

บทที่ 1

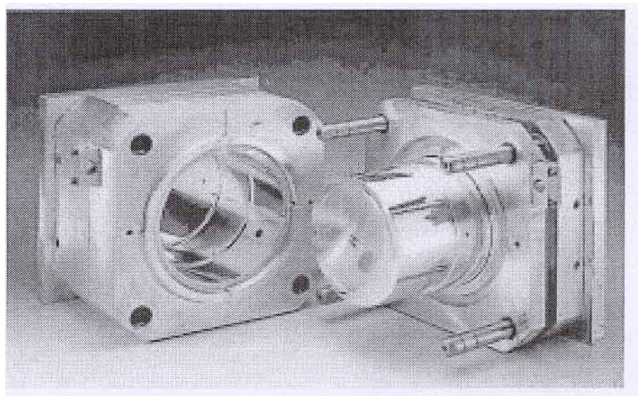
บทนำ

1.1 ความสำคัญและที่มาของหัวข้อวิจัย

พลาสติกมีบทบาทสำคัญต่อชีวิตประจำวันของมนุษย์มากขึ้น สิ่งต่างๆ รอบตัวเรา ล้วนมีส่วนประกอบของพลาสติกแทบทั้งสิ้น นับตั้งแต่ของใช้ในครัวเรือน ของเด็กเล่น เครื่องมือ เครื่องใช้ เสื้อผ้า รองเท้า คอมพิวเตอร์ เฟอร์นิเจอร์ ชิ้นส่วนอุปกรณ์ต่างๆ ของอาคารบ้านเรือน รถยนต์ เรือ เครื่องบิน เป็นต้น [พิชิต เลี่ยมพิพัฒน์, 2542] ในกระบวนการผลิตชิ้นส่วนจากพลาสติก สิ่งสำคัญที่ควรคำนึงถึงนอกจากการเลือกใช้ชนิดของพลาสติกแล้ว การออกแบบและการเลือกใช้แม่พิมพ์ฉีดพลาสติก (Injection Mold) ก็มีความสำคัญเช่นกัน ในการผลิตชิ้นงานให้ได้คุณภาพตามที่ตลาดต้องการ ในการออกแบบแม่พิมพ์จะต้องคำนึงถึงขนาดรูปทรงของชิ้นส่วนต่างๆ เพื่อให้แม่พิมพ์สามารถใช้งานได้ดี มีความแข็งแรงทนทาน ดังนั้นจึงมีความจำเป็นที่จะต้องเลือกใช้วัสดุสำหรับทำแม่พิมพ์ให้เหมาะสม โดยทั่วไปวัสดุที่ใช้ทำแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกมักจะทำจากวัสดุจำพวกเหล็ก แต่ในปัจจุบันอุตสาหกรรมพลาสติกได้นำเอาอะลูมิเนียมผสมความแข็งแรงสูง (High Strength Aluminum Alloy) มาใช้งานแทนแม่พิมพ์ที่ทำจากเหล็กเพิ่มมากขึ้น เช่น งานฉีดพลาสติก ดังแสดงในรูปที่ 1.1

โลหะอะลูมิเนียมผสมความแข็งแรงสูงที่นำมาใช้ทำแม่พิมพ์ฉีดพลาสติกมีข้อดีหลายประการคือ

1. ต้นทุนในการจัดเก็บหรือเคลื่อนย้ายแม่พิมพ์อะลูมิเนียมต่ำกว่าเพราะมีน้ำหนักเบา
2. อะลูมิเนียมมีความสามารถในการขึ้นรูปได้ดีเยี่ยม โดยใช้เครื่องมือตัดทั่วไปสามารถใช้ความเร็วตัดได้สูงกว่า เครื่องมือกลสีหรือต่ำกว่าการขึ้นรูปเหล็ก ทำให้ลดเวลาและต้นทุนในการขึ้นรูป
3. อะลูมิเนียมมีค่าการนำความร้อนสูง แม่พิมพ์ที่ทำจากอะลูมิเนียมจึงมีการกระจายความร้อนได้ดี อุณหภูมิของแม่พิมพ์เย็นตัวได้เร็วทำให้สามารถลดระยะเวลาในแต่ละรอบของการฉีดพลาสติก



รูปที่ 1.1 ตัวอย่างแม่พิมพ์งานฉีดพลาสติกทำจากโลหะอะลูมิเนียมความแข็งแรงสูง

[<http://www.bucorp.com>]

4. อะลูมิเนียมผสม (Al-Zn-Mg-Cu) เกรด 7075-T651 มีความแข็งแรงใกล้เคียงกับเหล็กกล้าทั่วไป มีค่าโมดูลัสของความยืดหยุ่นต่ำ (1 ใน 3 ของเหล็ก) ความแรงแด่กว่าเหล็ก แต่สามารถเพิ่มผนังของแม่พิมพ์ให้มีความหนาขึ้นได้ เมื่อเปรียบเทียบกับเหล็กแม่พิมพ์ที่ทำจากอะลูมิเนียมผสมสามารถลดน้ำหนักลงได้ถึง 50%

5. การขึ้นรูปอะลูมิเนียมผสมโดยวิธีการกัดกร่อนด้วยไฟฟ้า (Electro Erosion) สามารถทำได้รวดเร็วกว่าเหล็ก 2 - 4 เท่า

6. อะลูมิเนียมผสมสามารถผลิตโดยวิธีการรีดเป็นแผ่นได้หนาถึง 300 มม. มีรูปทรงสม่ำเสมอระหว่างและหลังการรีด ซึ่งเหมาะสมสำหรับผลิตแม่พิมพ์ [Altenpohl, 1998]

การใช้อะลูมิเนียมผสมทำเป็นแม่พิมพ์สำหรับฉีดพลาสติกมีข้อดีหลายประการดังที่กล่าวมาแล้วข้างต้น อย่างไรก็ตามอะลูมิเนียมผสมมีข้อจำกัดในการใช้งานที่อุณหภูมิสูงๆ กล่าวคือที่อุณหภูมิปกติอะลูมิเนียมผสมความแข็งแรงสูง จะมีความแข็งแรงการดึงสูงสุด (Ultimate Tensile Strength) ประมาณ 540 MPa แต่เมื่อถูกนำไปใช้งานที่อุณหภูมิสูงขึ้น ความแข็งแรงจะลดต่ำลง ทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติกและชิ้นงานเกิดการเสียรูป ดังนั้นการศึกษาวิจัยถึงพฤติกรรมการเปลี่ยนรูปแบบพลาสติก หรือการคืบของโลหะอะลูมิเนียมผสมจึงมีความสำคัญ และเป็นประโยชน์ต่อการออกแบบและเลือกใช้อะลูมิเนียมผสมที่ใช้ทำเป็นแม่พิมพ์สำหรับฉีดพลาสติกได้ถูกต้องและมีประสิทธิภาพมากยิ่งขึ้น

1.2 ทฤษฎีและหลักการ

1.2.1 อะลูมิเนียมและอะลูมิเนียมผสม (Aluminum and Aluminum Alloys)

อะลูมิเนียมจัดเป็นธาตุที่พบมากชนิดหนึ่งบนผิวโลกประมาณ 8% จะพบกระจัดกระจายอยู่ทั่วไป ส่วนใหญ่จะอยู่ในรูปของออกไซด์ (Al_2O_3) ซึ่งจะปะปนอยู่กับออกไซด์ของซิลิกอน (SiO_2) และเหล็ก แร่อะลูมิเนียมที่สามารถนำมาถลุงเพื่อผลิตโลหะอะลูมิเนียมจะเป็นแร่ที่มีปริมาณซิลิกอนออกไซด์ต่ำ ได้แก่ แร่บอกไซต์ (Bauxite)

สมบัติทั่วไปของอะลูมิเนียมจัดเป็นโลหะที่มีน้ำหนักเบา มีความต้านทานต่อการเป็นสนิม มีความแข็งแรงอยู่ในเกณฑ์ปานกลาง แต่มีความเหนียวสูงสามารถนำไปใช้งานได้อย่างกว้างขวางแทนเหล็กและทองแดงได้ในหลายๆ ด้านของงานวิศวกรรมและอุตสาหกรรม อะลูมิเนียมมีสมบัติทางด้านหล่อหลอมที่ดี โดยมีอุณหภูมิหลอมเหลวต่ำ สามารถรวมตัวกับโลหะอื่นๆ เป็นโลหะผสมได้ง่าย มีความสามารถในการไหลอยู่ในเกณฑ์สูง สามารถหล่อหลอมได้ง่าย ข้อเสียของอะลูมิเนียมมีอยู่บ้างเหมือนกัน โดยเฉพาะอะลูมิเนียมมีขอบเขตของการยืดหยุ่นต่ำ (Elastic Limit) ทำให้การใช้งานถูกจำกัดขอบเขตไปมาก

สมบัติทางฟิสิกส์

น้ำหนักอะตอม	26.97
โครงสร้างผลึก (Crystal Structure)	FCC
ความหนาแน่น ($20^{\circ}C$)	2.70 g/cm^3
อุณหภูมิหลอมเหลว	$658^{\circ}C$
จุดเดือดกลายเป็นไอ (Boiling Point)	$1,800^{\circ}C$
ความร้อนจำเพาะ ($0-100^{\circ}C$)	$0.2259 \text{ Cal/g}^{\circ}C$
ความร้อนแฝงของการหลอมละลาย	93 Cal/g
อัตราการหดตัวเมื่อแข็งตัว (Solidification Shrinkage)	6.6 %
สัมประสิทธิ์การขยายตัว ($20^{\circ}C$)	$23.8 \cdot 10^{-6} / ^{\circ}C$
ความต้านทานจำเพาะ ($20^{\circ}C$)	2.699 microhm.cm
สภาพการนำความร้อน ($20^{\circ}C$)	$0.52 \text{ Cal.cm/cm}^2 \cdot ^{\circ}C \cdot \text{sec}$

สมบัติเชิงกล

ความแข็งแรงการดึง (Tensile Strength)	8 - 10 kg/mm ²
พิกัดความยืดหยุ่น (Elastic Limit)	3 kg/mm ²
เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (Percent Elongation)	40 - 45 %
ความแข็ง (Hardness)	16 - 20 HB
โมดูลัสของความยืดหยุ่น (Modulus of Elasticity)	7,800 kg/mm ²

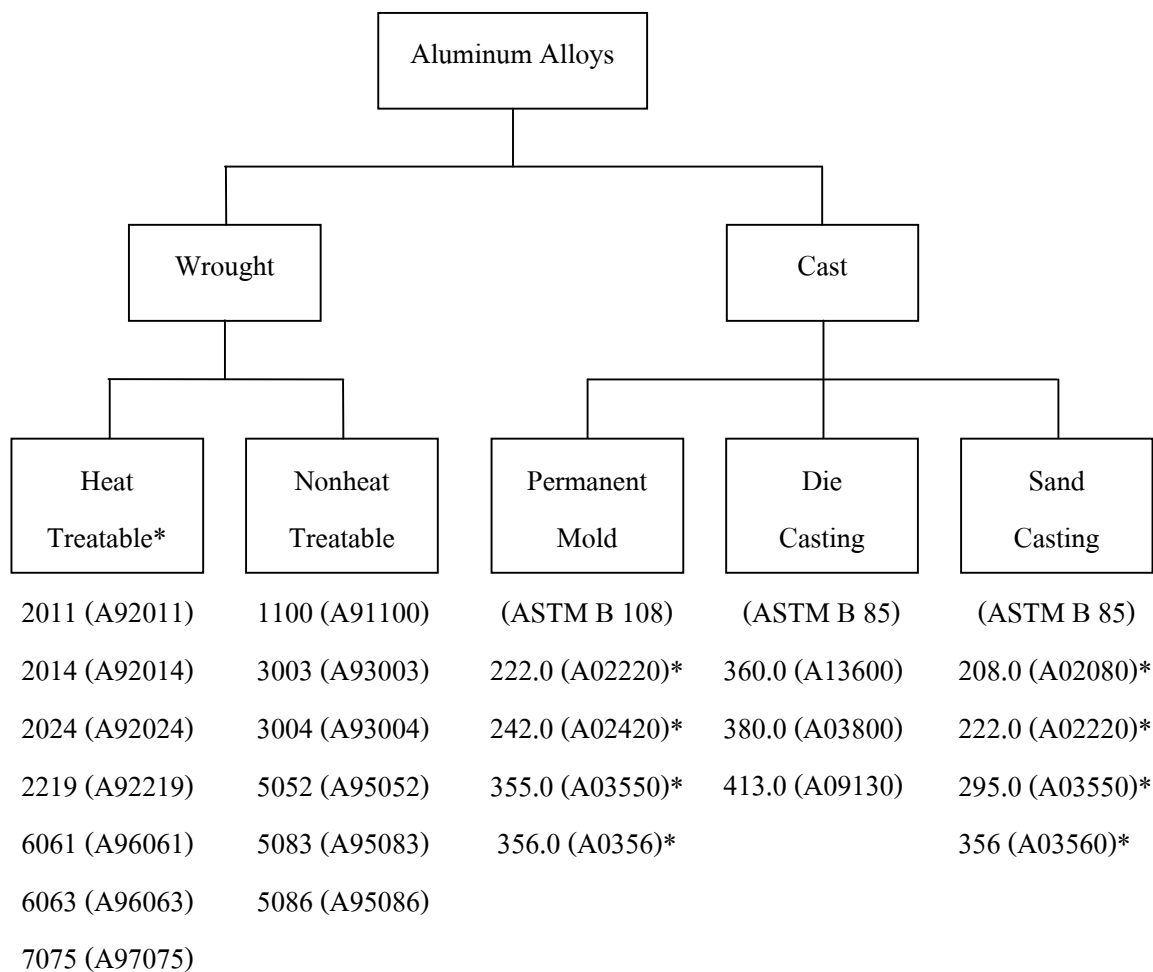
1.2.2 การจำแนกประเภทของอะลูมิเนียมผสม

โลหะอะลูมิเนียมสามารถผสมกับโลหะอื่นๆ ได้หลายชนิด เช่น โลหะผสมอะลูมิเนียม-ทองแดง อะลูมิเนียม-ซิลิกอน อะลูมิเนียม-แมกนีเซียม อะลูมิเนียม-สังกะสี หรืออาจจะ มีโลหะผสมอะลูมิเนียมกับหลายๆ ธาตุรวมกัน ดังเช่น อะลูมิเนียม-ทองแดง-ซิลิกอน และแมกนีเซียม ซึ่งโลหะผสมแต่ละประเภทจะมีสมบัติแตกต่างกัน สามารถเลือกใช้งานได้อย่างกว้างขวาง อะลูมิเนียมผสมจำแนกออกได้เป็นสองประเภท (ดังแสดงในรูปที่ 1.2) ที่สำคัญคือ

1. ประเภทขึ้นรูปเย็น (Wrought) เป็นโลหะผสมที่ผ่านการขึ้นรูปด้วยการรีด การอัดขึ้นรูปออกมาเป็นแผ่น หรือเป็นแท่ง ซึ่งมีที่สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ (Heat Treatable) และที่ไม่สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ ส่วนใหญ่จะมีทองแดง ซิลิกอน และแมกนีเซียมเป็นธาตุผสม

2. ประเภทหล่อ (Cast) เป็นโลหะที่มีสมบัติพิเศษมีความสามารถในการไหลได้ดี ช่วยให้การหล่อเป็นรูปพรรณกระทำได้ง่าย ส่วนใหญ่ของโลหะผสมประเภทนี้สามารถอบชุบแข็งด้วยความร้อนได้ โลหะผสมที่สำคัญได้แก่ อะลูมิเนียมผสมซิลิกอนประมาณ 10-12 % [มนัส สติรจินดา, 2541]

การแยกประเภทของอะลูมิเนียมประเภทขึ้นรูปเย็น ที่ผลิตขึ้นในรูปของแผ่นบาง (Sheet) แผ่นหนา (Plate) แท่ง (Rod) และเส้นลวด (Wire) ได้แยกตามธาตุผสมหลักที่เติม ใช้สัญลักษณ์ตัวเลขสี่ตัว เพื่อบอกอะลูมิเนียมผสมขึ้นรูปชนิดต่างๆ ตัวเลขตัวแรกบอกรวมของอะลูมิเนียมที่ประกอบด้วยธาตุผสมหลัก ตัวเลขสองตัวหลังบอกว่าเป็นอะลูมิเนียมผสมหรือความบริสุทธิ์ของอะลูมิเนียม ตัวเลขตัวที่สี่บอกการปรับขยายของโลหะผสมดั้งเดิมหรือความจำกัดของสารเจือปน (Impurity) ดังแสดงในตารางที่ 1.1 แสดงรายชื่อกลุ่มอะลูมิเนียมผสมที่ขึ้นรูปมา



*Can be Precipitation Hardened

รูปที่ 1.2 ผลิตรหัสของโลหะอะลูมิเนียมผสม [Budinski, 1999]

สมาคมอะลูมิเนียมแห่งสหรัฐอเมริกาได้กำหนดสัญลักษณ์ด้วยตัวอักษรภาษาอังกฤษ 5 ตัวคือ -F, -O, -H, -W และ -T ตามหลังชุดตัวเลข 4 ตัวที่ได้กล่าวถึงมาแล้วเอาไว้ตั้งแต่ปี ค.ศ.1948 เพื่อบอกสภาพของโลหะนั้น ตัวอักษรอาจตามด้วยตัวเลข 1 หรือ 2 ตัวได้อีก เพื่อบอกความแตกต่างในสาระสำคัญของแต่ละกรรมวิธีก็ได้ [วีระพันธ์ สิทธิพงศ์, 2533]

ตารางที่ 1.1 กลุ่มของโลหะอะลูมิเนียมผสมที่ขึ้นรูป (Wrought Aluminum) [ชาติรี หลักทอง และ คณะ, 2540]

อะลูมิเนียม อย่างต่ำ 99.00% และมากกว่ากลุ่ม อะลูมิเนียมผสมกับธาตุผสมหลัก	1XXX
ทองแดง	2XXX
แมงกานีส	3XXX
ซิลิกอน	4XXX
แมกนีเซียม	5XXX
แมกนีเซียมและซิลิกอน	6XXX
สังกะสี	7XXX
ธาตุอื่นๆ	8XXX
ชุดที่ไม่ได้ใช้	9XXX

-F : หมายถึง สภาพโลหะที่ได้จากการหล่อ โดยยังไม่ได้นำไปผ่านทั้งกรรมวิธีทางความร้อนหรือทางกล จึงไม่สามารถระบุสมบัติทางกลได้แน่ชัด

-O : หมายถึง สภาพของโลหะภายหลังการอบอ่อน ซึ่งโลหะจะเกิดผลึกใหม่ เป็นสถานะที่โลหะจะอ่อนและเหนียวที่สุดในบรรดาอะลูมิเนียมรีดทั้งหลาย

-H : หมายถึง การทำให้แข็งโดยใช้ความเครียด อันได้แก่การขึ้นรูปเย็นเพื่อทำให้กำลังของวัสดุสูงขึ้น อักษร H มักตามด้วยตัวเลข 2 ตัวหรือมากกว่า

-T : หมายถึง สภาพของโลหะที่ผ่านกรรมวิธีทางความร้อนซึ่งอาจจะกระทำร่วมกับกรรมวิธีทางกล เช่น การขึ้นรูปเย็น เพื่อทำให้สถานะที่ผ่านการปรับปรุงแล้วมีเสถียรภาพดีขึ้น อักษร T ก็เช่นเดียวกับอักษร H มักตามด้วยตัวเลข 2 ถึงเลข 10

ต่อไปนี้เป็นคำอธิบายความหมายของโลหะ ที่มีตัวอักษรตามหลังด้วยตัวเลข

H1 : หมายถึง โลหะที่ผ่านการแปรรูปเย็นมาอย่างเดียว ตัวเลขตัวที่ 2 ถ้ามีตามมา จะแสดงถึงความรุนแรงของการแปรรูป เลข 9 หมายถึง ความรุนแรงเกินขนาด (Extra Hard) เลข 8 หมายถึงความรุนแรงเต็มพิกัด (Full Hard) เลข 4 หมายถึงความรุนแรงครึ่งพิกัด (Half Hard) เลข 2 หมายถึงความรุนแรง 1/4 ของพิกัด (Quarter Hard) ถ้ามีตัวเลขตัวที่ 3 อีก จะบอกถึงสมบัติเชิงกลที่พิเศษออกไปหรือบอกถึงความเข้มข้นของการควบคุมภาวะประสงค์

H2 : บอกให้ทราบว่าโลหะนั้นผ่านการแปรรูปเย็นแล้วอบอ่อนให้เหนียวขึ้นเล็กน้อย วัสดุจะสูญเสียกำลังไปบ้างจากการอบอ่อน เพื่อลดขนาดกำลังวัสดุให้เหลือเท่าที่ต้องการ โดยปกติวัสดุที่ผ่านการขึ้นรูปเย็น มักมีกำลังวัสดุสูงกว่าค่าที่ต้องการ ส่วนการระบุถึงความรุนแรงของการแปรรูปและข้อปลีกย่อยอื่นๆ ยังคงใช้ระบบตัวเลขและความหมายเช่นเดียวกับชุดตัวเลขหลัง H1

H3 : บอกให้ทราบว่าโลหะนั้นผ่านการขึ้นรูปเย็นเพื่อปรับกำลังวัสดุให้ดีขึ้น แล้วนำไปอบด้วยอุณหภูมิไม่สูงมากนักให้มีเสถียรภาพ มักใช้กับโลหะที่มีแมงกานีสเข้าผสม ส่วนการบอกให้ทราบถึงความรุนแรงของการแปรรูปคงใช้ชุดตัวเลขลำดับที่ 2 และ 3 เช่นเดียวกับ H1 [วีระพันธ์ สิทธิพงศ์, 2533]

T1 : เองจิงธรรมชาติ (Natural Aging) ผลิตภัณฑ์ (ชิ้นงาน) เย็นตัวจากขบวนการขึ้นรูปที่อุณหภูมิสูง และเองจิงตามธรรมชาติจนอยู่ในสภาพที่มีเสถียรภาพมาก [ชาตรี หลักทอง และคณะ, 2540]

T2 : บอกให้ทราบว่าชิ้นงานผ่านการอบอ่อนมาแล้ว และใช้กับชิ้นงานที่ผ่านกระบวนการหล่อขึ้นรูปมาแล้วเท่านั้น

T3 : เป็นสภาพของโลหะที่ผ่านการอบละลาย (Solution Heat Treated) แล้วแปรรูปเย็นทันทีเพื่อเพิ่มสมบัติทางกล

T4 : โลหะนี้ผ่านการอบละลายและปล่อยให้เองจิงตามธรรมชาติจนอยู่ในสภาพคงรูป

T5 : โลหะนี้ผ่านการเองจิงแบบเทียม (Artificial Aging) อย่างเดียวโดยกรรมวิธีทางความร้อนและไม่ผ่านการอบละลายมาก่อน

T6 : โลหะนี้ผ่านการอบละลายก่อน จึงนำไปทำการเองจิงแบบเทียมด้วยกรรมวิธีทางความร้อน

T7 : โลหะนี้ผ่านการอบละลายแล้วปรับให้คงสภาพโดยการควบคุมอุณหภูมิและเวลาเพื่อให้ได้ขนาดเม็ดเกรนและความเค้นตกค้างอย่างใดอย่างหนึ่งหรือทั้งสองอย่าง ให้มีขนาดที่จะทำให้อาคารสร้างภายในมีเสถียรภาพ

T8 : โลหะผ่านการอบละลายเพื่อปรับความเหนียวให้ได้ขนาด นำไปผ่านการแปรรูปเย็นเพื่อเพิ่มกำลังวัสดุแล้วทำเองจิงแบบเทียมโดยใช้กรรมวิธีทางความร้อนเพื่อให้ได้กำลังวัสดุสูงขึ้น

T9 : โลหะผ่านการอบละลายแล้วทำการเองจิงแบบเทียม ด้วยกระบวนการทางความร้อนจากนั้นจึงนำไปแปรรูปเย็นให้ได้กำลังวัสดุตามต้องการ

T10 : โลหะผ่านการอบเพื่อการเอจจิงแบบเทียม ทำนองเดียวกับ T5 แต่จะนำไปผ่านการขึ้นรูปเย็นเพื่อให้ได้กำลังวัสดุตามประสงค์ โดยไม่ต้องทำการอบอ่อนมาก่อนทำเอจจิง [วีระพันธ์ สิทธิพงศ์, 2533]

อะลูมิเนียมผสมขึ้นรูปที่อบชุบความร้อนไม่ได้ อะลูมิเนียมผสมขึ้นรูปสามารถแบ่งอย่างง่าย ๆ ออกเป็น 2 กลุ่มคือ กลุ่มที่อบชุบความร้อนไม่ได้และกลุ่มที่อบชุบความร้อนได้ อะลูมิเนียมผสมที่อบชุบความร้อนไม่ได้ไม่สามารถทำให้แข็งแรงขึ้นจากการตกตะกอน แต่ทำงานเย็นเพิ่มความแข็งแรงได้เท่านั้น สามกลุ่มหลักของอะลูมิเนียมผสมที่อบชุบความร้อนไม่ได้คือ กลุ่ม 1XXX, 3XXX และ 5XXX

อะลูมิเนียมผสม 1XXX อะลูมิเนียมผสมเหล่านี้มีอะลูมิเนียมอยู่อย่างน้อย 99.0% กับสารเจือปนหลักคือ เหล็ก และซิลิคอน การเพิ่มทองแดง 0.12% เพื่อให้มีความแข็งแรงเพิ่มขึ้นมาอีก อะลูมิเนียมผสม 1100 มีแรงดึงประมาณ 90 MPa ในสภาพอบอ่อน และใช้งานเป็นโลหะแผ่นเป็นหลัก

อะลูมิเนียมผสม 3XXX แมงกานีสเป็นธาตุผสมหลักของกลุ่มนี้ และทำให้อะลูมิเนียมความแข็งแรงขึ้นโดยทำให้แข็งแรงขึ้นจากสารละลายของแข็ง โดยอะลูมิเนียมที่สำคัญที่สุดของกลุ่มนี้คือ 3003 ซึ่งโดยพื้นฐานคือ 1100 ที่เติมแมงกานีสประมาณ 1.25% อะลูมิเนียมผสม 3000 มีแรงดึงประมาณ 110 MPa ในสภาพอบอ่อน และใช้งานทั่วไปสำหรับอะลูมิเนียมผสมที่ต้องการความสามารถการทำงานดี

อะลูมิเนียมผสม 5XXX แมกนีเซียมเป็นธาตุผสมหลักของกลุ่มนี้ และเติมเพื่อให้แข็งแรงขึ้นจากสารละลายของแข็งได้มากจนถึงประมาณ 5% ตัวที่สำคัญที่สุดทางอุตสาหกรรมของกลุ่มนี้คือ 5052 ซึ่งมีแมกนีเซียมประมาณ 2.5% และโครเมียม 0.2% ในสภาพอบอ่อน อะลูมิเนียมผสม 5052 มีแรงดึงประมาณ 193 MPa ใช้งานเป็นโลหะแผ่นด้วย โดยเฉพาะกับรถเมล์ รถบรรทุก การใช้งานในน้ำทะเล

อะลูมิเนียมผสมขึ้นรูปที่อบชุบความร้อนได้ อะลูมิเนียมผสมบางชนิดทำให้แข็งแรงขึ้นจากการตกตะกอนด้วยการอบชุบความร้อนได้ อะลูมิเนียมผสมขึ้นรูปที่อบชุบความร้อนได้กลุ่มคือ 2XXX, 6XXX และ 7XXX

อะลูมิเนียมผสม 2XXX ธาตุผสมหลักของกลุ่มนี้คือ ทองแดง แต่โลหะผสมส่วนใหญ่เติมแมกนีเซียมด้วย ธาตุอื่นปริมาณพอควรก็เติมลงไปด้วย ตัวที่สำคัญที่สุดของกลุ่มนี้คือ 2024 ซึ่งมีทองแดงประมาณ 4.5% แมกนีเซียม 1.5% และแมงกานีส 0.6% อะลูมิเนียมผสมนี้แข็งแรงขึ้นจากสารละลายของแข็งและจากการตกตะกอน สารประกอบเชิงโลหะ ที่มีส่วนผสมโดยประมาณ

ของ Al_2CuMg เป็นตะกอนหลักที่ทำให้แข็งแรงขึ้น อะลูมิเนียมผสม 2024 ในสภาพ T6 มีแรงดึงประมาณ 442 MPa และใช้งานในโครงสร้างเครื่องบิน เป็นต้น

อะลูมิเนียมผสม 6XXX ธาตุผสมหลักของกลุ่ม 6XXX คือ แมกนีเซียม และซิลิกอนซึ่งรวมตัวกันเป็นสารประกอบเชิงโลหะ Mg_2Si ที่ทำให้อะลูมิเนียมกลุ่มนี้แข็งแรงขึ้น อะลูมิเนียมผสม 6061 เป็นตัวที่สำคัญที่สุดกลุ่มนี้ และมีส่วนผสมของแมกนีเซียม 1.0% ซิลิกอน 0.6% ทองแดง 0.3% โครเมียม 0.2% ในสภาพ T6 มีแรงดึงประมาณ 290 MPa และใช้งานในโครงสร้างทั่วไป

อะลูมิเนียมผสม 7XXX ธาตุผสมหลักของกลุ่ม 7XXX คือ สังกะสี แมกนีเซียม และทองแดง สังกะสี และแมกนีเซียม รวมตัวกันเป็นสารประกอบเชิงโลหะ $MgZn_2$ ซึ่งเป็นตะกอนหลักที่ทำให้อะลูมิเนียมผสมเหล่านี้แข็งแรงขึ้นเมื่อนำไปอบชุบความร้อน ความสามารถในการละลายที่ค่อนข้างสูงของสังกะสี และแมกนีเซียมในอะลูมิเนียมทำให้เกิดตะกอนที่หนาแน่นมาก จึงให้ความแข็งแรงเพิ่มสูงขึ้นมาก อะลูมิเนียม 7075 เป็นตัวที่สำคัญที่สุดของกลุ่มนี้ และมีส่วนผสมโดยประมาณของสังกะสี 5.6% แมกนีเซียม 2.5% ทองแดง 1.6% และโครเมียม 0.25% อะลูมิเนียม 7075 เมื่ออบชุบความร้อนจนเป็น T6 มีแรงดึงประมาณ 504 MPa และใช้งานในโครงสร้างเครื่องบิน [ชาติรี หลักทอง และคณะ, 2540]

ผลของธาตุต่างๆที่มีผลต่อสมบัติของอะลูมิเนียมโลหะผสม ธาตุต่างๆนั้นบางชนิดเป็นธาตุเจือปน บางชนิดเป็นธาตุเจือซึ่งถูกเติมลงไปในช่วงกระบวนการผลิต (Alloying Elements) ธาตุเจือปนที่พบมากในอะลูมิเนียมผสมเป็นอันดับแรกและอันดับรองลงมา ได้แก่ เหล็ก และซิลิกอนเนื่องจากเป็นธาตุที่เป็นองค์ประกอบในสินแร่ที่นำมาผลิตอะลูมิเนียม ธาตุเหล่านี้มีผลต่อโลหะผสมของอะลูมิเนียม ดังต่อไปนี้

ซิลิกอน (Si)

เป็นตัวเพิ่มความแข็งให้กับงานหล่อ ช่วยปรับปรุงสมบัติทางการหล่อให้ดีขึ้น สมบัติเหล่านี้ ได้แก่ การไหลตัว การป้อนโลหะเหลวเข้าแบบ และความทนทานต่อการฉีกขาดจากสภาพร้อน (Hot Tear Resistance) ถ้ามีปริมาณซิลิกอนเพิ่มขึ้นจะช่วยลดปัญหาการหดตัว (Shrinkage) ลง ความทนทานต่อแรงอัดเพิ่มขึ้น แต่จะทำให้การขยายตัวเมื่อถูกความร้อน และความอ่อนเหนียวของงานหล่อลดลง

เหล็ก (Fe)

เพิ่มความทนทานต่อการฉีกขาดในสภาพร้อนที่อุณหภูมิสูงได้ดีเนื่องจากการหดตัวน้อยลง ถ้ามีเหล็ก 0.9-1.3% สมบัติทางเชื่อมประสานด้วยการบัดกรี (Soldering) จะลดลง ถ้ามีเหล็กปริมาณสูงจะมีผลเช่นเดียวกับการที่มีส่วนผสมของแมกนีสิียมกับโครเมียมปะปนอยู่ สมบัติ

ทางการหล่อหลอมจะลดลง นอกจากนี้เหล็กยังลดความต้านทานต่อแรงกระแทก ความอ่อนเหนียว (Ductile) และการตบแต่งด้วยเครื่องจักรลง

ทองแดง (Cu)

ช่วยปรับปรุงความแข็งแรง ความแข็งแรงของงานหล่อและงานหล่อที่ชุบแข็ง เพิ่มประสิทธิภาพในการตบแต่งด้วยเครื่องจักร (Machinability) และความสามารถในการเป็นตัวนำความร้อน ประสิทธิภาพที่ได้จากชุบแข็งสูงสุดถ้าผสมทองแดง 4% ถึง 6% แต่จะทำให้ความสามารถในการทนทานต่อการผุกร่อนที่เกิดจากแรงอัดลดลง สภาพความอ่อนเหนียวและทนทานต่อการนิกขาดเนื่องจากความร้อนลดลง

แมงกานีส (Mn)

ในปริมาณที่สูงกว่า 0.5% แมงกานีสช่วยปรับปรุงให้งานหล่อได้เนื้อแน่น สามารถใช้กับงานตบแต่งด้วยเคมี เช่นการ Anodizing, Coating ได้ดีขึ้น เพิ่มสมบัติในทางการใช้งานร้อนที่ต้องการความแข็งแรงดีขึ้น แมงกานีสเป็นตัวควบคุมการก่อตัวของโครงสร้างที่เกิดจากการรวมตัวของเหล็กในโลหะผสม ช่วยรักษาสภาพความอ่อนเหนียว ปรับปรุงสมบัติทางการหดตัวดีขึ้นกล่าวคือ ลดการหดตัว และลดแนวโน้มทางการอ่อนตัว

สังกะสี (Zn)

เมื่อเปรียบเทียบกับกรณีผสมทองแดง และแมกนีเซียมแล้วสังกะสีจะให้ผลต่อสมบัติทางการอบชุบแข็งด้วยความร้อน และการปล่อยให้เย็นในสภาพบรรยากาศปกติธรรมดา (Natural Aging) และถ้ามีปริมาณผสมของสังกะสีที่เพิ่มขึ้น สมบัติทางการไหลตัวของโลหะผสมจะดีขึ้น แต่จะมีปัญหาการหดตัวตามมา นอกจากนี้สังกะสียังมีผลต่อสมบัติทางการตบแต่งด้วยเครื่องจักรสูงกว่าทองแดง

แมกนีเซียม (Mg)

ตามมาตรฐานของ American International Standard Institute (AISI) โลหะผสมที่มีแมกนีเซียมผสมอยู่ในรูป Mg_2Si 0.252-0.5% ช่วยเพิ่มประสิทธิภาพในการชุบแข็งแบบเย็นเร็ว (Precipitation Hardening) ให้ความแข็งแรงกระจายตัวสม่ำเสมอ หรือให้สมบัติเชิงกล (Mechanical Properties) สม่าเสมอ โดยทั่วไปแมกนีเซียมที่ผสมอยู่ในอะลูมิเนียมโลหะผสมจะทำให้ผิวโลหะมีความเงามากเมื่อผ่านการตบแต่งด้วยเครื่องจักร และทนทานต่อการผุกร่อนได้สูง แมกนีเซียมที่ผสมอยู่ในอะลูมิเนียมที่กำลังหลอมจะเป็นตัวออกซิไดซ์ทำให้เกิดการสูญเสียเนื้ออะลูมิเนียม อะลูมิเนียมที่ใช้กับงานประเภทหล่อหลอมจึงต้องควบคุมปริมาณแมกนีเซียมให้ต่ำ เพื่อป้องกันการแตกร้าวเนื่องจากใช้แรงอัดสูง

ตะกั่ว (Pb)

เป็นตัวช่วยปรับปรุงสมบัติการตบแต่งด้วยเครื่องจักรให้ดีขึ้น โดยทำหน้าที่เป็นตัว Chip Breaker ช่วยให้อัปเดตึง ใส กัด ขาดเป็นช่วง ไม่ออกเป็นเส้นใยต่อเนื่อง

นิกเกิล (Ni)

ให้ความแข็งแรงทางด้านการใช้งานในอุณหภูมิสูงต่างๆ ได้สูงกว่าเมื่อเทียบกับการผสมทองแดงในโลหะผสม นิกเกิลทำให้สมบัติการขยายตัวเนื่องจากความร้อนลดลง และปรับปรุงสมบัติทางด้านการรักษาขนาดให้คงที่

บิสมัท (Bi)

ถ้ามีอยู่ในโลหะผสมเกินกว่า 0.1% จะเพิ่มสมบัติทางการตบแต่งด้วยเครื่องจักรให้ดีขึ้น

โครเมียม (Cr)

ช่วยเพิ่มความทนทานต่อการสึกกร่อน และลักษณะการใช้งานแบบจุ่มแช่ โครเมียมช่วยลดการโตของเกรน (Grain Growth) ข้อเสียคือ โครเมียมมักจะเกิดการรวมตัวกับเหล็กหรือแมงกานีส เกิดเป็นของเสี้ยวหรือสิ่งสกปรก

ดีบุก (Sn)

เป็นตัวปรับปรุงทำให้ความฝืดลดลง (Anti-Friction) และสมบัติทางการตบแต่งด้วยเครื่องจักร และช่วยเพิ่มสมบัติในการชุบแข็งให้ดีขึ้นสำหรับโลหะผสมบางตัว เช่น LM24, LM24 ที่มีดีบุก 0.2% เหมาะกับงานหล่อหลอมที่มีความดันสูง (High Pressure Die Casting) ดีมากเพราะสมบัติในการไหลตัวดี การใช้ดีบุกจะทำให้ความแข็งแรงลดลง แต่สมบัติในการขึ้นรูปร้อนดีขึ้น

ไทเทเนียม (Ti)

ใช้เป็นตัวปรับเนื้อโครงสร้างของโลหะผสม (Grain Refinement) ให้ละเอียด โดยใช้ร่วมกับโบรอน จึงจะได้ผลดี

วานาเดียม (V)

โดยปกติมักจะพบวานาเดียม 10-200 ส่วนในล้านส่วนในอะลูมิเนียมที่ใช้ในการค้า วานาเดียมทำให้การนำไฟฟ้าของอะลูมิเนียมลดลง ช่วยทำให้การปรับโครงสร้างของโลหะผสมได้ผลแต่น้อยกว่าไทเทเนียม วานาเดียมทำให้อุณหภูมิที่ใช้ในการตกผลึกอะลูมิเนียมสูง

โบรอน (B)

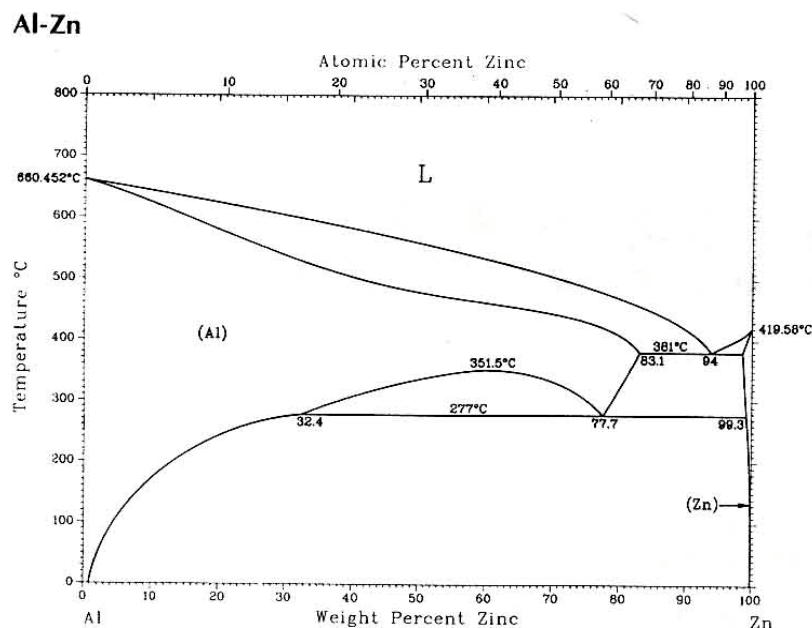
ใช้งานในรูปของไทเทเนียมโบไรด์ เพื่อปรับสภาพการเกิดของนิวเคลียสให้คงที่จากการทำการปรับเนื้อโครงสร้างของโลหะผสมด้วยไทเทเนียมไตรอะลูมินา이드 ($TiAl_3$) ในกรณีที่ต้องการเพิ่มสมบัติในการเป็นตัวนำไฟฟ้าให้กับโลหะผสม จะใช้โบรอนผสมกับไทเทเนียม

วานเนเดียม ธาตุที่เหมาะสมอื่นๆ เติมลงไปแต่ถ้าหากมีปริมาณโบรอนสูงมากเกินไปจะมีผลต่อโลหะผสม คือ ทำให้สมบัติทางกล การตบแต่งด้วยเครื่องจักร และความอ่อนเหนียวลดลง โบรอนจะถูกจับเข้าไปในโครงสร้างผลึกซึ่งจะเกิดในน้ำโลหะในลักษณะคลุกเคล้าปะปนอยู่ทำให้ค่อนข้างยุ่งยากในการแยกออก

เบริลเลียม (Be)

ถ้ามีเบริลเลียมผสมอยู่ในปริมาณที่เกินกว่า 0.04% จะเพิ่มสมบัติทางความแข็งแรงและความอ่อนเหนียวดีขึ้น ถ้าผสมเข้าไปในโลหะผสมที่มีแมกนีเซียมเป็นส่วนผสมอยู่ จะทำให้เกิดการสูญเสีย เบริลเลียมประมาณ 0.005% เนื่องจากการออกซิเดชันและเกิดเป็นขี้โลหะ (Dross) มาก เบริลเลียมเป็นธาตุที่ก่อให้เกิดมะเร็ง ดังนั้น จึงควรระมัดระวังในขณะที่ทำการเชื่อมประสานขึ้นโลหะ [กรมวิทยาศาสตร์บริการ, 2543]

1.2.3 โลหะอะลูมิเนียมผสมสังกะสี (Al-Zn Alloys)



รูปที่ 1.3 แผนภาพสมดุลเฟสของอะลูมิเนียม-สังกะสี [Baker, 1992]

จากแผนภาพสมดุลอะลูมิเนียม-สังกะสี ดังแสดงในรูปที่ 1.3 เราจะพบว่า สังกะสี (Zn) มีอุณหภูมิการหลอมละลายต่ำกว่าอะลูมิเนียม (Al) คือ ที่อุณหภูมิ

419.5°C นอกจากนี้แล้ว สังกะสียังมีโครงสร้างผลึกแบบ Hexagonal ซึ่งแตกต่างจากอะลูมิเนียมซึ่งมีโครงสร้างผลึกแบบ Face Centered Cubic, FCC การ

ผสมสังกะสี 4 - 8% และแมกนีเซียม 1 - 3% ในอะลูมิเนียมเมื่อใช้ในการผลิตอะลูมิเนียมผสมแปรรูปเย็นและสามารถปฏิบัติการทางความร้อนได้ อะลูมิเนียมผสมบางกลุ่ม เช่น 7XXX

ถูกพัฒนาสมบัติให้มีความแข็งแรงสูงสุด โดยการเติมสังกะสีและแมกนีเซียม ธาตุทั้งสองมีความสามารถในการละลาย ในสภาวะสารละลายของแข็งสูง นอกจากนี้ การเพิ่มทองแดง 1 - 2% ลงใน

อะลูมิเนียมกลุ่ม 7XXX ทำให้มีสมบัติด้านความแข็งแรงของอะลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียมสูงขึ้น นิยมนำไปใช้งานทางด้านอากาศยานที่มีความต้องการ ความแข็งแรงสูง

1.2.4 การเพิ่มความแข็งแรงโดยการเอจจิง (Aging or Precipitation Hardening)

ของอะลูมิเนียมผสมกลุ่ม 7XXX

อะลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียมชนิดแปรรูปเย็น สามารถเพิ่มความแข็งแรงโดยการทำเอจจิง ภายหลังจากปฏิบัติการทางความร้อนและการลดอุณหภูมิ ลำดับในการทำเอจจิงของอะลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียม เป็นที่รู้จักทั่วไป ดังแสดงในตารางที่ 1.2

ตารางที่ 1.2 แสดงขั้นตอนของ Precipitation-Hardening [Porter and Easterling, 1992]

Base Metal	Alloy	Precipitation Sequence
Aluminum	Al-Ag	GPZ (Spheres) $\rightarrow \gamma'$ (Plates) $\rightarrow \gamma$ (Ag_2Al)
	Al-Cu	GPZ (Discs) $\rightarrow \theta''$ (Discs) $\rightarrow \theta'$ (Plates) $\rightarrow \theta$ (CuAl_2)
	Al-Cu-Mg	GPZ (Rods) $\rightarrow S'$ (Laths) $\rightarrow S$ (CuMgAl_2) (Laths)
	Al-Zn-Mg	GPZ (Spheres) $\rightarrow \eta'$ (Plates) $\rightarrow \eta$ (MgZn_2) (Plates or Rods)
	Al-Mg-Si	GPZ (Rods) $\rightarrow \beta'$ (Rods) $\rightarrow \beta$ (Mg_2Si) (Plates)
Copper	Cu-Be	GPZ (Discs) $\rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma$ (CuBe)
	Cu-Co	GPZ (Spheres) $\rightarrow \beta$ (Co) (Plates)
Iron	Fe-C	ϵ -Carbide (Discs) $\rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$ (Plates)
	Fe-N	α'' (Discs) $\rightarrow \text{Fe}_4\text{N}$
Nickel	Ni-Cr-Ti-Al	γ' (Cubes or Spheres)

โลหะอะลูมิเนียมผสมสังกะสีและแมกนีเซียมที่ถูกนำมาให้ความร้อนจนถึงอุณหภูมิประมาณ 480°C ที่อุณหภูมินี้โลหะผสมจะอยู่ในสภาวะสารละลายของแข็ง เฟส α และเมื่อนำโลหะผสมนี้ไปแช่ในน้ำทำให้ชิ้นงานเย็นตัวลงมาที่อุณหภูมิห้องอย่างรวดเร็วทำให้เกิดโครงสร้างที่เรียกว่า Supersaturated Solid Solution หรือ SSS ก่อนนำมาบ่มต่อที่อุณหภูมิ 150°C โครงสร้าง SSS จะค่อยๆเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้าง GP-Zone ซึ่งมีลักษณะรูปร่างเป็นทรงกลมเกาะยึดกับเมตริกซ์ อินเตอร์เฟสระหว่างจีพีโซนกับเมตริกซ์เป็นแบบ โคเฮชันที่เต็มที พลังงานอินเตอร์

เฟสต่ำมาก ภายหลังจากการฟอร์มตัวของจีพีโซน ความแข็งของชิ้นงานจะเพิ่มขึ้น โดยมีแรงต้านการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันผ่าน โคอเซียเรนท์โซน แต่เมื่อเวลาการบ่มเพิ่มขึ้นจะเกิดการฟอร์มตัวของเฟส η' ซึ่งเป็นพรีซิพิตเตต (Precipitate) ของ $MgAl_2$ มีขนาดเล็กกระจัดกระจายระหว่างพรีซิพิตเตตชิดกันมาก การเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันเป็นไปได้ยากขึ้นในขณะที่ตัดผ่านพรีซิพิตเตตทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นจากเดิม ถ้าหากบ่มต่อไปเฟส η' จะเปลี่ยนไปเป็นเฟส η ($MgZn_2$) ระยะห่างระหว่างพรีซิพิตเตตของ η เพิ่มขึ้น ทำให้ดิสโลเคชันสามารถตัดผ่านพรีซิพิตเตต η ง่ายขึ้น ความแข็งแรงของโลหะผสมจะค่อยๆ ลดลง ลักษณะเช่นนี้เรียกว่า Overaging

1.2.5 อะลูมิเนียมผสมเกรด 7075-T651 [Davis, 1993]

สมบัติทางฟิสิกส์

น้ำหนักอะตอม	26.97
โครงสร้างผลึก (Crystal Structure)	FCC
ความหนาแน่น ($20^{\circ}C$)	2.80 g/cm^3
อุณหภูมิหลอมเหลว	$635^{\circ}C$
สภาพตัวนำความร้อน ($20^{\circ}C$)	130 W/m.K
สัมประสิทธิ์การขยายตัว ($20^{\circ}C$)	$23.8 \cdot 10^{-6}/^{\circ}C$
ความต้านทานไฟฟ้า ($20^{\circ}C$)	$52.2 \text{ n}\Omega \cdot \text{m}$.
สภาพการนำไฟฟ้า ($20^{\circ}C$)	33% IACS.

สมบัติเชิงกล (Plate T6, T651 ความหนา 12.7-25.4 มม.)

ความแข็งแรงการดึง (Tensile Strength)	538 MPa
ความแข็งแรงจุดคราก (Yield Strength)	469 MPa
เปอร์เซ็นต์การยืดตัว (Percent Elongation)	7 %
ความแข็ง (Hardness)	150 HB
โมดูลัสของความยืดหยุ่น (Modulus of Elasticity)	71.0 GPa
อุณหภูมิอบอ่อน (Annealing Temperature)	$415^{\circ}C$
อุณหภูมิอบละลาย (Solution Temperature)	$465-480^{\circ}C$
อุณหภูมิเอจจิง (Aging Temperature) T6 temper	$120^{\circ}C$

1.2.6 การคืบ (Creep)

เมื่อวัสดุของแข็ง (Solid Materials) ถูกแรงกระทำหรือรับภาระ (Load) จะเกิดความเค้น (Stress) ขึ้นภายในวัสดุ ทำให้เกิดการเปลี่ยนรูป (Deformation) ภายใต้ภาระหรือความเค้นคงที่ การเปลี่ยนรูปจะเกิดขึ้นอย่างต่อเนื่องปรากฏการณ์เช่นนี้เรียกว่า การคืบ (Creep) โดยทั่วไป โลหะและโลหะผสมจะเกิดการคืบได้ง่ายที่อุณหภูมิสูงกว่า $0.3 - 0.5 T_m$ เมื่อ T_m คืออุณหภูมิหลอมเหลวสัมบูรณ์ (Absolute Melting Temperature) ดังแสดงในตารางที่ 1.3 การคืบที่เกิดขึ้นในโลหะและโลหะผสมมีความสำคัญอย่างมากต่อการออกแบบทางวิศวกรรม โดยเฉพาะอย่างยิ่งชิ้นงานที่ใช้งานที่อุณหภูมิสูง เช่น วิศวกรต้องการเลือกใช้วัสดุสำหรับทำใบพัดของเครื่องกังหันแก๊ส (Gas Turbine Blade) วิศวกรจะต้องเลือกใช้โลหะผสมที่มีอัตราการคืบ (Creep Rate) ต่ำมากๆ เพื่อให้ใบพัดกังหันแก๊สสามารถใช้งานได้ตลอดอายุที่ได้ออกแบบไว้ [แม้น อมรสิทธิ์ และสมชัย อัครทิวา, 2543] โดยทั่วไปอะลูมิเนียมเกิดการคืบได้ที่อุณหภูมิประมาณ $200 - 300^\circ\text{C}$ ซึ่งถือว่าต่ำเมื่อเทียบกับโลหะชนิดอื่นๆ [Spigarelli, 1999]

พฤติกรรมการคืบของวัสดุ ขึ้นอยู่กับตัวแปรที่สำคัญได้แก่ ความเค้น อุณหภูมิ และเวลาเมื่อทดสอบให้วัสดุรับภาระคงที่ (Constant Load Creep) หรือรับความเค้นคงที่ (Constant Stress Creep) การเปลี่ยนรูปที่เกิดขึ้นทั้งหมด (Overall Deformation, \mathcal{E}) ของวัสดุสามารถเขียนแทนได้ด้วยสมการ ที่ 1.1

$$\mathcal{E} = \mathcal{E}_0 + \mathcal{E}(\sigma, T, t) \quad (1.1)$$

เมื่อ \mathcal{E}_0 คือ ความเครียดทันทีทันใด (Instantaneous Strain)

$\mathcal{E}(\sigma, T, t)$ คือ ค่าความเครียดของการคืบ (Creep Strain) ซึ่งเป็นค่าที่ขึ้นกับความเค้น (σ) อุณหภูมิ (T) และเวลา (t)

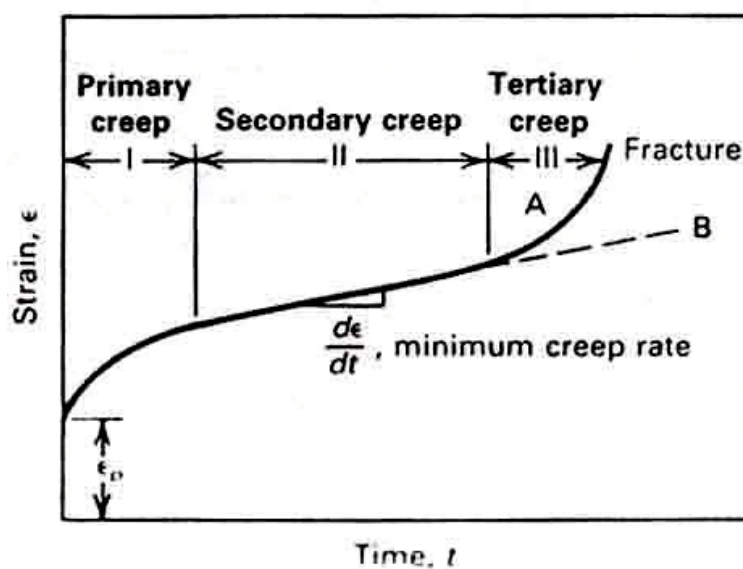
ตารางที่ 1.3 อุณหภูมิเกิดการคืบของโลหะบริสุทธิ์และโลหะผสมด้านทานอุณหภูมิสูง

[Spigarelli, 1999]

Materials	Temperature
Aluminum	$T > 0.54 T_m$
Titanium	$T > 0.30 T_m$

Low Alloyed Steel	$T > 0.36 T_m$
Austenitic Stainless Steel	$T > 0.49 T_m$
Super Alloys	$T > 0.56 T_m$

สมมุติในการทดสอบการคืบของวัสดุโดยกำหนดให้ภาระแรงดึงคงที่ (Constant Tension Load) และอุณหภูมิคงที่ (Constant Temperature) พฤติกรรมการคืบของวัสดุสามารถแสดงได้โดยเส้นโค้งการคืบ (Creep Curve) ซึ่งเป็นการพล็อตค่าความเครียดของการคืบ บนแกน y ต่อเวลา บนแกน x ดังแสดงในรูปที่ 1.



รูปที่ 1.4 ลักษณะของเส้นโค้งการคืบ [ASM, 1985]

เส้นโค้งการคืบสามารถแบ่งออกได้เป็น 3 ระยะคือ

1. ระยะแรก (Primary หรือ Transient Creep) ระยะนี้อัตราการคืบจะค่อยๆ ลดลงเมื่อเวลาผ่านไป ดังแสดงในรูปที่ 1.4 เส้นโค้งความเครียดของการคืบต่อเวลามีลักษณะโค้งคว่ำ ซึ่งจัดเป็นเส้นโค้งการคืบระยะแรกแบบปกติ (Normal Primary Creep)

2. ระยะที่สอง (Secondary Creep) หรือระยะการคืบแบบสถานะคงที่ (Steady-State Creep) เป็นระยะที่อัตราการคืบมีค่าคงที่และต่ำสุด เส้นโค้งการคืบจะเพิ่มขึ้นเป็นเส้นตรง

3. ระยะที่สาม (Tertiary Creep) เป็นระยะที่อัตราการคืบจะเพิ่มสูงขึ้นเรื่อยๆ จนถึงจุดที่วัสดุแตกหัก (Rupture) เส้นโค้งการคืบจะมีลักษณะเป็นเส้นโค้งแบบหงาย

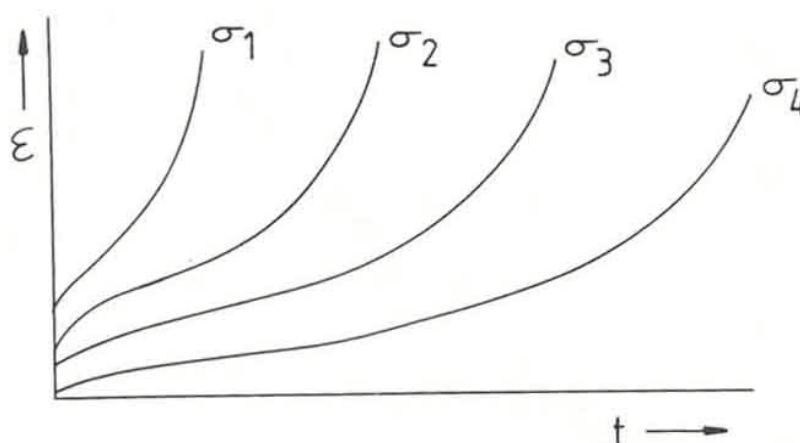
ระยะการคืบที่ได้รับความสนใจมากที่สุด คือระยะการคืบแบบสถานะคงที่ เพราะเป็นระยะที่มีการคืบนานที่สุด อัตราการคืบที่สถานะคงที่ ($\dot{\epsilon}_{ss}$) สามารถเขียนแทนได้ด้วยสมการยกกำลัง (Power Law) ดังนี้

$$\dot{\epsilon}_{ss} = B\sigma^n \quad (1.2)$$

เมื่อ B คือ พารามิเตอร์ของวัสดุขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ (Temperature-Dependent Material Parameter)

σ คือ ความเค้นการคืบ (Creep Stress)

n คือ ค่ายกกำลังของความเค้น (Stress Exponent)

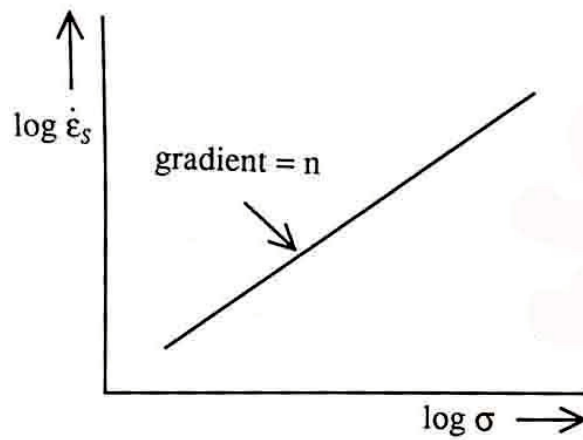


รูปที่ 1.5 เส้นโค้งการคืบแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดกับเวลาที่อุณหภูมิคงที่

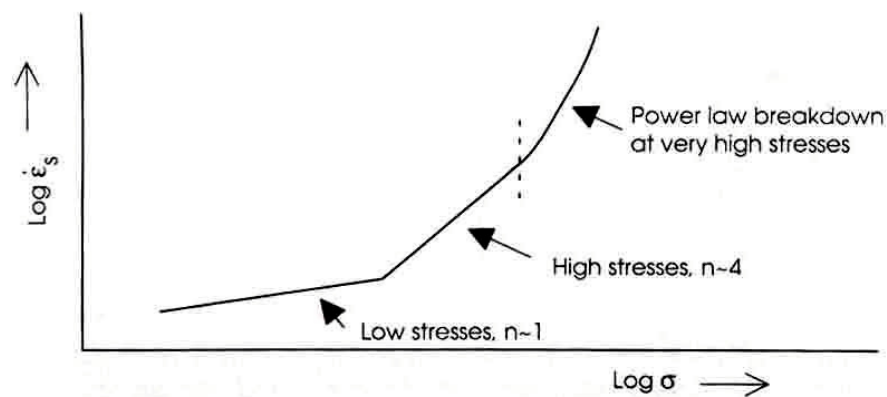
และค่าความเค้นต่างๆ ($\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3 > \sigma_4$) [Evans and Wilshire, 1993]

ในการคำนวณหาค่า n แต่ละค่ามีผลจากการกำหนดให้อุณหภูมิในการทดสอบคงที่และเปลี่ยนแปลงค่าของความเค้นที่ความเค้นต่างๆ จะได้กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดกับเวลา ดังแสดงในรูปที่ 1.5

โดยทั่วไปโลหะบริสุทธิ์จะมีค่า n ประมาณ 4 - 5 (เฉลี่ย 4.5) การเขียนกราฟ $\log \dot{\epsilon}_{ss}$ กับ $\log \sigma$ ที่อุณหภูมิคงที่จะได้กราฟเป็นเส้นตรงมีค่าความชัน (Slope) เท่ากับ n ดังแสดงในรูปที่ 1.6 และรูปที่ 1.7 แสดงค่าความชันของ (Stress Exponent, n) ทั้ง 3 ช่วง



รูปที่ 1.6 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\log \dot{\epsilon}_s$ และค่า $\log \sigma$ [Evans and Wilshire, 1993]



รูปที่ 1.7 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\log \dot{\epsilon}_s$ และค่า $\log \sigma$ [Evans and Wilshire, 1993]

เมื่อทดสอบการคืบที่ค่าความเค้นต่างๆ ค่า n จะมีค่าเท่ากับ 1 ซึ่งเป็นช่วงของการเปลี่ยนแปลงพฤติกรรมการคืบของวัสดุ จากกลไกการคืบแบบดิสโลเคชัน (Dislocation Creep, $n = 4 - 5$) ไปสู่กลไกการคืบที่ถูกควบคุมโดยการแพร่ (Diffusional Creep, $n = 1$) การแปรเปลี่ยนอุณหภูมิของการคืบจะทำให้อัตราการคืบเปลี่ยนไปอย่างมีนัยสำคัญ ที่ความเค้นคงที่ ดังแสดงในรูปที่ 1.8 พฤติกรรมการคืบสามารถอธิบายได้ด้วยสมการแบบอาร์เรเนียส (Arrhenius Form) ดังนี้

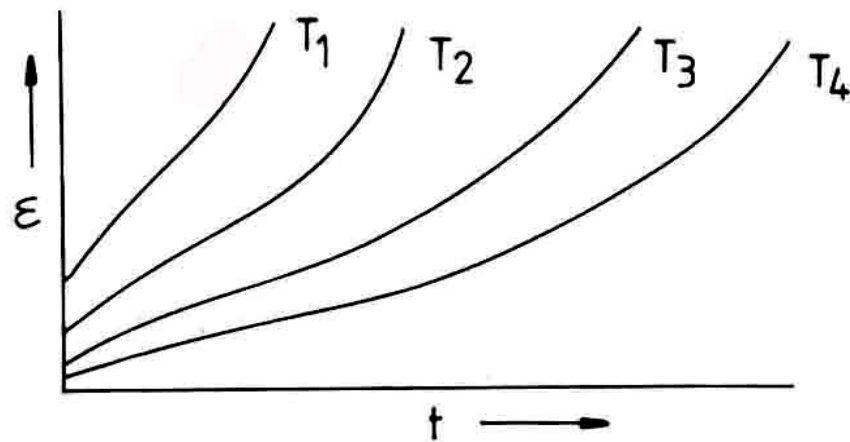
$$\dot{\epsilon}_s = C \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1.3)$$

เมื่อ C คือ พารามิเตอร์ของวัสดุขึ้นอยู่กับความเค้น (Stress-Dependent Material Parameter)

R คือ ค่าคงที่ของแก๊สสากล (Gas Constant)

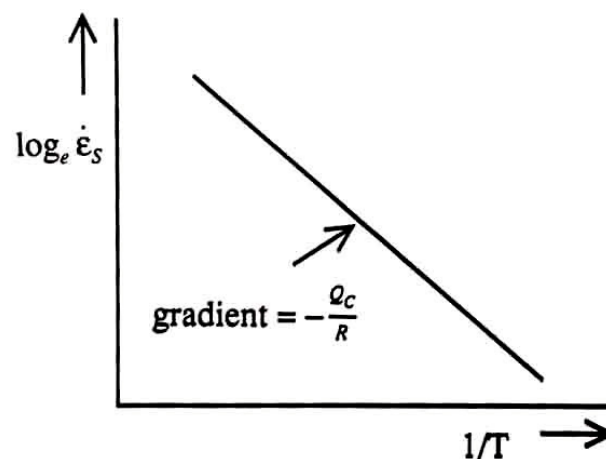
Q_c คือ พลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ (Activation Energy for Creep) ที่มีค่าเท่ากับ พลังงานกระตุ้นสำหรับการแพร่ (Activation Energy for Diffusion, Q_D) เมื่อเขียนกราฟความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\ln \dot{\epsilon}_{ss}$ และ $\frac{1}{T}$ จะได้กราฟเส้นตรงที่มีความชันเท่ากับ $-\frac{Q_c}{R}$ ดังแสดงในรูปที่

1.9



รูปที่ 1.8 เส้นโค้งการคืบที่อุณหภูมิต่างๆ ($T_1 > T_2 > T_3 > T_4$) และความเค้นคงที่ σ

[Evans and Wilshire, 1993]



รูปที่ 1.9 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างค่า $\ln \dot{\epsilon}_{ss}$ และค่า $\frac{1}{T}$ [Evans and Wilshire, 1993]

เมื่อรวมสมการที่ 2 และ 3 เข้าด้วยกันจะได้สมการ

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A \sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1.4)$$

เมื่อ A คือพารามิเตอร์ของวัสดุ (Material Parameter) โดยทั่วไปสำหรับโลหะบริสุทธิ์ค่า n ไม่ขึ้นกับอุณหภูมิ ($n \approx 4 - 5$) และค่า Q_c ไม่ขึ้นกับความเค้น แต่สำหรับโลหะผสมค่า Q_c ขึ้นกับความเค้นและ n มีค่าสูงมาก ($n \approx 7 - 20$)

1.2.7 กลไกการคืบ (Creep Mechanisms) ของโลหะบริสุทธิ์ และโลหะผสมชนิด M (Class M Alloy) และโลหะผสมชนิดสารละลายของแข็งชนิด A (Class A Alloy)

สมการที่ 1.4 แสดงรายละเอียดของอัตราการคืบแบบสถานะคงที่ขึ้นอยู่กับความเค้น (Stress-Dependence of Steady-State Creep Rate) และอัตราการคืบแบบสถานะคงที่ขึ้นอยู่กัอุณหภูมิ (Temperature-Dependence of Steady-State Creep Rate) นอกจากนี้อัตราการคืบที่สถานะคงที่ที่สามารถแสดงได้โดยสมการ

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A_o \frac{D_o G b}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \exp\left(\frac{-Q_o}{RT}\right) \quad (1.5)$$

เมื่อ

A_o คือ พารามิเตอร์ของวัสดุที่ไร้มิติ (Dimensionless Material Parameter)

b คือ เบบอร์เกอร์เวกเตอร์ (Burgers Vector)

d คือ ขนาดของเกรน (Grain Size)

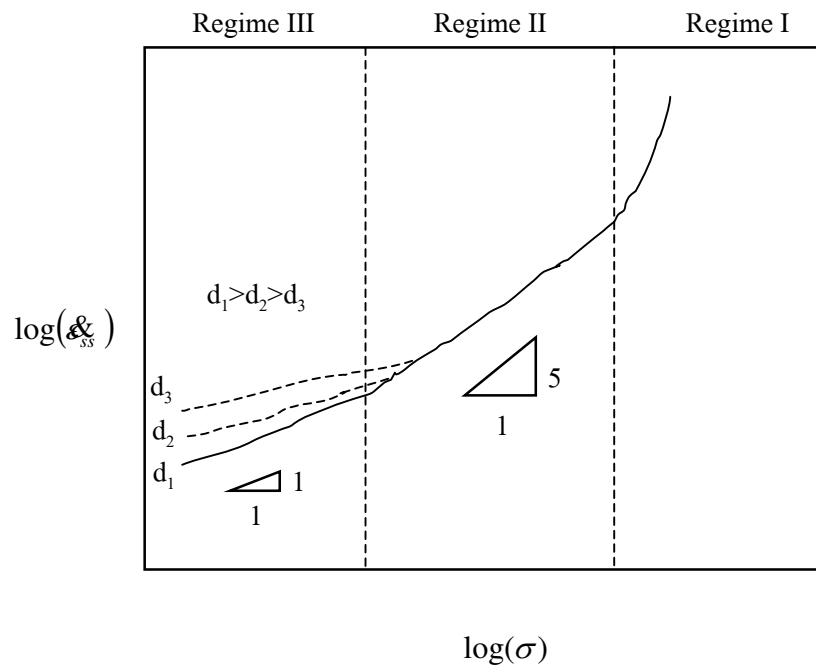
G คือ โมดูลัสของความแกร่ง (Modulus of Rigidity)

k คือ ค่าคงที่ของโบลซ์แมนน์ (Boltzmann Constant)

D_o คือ แฟกเตอร์ความถี่ (Frequency Factor)

n และ p คือ ค่าคงที่ (Constant)

พฤติกรรมการคืบของโลหะบริสุทธิ์ และโลหะผสมชนิด M (Class M Alloy) สามารถแบ่งออกเป็น 3 พื้นที่ ดังแสดงในรูปที่ 1.10



รูปที่ 1.10 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\log(\sigma)$ และ $\log(\epsilon_{35})$ ของโลหะบริสุทธิ์และโลหะผสมชนิด M (Class M Alloy) [Spigarelli, 1999]

1. Regime I ขอบเขตความเค้นสูง พื้นที่นี้ไม่มีความสำคัญกับการคืบเพราะมีอัตราการยืดสูงมากแต่เหมาะกับการปฏิบัติเกี่ยวกับการขึ้นรูปร้อน (Hot-Forming)
2. Regime II ขอบเขตความเค้นปานกลาง คุณลักษณะโดยทั่วไปมีค่า $n = 4-5$, $p = 0$ และ ค่าของ $Q = Q_o$ (เมื่อ Q_o คือ Activation Energy for Lattice Self-Diffusion) ในพื้นที่นี้ การคืบถูกควบคุมโดยกลไกการคืนตัว (Recovery Mechanisms) เช่น การปีน (Climb) และการทำลายกันเองของดิสโลเคชัน (Annihilation of Dislocation) ดิสโลเคชันแบบขอบสามารถปีนเนื่องจากเกิดการแพร่ของวาเคนซีอย่างรุนแรง ยังผลให้ที่อุณหภูมิสูงเป็นตัวกระตุ้นการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชัน การแพร่ควบคุมอัตราการคืบปรากฏการณ์นี้ทำให้ค่า $Q = Q_o$ ในความเป็นจริงแล้วการเปลี่ยนรูปเป็นผลมาจากการไถล (Glide) และการปีนที่ถูกกระตุ้นจากความร้อน (Thermally-

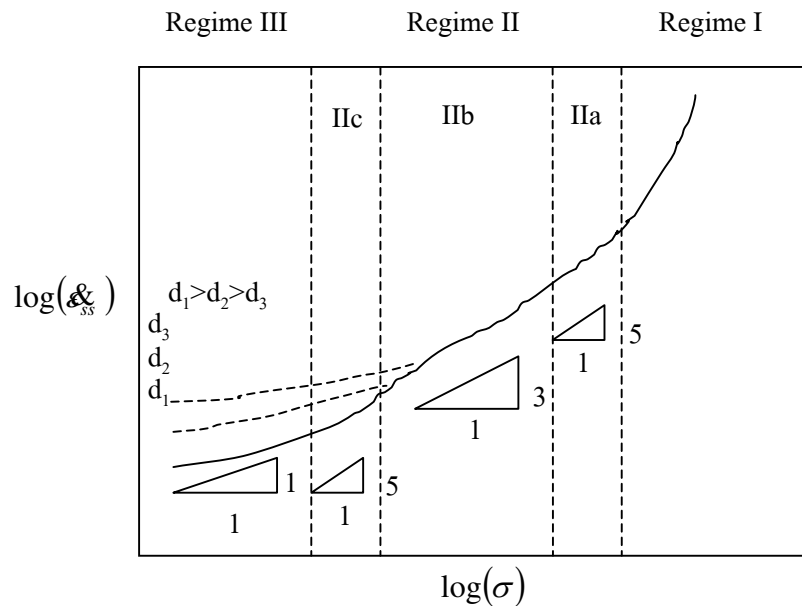
Assisted Climb) ของดิสโลเคชัน กลไกที่ช้าสุดจะเป็นตัวควบคุมการคืบ และทราบได้ที่กลไกการไถลสามารถเกิดได้ง่าย (เช่นในโลหะบริสุทธิ์) การคืบก็จะถูกควบคุมโดยการป็นของดิสโลเคชัน

3. Regime III ขอบเขตความเค้นต่ำ กลไกการคืบเกิดจากการแพร่ซึ่งเกิดได้ 2 แบบคือ ใน Nabarro-Herring Creep การแพร่ของวาเคนซีเกิดผ่านภายในเกรนเป็นผลทำให้เกรนเกิดการยืดออกไปในทิศทางเดียวกับความเค้นที่กระทำ ในกรณีนี้ $n = 1, p = 2$ และ $Q = Q_0$ ใน Coble Creep การยืดออกของเกรนเป็นผลมาจากเกิดการแพร่ของวาเคนซีไปตามบริเวณขอบเกรน ทำให้ $n = 1, p = 2$ และ $Q = 0.6Q_0$ ทั้งสองกลไกที่กล่าวมา การไหลของวาเคนซีเกิดขึ้นจากบริเวณขอบเกรนที่ตั้งฉากกับทิศทางความเค้นไปยังขอบเกรนที่ขนานกับทิศทางความเค้น นอกจากนี้แล้วโลหะหลายชนิดพบว่าเกิดกลไกการคืบที่เรียกว่า Harper-Dorn Creep ซึ่งทำให้ $n = 1$ แต่ $p = 0$

ในทุก Regime ที่กล่าวมาข้างต้นสามารถเกิดกลไกการเลื่อนไถลของขอบเกรน (Grain-Boundary Sliding) ได้ ในโลหะที่เกรนหยาบ กลไกการเลื่อนไถลของขอบเกรนทำให้เกิดความเครียดรวม (Total Strain) ในปริมาณที่น้อยมาก แต่ก็สามารถทำให้เกิดการพิบัติจากการคืบระหว่างเกรน (Intergranular Creep Fracture) ได้ ในโลหะที่มีเกรนขนาดละเอียดมากเท่านั้นที่กลไกการเลื่อนไถลของขอบเกรนจะเป็นส่วนสำคัญที่ทำให้เกิดการเสียรูปมาก (Superplasticity) ในกรณีนี้ $n = 2$

โลหะผสมชนิดสารละลายของแข็งชนิด A (Class A Alloy) อัตราการคืบขึ้นอยู่กับ การเปลี่ยนแปลงความเค้นค่อนข้างมาก ขอบเขตของการคืบแบ่งเป็นพื้นที่ต่างๆ ตามระดับของความเค้น ดังแสดงในรูปที่ 1.11

1. Regime I ขอบเขตที่ค่าความเค้นสูง n จะมีค่าสูงมาก ($n > 7-8$) เรียกบริเวณนี้ว่า Power-Law Breakdown
2. Regime IIa ขอบเขตที่ค่าความเค้นสูงถึงปานกลาง การคืบถูกควบคุมโดยการป็นของดิสโลเคชัน (Dislocation Climb) $n = 4-5, Q_c = Q_0$
3. Regime IIb ขอบเขตที่ค่าความเค้นปานกลาง การคืบถูกควบคุมโดยการเลื่อนไถลของดิสโลเคชันตัดผ่านกลุ่มอะตอมของธาตุตัวเติมในสารละลายของแข็งหรือที่เรียกว่า Viscous Drag ในขอบเขตนี้การป็นของดิสโลเคชันจะเร็วกว่าการเลื่อนไถลทำให้ $n = 3, p = 0$, และ $Q_c = Q_0$
4. Regime IIc ขอบเขตที่ค่าความเค้นปานกลาง การคืบถูกควบคุมโดยการป็น $n = 4-5, Q_c = Q_0$
5. Regime III ขอบเขตที่ค่าความเค้นต่ำ เป็นขอบเขตที่เกิดการแพร่อย่างเดียวหรือขอบเขตที่เกิดการคืบแบบ Harper-Dorn Creep



รูปที่ 1.11 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่าง $\log(\sigma)$ และ $\log(\dot{\epsilon}_{ss})$ ของโลหะผสมชนิด สารละลายของแข็งชนิด A (Class A Alloy) [Spigarelli, 1999]

กลไกการคืบในโลหะผสมชนิด A เกิดจากการเลื่อนไถลและการป็นของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้นเป็นลำดับ เช่นเดียวกับที่เกิดขึ้นในโลหะบริสุทธิ์ ในพื้นที่ II c การป็นเป็นกลไกที่ช้าที่สุดและเป็นตัวควบคุมอัตราการคืบ เมื่อความเค้นกระทำเพิ่มสูงขึ้นกลไกการป็นของดิสโลเคชันจะเร็วขึ้นเรื่อยๆ และกลไก Viscous Drag จะเป็นกลไกที่ช้าที่สุด (Regime IIb) ส่วนใน Regime IIa ความเค้นกระทำสูงมากพอที่จะทำให้ดิสโลเคชันตัดผ่านอะตอมของธาตุเติม (Solute-Atoms) และสามารถเลื่อนไถลไปได้ง่าย

ที่ได้กล่าวมาแล้วข้างต้นเป็นข้อแตกต่างระหว่างกลไกการคืบที่เกิดขึ้นในโลหะบริสุทธิ์และโลหะผสมชนิด M กับกลไกการคืบในโลหะผสมชนิดสารละลายของแข็งชนิด A นอกจากนี้แล้ว ยังพบว่าการเปลี่ยนแปลงของโครงสร้างจุลภาคระหว่างเกิดการคืบในโลหะทั้งสองกลุ่มก็แตกต่างกันด้วยเช่นกัน ในโลหะผสมชนิด M จะเกิดการคืบในช่วงต้นแบบปกติ (Normal Primary Creep) ดังแสดงในรูปที่ 1.4 การคืบช่วงต้นแบบปกติจะเกี่ยวข้องกับการจัดเรียงตัวกันใหม่ของดิสโลเคชันทำให้เกิดโครงสร้างจุลภาคที่เรียกว่า Subgrains แต่ในโลหะผสมชนิด A การกระจายของดิสโลเคชันในช่วงการคืบระยะแรกจะยังคงสม่ำเสมอ การคืบระยะแรกจะมีช่วงสั้นและอัตราการ

คืบจะเพิ่มขึ้นแทนที่จะลดลงเมื่อเวลาการคืบเพิ่มขึ้น ลักษณะของเส้นโค้งการคืบระยะแรกเช่นนี้ เรียกว่า (Inverted Primary Creep)

1.3 การตรวจเอกสารและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

Deveikis (1957) ได้ศึกษาความแข็งแรงกด (Compressive Strength) และทดสอบการคืบ (Creep Test) ของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075-T6 ชนิดแผ่นหนา 0.0625 นิ้ว โดยทำการแปรเปลี่ยนค่าอัตราส่วนความกว้างต่อความหนาของชิ้นทดสอบในช่วงระหว่าง 15-60 ทำการทดสอบความแข็งแรงกด ที่อุณหภูมิห้องถึง 600°F และทดสอบการคืบที่อุณหภูมิระหว่าง 350-500°F เมื่อเปรียบเทียบผลการทดลองของโลหะอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075-T6 กับอะลูมิเนียมผสมเกรด 2024-T3 ที่มีผู้ศึกษามาก่อนหน้านี้ พบว่าอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075-T6 และ 2024-T3 มีความแข็งแรงดีเยี่ยมพอกันเมื่อทดสอบที่อุณหภูมิ 375°F เป็นเวลา 0.5 ชั่วโมง เมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 400°F พบว่าอะลูมิเนียมผสมเกรด 2024-T3 ทนต่อความเค้นที่กำหนดได้นานกว่า 7075-T6

Soliman and Mohamed (1983) ทำการศึกษาพฤติกรรมการคืบของอะลูมิเนียมผสมสังกะสี 10% โดยทำการทดลองที่อุณหภูมิระหว่าง 573-800 K ค่า Shear Stress, τ/G มีค่าตั้งแต่ 10^{-6} - 10^{-3} ผลการทดสอบพบว่าเกิดการเปลี่ยนรูปเกิดขึ้น 4 ช่วง คือ ขอบเขต I ความเค้นต่ำมากๆ (Very Low Stresses) เป็นพฤติกรรมการคืบแบบ Harper-Dorn Creep, $n = 1$ ขอบเขต II ความเค้นต่ำ (Low Stresses) n มีค่าประมาณ 4.5 และการคืบถูกควบคุมโดย Dislocation Climb ขอบเขต III ความเค้นปานกลาง (Intermediate Stresses) เกิด Viscous Glide, $n = 3$ และขอบเขต IV ความเค้นสูง (High Stresses) n มีค่าเท่ากับ 5

Kloc, *et al.* (1997) ทำการทดลองการคืบของโลหะอะลูมิเนียมผสมชนิดผง (PM) เกรด 2024 ภายใต้สภาวะภาระโหลดคงที่ (Constant Load) ทดสอบที่อุณหภูมิห้อง ที่ความเค้นระหว่าง 25-50 MPa และช่วงอุณหภูมิระหว่าง 523-603 K ขณะทำการทดสอบที่อุณหภูมิสูงเป็นเวลานาน พบว่ามีอนุภาคของ Al_2Cu และ Al_2CuMg ขนาดละเอียดเกิดขึ้น n มีค่าประมาณ 5 และพลังงานกระตุ้น (Activation Energy, Q_c) มีค่าใกล้เคียงกับค่า Lattice Self-Diffusion ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

Li, Nutt and Mohamed (1997) ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการคืบและการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค (Substructures) ของอะลูมิเนียมผสมชนิดผง (PM) เกรด 2124 ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 618-678 K โดยวิธี Uninterrupted Test และ Stress Increase Test และตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องผ่าน (TEM) ผลการทดสอบการคืบซึ่งครอบคลุม

อัตราการคืบ $\dot{\epsilon}_{ss}$ ระหว่าง 10^{-9} ถึง 10^{-1} s^{-1} พบว่ามีค่า Stress Exponent, n ประมาณ 5 และพลังงานกระตุ้น (Activation Energy, Q_c) มีค่าเท่ากับ 142 kJ mol^{-1} ซึ่งเกิดจากการแพร่ในตัวอะลูมิเนียมเอง (Self-Diffusion) จากการวิเคราะห์ข้อมูลการคืบพบว่าความแข็งแรงของการคืบเพิ่มขึ้นและจากการวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคพบว่าความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นมีความสัมพันธ์กันกับการเคลื่อนที่ตัดกันของดิสโลเคชัน (Dislocation) กับอนุภาคอะลูมินา (Alumina Particle) ในเนื้ออะลูมิเนียมผสมเกรด 2124 อัตราการคืบในช่วง Transient Region ภายหลังจากการเพิ่มความเค้นอย่างทันทีทันใดจะมีค่ามากกว่าช่วง Steady-State และเกิดเกรนย่อย (Subgrains) ขนาด $1.8 \mu\text{m} \pm 2 \mu\text{m}$ ที่ $\tau = 28 \text{ MPa}$ อย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างจุลภาค

Wang, Wu and Xia (1997) ได้ทำการศึกษาอะลูมิเนียมผสม (Al-Cu-Mg-Ag) ด้วยวิธีการทดสอบการคืบด้วยแรงดึงคงที่ และที่อุณหภูมิ 150, 180 และ 210°C จากผลการทดลองพบว่าค่า n มีค่าเฉลี่ยประมาณ 12.5 ค่าความเค้นที่เพิ่มขึ้นเกิดจากการตัดกันของดิสโลเคชันกับอนุภาคอะลูมินาและพรีซิพิต (Precipitate) จึงเป็นเหตุให้ค่า n มีค่ามากขึ้นด้วย และพลังงานกระตุ้นสำหรับการคืบ (Activation Energy for Creep, Q_c) มีค่าประมาณ 152 kJ mol^{-1} ซึ่งเกิดจากการแพร่ภายในโครงสร้างอะลูมิเนียมผสม

Eddahbi, Carreno and Ruano (1998) ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมของโลหะผสมอะลูมิเนียม-ลิเทียม (8090) โดยการทดสอบแรงดึงที่อุณหภูมิระหว่าง $290-590^\circ\text{C}$ และ Strain Rate ระหว่าง $1 \times 10^{-4} - 0.8 \text{ s}^{-1}$ และก่อนทำการทดสอบอุ่นแช่ขึ้นทดสอบไว้เป็นเวลา 20 นาที ผลจากการทดสอบพบว่าโครงสร้างของอะลูมิเนียม-ลิเทียม ที่มีลักษณะเกรนหยาบและยาว ที่อุณหภูมิ 550°C และ Strain Rate 0.8 s^{-1} เกิดการเปลี่ยนรูปของโครงสร้างเป็นแบบ Equiaxed ตามแนวการดึง และจากการสังเกตเส้นกราฟที่ 0.8 s^{-1} อยู่ในช่วงอุณหภูมิ $370-570^\circ\text{C}$ จะเกิดกระบวนการ Dynamic Recrystallization ขึ้นระหว่างการเปลี่ยนรูปเป็นผลให้เกิดเกรนละเอียด Stress Exponent, n มีค่าประมาณ 5 ค่าพลังงานกระตุ้น (Activation Energy for Deformation) เท่ากับ 157 kJ mol^{-1} กลไกการคืบเป็นแบบดิสโลเคชัน (Dislocation Creep)

Spigarelli, *et al.* (2002) ได้ทำการทดลองการคืบโลหะอะลูมิเนียมผสมชนิดผง (PM) เกรด 2024 เสริมแรงด้วยอนุภาคของ SiC 15% ภายใต้อุณหภูมิคงที่ (Constant Load) อุณหภูมิระหว่าง 548-603 K ผลจากการทดลองพบว่ากลไกการคืบถูกควบคุมโดยการป็นของดิสโลเคชันภายในเนื้อของโลหะผสม Stress Exponent, n มีค่าประมาณ 4.4 และพลังงานกระตุ้น (Activation Energy, Q_c) มีค่าใกล้เคียงกับค่า Lattice Self-Diffusion ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์

Kaibyshev, *et al.* (2002) ศึกษาพฤติกรรมการเสีรูปของอะลูมิเนียมผสมเกรด 2219 โดยการทำให้โครงสร้างเป็นเนื้อเดียวกันที่ 530°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง และให้เย็นตัวอย่างช้าๆ

ภายในเตา มีขนาดเกรนประมาณ $120\ \mu\text{m}$ ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลางชิ้นทดสอบ $9\ \text{mm}$. ความสูง $11\ \text{mm}$. ทำการทดสอบโดยการกดที่ความเร็วของ Crosshead คงที่ ช่วงอุณหภูมิทดสอบระหว่าง $250\text{--}500^\circ\text{C}$ พบว่าในช่วงอุณหภูมิระหว่าง $250\text{--}450^\circ\text{C}$ Stress Exponent, n มีค่าประมาณ 7 และพลังงานกระตุ้น (Activation Energy) มีค่าประมาณ $90\ \text{kJ mol}^{-1}$ ที่อุณหภูมิ 500°C Stress Exponent, n มีค่าเท่ากับ 5 และค่าพลังงานกระตุ้น (Activation Energy) เท่ากับ $143\ \text{kJ mol}^{-1}$ ค่าความเค้นขึ้นอยู่กัอุณหภูมิเป็นอย่างมาก ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง $250\text{--}450^\circ\text{C}$ Q_0 มีค่าประมาณ $35\ \text{kJ mol}^{-1}$ และจะลดลงเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น และสรุปว่าการลดอุณหภูมิที่ต่ำลงและเพิ่มอัตราความเครียดสูงจะทำให้เกิดกลไกการเลื่อนไถลของดิสโลเคชัน (Dislocation Glide) การเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้นทำให้เกิด Cross-Slip และทำให้กลไกเลื่อนไถลจาก Multiple Slip ไปเป็น Single Slip

Jenabali Jahromi (2002) ทำการศึกษาพฤติกรรมการคืบของอะลูมิเนียมผสมเกรด SS70 (Al-Zn-Mg-Cu-Zr) และอะลูมิเนียมผสมความแข็งแรงสูงเกรด 7075 เพื่อทำการเปรียบเทียบสมบัติเชิงกลของโลหะผสมทั้งสองชนิด โดยทำการทดสอบการคืบที่ความเค้น $200\text{--}360\ \text{MPa}$ และที่ภาวะอุณหภูมิคงที่ (Constant Temperature) ที่ 120°C จากผลการทดสอบสมบัติเชิงกลของวัสดุทั้งสองชนิดพบว่าอะลูมิเนียมเกรด SS70 ที่มีส่วนผสมของ Zr และ Mn ทำให้อัตราการคืบมีค่าต่ำกว่าอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ซึ่งเป็นผลจากการกระจายตัวของพรีซิพิต (Precipitate) ที่อยู่ในเนื้อโลหะผสมขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันและเกิดการแพร่ขึ้นในระดับต่ำ ณ อุณหภูมิที่ทดสอบ

Spigarelli, *et al.* (2002) ได้ทำการศึกษาการคืบของอะลูมิเนียมผสม Al-17%Si-1%Mg-0.7%Cu ที่อุณหภูมิระหว่าง $280\text{--}380^\circ\text{C}$ พบว่า Primary Creep มีช่วงสั้น ช่วง Minimum Creep Rate และ Tertiary Creep ยาวขึ้น ซึ่งช่วงของ Minimum Creep Rate ที่เกิดขึ้นมีลักษณะคล้ายกับวัสดุผสมอะลูมิเนียมเกรด 6061 เสริมแรงด้วยอนุภาค Al_2O_3 ประมาณ 20% (MMCs) พบว่าอะลูมิเนียมผสม Al-17%Si-1%Mg-0.7%Cu มีความแข็งแรงสูงเนื่องจากการตัดกันของดิสโลเคชันกับอนุภาคนาขนาดเล็ก และอะลูมิเนียมผสม Al-17%Si-1%Mg-0.7%Cu มีความแข็งแรงการคืบมากกว่าวัสดุผสม 6061/ Al_2O_3

Jones, *et al.* (2004) ได้ทำการศึกษาพฤติกรรมการคืบของอะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ที่ช่วงอุณหภูมิ $350\text{--}410^\circ\text{C}$ โดยใช้ค่าความเค้นแรงดึง (Tensile Stresses) ระหว่าง 1.8 และ $6.3\ \text{MPa}$ อะลูมิเนียมผสมเกรด 7075 ตามสภาพที่รับมาเมื่อผ่านขบวนการทางความร้อนแล้วมีขนาดเกรนเท่ากับ $48\ \mu\text{m}$ และขนาดเกรนจะโตเป็น $78\ \mu\text{m}$ ระหว่างการทดสอบการคืบ จากการทดลองพบว่าที่ความเค้นต่ำ Stress Exponent, n มีค่าเท่ากับ 1 และค่า n จะเพิ่มขึ้นเป็น 5 ที่ค่าความเค้นการคืบเท่ากับ $5.0\ \text{MPa}$ ค่าพลังงานกระตุ้นการคืบ (Q_0) มีค่าเท่ากับ $147\ \text{kJ mol}^{-1}$

Spigarelli, Evangelista and Cucchieri (2004) ได้ศึกษาการคืบของโลหะอะลูมิเนียมผสม Hypereutectic Al-Si Alloy 4%Cu-0.55%Mg ที่อุณหภูมิระหว่าง 553-653 K พบว่า Minimum Creep Rate แบ่งออกเป็น 2 ลักษณะคือที่ความเค้นต่ำ Stress Exponent, n มีค่าประมาณ 4-5 ซึ่งใกล้เคียงกับโลหะอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ และที่ความเค้นสูงค่า Stress Exponent, n จะมีค่าสูงกว่า และมีค่าพลังงานกระตุ้นของการคืบเท่ากับ 210 kJ mol^{-1} ซึ่งมากกว่าค่า Activation Energy for Self-Diffusion, Q_d ของอะลูมิเนียมบริสุทธิ์ (143 kJ mol^{-1}) การคืบถูกควบคุมด้วยกลไกแบบ Viscous Glide และ Climb

Xu and Langdon (2005) ได้ศึกษาการคืบของโลหะอะลูมิเนียมผสมชนิด Spray-Cast 7034 ซึ่งมีส่วนประกอบทางเคมี Al-11.5%Zn-2.5%Mg-0.9%Cu-0.2%Zr ผลิตด้วยวิธีการผลิต Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) แบบแท่งและแผ่น ที่อุณหภูมิ 473 K ขนาดเกรนมีขนาดลดลงประมาณ 2.1 ถึงประมาณ $0.3 \mu\text{m}$ โครงสร้างจุลภาคเกิดพรีซิพิต (Precipitate) MgZn_2 ระหว่างการทำกรรมวิธี ECAP และเมื่ออุณหภูมิถึง 673 K เกรนจะมีขนาดละเอียด จากการทดสอบพบว่า เมื่อทำการทดสอบด้วยแรงดึงที่อุณหภูมิ 673 K และ Strain rate ประมาณ 10^{-2} s^{-1} ชิ้นงาน As-Pressed ยืดจนขาดมีความยาวมากกว่า 1000% และการทดสอบการคืบที่อุณหภูมิ 473 K กับชิ้นงาน As-Pressed อัตราการคืบเกิดขึ้นประมาณ 2 เท่า และมากกว่าโลหะผสมที่ผ่านการขึ้นรูป Stress Exponent, n มีค่าประมาณ 7 และสรุปว่ากลไกที่ควบคุมอัตราการคืบเป็นแบบ Intragranular Deformation Mechanism

1.4 วัตถุประสงค์ของโครงการ

1.4.1 เพื่อศึกษาพฤติกรรมการคืบ (Creep Behavior) ของโลหะอะลูมิเนียมผสมที่ใช้ทำแม่พิมพ์สำหรับฉีดพลาสติก

1.4.2 เพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาคของอะลูมิเนียมผสมเมื่อเกิดการคืบ

1.5 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1.5.1 ความรู้พื้นฐานเกี่ยวกับพฤติกรรมการคืบของอะลูมิเนียมผสม ตลอดจนตัวแปรต่างๆ ที่มีอิทธิพลต่อพฤติกรรมการคืบ ได้แก่ ความเค้นและอุณหภูมิ

1.5.2 ทราบถึงความสัมพันธ์ระหว่างการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างจุลภาค และการคืบ เมื่ออะลูมิเนียมผสมถูกนำไปใช้งานภายใต้ความเค้นและอุณหภูมิสูง

1.5.3 ผลการวิจัยนี้จะเป็นแนวทางในการนำไปประยุกต์ใช้ในการออกแบบและเลือกวัสดุให้เหมาะสมสำหรับการผลิตชิ้นงานที่ทำจากอะลูมิเนียมผสมความแข็งแรงสูง

1.6 ขอบเขตของการวิจัย

1.6.1 ศึกษาพฤติกรรมการคืบของโลหะอะลูมิเนียมผสม เกรด 7075-T651 ที่ใช้ทำแม่พิมพ์สำหรับฉีดพลาสติก

1.6.2 ศึกษาอิทธิพลของตัวแปรต่างๆ ที่มีอิทธิพลต่อพฤติกรรมการคืบ ได้แก่ ความเค้นการคืบ (Creep Stress) ในช่วงระหว่าง 40 - 440 MPa และที่อุณหภูมิการคืบ (Creep Temperature) ระหว่าง 100 - 250°C

1.7 สถานที่ทำการวิจัย

1.7.1 ภาควิชาวิศวกรรมเหมืองแร่และวัสดุ คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์

1.7.2 ศูนย์เครื่องมือวิทยาศาสตร์ มหาวิทยาลัยสงขลานครินทร์