable to tribological components where lubricated sliding occurs.

The experimental results of this investigation provide valuable information on the tribological properties and the wear mechanism in a Cu-0.1 wt.% Zr alloy processed by ECAP to obtain an

ultrafine grain size of  $\sim 350$  nm. It is apparent that processing by ECAP decreases the average value of the COF as shown in Fig. 5 due to the enhanced mechanical properties associated with the SPD process. In addition, the results show that a higher applied normal load leads to a greater reduction in the average value of the COF due to the increased contact area that is an inherent feature of the sliding operation when the applied normal force is increased [42].

The measurement results for the wear track profiles and the wear surfaces demonstrate that both the wear depth and the wear width decrease with increasing numbers of ECAP passes as shown in Fig. 6 and Table 1, respectively. Thus, the wear volume loss of the samples processed by ECAP becomes much lower compared with the annealed alloy due to the higher microhardness introduced by ECAP processing as predicted by the conventional Archard relationship in Eq. (1). Processing by ECAP can produce bulk materials with significantly enhanced mechanical properties due to the grain refinement and therefore the wear loss of the ECAP-processed alloy is much smaller than for the annealed alloy. Inspection of Figs. 10 and 11 shows that narrow wear tracks are a fundamental characteristic of the alloy after

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

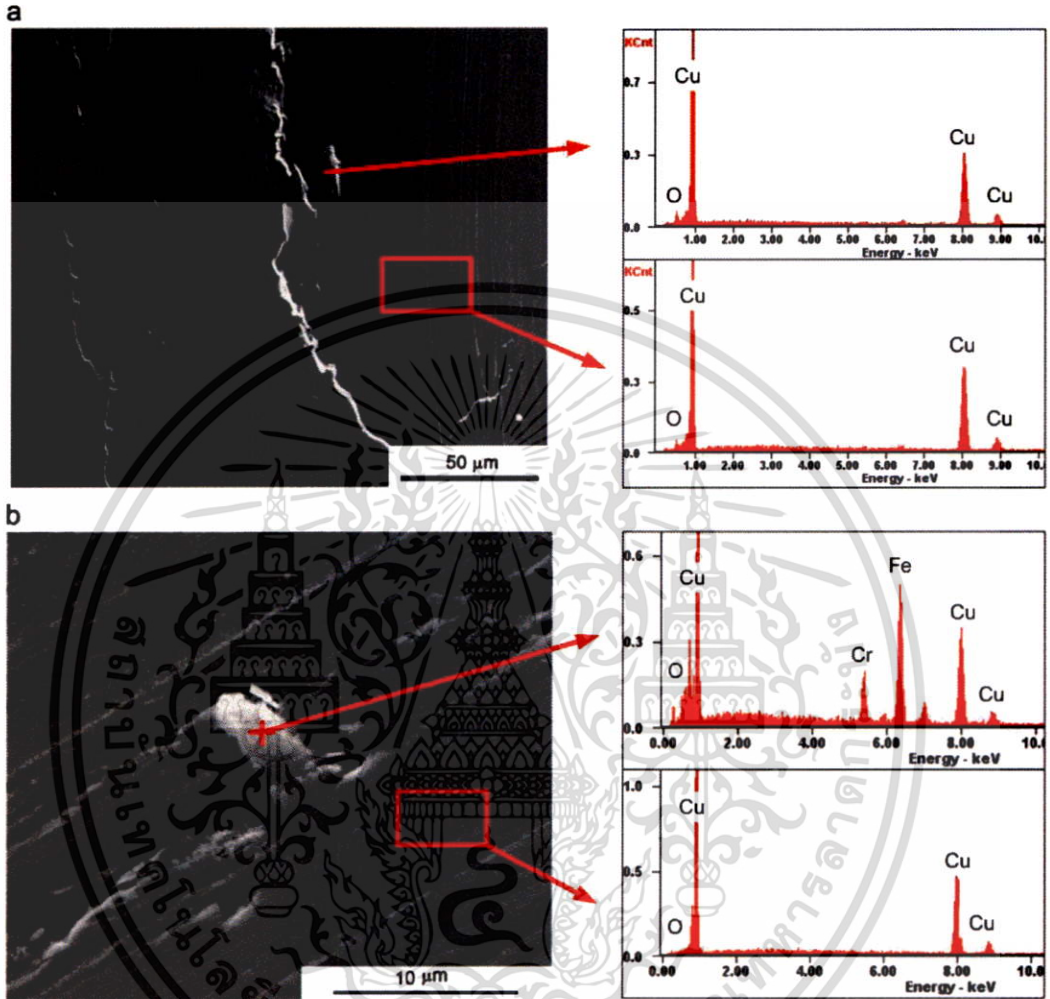


Fig. 13. EDS analysis of worn surfaces of (a) the annealed sample and (b) a sample processed by ECAP through 8 passes under a normal load of 15 N.

processing by ECAP. In addition, it is noteworthy that the Fe and Cr peaks are transferred from the stainless steel ball only for the sliding testing under the condition of 15N and 8 passes processed by ECAP as shown in Fig. 13. This indicates that the effect of the wearing of the balls on the apparent wear track width can be neglected in examining the overall trends in the present experiments. Therefore, it is concluded that ECAP processing improves the wear resistance properties of the Cu-Zr alloy and this is consistent with earlier results for a Cu-Cr-Zr alloy processed by ECAP and aging [43].

The worn surfaces of the Cu-0.1 wt.% Zr alloy processed by ECAP are characterized by wide and deep grooves formed by microploughing parallel to the sliding direction and this confirms the prevailing wear mechanism of abrasive wear. In addition, mild oxidative wear is present on the worn surfaces from the results obtained by EDS analysis. The worn surface morphology is composed of plastic deformation, microploughing along the sliding direction and some worn debris with a little oxidation for all samples. Therefore, the micro-wear mechanism of the Cu-0.1% Zr alloy is identified as a mix of typical abrasive wear with some limited oxidative wear for both the annealed samples and the samples processed by ECAP.

## 5. Summary and conclusions

1. A Cu-0.1 wt. % Zr alloy with an annealed grain size of  $\sim 30 \mu\text{m}$  and a Vickers microhardness of  $Hv \approx 60$  was processed by equal-channel angular pressing to produce an ultrafine grain size of  $\sim 350 \text{ nm}$  and an increased Vickers microindentation hardness of  $Hv \approx 140$ . Following processing by ECAP, ball-on-disc dry sliding tests were used to evaluate the wear resistance after processing by ECAP through different numbers of passes.
2. The results show that processing by ECAP leads to a reduction in the average values of the measured coefficients of friction due to the improved mechanical properties attained using ECAP processing. The widths of the wear tracks and the wear volume losses of the samples processed by ECAP processing are smaller than for the unprocessed annealed samples. These results demonstrate that the UFG Cu-Zr alloy processed by ECAP has a higher wear resistance which is favorable when using this alloy in industrial applications.
3. The worn surfaces of the Cu-0.1% Zr alloy after dry sliding testing are composed of plastic deformation, micro-ploughing

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

and a small amount of wear debris and oxidation for both the annealed samples and the samples processed by ECAP. This surface morphology shows that the micro-wear mechanism is a mixture of abrasive wear and oxidative wear.

### Acknowledgments

This work was supported in part by the National Natural Science Foundation of China under Grant No. 51375111 and No. 51105102 and in part by the National Science Foundation of the United States under Grant No. DMR-1160966. Partial support was provided by the National Basic Research Program of China under Grant No. 2012CB934100.

### References

- [1] R.Z. Valiev, T.G. Langdon, Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Prog. Mater. Sci.* 51 (2006) 881–981.
- [2] H.G. Jiang, Y.T. Zhu, D.P. Bult, I.V. Alexandrov, T.C. Lowe, Microstructural evolution microhardness and thermal stability of HPT-processed Cu, *Mater. Sci. Eng. A* 290 (2000) 128–138.
- [3] F.D. Torre, R. Lapovok, J. Sandlin, P.F. Thomson, C.H.J. Davies, E.V. Pereloma, Microstructures and properties of copper processed by equal channel angular extrusion for 1–16 passes, *Acta Mater.* 52 (2004) 4819–4832.
- [4] A. Mishra, B.K. Kad, F. Gregori, M.A. Meyers, Microstructural evolution in copper subjected to severe plastic deformation: experiments and analysis, *Acta Mater.* 55 (2007) 13–28.
- [5] N. Gao, C.T. Wang, R.J. Wood, T.G. Langdon, Tribological properties of ultrafine-grained materials processed by severe plastic deformation, *J. Mater. Sci.* 47 (2012) 4779–4797.
- [6] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon, Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications, *Prog. Mater. Sci.* 53 (2008) 893–979.
- [7] L.L. Gao, X.H. Cheng, Effect of ECAE on microstructure and tribological properties of Cu–10% Al–4% Fe alloy, *Tribol. Lett.* 27 (2007) 221–225.
- [8] L.L. Gao, X.H. Cheng, Microstructure phase transformation and wear behavior of Cu–10%Al–4%Fe alloy processed by ECAE, *Mater. Sci. Eng. A* 473 (2008) 259–265.
- [9] L.L. Gao, X.H. Cheng, Microstructure and dry sliding wear behavior of Cu–10% Al–4%Fe alloy produced by equal channel angular extrusion, *Wear* 265 (2008) 986–991.
- [10] F.A. Sadykov, N.P. Barykin, I.R. Aslanyan, Wear of copper and its alloys with submicrocrystalline structure, *Wear* 225 (1999) 649–655.
- [11] C.T. Wang, N. Gao, M.G. Gee, R.J. Wood, T.G. Langdon, Effect of grain size on the micro-tribological behavior of pure titanium processed by high-pressure torsion, *Wear* 280 (2012) 28–35.
- [12] J.F. Archard, Contact and rubbing of flat surfaces, *J. Appl. Phys.* 24 (1953) 981–988.
- [13] Y.S. Kim, T. Lee, K.T. Park, W.J. Kim, D.H. Shin, Dry sliding wear behavior of commercial purity aluminum and low carbon steel by severe plastic deformation techniques, in: Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, M.J. Saran, T.C. Lowe (Eds.), *Ultrafine Grained Materials II*, John Wiley & Sons, Inc., USA, 2013, pp. 409–418.
- [14] C.T. Wang, N. Gao, R.J.K. Wood, T.G. Langdon, Wear behavior of an aluminum alloy processed by equal-channel angular pressing, *J. Mater. Sci.* 46 (2011) 123–130.
- [15] A.K. Padap, G.P. Chaudhari, S.K. Nath, Mechanical and dry sliding wear behavior of ultrafine-grained AISI 1024 steel processed using multiaxial forging, *J. Mater. Sci.* 45 (2010) 4837–4845.
- [16] G. Purcek, O. Saray, O. Kul, I. Karaman, G.G. Yapici, M. Haouaoui, H.J. Maier, Mechanical and wear properties of ultrafine-grained pure Ti produced by multi-pass equal-channel angular extrusion, *Mater. Sci. Eng. A* 517 (2009) 97–104.
- [17] M.I. Abd El Aal, N.E.I. Mahallawy, F.A. Shehata, M. Abd El Hameed, E.Y. Yoon, H. S. Kim, Wear properties of ECAP-processed ultrafine grained Al–Cu alloys, *Mater. Sci. Eng. A* 527 (2010) 3726–3732.
- [18] J. Xu, X.W. Wang, X.X. Zhu, M. Shirooyeh, J. Wongsangam, D.B. Shan, B. Guo T.G. Langdon, Dry sliding wear of an AZ31 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing, *J. Mater. Sci.* 48 (2013) 4117–4127.
- [19] J. Wongsangam, M. Kawasaki, T.G. Langdon, The development of hardness homogeneity in a Cu–Zr alloy processed by equal-channel angular pressing, *Mater. Sci. Eng. A* 556 (2012) 526–532.
- [20] J. Wongsangam, H. Wen, T.G. Langdon, Microstructural evolution in a Cu–Zr alloy processed by a combination of ECAP and HPT, *Mater. Sci. Eng. A* 579 (2013) 126–135.
- [21] J. Wongsangam, M. Kawasaki, T.G. Langdon, A comparison of microstructures and mechanical properties in a Cu–Zr alloy processed using different SPD techniques, *J. Mater. Sci.* 48 (2013) 4653–4660.
- [22] Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultrafine-grained materials, *Scr. Mater.* 35 (1996) 143–146.
- [23] M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing, *Mater. Sci. Eng. A* 257 (1998) 328–332.
- [24] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing, *Acta Mater.* 45 (1997) 4733–4741.
- [25] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, The progress of grain refinement in equal-channel angular pressing, *Acta Mater.* 46 (1998) 3317–3331.
- [26] K. Oh-ishi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, Optimizing the rotation conditions for grain refinement in equal-channel angular pressing, *Metall. Mater. Trans. A* 29 (1998) 2011–2013.
- [27] D.S. Mehta, S.H. Masood, W.Q. Song, Investigation of wear properties of magnesium and aluminum alloys for automotive applications, *J. Mater. Process. Technol.* 155–156 (2004) 1526–1531.
- [28] K. Neishi, Z. Horita, T.G. Langdon, Achieving superplasticity in ultrafine-grained copper: influence of Zn and Zr additions, *Mater. Sci. Eng. A* 352 (2003) 129–135.
- [29] P.B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, Influence of pressing speed on microstructural development in equal-channel angular pressing, *Metall. Mater. Trans. A* 30 (1999) 1989–1997.
- [30] G. Xu, M. Furukawa, Z. Horita, T.G. Langdon, The evolution of homogeneity and grain refinement during equal-channel angular pressing: a model for grain refinement in ECAP, *Mater. Sci. Eng. A* 398 (2005) 66–76.
- [31] M. Prell, C. Xu, T.G. Langdon, The evolution of homogeneity on longitudinal sections during processing by ECAP, *Mater. Sci. Eng. A* 480 (2008) 449–455.
- [32] E. Ortiz-Cuellar, M.A.L. Hernandez-Rodriguez, E. Garcia-Sanchez, Evaluation of the tribological properties of an Al–Mg–Si alloy processed by severe plastic deformation, *Wear* 271 (2011) 1828–1832.
- [33] Y.S. Zhang, K. Wang, Z. Han, G. Liu, Dry sliding wear behavior of copper with nano-scaled twins, *Wear* 262 (2007) 1463–1470.
- [34] A.P. Zhilyaev, I. Shakhova, A. Belyakov, R. Kaibyshev, T.G. Langdon, Effect of annealing on wear resistance and electroconductivity of copper processed by high-pressure torsion, *J. Mater. Sci.* 49 (2014) 2270–2278.
- [35] A.P. Zhilyaev, I. Shakhova, A. Belyakov, R. Kaibyshev, T.G. Langdon, Wear resistance and electroconductivity in copper processed by severe plastic deformation, *Wear* 305 (2013) 89–99.
- [36] Z.G. Zhang, S. Hosoda, L.S. Kim, Y. Watanabe, Grain refining performance for Al and Al–Si alloy casts by addition of equal-channel angular pressed Al–5mass% Ti alloy, *Mater. Sci. Eng. A* 425 (2006) 55–63.
- [37] Y.S. Zhang, Z. Han, K. Wang, K. Lu, Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of pure copper, *Wear* 260 (2006) 942–948.
- [38] W.L. Li, N.R. Tao, Z. Han, K. Lu, Comparisons of dry sliding tribological behaviors between coarse-grained and nanocrystalline copper, *Wear* 274 (2012) 306–312.
- [39] G. Purcek, O. Saray, O. Kul, I. Karaman, G.G. Yapici, M. Haouaoui, H.J. Maier, Mechanical and wear properties of ultrafine-grained pure Ti produced by multi-pass equal-channel angular extrusion, *Mater. Sci. Eng. A* 517 (2009) 97–104.
- [40] X. Cheng, Z. Li, G. Xiang, Dry sliding wear behavior of TiNi alloy processed by equal-channel angular extrusion, *Mater. Des.* 28 (2007) 2218–2223.
- [41] T. Kucukomeroglu, Effect of equal-channel angular extrusion on mechanical and wear properties of eutectic Al–12Si alloy, *Mater. Des.* 31 (2010) 782–789.
- [42] P. Li, M.K. Lei, X.P. Zhu, Dry sliding tribological behavior of AZ31 magnesium alloy irradiated by high-intensity pulsed ion beam, *Appl. Surf. Sci.* 257 (2010) 72–81.
- [43] G. Purcek, H. Yanar, O. Saray, I. Karaman, H.J. Maier, Effect of precipitation on mechanical and wear properties of ultrafine grained Cu–Cr–Zr alloy, *Wear* 311 (2014) 149–158.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## ตาราง ข.1 รายการค่าใช้จ่ายเงิน

หมวดค่าใช้จ่าย	งบประมาณรวมทั้งโครงการ	ค่าใช้จ่าย (บาท)	คงเหลือ (หรือเกิน)
งบบุคลากร :ค่าจ้างชั่วคราว	-	-	-
งบดำเนินงาน			
ค่าตอบแทน	-	-	-
ค่าใช้สอย	5,000	5,000	0.0
ค่าวัสดุ	44,000	44,000	0.0
ค่าสาธารณูปโภค	1,000	1,000	0.0
งบลงทุน: ค่าครุภัณฑ์	-	-	-
<b>รวม</b>	<b>50,000</b>	<b>50,000</b>	<b>0.0</b>

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

## ข้อมูลประวัติคณะผู้วิจัย

### ประวัติส่วนตัว

ชื่อ-สกุล นางสาวจิตรารภรณ์ วงสงาม

ตำแหน่งปัจจุบัน อาจารย์

### ประวัติการศึกษา

ชื่อย่อปริญญา	สาขา	สถาบันที่จบ	ปีที่จบ
B. Eng.	Mechanical Engineering	King Mongkut's University of Technology Thonburi	1999
M. Phil	Energy Technology	King Mongkut's University of Technology Thonburi	2003
M.S.	Mechanical Engineering	University of Southern California	2009
Ph.D.	Mechanical Engineering	University of Southern California	2013

สาขาวิจัยที่มีความชำนาญพิเศษ

..... **Mechanical properties of metals and metal alloys,**

..... **Fracture mechanics**

### ทุนการศึกษาและทุนวิจัยที่เคยได้รับ

ปี พ.ศ.	ทุนการศึกษาและทุนวิจัย	สถาบันที่ให้
2545	ทุนพัฒนาอาจารย์เพื่อศึกษาระดับปริญญาโท	กระทรวงวิทยาศาสตร์
2548	ทุนการศึกษาระดับปริญญาโท-เอก	กระทรวงวิทยาศาสตร์

### ผลงานวิจัยตีพิมพ์เผยแพร่ (ระดับชาติและนานาชาติ)

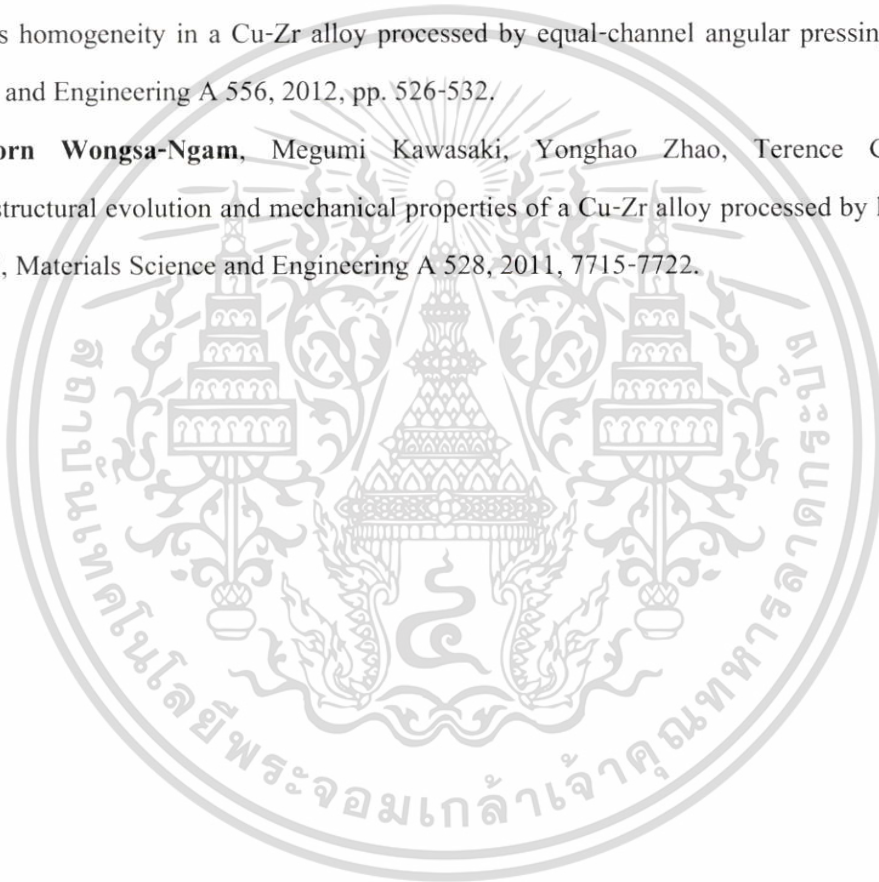
1. Adam D. Kammers, **Jitraporn Wongsangam**, Terence G. Langdon, Samantha Daly, "The microstructure length scale of strain rate sensitivity in ultrafine-grained aluminum" Journal of Material research 30, 2015, pp. 981-992.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ตัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

2. Jianwei Li, **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Jie Xu, Debin Shan, Bin Guo, Terence G. Langdon, “Wear resistance of an ultrafine-grained Cu-Zr alloy processed by equal-channel angular pressing”, *Wear* 326-327, 2015, pp. 10-19.
3. Diana Maritza Marulanda Cardona, **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Terence G. Langdon, “Microstructural evolution and microhardness in a low carbon steel processed by high-pressure torsion”, *Journal of Materials Research and Technology* 3(4), 2014, pp. 344-3148.
4. Shima Sabbaghianrad, **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Megumi Kawasaki, Terence G. Langdon, “An examination of the saturation microstructures achieved in ultrafine-grained metals processed by high-pressure torsion”, *Journal of Materials Research and Technology* 3(4), 2014, pp. 319-326.
5. Adam D. Kammers, **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Terence G. Langdon, Samantha Daly “The effect of microstructure heterogeneity on the microscale deformation of ultrafine-grained aluminum”, *Journal of Materials Research* 29, 2014, pp. 1664-1674.
6. Hamed Bahmanpour, Yu Sun, Tao Hu, Dalong Zhang, **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Terence G. Langdon, Enrique J. Lavernia “Microstructural evolution of cryomilled Ti/Al mixture during high-pressure torsion” *Journal of Materials Research* 29, 2014, pp. 578-585.
7. **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Terence G. Langdon “Microstructural evolution and grain refinement in a Cu-Zr alloy processed by high-pressure torsion”, *Materials Science Forum* 783-786, 2014, pp. 2635-2640.
8. Jie Xu, Mahmood Shirooyeh, **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Debin Shan, Bin Guo, Terence G. Langdon, “Hardness homogeneity and micro-tensile behavior in a magnesium AZ31 alloy processed by equal-channel angular pressing”, *Materials Science and Engineering A* 586, 2013, pp. 108-114.
9. **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Megumi Kawasaki, Terence G. Langdon, “A comparison of microstructures and mechanical properties in a Cu-Zr alloy processed using different SPD techniques” *Journal of Materials Science* 48, 2013, pp. 4653-4660.
10. Jie Xu, Xinwei Wang, Xiaocheng Zhu, Mahmood Shirooyeh, **Jittraporng Wongsang-Ngam**, Debin Shan, Bin Guo, Terence G. Langdon, “Dry sliding wear of an AZ31 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing”, *Journal of Materials Science* 48, 2013, pp. 4117-4127.

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

11. **Jitraporn Wongs-Ngam**, Haiming Wen, Terence G. Langdon, “Microstructural evolution in a Cu-Zr alloy processed by a combination of ECAP and HPT”, *Materials Science and Engineering A* 579, 2013, pp. 126-135.
12. **Jitraporn Wongs-Ngam**, Megumi Kawasaki, Terence G. Langdon, “Achieving homogeneity in a Cu-Zr alloy processed by high-pressure torsion”, *Journal of Materials Science* 47, 2012, pp.7782-7788.
13. **Jitraporn Wongs-Ngam**, Megumi Kawasaki, Terence G. Langdon, “The development of hardness homogeneity in a Cu-Zr alloy processed by equal-channel angular pressing”, *Materials Science and Engineering A* 556, 2012, pp. 526-532.
14. **Jitraporn Wongs-Ngam**, Megumi Kawasaki, Yonghao Zhao, Terence G. Langdon, “Microstructural evolution and mechanical properties of a Cu-Zr alloy processed by high-pressure torsion”, *Materials Science and Engineering A* 528, 2011, 7715-7722.



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า  
ไม่ว่ากรณีใดๆทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้