

ผลกระทบของการรีดเย็นต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ
ระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์และอลูมิเนียมเหลว

INFLUENCE OF COLD ROLLING ON THE FORMATION OF INTERMETALLIC
COMPOUND BETWEEN CP-TI AND MOLTEN ALUMINUM



วิทยานิพนธ์นี้เป็นส่วนหนึ่งของการศึกษาตามหลักสูตรปริญญาวิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชาวิศวกรรมอุตสาหการ
คณะวิศวกรรมศาสตร์
สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง พ.ศ. 2566
KMITL-2023-EN-M-217-028

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

INFLUENCE OF COLD ROLLING ON THE FORMATION OF INTERMETALLIC
COMPOUND BETWEEN CP-TI AND MOLTEN ALUMINUM



A THESIS SUBMITTED IN PARTIAL FULFILLMENT
OF THE REQUIREMENT FOR THE DEGREE OF
MASTER OF ENGINEERING IN INDUSTRIAL ENGINEERING
SCHOOL OF ENGINEERING
KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG
2023
KMITL-2023-EN-M-217-028

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



COPYRIGHT 2023

SCHOOL OF ENGINEERING

KING MONGKUT'S INSTITUTE OF TECHNOLOGY LADKRABANG

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หัวข้อวิทยานิพนธ์	ผลกระทบของการรีดเย็นต่อการเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์และอลูมิเนียมเหลว
นักศึกษา	นางสาววิศัลย์ศยา พงศ์พันธ์
รหัสประจำตัว	62601106
ปริญญา	วิศวกรรมศาสตรมหาบัณฑิต
สาขาวิชา	วิศวกรรมอุตสาหการ
พ.ศ.	2566
อาจารย์ที่ปรึกษาวิทยานิพนธ์	ผศ.ดร.พชรพล ตันตวิรุฬห์

บทคัดย่อ

วิทยานิพนธ์ฉบับนี้ได้ศึกษากลไกการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม และศึกษาผลกระทบของการรีดเย็นต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่ผ่านการรีดเย็นและไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น โดยใช้วิธีการจุ่ม (Immersion) ไทเทเนียมจุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 700 - 800°C เป็นเวลา 5 - 20 นาที ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง Optical Microscope (OM) และอิเล็กตรอน Scanning electron microscope (SEM) รวมทั้งทำการวิเคราะห์ทางผลึกด้วยเทคนิค X-ray diffraction (XRD) จากผลการทดลองพบว่าอุณหภูมิและเวลามีผลต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เมื่ออุณหภูมิและเวลาการจุ่มในอลูมิเนียมเพิ่มขึ้น จะช่วยกระตุ้นการเคลื่อนที่ของอะตอม จึงทำให้เกิดการก่อตัวชั้นความหนาของสารประกอบเชิงโลหะเกิดได้ง่ายขึ้น โดยที่ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น คือ $TiAl_3$ แต่ในกรณีของการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดในอลูมิเนียมเหลว พบว่าการรีดเย็นเป็นอีกปัจจัยที่สำคัญต่อการเกิดการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ จากการรีดเย็นทำให้ชั้นงานเกิดการเสีรูปร่างและทำให้อะตอมเกิดความเครียดภายในพื้นผิวชั้นงาน โดยเมื่อมีอุณหภูมิสูงเข้ามามากจะส่งผลให้อะตอมสามารถเคลื่อนที่หรือแพร่ได้เร็วขึ้น จึงทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เพิ่มขึ้น และในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เกิดการก่อตัวแบบจลนพลศาสตร์เชิงเส้นที่อุณหภูมิ 700°C - 800°C ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของ $TiAl_3$ ที่ลดลงจะส่งผลต่อการก่อตัวความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เพิ่มขึ้น

Thesis	Influence of cold rolling on the formation of intermetallic compound between Cp-Ti and molten aluminum
Student	Miss Wisansaya Pongpun
Student ID.	62601106
Degree	Master of Engineering
Program	Industrial Engineering
Year	2023
Thesis Advisor	Asst. Prof. Dr. Phacharaphon Tunthawiroon

ABSTRACT

In this thesis, the reaction mechanism Cp-Ti and molten aluminum and the effect of cold rolling on the formation of an intermetallic layer between Cp-Ti and molten aluminum were studied using an immersion test. The thickness and chemical compositions of the intermetallic phase were characterized using an optical microscope (OM) and scanning electron microscopy (SEM) as well as X-ray diffraction (XRD). The results showed that the immersion temperature and time directly affected the thickness of the intermetallic layer. The thickness increased with increasing immersion temperature and time, as it accelerates the movement of atoms, making it easier to form a thicker layer of intermetallic compounds. The intermetallic compound layer formed between Ti and molten Al is found as $TiAl_3$. However, the immersion of cold-rolled cp-Ti in molten aluminum showed that the thickness of intermetallic formed to be thicker than the non-rolled Ti. Therefore, in addition to time and temperature, the thickness of the $TiAl_3$ layer is also increased by the cold work. According to the calculation, linear kinetic formation of $TiAl_3$ at $700^\circ C - 800^\circ C$ was found. The increase in percentage of cold-rolled decrease in the activation energy of $TiAl_3$ formation.

กิตติกรรมประกาศ

วิทยานิพนธ์เรื่องการศึกษาผลกระทบของการรื้อฟื้นต่อการเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์และอลูมิเนียม ฉบับนี้ สามารถสำเร็จลุล่วงไปได้ด้วยดีจากความกรุณาจากอาจารย์ที่ปรึกษา ผศ.ดร.พชรพล ตันทวิรุพห์ ที่ให้ความช่วยเหลือ ให้คำชี้แนะช่วยแก้ปัญหาตลอดจนให้ความรู้และถ่ายทอดประสบการณ์ที่ดีแก่ข้าพเจ้า

ขอขอบคุณเจ้าหน้าที่ห้องปฏิบัติการ สาขาวิศวกรรมอุตสาหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ที่เอื้อเฟื้อสถานที่ในการปฏิบัติงาน ที่คอยช่วยเหลือและให้คำแนะนำในการทำวิทยานิพนธ์ ให้สำเร็จลุล่วงไปด้วยดี

ขอขอบคุณเพื่อน ๆ พี่ ๆ น้อง ๆ นักศึกษาปริญญาโท สาขาวิศวกรรมอุตสาหการ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง ทุกคน ที่ให้ความช่วยเหลือ ให้คำปรึกษาแลกเปลี่ยนความคิดเห็น และให้กำลังใจระหว่างการทำวิทยานิพนธ์

สุดท้ายนี้ขอขอบคุณครอบครัว พงศ์พันธ์ ที่ช่วยเหลือ ให้คำปรึกษา คอยสนับสนุน เป็นกำลังใจ และช่วยผลักดันให้ทำวิทยานิพนธ์ฉบับนี้สำเร็จลุล่วง และหวังเป็นอย่างยิ่งว่าเนื้อหาความรู้จากวิทยานิพนธ์ฉบับนี้จะเป็นประโยชน์ไม่มากนักแก่ผู้อ่าน

วิศัลย์ศยา พงศ์พันธ์

สารบัญ

	หน้า
บทคัดย่อภาษาไทย	I
บทคัดย่อภาษาอังกฤษ	II
กิตติกรรมประกาศ	III
สารบัญ	IV
สารบัญตาราง	IX
สารบัญรูปภาพ	XI
บทที่ 1 บทนำ	1
1.1 ที่มาและความสำคัญ	1
1.2 วัตถุประสงค์	3
1.3 สมมติฐาน	4
1.4 ขอบเขตงานวิจัย	4
1.5 วิธีการดำเนินงาน	4
1.6 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ	4
บทที่ 2 งานวิจัยและทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง	5
2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง	5
2.1.1 สารประกอบเชิงโลหะของระบบ Ti - Al	5
2.1.2 ผลกระทบของกระบวนการแพร่ต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม	10
2.1.2.1 อิทธิพลของกระบวนการแพร่ต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบ เชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม	10
2.1.2.2 อิทธิพลของกระบวนการแพร่ต่อการจุ่มร้อน	13
2.1.3 ผลกระทบของการรีดต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง ไทเทเนียมและอลูมิเนียม	16
2.1.3.1 อิทธิพลของกระบวนการรีดต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม	16
2.1.3.2 ผลกระทบที่เกิดจากการรีด	18

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.1.3.3 อิทธิพลของการรีดต่อกระบวนการแพร่	20
2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง	23
2.2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบ.....	23
2.2.1.1 ไทเทเนียม	23
2.2.1.2 อลูมิเนียม	24
2.2.1.3 สารประกอบเชิงโลหะ Ti-Al	24
2.2.1.4 แผนภาพไดอะแกรม Ti-Al	25
2.2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการรีด	27
2.2.2.1 การรีดร้อน (Hot rolled)	27
2.2.2.2 การรีดเย็น (Cold rolled)	28
2.2.3 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับความเค้นตกค้าง	29
2.2.3.1 ความเค้นตกค้าง	29
2.2.3.2 สาเหตุของความเค้นตกค้าง	29
2.2.3.3 ความเค้นตกค้างหลังจากการรีด	30
2.2.3.4 การวัดความเค้นตกค้าง	31
2.2.3.5 วิธีการคำนวณความเค้นตกค้าง	32
2.2.4 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการแพร่ของอะตอม	36
2.2.4.1 การแพร่ของอะตอม	36
2.2.4.2 กลไกการแพร่	36
2.2.4.3 พลังงานกระตุ้นที่ใช้ในการแพร่	37
2.2.4.4 การแพร่ในสถานะคงตัว	38
2.2.4.5 การแพร่ในสถานะไม่คงตัว	39
2.2.4.6 ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่ออัตราการแพร่ของอะตอม	40
2.2.5 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับเครื่องมือการวิเคราะห์	42
2.2.5.1 กล้องจุลทรรศน์แบบออปติคัล (optical microscopy)	42
2.2.5.2 เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray Diffraction)	43
2.2.5.3 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope: SEM)	44

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
2.2.5.4 Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDS)	46
บทที่ 3 วิธีการดำเนินงานวิจัย	48
3.1 องค์ประกอบของโลหะ	49
3.1.1 ไทเทเนียมบริสุทธิ์	49
3.1.2 อลูมิเนียมบริสุทธิ์	50
3.2 เตรียมชิ้นงานวิเคราะห์สมบัติของชิ้นงานไทเทเนียม	51
3.3 การเตรียมชิ้นงานโลหะ	51
3.4 กระบวนการรีด	52
3.5 ขั้นตอนการทดสอบ	53
3.5.1 การจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว	53
3.5.2 การจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดในอลูมิเนียมเหลว	53
3.5.3 Ti/Al laminated	54
3.6 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	56
3.7 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี	59
3.8 วิธีการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	60
3.9 Contact length	60
3.10 วิธีการวิเคราะห์ผล	62
บทที่ 4 ผลการทดลอง	63
4.1 การตรวจสอบชิ้นงานไทเทเนียม	63
4.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไทเทเนียม	63
4.1.2 สมบัติเชิงกลของไทเทเนียม	64
4.2 การก่อดตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว	66
4.2.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	66
4.2.2 การตรวจสอบชนิดของผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	68
4.2.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$	73

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
4.2.4 สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$	74
4.2.5 พลังงานก่อกัมมันต์ของการก่อตัวในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$	76
4.3 การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นและ อลูมิเนียมเหลว	78
4.3.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีด	78
4.3.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของไทเทเนียมหลังผ่านการรีด	79
4.3.3 การตรวจสอบแลคทิกซพารามิเตอร์ไทเทเนียม	81
4.3.4 การตรวจสอบความเค้นตกค้าง	82
4.3.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดและอลูมิเนียม	84
4.3.6 การตรวจสอบชนิดของผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดและอลูมิเนียม	86
4.3.7 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการ รีดและอลูมิเนียม	93
4.3.8 สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมที่ผ่าน การรีด	97
4.3.9 พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียม ที่ผ่านการรีดและอลูมิเนียม	103
4.4 Ti/Al laminated	110
4.4.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated	110
4.4.2 การตรวจสอบชนิดของผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated	111
4.4.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated	116
บทที่ 5 สรุปผลการทดลอง	117
5.1 สรุปผลการทดลอง	117
5.2 ข้อเสนอแนะ	118

สารบัญ (ต่อ)

	หน้า
เอกสารอ้างอิง	119
ภาคผนวก	127
ภาคผนวก ก. บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์.....	128
ประวัติผู้เขียน	136



สารบัญตาราง

ตารางที่	หน้า
2.1 เงื่อนไขของการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว	13
2.2 องค์ประกอบทางเคมีของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 650°C เป็นเวลา 30 นาที	17
2.3 แสดงปฏิกิริยาเพอริเทคติกระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียม	26
2.4 แสดงปฏิกิริยาเพอริเทคตอยระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียม	26
2.5 แสดงปฏิกิริยายูเทคตอยระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียม	26
3.1 ส่วนผสมทางเคมีของไทเทเนียม	49
3.2 ส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียม	50
3.3 เวลาและอุณหภูมิที่ใช้ในการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว	53
3.4 เวลาและอุณหภูมิต่าง ๆ ที่ใช้ในการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นในอลูมิเนียมเหลว	54
3.5 ความยาวสัมผัสระหว่างลู่รีดและชิ้นงานของเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดต่าง ๆ	61
4.1 สมบัติเชิงกลของชิ้นงานไทเทเนียมที่ได้จากการทดสอบแรงดึง	65
4.2 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว	71
4.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมที่ในอลูมิเนียมเหลว	73
4.4 ความสัมพันธ์ระหว่าง $TiAl_3$ กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	75
4.5 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$	77
4.6 ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของ $TiAl_3$ สำหรับไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว	78
4.7 แลคทิพพารามิเตอร์ของชิ้นงานทดสอบไทเทเนียม	82
4.8 ปริมาณความเค้นตกค้าง (Residual Stress)	83
4.9 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 15%	93
4.10 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 20%	94
4.11 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 25%	94
4.12 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 30%	94
4.13 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 15%	99
4.14 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 20%	100

สารบัญตาราง (ต่อ)

ตารางที่	หน้า
4.15 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 25%	101
4.16 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 30%	102
4.17 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 15%	105
4.18 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 20%	105
4.19 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 25%	106
4.20 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 30%	107
4.21 สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	109
4.22 ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของ $TiAl_3$ สำหรับไทเทเนียมและอลูมิเนียม	110
4.23 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated	116
4.24 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated	117

สารบัญรูปภาพ

รูปที่	หน้า
2.1 แผนภาพการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม	5
2.2 ผลการวิเคราะห์ SEM (a) สารตั้งต้น ไทเทเนียมและอลูมิเนียม (b) อลูมิเนียมหลอมเหลว (c) การก่อตัวของ $TiAl_3$ (d) การก่อตัวของ $TiAl$ และ Ti_3Al (e) การก่อตัวของ Ti_3Al และการหลุดตัวของ Ti (f) พื้นผิวในชั้นตอนสุดท้ายของการสังเคราะห์	6
2.3 การวิเคราะห์ห่องค์ประกอบธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วยเทคนิค EDX	7
2.4 แสดงโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด: (a) ภายหลังจากการรีดเย็น (b) หลังจากการอบอ่อนที่ $625^\circ C$ เป็นเวลา 5 นาที (c) หลังจากการอบอ่อนที่ $625^\circ C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (d) กราฟแสดงความเข้มข้นไทเทเนียมและอลูมิเนียมภายหลังจากการอบอ่อนที่ $625^\circ C$ เป็นเวลา 4 ชั่วโมง	8
2.5 แผนภาพไดอะแกรมของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม	9
2.6 โครงสร้างของขอบของเกรน $TiAl_3$ (a) $550^\circ C$ เป็นเวลา 57 ชั่วโมง (b) $550^\circ C$ เป็นเวลา 72 ชั่วโมง (c) $650^\circ C$ เป็นเวลา 1.75 ชั่วโมง และ (d) $650^\circ C$ เป็นเวลา 5 ชั่วโมง	10
2.7 การจำลองการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม	11
2.8 แสดงโครงสร้างจุลภาคของเฟส $TiAl_3$ จากการอบอ่อนที่ $575^\circ C$ เป็นเวลา 24 ชั่วโมง	12
2.9 ความหนาของไทเทเนียมที่จุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ $750^\circ C$ $850^\circ C$ และ $950^\circ C$	14
2.10 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาในการจุ่ม	14
2.11 แผนภาพแสดงการเกิดปฏิกิริยาของการแพร่ระหว่าง $Ti6Al4V$ และอลูมิเนียมเหลว	15
2.12 ผลตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงของการรีดเย็น (a) 40% (b) 50% (c) 72% และ (d) 80%	16
2.13 กราฟแสดงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $\ln(\Delta x)$ เทียบกับเวลา $\ln(t)$	17
2.14 Pole figures (PF) ของระนาบ {200} {211} และ {110} สำหรับแผ่นโลหะผสม TLM หลังจากการรีดลดขนาดที่ (a) 6% (b) 34% และ (c) 60%	18
2.15 แผนภาพ EBSD ของพื้นผิว $Ti6Al4V$ ด้วยวิธี DCR และ MSP	19
2.16 แผนภาพ EBSD ของพื้นผิว $Ti6Al4V$ ด้วยวิธี DCR และ MSP (a) การเสียรูปแบบทวิน (b) การกระจายตัวของเกรน (GOS)	20
2.17 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากการอบอ่อนที่ $650^\circ C$ เป็นเวลา 6 ชั่วโมง โดยที่ (a) การกตร้อน และ (b) การกตร้อนและการรีดร้อน	21

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
2.18 แสดงตัวอย่างชิ้นงานที่ถูกรีดร้อนที่ 600°C ตามด้วยการอบอ่อนที่อุณหภูมิเดียวกันเป็นเวลา (a) 5 ชั่วโมง และ (b) 15 ชั่วโมง	22
2.19 ผลการวิเคราะห์การรีดร้อนที่อุณหภูมิ 600°C ที่การลดความหนา (a) 73% (b) 61% และ (c) 51% ตามด้วยการหลอมเป็นเวลา 5 ชั่วโมงที่อุณหภูมิเดียวกัน	22
2.20 โครงสร้างผลึกที่เป็นไปได้สองแบบของไทเทเนียม	24
2.21 แผนภาพไดอะแกรม Ti-Al	25
2.22 กระบวนการรีด	27
2.23 กระบวนการรีดร้อน	28
2.24 กระบวนการรีดเย็น	28
2.25 ความเค้นตกค้างที่เกิดจากลูกรีด (a) ความเค้นตกค้างที่เกิดขึ้นจากการรีดด้วยลูกรีดที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางเล็ก (b) ความเค้นตกค้างที่เกิดขึ้นจากการรีดด้วยลูกรีดที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางขนาดใหญ่	31
2.26 แผนภาพแสดงการเปลี่ยนแปลงสูงสุดของการเลี้ยวเบนที่มีการเปลี่ยนแปลงในมุมเอียง Ψ ($d(hkl) =$ ระยะห่างแลคทิซของระนาบ hkl)	33
2.27 ความเค้นระนาบที่พื้นผิวอิสระ (Free surface)	33
2.28 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระยะห่างระหว่างแลคทิซ d_{hkl} และ $\sin^2\Psi$	35
2.29 (a) กลไกการแพร่แบบช่องว่าง (b) กลไกการแพร่แบบแทรก	37
2.30 พลังงานก่อกัมมันต์ (Activation energy, Q)	38
2.31 ฟลักซ์ (Flux) ขณะเกิดการแพร่หาจากจำนวนของอะตอมที่ซึมผ่านต่อหน่วยพื้นที่ต่อหน่วยเวลา	39
2.32 การแพร่ของอะตอมเข้าสู่ผิววัสดุ ซึ่งเป็นไปตามกฎข้อที่สองของ Fick	40
2.33 การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของอะตอมที่เปลี่ยนแปลงตามระยะทาง	40
2.34 เมื่อจุดหลอมเหลวของโลหะเพิ่มขึ้น พลังงานกระตุ้นของการแพร่แบบ Self-diffusion เพิ่มขึ้น	41
2.35 การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์	43
2.36 แบบจำลองของสัญญาณต่างๆ ที่เกิดจากปฏิกิริยาระหว่างลำแสงอิเล็กตรอนกับชิ้นงาน	44
2.37 ส่วนประกอบของ SEM	46
2.38 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS	47

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
3.1 แผนภาพแสดงขั้นตอนการดำเนินงาน	48
3.2 โทเทเนียมบริสุทธิ์	49
3.3 อลูมิเนียมบริสุทธิ์	50
3.4 ขนาดชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8-13a	51
3.5 ขนาดชิ้นงานทดสอบ a) ขนาด 15 x 40 mm และ b) ขนาด 10 x 20 mm	52
3.6 เครื่องรีดโลหะ	52
3.7 การจำลองการจุ่มชิ้นงานโทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว	53
3.8 วิธีการ Stacking	55
3.9 อุปกรณ์ที่ใช้ยึดชิ้นงาน	55
3.10 เตาเผาแบบใช้ท่อ	55
3.11 เครื่องตัด	56
3.12 ชิ้นรูปตัวชิ้นงาน	57
3.13 การวางแนวข้อต่อชิ้นงานทดสอบ	57
3.14 เครื่องขัดชิ้นงาน	57
3.15 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง	58
3.16 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM) และเครื่องวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุ (Energy dispersive x-ray spectroscopy, EDS)	59
3.17 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, XRD)	59
3.18 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ	60
3.19 แผนภาพของกระบวนการรีด	61
4.1 โครงสร้างทางจุลภาคของโทเทเนียมที่ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง	64
4.2 ผลการวิเคราะห์ทางผลึกของชิ้นงานโทเทเนียมด้วยเทคนิค XRD	64
4.3 ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงกลของชิ้นงานโทเทเนียมด้วยการทดสอบแรงดึง Tensile test	65
4.4 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา a) 5 นาที b) 10 นาที c) 15 นาที และ d) 20 นาที, ตามลำดับ	66
4.5 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างโทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา a) 5 นาที b) 10 นาที c) 15 นาที และ d) 20 นาที, ตามลำดับ	67

สารบัญรูปลภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.6 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา a) 5 นาที b) 10 นาที c) 15 นาที และ d) 20 นาที, ตามลำดับ	67
4.7 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการกระจายของธาตุนบนพื้นผิว (Mapping Scanning) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา 5 นาที	68
4.8 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการกระจายของธาตุนบนพื้นผิว (Mapping Scanning) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 5 นาที	69
4.9 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการกระจายของธาตุนบนพื้นผิว (Mapping Scanning) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 5 นาที	69
4.10 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา 5 นาที ณ จุด Spectrum 2	70
4.11 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 5 นาที ณ จุด Spectrum 2	70
4.12 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 5 นาที ณ จุด Spectrum 2	70
4.13 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ	72
4.14 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ	72
4.15 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ	73
4.16 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃	74
4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃ กับเวลา	76
4.18 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃	77
4.19 ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ในงานวิจัยของ Khoshhal และคณะ	78
4.20 โครงสร้างทางจุลภาคของไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาดโดยตรวจสอบด้วย OM a) 15% b) 20% c) 25% และ d) 30% ตามลำดับ	79
4.21 ผลการวิเคราะห์ทางผลึกของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาดด้วยเทคนิค XRD	80
4.22 ผลการวิเคราะห์ทางผลึกด้วย XRD จากองศาที่ 30° ถึง 45°	81

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

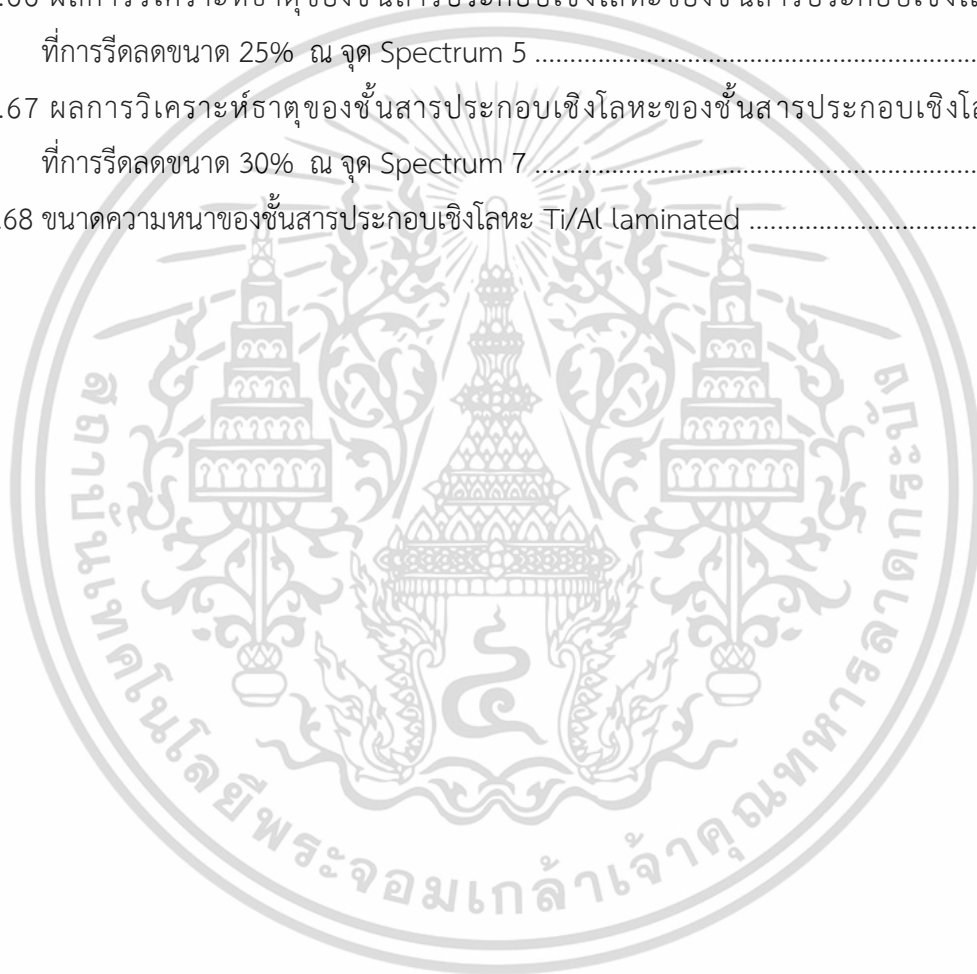
รูปที่	หน้า
4.23 แลคทิกซพารามิเตอร์ a ของไทเทเนียม	81
4.24 แลคทิกซพารามิเตอร์ c ของไทเทเนียม	82
4.25 อัตราส่วนของแลคทิกซพารามิเตอร์ c/a	82
4.26 ปริมาณความเค้นตกค้างชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด	84
4.27 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 15%	85
4.28 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 20%	85
4.29 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 25%	86
4.30 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 30%	86
4.31 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 15% ที่อุณหภูมิ 700°C	87
4.32 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 15% ที่อุณหภูมิ 750°C	88
4.33 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 15% ที่อุณหภูมิ 800°C	88
4.34 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 20% ที่อุณหภูมิ 700°C	89
4.35 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 20% ที่อุณหภูมิ 750°C	89
4.36 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 20% ที่อุณหภูมิ 800°C	90
4.37 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 25% ที่อุณหภูมิ 700°C	90
4.38 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 25% ที่อุณหภูมิ 750°C	91
4.39 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 25% ที่อุณหภูมิ 800°C	91
4.40 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 30% ที่อุณหภูมิ 700°C	92
4.41 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 30% ที่อุณหภูมิ 750°C	92
4.42 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 30% ที่อุณหภูมิ 800°C	93
4.43 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃ ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 15%	95
4.44 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃ ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 20%	96
4.45 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃ ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 25%	96
4.46 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃ ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 30%	97
4.47 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃ ของไทเทเนียมที่ผ่านการรีดที่อุณหภูมิ และเวลาที่กำหนด	97
4.48 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl ₃ กับเวลาการจุ่มของ ไทเทเนียมที่การรีดลดขนาด 15%	99

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.49 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ กับเวลาการจุ่มของไทเทเนียมที่การรีดลดขนาด 20%	100
4.50 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ กับเวลาการจุ่มของไทเทเนียมที่การรีดลดขนาด 25%	101
4.51 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ กับเวลาการจุ่มของไทเทเนียมที่การรีดลดขนาด 30%	102
4.52 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ กับการจุ่มของไทเทเนียมในกรณีต่างๆ ที่อุณหภูมิ $800^\circ C$	104
4.53 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 15%	105
4.54 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 20%	106
4.55 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 25%	107
4.56 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 30%	108
4.57 การเปรียบเทียบพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ในกรณีการรีดลดขนาดที่เปอร์เซ็นต์ต่างๆ	108
4.58 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ Ti/Al laminated ที่อุณหภูมิ $650^\circ C$ เป็นเวลา 30 นาที	111
4.59 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ Ti/Al laminated ที่อุณหภูมิ $650^\circ C$ เป็นเวลา 30 นาที ที่การรีดลดขนาด a) 15% b) 20% c) 25% และ d) 30% นาที, ตามลำดับ	112
4.60 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่การรีดลดขนาด 15%	113
4.61 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่การรีดลดขนาด 20%	113
4.62 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่การรีดลดขนาด 25%	114
4.63 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่การรีดลดขนาด 30%	114

สารบัญรูปภาพ (ต่อ)

รูปที่	หน้า
4.64 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 15% ณ จุด Spectrum 1	115
4.65 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 20% ณ จุด Spectrum 3	115
4.66 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 25% ณ จุด Spectrum 5	115
4.67 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 30% ณ จุด Spectrum 7	116
4.68 ขนาดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated	117



บทที่ 1

บทนำ

1.1 ที่มาและความสำคัญ

ในปัจจุบันที่เทคโนโลยีและนวัตกรรมด้านอุตสาหกรรมการอากาศยานถูกพัฒนาไปอย่างกว้างขวาง ซึ่งเป็นผลจากการศึกษาและพัฒนางานวิจัยทางด้านวัสดุศาสตร์เพื่ออุตสาหกรรมการอากาศยาน [1], [2] ซึ่งหนึ่งในงานวิจัยด้านวัสดุศาสตร์ที่ได้รับความนิยมและส่งผลกระทบต่อให้เกิดการพัฒนาต่อเทคโนโลยีและนวัตกรรมด้านอุตสาหกรรมการอากาศยานดังกล่าวมุ่งเน้นไปในการค้นคว้าด้านวัสดุเชิงประกอบ (Composite material) หรือโครงสร้างที่ประกอบไปด้วยการรวมตัวของสารประกอบอย่างน้อย 2 ชนิด เข้าไว้ด้วยกัน [2], [3] ยกตัวอย่างเช่น คาร์บอน (Carbon) ไฟเบอร์ (Fiber) โพลีเมอร์ (Polymer) รวมทั้งวัสดุเชิงประกอบที่ประกอบขึ้นจากโลหะ เป็นต้น [3] หนึ่งในวัสดุเชิงประกอบที่ประกอบขึ้นจากโลหะที่มีความน่าสนใจ คือ ไทเทเนียมอลูมิไนด์ (Titanium aluminides) หรือวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al ซึ่งเป็นวัสดุเชิงประกอบที่ประกอบด้วยโลหะไทเทเนียม (Titanium) และอลูมิเนียม (Aluminum) โดยวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al มีคุณสมบัติทางกลที่น่าสนใจ เช่น มีความหนาแน่นต่ำ ทำให้วัสดุชนิดนี้มีน้ำหนักเบาเมื่อเทียบกับเหล็กกล้าหรือเหล็กกล้าไร้สนิม มีความแข็งแรงสูง มีความแข็งแกร่งสูง สามารถรับแรงกระแทกได้ดี อีกทั้งยังต้านทานการแตกหักได้ดี ทั้ง ๆ ที่มีความหนาแน่นต่ำกว่าโลหะผสมของ Ti-alloy [3], [4] จากคุณสมบัติดังกล่าวทำให้วัสดุชนิดนี้เป็นตัวเลือกที่เหมาะสมสำหรับการใช้งานทางด้านอุตสาหกรรมการบินและอวกาศ เช่น โครงสร้างเครื่องยนต์อากาศยาน เป็นต้น [5]

โดยวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al สามารถผลิตได้จากวิธีการหลอมรวม (Fusing) ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมบริสุทธิ์ [6] แต่ในกระบวนการหลอมรวมนี้จำเป็นต้องมีการควบคุมสภาวะแวดล้อมให้เป็นอย่างดี เนื่องจากโลหะตั้งต้นทั้งสองชนิดนี้ มีความไวต่อการเกิดปฏิกิริยากับออกซิเจนในอากาศหรือไอน้ำต่อการเกิดออกไซด์ชั้น เมื่ออุณหภูมิในการหลอมรวมยิ่งสูงขึ้นก็ยิ่งง่ายต่อการเกิดออกไซด์ชั้นมากขึ้นตามไปด้วย และนอกจากการเกิดออกไซด์ชั้นที่เป็นปัญหาแล้ว ก็ยังพบอีกหนึ่งปัญหาคืออุณหภูมิจุดหลอมเหลวของไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่มีความแตกต่างกัน ซึ่งจุดหลอมเหลวที่แตกต่างกันนี้ทำให้กระบวนการหลอมรวมกระทำได้ยาก มีข้อจำกัด ค่าใช้จ่ายสูง และใช้เวลานาน จึงทำให้วิธีการอื่นๆ มีความน่าสนใจกว่า [6], [7] โดยอีกวิธีหนึ่งที่น่าสนใจในการผลิตสารเชิงประกอบ Ti-Al คือวิธีการผลิตด้วยกระบวนการแพร่ (Diffusion bonding) จากงานวิจัยของ Khoshhal และคณะ [7] ที่ได้ศึกษากลไกของการเกิดสารประกอบระหว่างโลหะในระบบ Ti-Al ด้วยการจุ่มร้อนของแผ่นไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวที่ 750°C 850°C และ 950°C เป็นเวลา 5 - 360 นาที โดยพบว่าในการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 จะเกิดขึ้นที่บริเวณรอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม เนื่องจากการแพร่กระจายของ

อลูมิเนียมไปยังไทเทเนียม โดยที่ในช่วงระยะเริ่มต้น ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นอย่างช้าๆ แต่เมื่อเพิ่มอุณหภูมิกับเวลาให้สูงขึ้นจะส่งผลต่อชั้นความหนาให้เพิ่มขึ้น และจากงานวิจัยของ Mirjalili และคณะ [8] ที่ได้ศึกษากลไกการแพร่ของอัตราการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม และการก่อตัวของ $TiAl_3$ ที่ช่วง $550 - 650^{\circ}C$ ด้วยการอบอ่อน พบว่าเพียงชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่สามารถก่อตัวและเติบโตในระหว่างรอยต่อของ Ti-Al โดยที่อลูมิเนียมเป็นส่วนประกอบที่สามารถแพร่กระจายได้ดีเมื่อผ่านชั้น $TiAl_3$ ซึ่งทำให้อลูมิเนียมกระจายตัวไปทางไทเทเนียม เพื่อทำปฏิกิริยากับ Ti ที่ระหว่างรอยต่อของ Ti- $TiAl_3$ ทำให้ชั้นสารประกอบมีความหนาเพิ่มขึ้น

นอกจากกระบวนการแพร่ที่ใช้ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al แล้ว ก็ยังมีกระบวนการอื่น ๆ ที่มีความน่าสนใจ ได้แก่ กระบวนการรีด (Roll bonding) เช่น การรีดร้อน (Hot roll) และการรีดเย็น (Cold roll) เป็นต้น กระบวนการแพร่ (Diffusion bonding) และกระบวนการเชื่อมต่าง ๆ (Welding) เช่น การใช้ความดันในการเชื่อม (Pressure welding) การใช้แรงระเบิดในการเชื่อม (Explosive welding) การใช้แรงเสียดทานในการเชื่อม (Friction welding) หรือการใช้การสั่นในการเชื่อม (Ultrasonic welding) เป็นต้น [9]–[14] แต่ในกรณีการผลิตด้วยกระบวนการเชื่อมนั้น อาจมีข้อจำกัดต่าง ๆ เช่น เมื่อชิ้นงานมีขนาดใหญ่จะทำการเชื่อมได้ยาก และอาจเกิดความเสียหายอย่างรุนแรงในระหว่างการเชื่อม และแตกหักได้ง่าย เป็นต้น [9] ด้วยเหตุนี้จึงทำให้กระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al จึงนิยมใช้กระบวนการรีดและกระบวนการแพร่ในการผลิตมากกว่ากระบวนการเชื่อม แต่อย่างไรก็ตามในกระบวนการผลิตวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al มักอาศัยกระบวนการรีดและกระบวนการแพร่ไปพร้อม ๆ กัน เพื่อทำให้เกิดการประสานระหว่างชั้นไทเทเนียมและอลูมิเนียมได้แข็งแรงยิ่งขึ้น [10], [15] และในกระบวนการรีดส่วนใหญ่จะนิยมใช้กระบวนการรีดเย็น (Cold rolled) ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al เนื่องจากกระบวนการรีดเย็นจะส่งผลต่อคุณสมบัติทางกลของวัสดุ โดยทำให้วัสดุมีความแข็งแรงและความแข็งแรงสูงกว่าวัสดุที่ผลิตด้วยกระบวนการรีดร้อน ซึ่งวัสดุที่ใช้ทดสอบจากการรีดเย็นจะเกิดการเสียหายอย่างถาวร และพื้นผิวจากการรีดจะมีความเรียบ (Smooth) โดยที่พื้นผิวที่มีความเรียบส่งผลให้เกิดการเสียหายของวัสดุได้ช้าลง และอาจส่งผลให้เกิดการกระจายของความเค้นที่สม่ำเสมอบนพื้นผิว แต่ในขณะที่การรีดร้อน (Hot rolled) เป็นกระบวนการที่รีดด้วยอุณหภูมิสูง ทำให้วัสดุที่ได้มีพื้นผิวที่ขรุขระและเกิดการตกลึกใหม่ ซึ่งเกรนที่เกิดขึ้นใหม่จะมีความแข็งแรงลดลง [10] จึงเป็นสาเหตุที่ทำให้การรีดเย็นได้รับความนิยมมากกว่าในขั้นตอนการผลิต

โดยส่วนใหญ่ในการผลิตวัสดุเชิงประกอบระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่นิยมใช้กระบวนการรีดและกระบวนการแพร่ไปพร้อม ๆ กันนั้น มักจะพบในวัสดุเชิงประกอบ Ti/Al laminated เช่น งานวิจัยของ Luo และ Acoff [16] ที่ได้ศึกษาการสร้าง Ti/Al multilayers ด้วยกระบวนการรีดเย็น (Cold Rolling) และการอบอ่อน (Annealing) ที่อุณหภูมิ $650^{\circ}C$ พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ก่อตัวได้

ง่ายที่อุณหภูมิต่ำ และงานวิจัยของ Xu และคณะ [17] ได้ศึกษากลไกการแพร่ของระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม Multilaminated Ti/Al โดยใช้กระบวนการรีดร้อน (Hot rolling) และการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 520 - 650°C เป็นเวลา 1 - 150 ชั่วโมง พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เพียงเฟสเดียวที่สังเกตเห็นในเขตการแพร่และการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะ และจากงานวิจัยที่กล่าวมาทั้งหมดในข้างต้น พบว่าในการผลิตไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่มีความท้าทายเป็นอย่างมาก เนื่องจากความแตกต่างของโครงสร้างผลึก จุดหลอมเหลว และการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะ ในการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะที่บริเวณรอยต่อโดยทั่วไปนั้นมีความเกี่ยวข้องกับปัจจัยต่าง ๆ เช่น อุณหภูมิและเวลาของการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว [10] ดังนั้นผู้วิจัยจึงเลือกศึกษากระบวนการแพร่ (Diffusion bonding) เพื่อใช้ศึกษาและอธิบายกลไกการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมโดยวิธีการจุ่มร้อน (Immersion) และจากข้อมูลการรีดเย็นที่ศึกษามาในข้างต้นนั้น เมื่อชิ้นงานถูกบีบอัดจนเสียรูปอย่างถาวร ส่งผลให้เกิดความเค้นตกค้างบริเวณพื้นผิวหลังจากการรีด ซึ่งความเค้นตกค้างอาจส่งผลกับการแพร่ของอะตอมในระหว่างกระบวนการแพร่ (Diffusion bonding) จึงทำให้ผู้วิจัยมีความสนใจที่จะศึกษาผลของการรีดเย็นจะส่งผลต่อการแพร่อย่างไร ดังนั้นจึงสรุปได้ว่าในงานนี้ผู้วิจัยได้เลือกใช้วิธีการจุ่มร้อน (Immersion) และการรีดเย็น (Cold Rolling) เพื่อศึกษาผลกระทบของการรีดเย็นต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และเพื่อพัฒนาต้นแบบของวัสดุเชิงประกอบ Ti/Al laminated โดยมีวัตถุประสงค์เพื่อใช้ศึกษากลไกและอัตราการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลวเพื่อตรวจสอบการเกิดผลกระทบท่อเฟส หรือการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะในไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่ผ่านการรีดเย็น และไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น โดยจำลองโดยใช้วิธีการจุ่ม (Immersion) ไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวที่มีอุณหภูมิ และเวลาแตกต่างกัน แล้วทำการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์ แบบแสง Optical Microscope (OM) และอิเล็กตรอน Scanning electron microscope (SEM) รวมทั้งทำการวิเคราะห์ทางผลึกด้วยเทคนิค X-ray diffraction (XRD) และจากศึกษาผลกระทบต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะในไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่ผ่านการรีดเย็น และไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็นนั้น จะสามารถใช้ในการพัฒนาต้นแบบวัสดุเชิงประกอบ Ti/Al laminated เป็นต้น

1.2 วัตถุประสงค์

1. ศึกษากลไกและอัตราการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว
2. ศึกษาผลกระทบของการรีดเย็นต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว

1.3 สมมติฐาน

จากการศึกษาค้นคว้างานวิจัยต่างๆ สามารถตั้งสมมติฐานของการศึกษาได้ดังนี้

1. การรีดเย็นจะช่วยเร่งการขยายตัวหรือความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว
2. การเพิ่มเปอร์เซ็นต์การลดขนาดในการรีดไทเทเนียม จะช่วยเพิ่มการขยายตัวหรือความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว

1.4 ขอบเขตงานวิจัย

ในงานวิจัยนี้ ศึกษาอัตราการเกิดปฏิกิริยาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว โดยที่จะใช้ไทเทเนียม 2 ประเภท คือไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นและไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น โดยหลอมอลูมิเนียมที่อุณหภูมิแตกต่างกัน ได้แก่ 700°C 750°C และ 800°C เนื่องจากผู้วิจัยต้องการให้อยู่ในช่วงจุดหลอมเหลวของอลูมิเนียมอยู่ที่ 650°C และก่อนการเปลี่ยนโครงสร้างผลึกไทเทเนียมจากแอลฟาเป็นเบต้าที่ 833°C และใช้เวลาในการจุ่มไทเทเนียมอยู่ที่ 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที เพื่อทำการคำนวณหาค่าพลังงานก่อกัมมันต์ (Activation Energy)

1.5 วิธีการดำเนินงาน

1. ศึกษาบทความ หรือวารสารงานวิจัยที่เกี่ยวข้องของวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al
2. ศึกษาบทความ หรือวารสารงานวิจัยที่เกี่ยวข้องของการเกิดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ
3. ออกแบบการทดลองเพื่อใช้ในศึกษาอัตราการเกิดปฏิกิริยาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว
4. เตรียมชิ้นงานไทเทเนียม และไทเทเนียมสำหรับการรีดเย็น
5. ทดลองการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นและไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิและเวลาที่ต่างกัน
6. วิเคราะห์และสรุปผลการทดลอง

1.6 ประโยชน์ที่คาดว่าจะได้รับ

1. ทำให้ทราบถึงการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว
2. ทำให้ทราบถึงผลของการรีดเย็นต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ
3. ทำให้ทราบถึงค่าพลังงานก่อกัมมันต์ (Activation Energy)

บทที่ 2

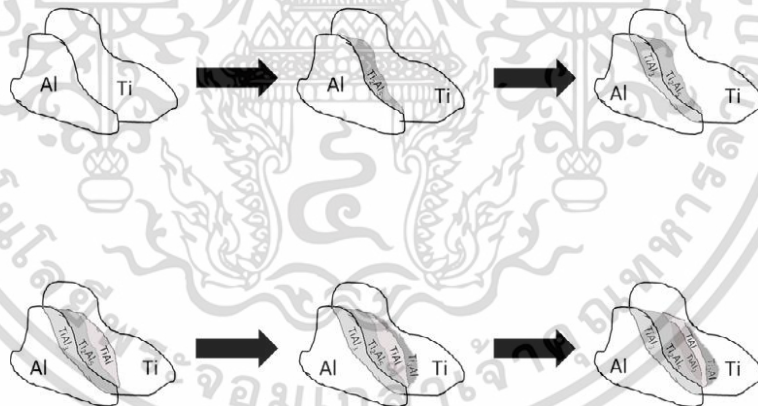
งานวิจัยและทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

ในบทนี้จะกล่าวถึงการศึกษาค้นคว้ากระบวนการต่าง ๆ ที่ส่งผลต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม เพื่อใช้อธิบายกลไกการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น และอธิบายผลกระทบที่เกิดจากกระบวนการรีดเย็นต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยมีการศึกษาทฤษฎีและงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง ดังนี้

2.1 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

2.1.1 สารประกอบเชิงโลหะของระบบ Ti - Al

ในงานวิจัยของ Školáková และคณะ (2019) [18] ได้ทำการศึกษากลไกการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะ หรือเฟสที่ก่อตัวขึ้นระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยในกระบวนการการศึกษาใช้กระบวนการวิธีการซินเทอร์ริงหรือเผาผนึก ในช่วงอุณหภูมิระหว่าง 400°C - 900°C โดยการก่อตัวของเฟสสามารถอธิบายได้จากแผนภาพการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม ดังแสดงในรูปที่ 2.1



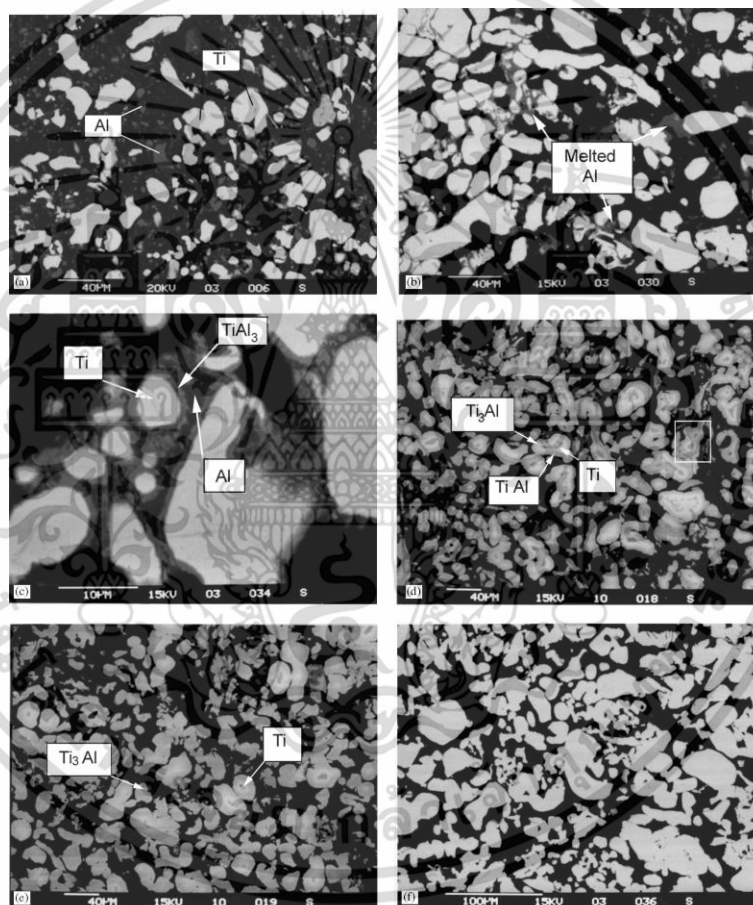
รูปที่ 2.1 แผนภาพการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม [18]

จากรูปที่ 2.1 จะเห็นได้ว่าเฟสแรกเกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมระหว่างการเผาผนึกคือเฟส Ti_2Al_5 เนื่องจากการเกิดปฏิกิริยาระหว่างอนุภาคไทเทเนียมกับอลูมิเนียมของเฟสนี้ที่สามารถเกิดขึ้นได้ง่ายที่อุณหภูมิต่ำ ($< 600^{\circ}\text{C}$) และที่อุณหภูมิสูงกว่า 600°C จะเริ่มพบเฟส TiAl_3 เนื่องจากเป็นช่วงอุณหภูมิของการหลอมเหลวของอลูมิเนียม จึงทำให้อลูมิเนียมสามารถเข้าไปทำปฏิกิริยากับเฟส Ti_2Al_5 แต่ขณะเดียวกัน เฟส Ti_2Al_5 อีกส่วนหนึ่งก็สามารถทำปฏิกิริยากับไทเทเนียมจนเกิดเป็นเฟส TiAl

ได้เช่นกัน โดยจากเฟส TiAl ก็สามารถทำปฏิกิริยากับไทเทเนียมจนกลายเป็นเฟส Ti_3Al และก็สามารถทำปฏิกิริยากับเฟส Ti_2Al_5 จนเกิดเฟส $TiAl_2$ แต่อย่างไรก็ตามในงานวิจัยนี้ยังกล่าวเพิ่มเติมอีกว่า เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นจะเกิดการเปลี่ยนแปลงปฏิกิริยาด้วยควบคุมจากปฏิกิริยาอัตราทางเคมี จึงทำให้เกิดการก่อตัวของเฟส $TiAl_3$ เพียงอย่างเดียว เนื่องจากอนุภาคของอลูมิเนียมยังสามารถเข้าไปทำปฏิกิริยากับเฟส Ti_2Al_5 ได้

ในงานวิจัยของ Munir และคณะ (1999) [19] ศึกษากลไกการเกิดปฏิกิริยาการสังเคราะห์การเผาไหม้ (Field-activated combustion synthesis : FACS) ของ Ti_3Al จากผงไทเทเนียม และอลูมิเนียม ที่อุณหภูมิ $900^{\circ}C$ โดยสามารถอธิบายกลไกการเกิดปฏิกิริยาการสังเคราะห์การเผาไหม้ได้ ดังแสดงในรูปที่

2.2

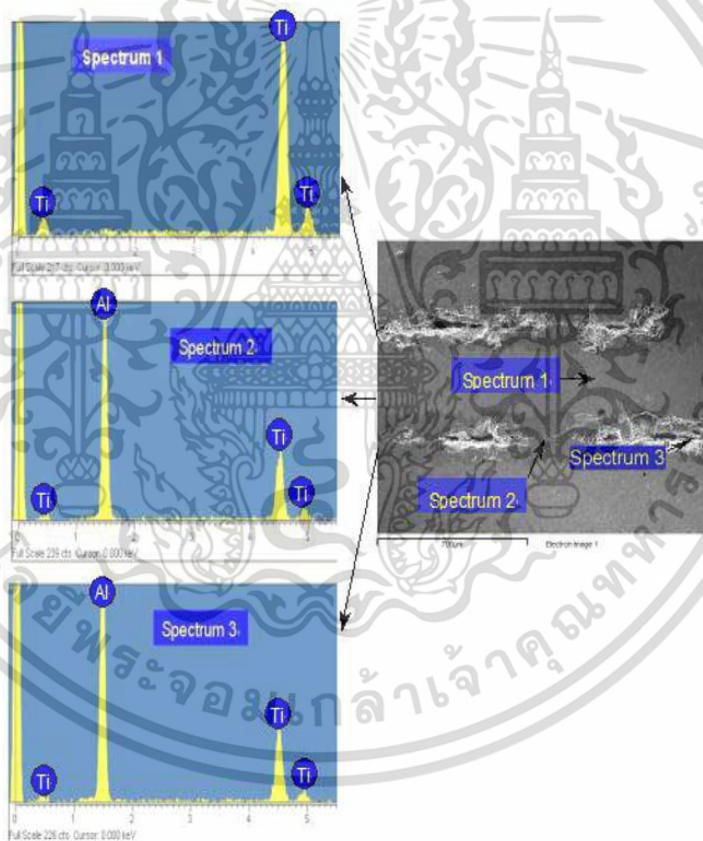


รูปที่ 2.2 ผลการวิเคราะห์ SEM (a) สารตั้งต้น ไทเทเนียมและอลูมิเนียม (b) อลูมิเนียมหลอมเหลว (c) การก่อตัวของ $TiAl_3$ (d) การก่อตัวของ $TiAl$ และ Ti_3Al (e) การก่อตัวของ Ti_3Al และการหลุดตัวของ Ti (f) พื้นผิวในขั้นตอนสุดท้ายของการสังเคราะห์ [19]

รูปที่ 2.2(a) แสดงอนุภาคของไทเทเนียมและอลูมิเนียมก่อนกระบวนการสังเคราะห์ เมื่อเกิดปฏิกิริยาการสังเคราะห์จากการเผาไหม้ จะทำให้อลูมิเนียมละลายแล้วแพร่ไปยังอนุภาคของ

ไทเทเนียม แสดงดังรูปที่ 2.2(b) และเมื่ออลูมิเนียมเหลวทำปฏิกิริยากับไทเทเนียมจะก่อให้เกิดชั้นสารประกอบของ $TiAl_3$ ตามมาด้วยชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl$ ชั้นรอบอนุภาคเดิมของไทเทเนียม จนกระทั่งอลูมิเนียมถูกใช้หมดไป ดังแสดงในรูปที่ 2.2(c) จากนั้นไทเทเนียมจะไม่ทำปฏิกิริยากับ $TiAl_3$ อีก จึงส่งผลให้เกิดโครงสร้างแบบแกน โดยบริเวณแกนดังกล่าวประกอบไปด้วยไทเทเนียมที่ถูกล้อมรอบไปด้วยชั้นของ Ti_3Al และ $TiAl$ ดังแสดงในรูปที่ 2.2(d) และจากรูปที่ 2.2(e) จะพบว่าจากการทำปฏิกิริยากันอย่างต่อเนื่องจะนำไปสู่การหดตัวของแกนไทเทเนียม และมีการสลายตัวอย่างช้า ๆ ของชั้น $TiAl$ ทำให้ปริมาณของ Ti_3Al เพิ่มขึ้นพร้อมๆ กัน โดยเฟส Ti_3Al จะเป็นเฟสที่ได้ในชั้นตอนสุดท้าย ดังแสดงในรูปที่ 2.2(f)

งานวิจัยของ Peng และคณะ (2005) [20] ศึกษาการสังเคราะห์ $Ti-Al_3Ti$ โดยการใช้ไทเทเนียมและอลูมิเนียมพอยล์ ด้วยเทคนิคซินเทอริงแบบรีแอกทีฟในสุญญากาศ



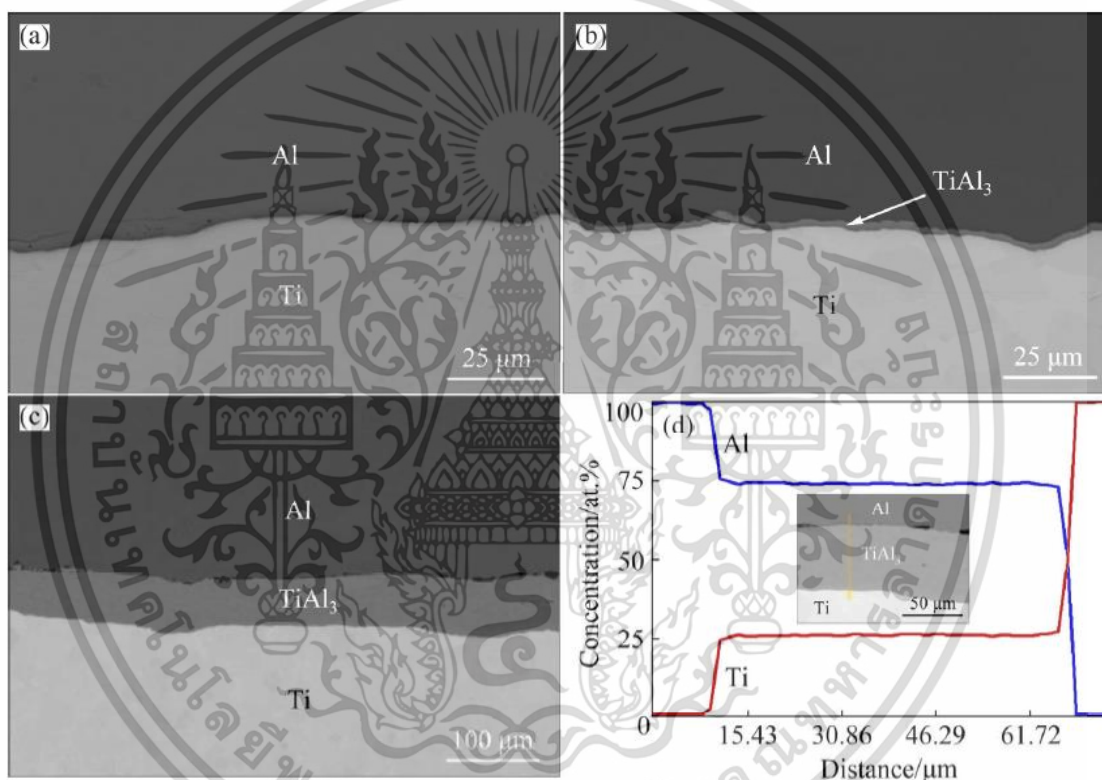
รูปที่ 2.3 การวิเคราะห์องค์ประกอบธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วยเทคนิค EDX [20]

จากการวิเคราะห์องค์ประกอบธาตุด้วยเทคนิค EDX ดังแสดงในรูปที่ 2.3 พบว่าสเปกตรัมที่ 1 (ชั้นสีเทาอ่อน) ประกอบด้วยไทเทเนียมที่ยังไม่เกิดปฏิกิริยากับอลูมิเนียม ซึ่งถูกแยกออกจากกันโดยชั้นสารประกอบ Al_3Ti ที่มีสีเข้มกว่า และจากการวิเคราะห์ธาตุในสเปกตรัมที่ 2 และ 3 พบชั้นสารประกอบเชิง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

โลหะ Al_3Ti โดยจากการตรวจสอบองค์ประกอบทางเคมีสามารถบ่งชี้ได้ว่าการก่อตัวของเฟส Al_3Ti เพียงเฟสเดียว เนื่องจากในระหว่างกระบวนการเผาผนึกจะเกิดการหลอมเหลวของอลูมิเนียมมากเกินไป จึงทำให้สารประกอบเชิงโลหะที่เกิดจากฝั่ง Ti-rich เช่น Ti_3Al และ TiAl ที่ไม่สามารถเกิดการก่อตัวขึ้นในระหว่างปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว ดังนั้นจึงมีเพียง Al_3Ti เท่านั้นที่เกิดขึ้นระหว่างกระบวนการเผาผนึกนี้

งานวิจัยของ Zhang และคณะ (2021) [21] ได้ศึกษากลไกการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 ด้วยการรีดเย็นและอบอ่อนที่อุณหภูมิ 525 - 625 °C เป็นเวลา 0 - 128 ชั่วโมง



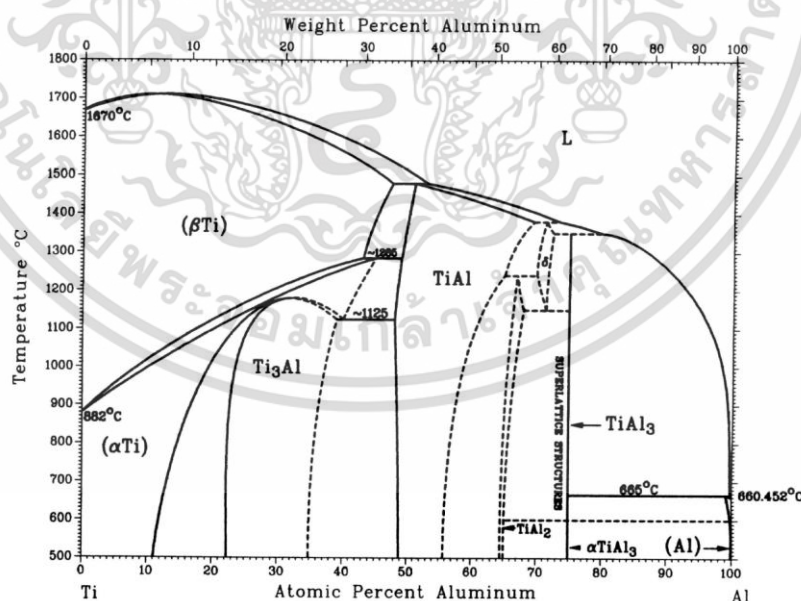
รูปที่ 2.4 แสดงโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด: (a) ภายหลักรีดเย็น (b) หลังจากการอบอ่อนที่ 625 °C เป็นเวลา 5 นาที (c) หลังจากการอบอ่อนที่ 625 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง (d) กราฟแสดงความเข้มข้นไทเทเนียมและอลูมิเนียมภายหลักรอบอ่อนที่ 625 °C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง

จากการตรวจสอบโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่ผ่านการรีดเย็นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด ดังแสดงในรูปที่ 2.4(a) จะเห็นได้ว่าส่วนรอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมถูกยึดติดกันโดยไม่มีชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเกิดขึ้น โดยที่บริเวณด้านมืดคืออลูมิเนียม และส่วนบริเวณด้านสีเทาคือไทเทเนียม จากนั้นนำวัสดุเชิงประกอบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่ผ่านการรีดเย็นไปทำการอบอ่อนที่อุณหภูมิ 625°C ดังแสดงในรูปที่ 2.4(b) และ (c) โดยหลังจากการอบอ่อนเป็นเวลา 5 นาที พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 ก่อตัวขึ้นที่บริเวณรอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม ซึ่งมีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 เท่ากับ $2.01\ \mu\text{m}$ ดังแสดงในรูปที่ 2.4(b) และจากการเพิ่มเวลาการอบอ่อนเป็น 4 ชั่วโมง จะพบว่าความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 จะเพิ่มขึ้นอย่างต่อเนื่องที่บริเวณรอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยมีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 เท่ากับ $53.68\ \mu\text{m}$ ดังแสดงในรูปที่ 2.4(c) และจากการกระจายตัวของความเข้มข้นระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมในวัสดุเชิงประกอบระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมด้วยการอบอ่อนที่ 625°C เป็นเวลา 4 ชั่วโมง ดังแสดงในรูปที่ 2.4(d) จะเห็นได้ว่าความเข้มข้นของอลูมิเนียม (100%) จะลดลงอย่างรวดเร็วเมื่อใกล้กับรอยต่อของ Al/TiAl_3 และในขณะที่ความเข้มข้นของไทเทเนียม (0%) ก็เพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเมื่อใกล้กับรอยต่อของ TiAl_3/Ti แต่ซึ่งในระหว่างการก่อตัวชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมนั้นจะมีความเข้มข้นของไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่คงที่ โดยมีความเข้มข้นของไทเทเนียมและอลูมิเนียม อยู่ที่ประมาณ 26.3 at.% และ 73.7 at.% ตามลำดับ ซึ่งสามารถพิสูจน์ได้ว่าสารประกอบเชิงโลหะเป็นเฟส TiAl_3 ที่เกิดขึ้นในงานวิจัยนี้

จากงานวิจัยที่กล่าวมาทั้งหมดในข้างต้น สามารถสรุปการก่อตัวของเฟสหรือสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมได้จากแผนภาพไดอะแกรมในระบบ Ti-Al ดังแสดงในรูปที่ 2.5



รูปที่ 2.5 แผนภาพไดอะแกรมของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม [22]

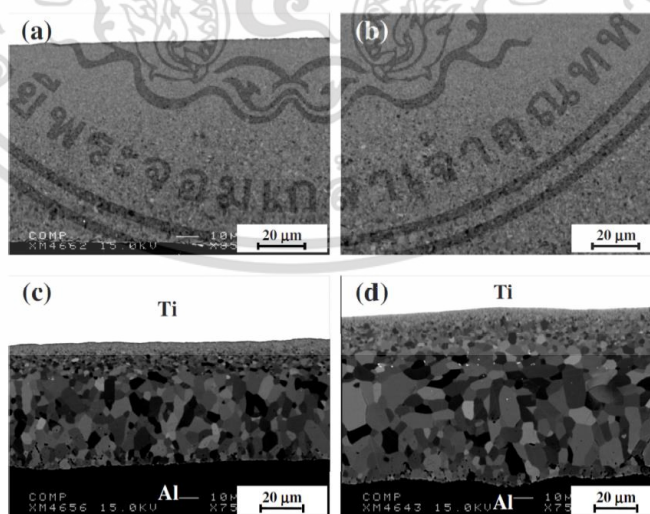
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากแผนภาพไดอะแกรมในระบบ Ti-Al สามารถพบการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมได้หลายชนิด คือ Ti_3Al $TiAl$ $TiAl_2$ Ti_2Al_5 และ $TiAl_3$ เป็นต้น ซึ่งในการก่อตัวของเฟส Ti_2Al_5 และ $TiAl_3$ สามารถพบได้ง่ายในการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม เนื่องจาก Ti_2Al_5 สามารถเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมได้ที่อุณหภูมิต่ำ และ $TiAl_3$ ที่เกิดจากอะตอมอลูมิเนียมสามารถเข้าไปทำปฏิกิริยากับเฟส Ti_2Al_5 และเมื่ออุณหภูมิสูงกว่าการหลอมเหลวของอลูมิเนียมจะสามารถพบการก่อตัวของเฟส $TiAl_3$ เพิ่มขึ้น และการก่อตัวของเฟสอื่น ๆ ในระบบ Ti-Al เช่น $TiAl$ Ti_3Al และ $TiAl_2$ เป็นต้น โดยจากการก่อตัวของเฟส $TiAl$ สามารถเกิดได้จากการปฏิกิริยาระหว่างเฟส Ti_2Al_5 กับอะตอมไทเทเนียม และจากเฟส $TiAl$ ก็สามารถเกิดปฏิกิริยากับอะตอมไทเทเนียมจนเกิดการก่อตัวของเฟส Ti_3Al และในขณะที่เฟส $TiAl$ อีกส่วนหนึ่งก็สามารถทำปฏิกิริยากับเฟส Ti_2Al_5 จนเกิดเป็นเฟส $TiAl_2$ ได้

2.1.2 ผลกระทบของกระบวนการแพร่ต่อการเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม

2.1.2.1 อิทธิพลของกระบวนการแพร่ต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม

งานวิจัยของ Mirjalili และคณะ (2012) [5] ศึกษาการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมด้วยการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $550^{\circ}C - 700^{\circ}C$ พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ก่อตัวและหนาขึ้นระหว่างชั้นต่างๆ ซึ่ง เฟส $TiAl_3$ เป็นเพียงเฟสเดียวที่ตรวจพบได้ที่บริเวณส่วนรอยต่อของไทเทเนียมและอลูมิเนียม ดังแสดงในรูปที่ 2.6

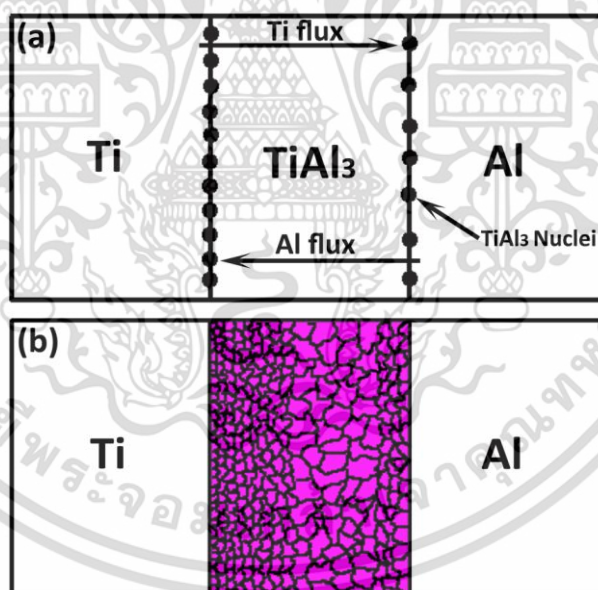


รูปที่ 2.6 โครงสร้างของขอบของเกรน $TiAl_3$ (a) $550^{\circ}C$ เป็นเวลา 57 ชั่วโมง (b) $550^{\circ}C$ เป็นเวลา 72 ชั่วโมง (c) $650^{\circ}C$ เป็นเวลา 1.75 ชั่วโมง และ (d) $650^{\circ}C$ เป็นเวลา 5 ชั่วโมง [5]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 2.6 แสดงโครงสร้างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ จะเห็นได้ว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ก่อตัวขึ้นที่อุณหภูมิ $650^\circ C$ ดังแสดงในรูปที่ 2.6(c) และ 2.6(d) แต่ในรูปที่ 2.6(a) และ 2.6(b) จะพบเพียงเกรนที่มีความหยาบหลังจากการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $550^\circ C$ โดยจากการเปรียบเทียบพื้นผิวบริเวณรอยต่อของ $Ti-TiAl_3$ และ $TiAl_3-Al$ ดังแสดงในรูปที่ 2.6(d) จะพบว่าที่พื้นผิวบริเวณรอยต่อของ $Ti-TiAl_3$ จะเกิดเกรน $TiAl_3$ มีความเรียบและละเอียด แต่ในขณะที่เดียวกันที่พื้นผิวบริเวณรอยต่อของ $TiAl_3-Al$ จะเกิดเกรน $TiAl_3$ มีความหยาบ เนื่องจากนิวเคลียสที่ละเอียดของ $TiAl_3$ จะก่อตัวขึ้นอย่างต่อเนื่องในรอยต่อของ $Ti-TiAl_3$ จึงทำให้ขอบเกรนมีความเรียบ ซึ่งสอดคล้องกับแนวคิดที่ว่าอลูมิเนียมเป็นส่วนประกอบหลักที่แพร่ไปยังไทเทเนียมเพื่อสร้างนิวเคลียส $TiAl_3$ ที่พื้นผิวบริเวณรอยต่อของ $Ti-TiAl_3$ แต่ในทางกลับกัน เกรนหยาบของ $TiAl_3$ จะเติบโตขึ้นระหว่างการหลอมจึงทำให้เกิดพื้นผิวบริเวณรอยต่อของ $TiAl_3-Al$ ที่มีความหยาบ เนื่องจากที่บริเวณรอยต่อของอลูมิเนียม จะมีอะตอมอลูมิเนียมอยู่เป็นจำนวนมาก (Al-rich) จึงทำให้การแพร่ของอะตอมไทเทเนียมเกิดได้ช้าในบริเวณใกล้กับรอยต่อ $TiAl_3-Al$

งานวิจัยของ Thiyaneeswaran และคณะ (2008) [23] ศึกษาการเกิดนิวเคลียสและปรากฏการณ์การเติบโตของเฟส $TiAl_3$ ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมในกระบวนการแพร่

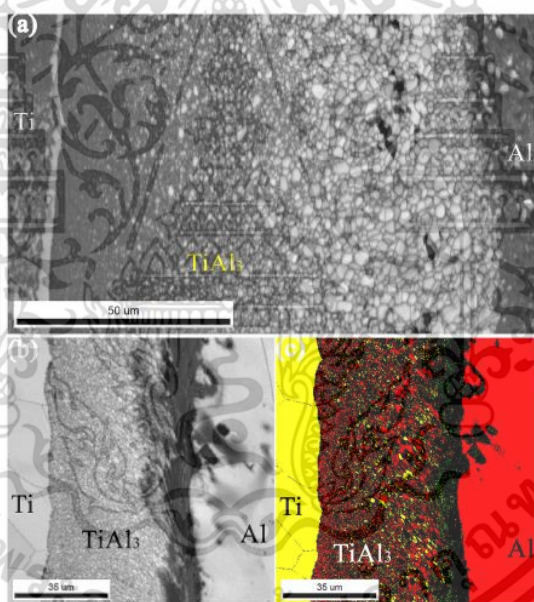


รูปที่ 2.7 การจำลองการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม [23]

โดยจากการจำลองการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม ดังแสดงในรูปที่ 2.7 พบการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ในเขตการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม เนื่องจากอัตราการแพร่ของอลูมิเนียมที่เร็วกว่าไทเทเนียมประมาณ 20 เท่า นิวเคลียสและการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ส่วนใหญ่จึงเกิดขึ้นที่รอยต่อของ $Ti/TiAl_3$ มากกว่ารอยต่อของ $Al/TiAl_3$ ซึ่งเห็นได้จาก

การเกิดสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ พบเกรนของ $TiAl_3$ ที่ละเอียดมากที่ใกล้บริเวณรอยต่อของ $Ti/TiAl_3$ และที่บริเวณรอยต่อของ $Al/TiAl_3$ จะพบเกรนของ $TiAl_3$ ที่ค่อนข้างใหญ่ใกล้รอยต่อของ $Al/TiAl_3$ ซึ่งแสดงถึงการเกิดนิวเคลียสและการเติบโตของเกรนน้อย

และงานวิจัยของ Thiyaneshwaran และคณะ (2021) [24] ศึกษาเกี่ยวกับปรากฏการณ์ และ จลนพลศาสตร์ของการเติบโตของชั้น $TiAl_3$ ในระบบ $Ti-Al$ ด้วย $Ti/TiAl_3/Al$ laminates ที่อุณหภูมิ ต่างกันสองอุณหภูมิคือ $550^\circ C$ และ $575^\circ C$ โดยใช้เทคนิคพันธะการแพร่แบบโซลิดสแตต จากรูปที่ 2.8(a) และ (b) จะสามารถสังเกตเห็นได้ว่ามีความแตกต่างของขนาดเกรนจากผิวสัมผัส $Ti/TiAl_3$ ถึง $Al/TiAl_3$ อย่าง ชัดเจน โดยที่เกรน $TiAl_3$ ที่มีความละเอียดกว่าและสม่ำเสมอจะอยู่ใกล้กับรอยต่อ $Ti/TiAl_3$ ซึ่งมีความยาว เกือบครึ่งหนึ่งของความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะทั้งหมด อย่างไรก็ตามแม้ว่าเกรนที่อยู่ใกล้ รอยต่อ $Al/TiAl_3$ จะมีความละเอียดแต่ก็ค่อนข้างหยาบหรือมีขนาดโตกว่าเกรนที่รอยต่อระหว่าง $Ti/TiAl_3$ และจากรูปที่ 2.8(c) แสดงการก่อตัวของเฟส $TiAl_3$ ที่รอยต่อระหว่าง $Ti/TiAl_3$ และ $Al/TiAl_3$ อย่างชัดเจน



รูปที่ 2.8 แสดงโครงสร้างจุลภาคของเฟส $TiAl_3$ จากการอบอ่อนที่ $575^\circ C$ เป็นเวลา 24 ชั่วโมง [24]

และในงานวิจัยนี้ได้อธิบายการการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ดังนี้ โดยชั้น สารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ สามารถก่อตัวได้จากสองขั้นตอนที่มีความแตกต่างกัน ได้แก่ ระยะเวลาการก่อตัว ที่ควบคุมโดยการเกิดปฏิกิริยา (Reaction-controlled) และการควบคุมด้วยการแพร่ (Diffusion controlled) ในพันธะการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม ที่อุณหภูมิ $550^\circ C$ และ $575^\circ C$ ตามลำดับ โดยจากตำแหน่งนิวเคลียสของเกรน $TiAl_3$ จะสามารถบอกถึงการเปลี่ยนแปลงตามแบบการ เจริญเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ จากการควบคุมโดยการเกิดปฏิกิริยา (Reaction-

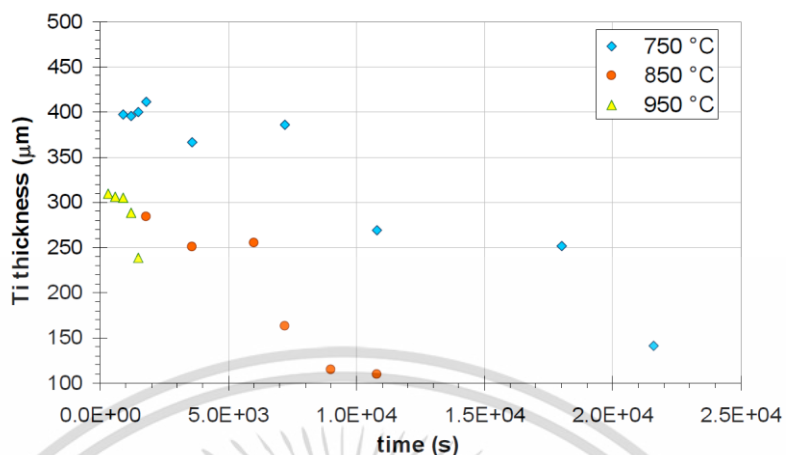
controlled) ซึ่งในการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ส่วนใหญ่นั้นขึ้นอยู่กับเกิดการเกิดปฏิกิริยาระหว่างอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยตำแหน่งนิวเคลียสของเกรน $TiAl_3$ จะกระจุกตัวอยู่บริเวณรอยแยกของขอบเกรน เพื่อรออะตอมไทเทเนียมหรืออลูมิเนียมที่แพร่กระจาย มาสร้างสารละลายของแข็งที่อิ่มตัวและจนกลายเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ แต่ส่วนของควบคุมด้วยการแพร่ (Diffusion controlled) นั้น การแพร่ของไทเทเนียมและอลูมิเนียมจะควบคุมการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เป็นหลัก โดยตำแหน่งนิวเคลียสที่ต้องการจะถูกเปลี่ยนไปยังรอยต่อของ $Ti/TiAl_3$ และ $Al/TiAl_3$ เพื่อทำให้เกิดการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ และจากการศึกษาจลนพลศาสตร์ของการเจริญเติบโต แสดงให้เห็นว่าอัตราการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่สูงขึ้นในระยะเวลาการก่อตัวที่ควบคุมด้วยการแพร่ เนื่องมาจากการแพร่กระจายของอะตอมอลูมิเนียมที่ขอบเกรนเพิ่มขึ้น จึงส่งผลให้เกิดนิวเคลียสของ $TiAl_3$ ที่บริเวณรอยต่อ $Ti/TiAl_3$ เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นตำแหน่งนิวเคลียสที่เกิดการก่อตัวของเฟส $TiAl_3$ ได้ง่าย

2.1.2.2 อิทธิพลของกระบวนการแพร่ต่อการจุ่มร้อน

จากงานวิจัยของ Khoshhal และคณะ (2010) [7] ที่ศึกษากลไกและจลนพลศาสตร์ของของปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมด้วยวิธีการจุ่มร้อนไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว ซึ่งกระบวนการจุ่มร้อนได้ทดสอบที่อุณหภูมิ $750^\circ C$ $850^\circ C$ และ $950^\circ C$ เวลาในการเกิดปฏิกิริยา (เวลาในการจุ่ม) แสดงดังตารางที่ 2.1 หลังจากนั้นทำการวัดความหนาของไทเทเนียมหลังการจุ่มหรือการเกิดปฏิกิริยา

ตารางที่ 2.1 เงื่อนไขของการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว

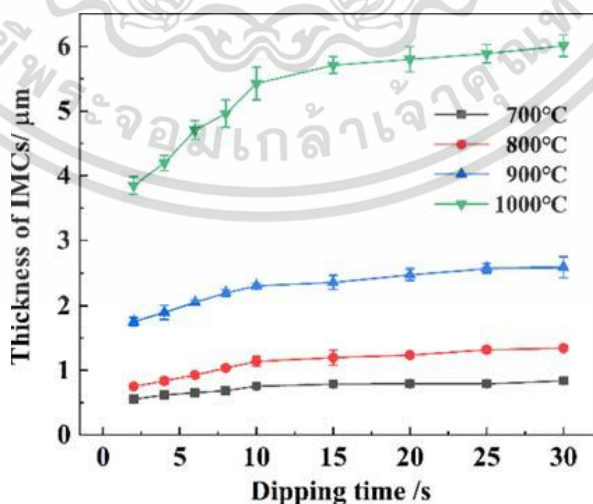
Temp.	Holding Times (min)									
	$750^\circ C$	15	20	25	30	60	120	180	240	300
$850^\circ C$	30		60		100		120		150	180
$950^\circ C$	5		10		15		20		25	



รูปที่ 2.9 ความหนาของไทเทเนียมที่จุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 750 °C 850 °C และ 950 °C [7]

รูปที่ 2.9 แสดงความหนาของไทเทเนียมหลังการจุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 750 °C 850 °C และ 950 °C จากรูปพบว่าเมื่ออุณหภูมิเพิ่มขึ้น จะส่งผลต่อค่าความหนาที่ลดลงของไทเทเนียม เนื่องจากการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิจะช่วยกระตุ้นกระบวนการแพร่ และกระตุ้นการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม กล่าวคือในการเพิ่มขึ้นของอุณหภูมิ จะทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้นส่งผลให้ความหนาของไทเทเนียมลดลง

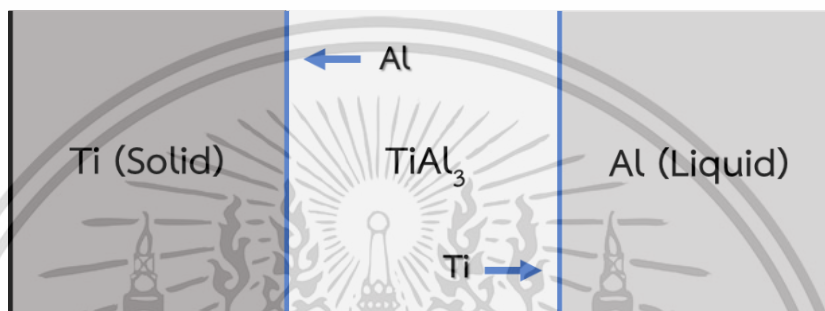
งานวิจัยของ Huan และคณะ (2021) [25] ศึกษาอิทธิพลของอุณหภูมิและเวลาของการเกิดปฏิกิริยาที่มีผลต่อชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วยการทำการจุ่มของ Ti6Al4V ในอลูมิเนียมเหลว ซึ่งกระบวนการจุ่มทำการทดสอบที่อุณหภูมิระหว่าง 700 – 1000 °C ในช่วงเวลา 2 วินาที จนถึง 30 วินาที ซึ่งผลความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาในการจุ่ม ดังแสดงในรูปที่ 2.10



รูปที่ 2.10 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาในการจุ่ม [25]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

รูปที่ 2.10 แสดงความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาในการจุ่ม โดยจากการเปรียบเทียบความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างรอยต่อของ Ti6Al4V กับอลูมิเนียมเหลวที่เวลาและอุณหภูมิแตกต่างกัน พบว่าเมื่ออุณหภูมิและเวลาจุ่มเพิ่มขึ้น จะทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเพิ่มขึ้น เนื่องจากการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่าง Ti6Al4V และอลูมิเนียมเหลวเกิดจากกระบวนการแพร่ ซึ่งสามารถอธิบายจากการจำลองการแพร่ ดังแสดงในรูปที่ 2.11



รูปที่ 2.11 แผนภาพแสดงการเกิดปฏิกิริยาของการแพร่ระหว่าง Ti6Al4V และอลูมิเนียมเหลว

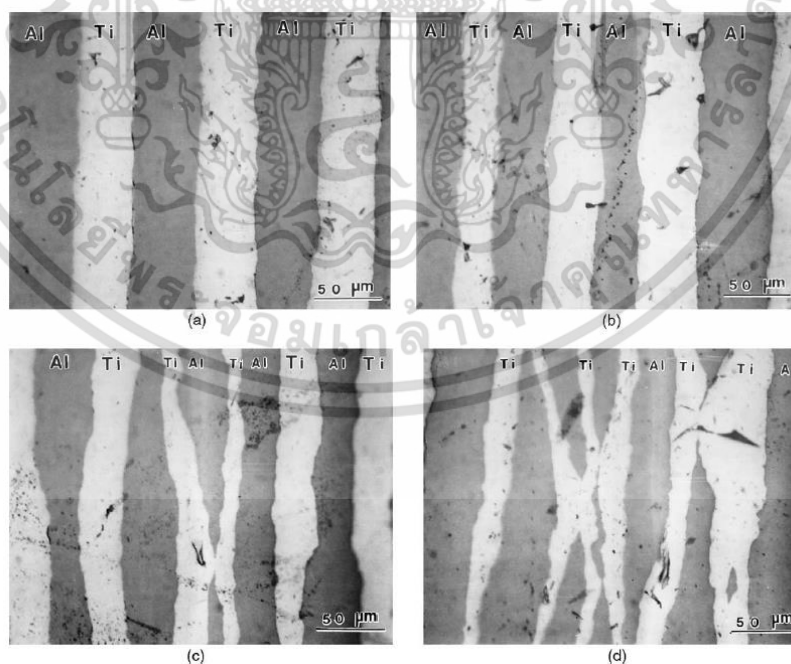
โดยจากแผนภาพแสดงการเกิดปฏิกิริยาของการแพร่ระหว่าง Ti6Al4V และอลูมิเนียมเหลว ดังแสดงในรูปที่ 2.11 พบว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl₃ เกิดจากการแพร่กระจายของอะตอมของไทเทเนียม (Ti6Al4V) และอลูมิเนียมแพร่ไปยังทิศทางตรงข้ามกัน เช่น อะตอมของอลูมิเนียมแพร่ไปยังพื้นผิวของไทเทเนียม และเกิดการก่อตัวขึ้นที่บริเวณรอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยที่อะตอมของอลูมิเนียมที่แพร่ไปนั้น จะเกิดปฏิกิริยากับอะตอมไทเทเนียมบนพื้นผิวจนเกิดเป็นชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl₃ และเมื่อเพิ่มอุณหภูมิและเวลาจุ่มสูงขึ้น ก็จะทำให้เกิดการกระตุ้นการเคลื่อนที่ของอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียมในระหว่างการแพร่ได้มากขึ้น

จากงานวิจัยในหัวข้อในเรื่องผลกระทบของการแพร่ต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม พบว่าในการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม นั้น จะเกิดจากการแพร่กระจายของอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียมไปทำปฏิกิริยาที่บริเวณรอยต่อระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม โดยเมื่ออุณหภูมิและเวลาเพิ่มขึ้นจะไปช่วยกระตุ้นกระบวนการแพร่ และการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม ทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเพิ่มขึ้น

2.1.3 ผลกระทบของการรีดต่อการเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม

2.1.3.1 อิทธิพลของกระบวนการรีดต่อการเกิดขึ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม

งานวิจัยของ Luo และ Acoff (2004) [16] ได้ศึกษาการผลิตวัสดุเชิงประกอบ Ti/Al ด้วยกระบวนการรีดเย็น (Cold rolling) และการอบอ่อน (Annealing) โดยใช้การรีดลดขนาดที่ 40% 50% 72% และ 80% หลังจากนั้นนำไปอบอ่อนเป็นวัฏจักร (Cycle) ที่ 1 รอบ 2 รอบ 4 รอบ 8 รอบ และ 20 รอบที่อุณหภูมิ 650°C และใช้เวลาอบละ 30 นาที โดยจากรูปที่ 2.12 แสดงผลตรวจสอบรอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงหลังการรีดเย็น (a) 40% (b) 50% (c) 72% และ (d) 80% จากรูปพบว่า การรีดลดขนาดที่ 40% รอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมยังเชื่อมต่อกันได้น้อย ดังแสดงในรูปที่ 2.12(a) และที่การรีดลดขนาด 72% และ 80% เริ่มเกิดการเสียรูป/ผิตรูปอย่างมาก และยังเกิดปรากฏการณ์คอคอดขึ้นที่บริเวณไทเทเนียม ดังแสดงในรูปที่ 2.12(c), (d) เนื่องจากไทเทเนียมมีความเหนียวต่ำมากเมื่อเทียบกับอลูมิเนียม แต่ในขณะที่การรีดลดขนาด 50% นั้นตรงบริเวณรอยต่อระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมนั้นสามารถเชื่อมต่อกันได้ดี และไม่เกิดปรากฏการณ์คอคอดในชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 2.12(b) จากผลที่แสดงนี้สามารถสรุปได้ว่าการรีดลดขนาดที่น้อยหรือมากเกินไป ส่งผลต่อผิวสัมผัสระหว่างโลหะทั้งสองชนิด ซึ่งอาจส่งผลต่อการแพร่ได้ อย่างไรก็ตามในงานวิจัยนี้ได้ทำการเลือกวัสดุเชิงประกอบ Ti/Al ที่ผ่านการรีด 50% เข้าสู่กระบวนการอบอ่อนต่อไป



รูปที่ 2.12 ผลตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสงของการรีดเย็น

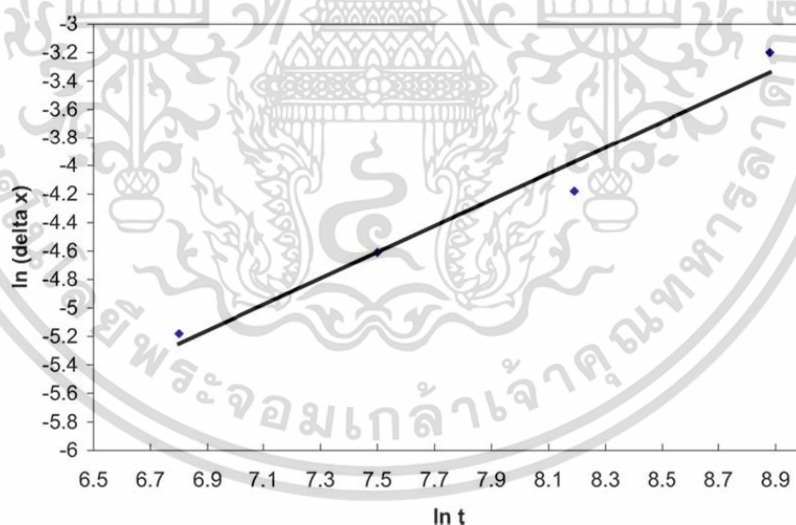
(a) 40% (b) 50% (c) 72% และ (d) 80% [16]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 2.2 องค์ประกอบทางเคมีของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 650°C เป็นเวลา 30 นาที

Number of cycles	Al-rich layer (at. %)	Ti-rich layer (at. %)
1	2 Ti, 98 Al	99 Ti, 1 Al
2	4 Ti, 96 Al	99 Ti, 1 Al
4	22 Ti, 78 Al	98 Ti, 2 Al
8	25 Ti, 75 Al	97 Ti, 3 Al
20	25 Ti, 75 Al	97 Ti, 3 Al

จากตารางที่ 2.2 แสดงของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่ 650°C เป็นเวลา 30 นาที จะสังเกตได้ว่าการอบอ่อนช่วงแรก ๆ จะไม่พบการเปลี่ยนแปลงระหว่างชั้น Ti-rich และ Al-rich เนื่องจากสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมยังไม่เกิดการก่อตัว หรือเกิดการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะได้น้อยมากจนไม่สามารถเห็นการเปลี่ยนแปลงได้ แต่ในรอบที่ 8 จะสามารถพบการก่อตัวของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมได้ เนื่องจากเกิดการเปลี่ยนแปลงระหว่างชั้น Ti-rich และ Al-rich



รูปที่ 2.13 กราฟแสดงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $\ln(\Delta x)$ เทียบกับเวลา $\ln(t)$ [16]

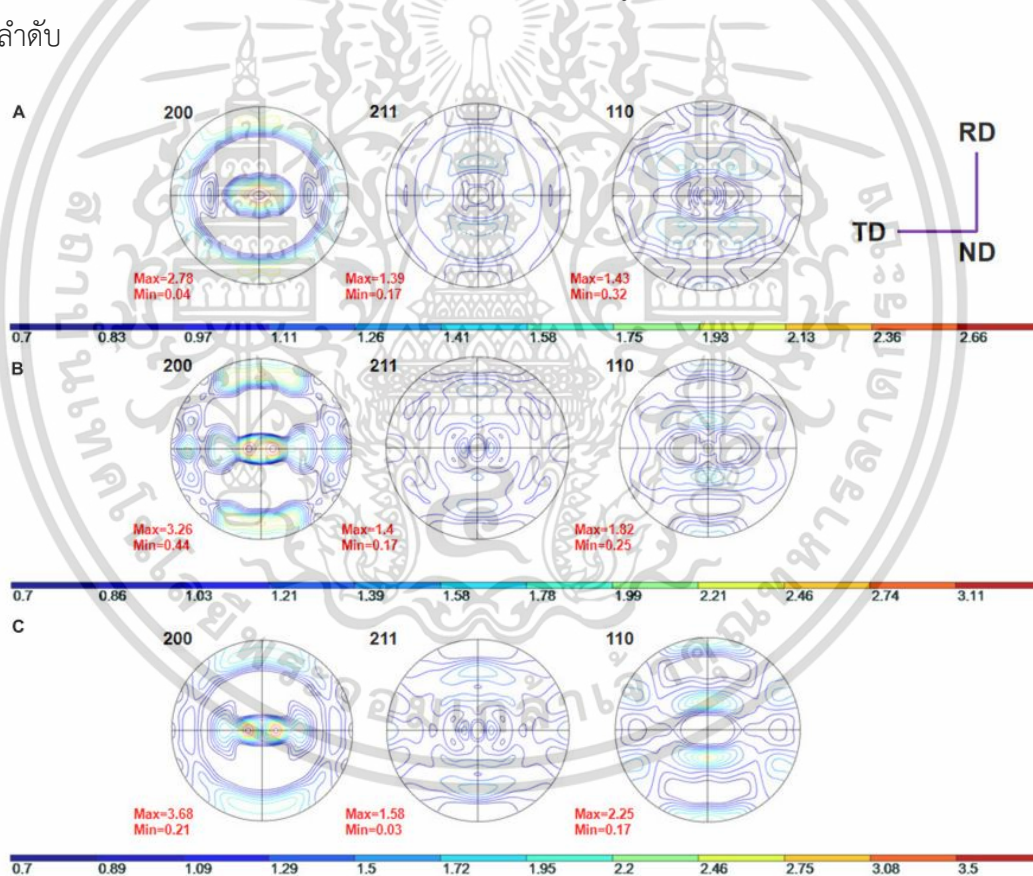
และจากรูปที่ 2.13 แสดงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (รอบที่ 8) ที่เวลาในการแพร่แตกต่างกัน 0.25 ชั่วโมง (900 วินาที) 0.5 ชั่วโมง (1800 วินาที) 1.0 ชั่วโมง (3600 วินาที) และ 2.0 ชั่วโมง (7200 วินาที) จะพบการเติบโตเป็นลักษณะเชิงเส้น เนื่องจากการรีดเย็นจะส่งผลให้เกิดการผิดรูปของผลึกหรือดิสโลเคชัน (Dislocation) ขึ้นจำนวนมากในขณะที่เกิดการรีดเย็นเป็นรอบ ๆ หรือวัฏจักร

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

และจากการรวมตัวกันอย่างหนาแน่นของดิสโลเคชัน จะทำให้เกิดเส้นทางการแพร่เพิ่มเติมหรือการแพร่ตามดิสโลเคชันเพิ่มขึ้น เมื่อเทียบกับที่มีอยู่ในการแพร่แบบปกติที่อะตอมสามารถแพร่ผ่านขอบเกรน แลคทิกซ์ และพื้นผิวอิสระ เป็นต้น

2.1.3.2 ผลกระทบที่เกิดจากการรีด

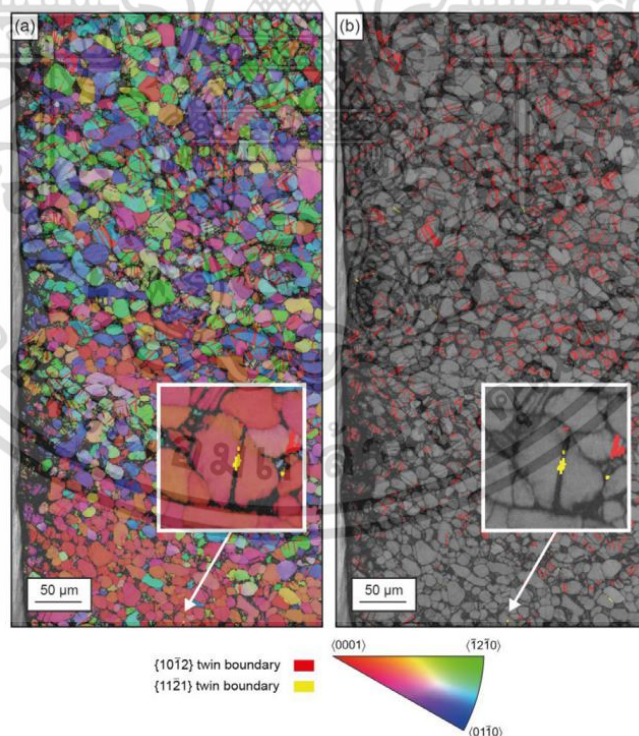
จากงานวิจัยของ Jun และคณะ (2020) [26] ได้ศึกษาผลกระทบของดิสโลเคชันที่เกิดจากการแปรรูปแบบเย็นของ TLM (Ti-25Nb-3Zr-2Sn-3Mo wt%) โดยในการรีดเย็นมีการรีดลดขนาด 6% 34% และ 60% พบว่าในกระบวนการเปลี่ยนรูปพลาสติกของวัสดุโลหะ จะเกิดความหนาแน่นของดิสโลเคชันและความเค้นตกค้างที่สูงมากในบริเวณที่มีการเสียรูป โดยจากรูปที่ 2.14 แสดงระนาบผลึกในแผ่นโลหะผสม TLM (Ti-25Nb-3Zr-2Sn-3Mo wt%) ที่ถูกรีดลดความหนาที่ 6% 34% และ 60% ตามลำดับ



รูปที่ 2.14 Pole figures (PF) ของระนาบ {200} {211} และ {110} สำหรับแผ่นโลหะผสม TLM หลังจากการรีดลดขนาดที่ (a) 6% (b) 34% และ (c) 60% [26]

จากรูปที่ 2.14(a) พบว่าเมื่อแผ่นโลหะผสม TLM ถูกรีดลดขนาดลง 6% นั้น จะทำให้เกรนของโลหะผสม TLM หรือเกรนของเฟส β แสดงลักษณะการกระจายตัวแบบสุ่ม และมีเกรน β บางส่วนเกิดการบิดตัว เนื่องจากการเกิดความหนาแน่นของดิสโลเคชันในระหว่างการผลิต และจากรูปที่ 2.14(b) และ (c) จะพบการเสียรูปที่เกิดจากการรีดลดขนาดที่เพิ่มขึ้น โดยเมื่อแผ่นโลหะผสม TLM เกิดการเสียรูปจากการรีดลดขนาดที่ 34% จะทำให้ความหนาแน่น (Intensity) ของเกรน β ในทิศทาง $\langle 200 \rangle$ และ $\langle 110 \rangle$ จะเพิ่มขึ้น ดังแสดงในรูปที่ 2.14(b) แต่ในขณะที่การรีดลดขนาดเพิ่มขึ้นเป็น 60% จะสามารถเห็นการเปลี่ยนแปลงของพื้นผิวของเกรน β ในทุกทิศทางได้อย่างชัดเจน

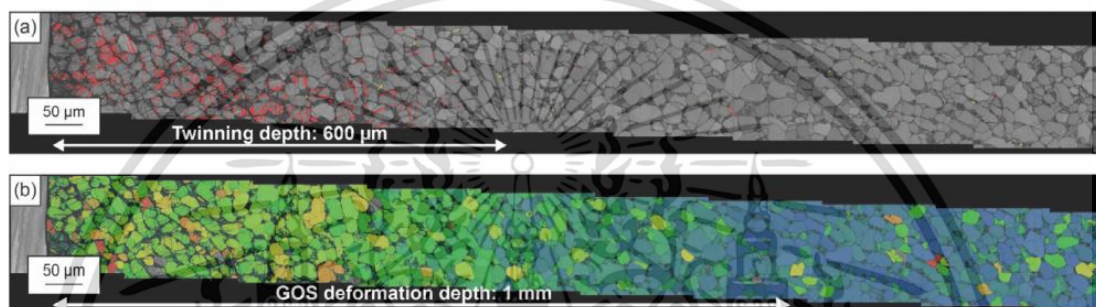
จากงานวิจัยของ Steven และคณะ [27] ได้ศึกษาวิเคราะห์โครงสร้าง Ti6Al4V ด้วยวิธี Deep Cold Rolling (DCR) และ Metal Shot Peening (MSP) เพื่อใช้อธิบายกลไกการเสียรูปของพลาสติกในวัสดุ จากรูปที่ 2.15 ที่แสดงแผนภาพ EBSD ของชิ้นงาน Ti6Al4V หลังผ่านกระบวนการ Deep Cold Rolling (DCR) และ Metal Shot Peening (MSP) พบว่าการเสียรูปแบบทวิน (Twin) ที่พื้นผิวของ Ti6Al4V โดยส่วนใหญ่จะพบระนาบ $\{10\bar{1}2\}$ ที่เกิดการเสียรูปแบบทวินในโครงสร้างของ Ti6Al4V ทั้งหมด (เส้นสีแดง) ดังแสดงในรูปที่ 2.15(a) และ (b) นอกจากนี้ยังพบระนาบ $\{11\bar{2}1\}$ ที่เกิดการเสียรูปแบบทวินในเปอร์เซ็นต์ที่ต่ำมาก ($< 1\%$) (เส้นสีเหลือง)



รูปที่ 2.15 แผนภาพ EBSD ของพื้นผิว Ti6Al4V ด้วยวิธี DCR และ MSP [27]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

นอกจากนี้ยังสามารถระบุความลึกของการเสียรูปแบบทวินและความเค้นตกค้างในชิ้นงาน ดังแสดงในรูปที่ 2.16 พบว่าความลึกของการเสียรูปแบบทวินขยายไปถึงประมาณ 600 μm จากพื้นผิวรีด ดังแสดงในรูปที่ 2.16(a) และการวิเคราะห์การกระจายตัวของเกรน (GOS) ในรูปที่ 2.16(b) แสดงให้เห็นว่าเกิดการเสียรูปที่ความลึกอย่างน้อย 1 มม. จากขนาดเกรนของโครงสร้างจุลภาคที่กำลังขยายที่แสดงดังรูปที่ 2.15 และรูปที่ 2.16 พบว่าเกรนค่อนข้างละเอียดจากการเสียรูปอยู่ใกล้บริเวณพื้นผิวมากกว่า ซึ่งสอดคล้องกับการเสียรูปพลาสติกโดยทั่วไป ที่การเสียรูปพลาสติกจะเกิดขึ้นที่บริเวณพื้นผิว และเกิดการก่อตัวที่บริเวณขอบเกรน



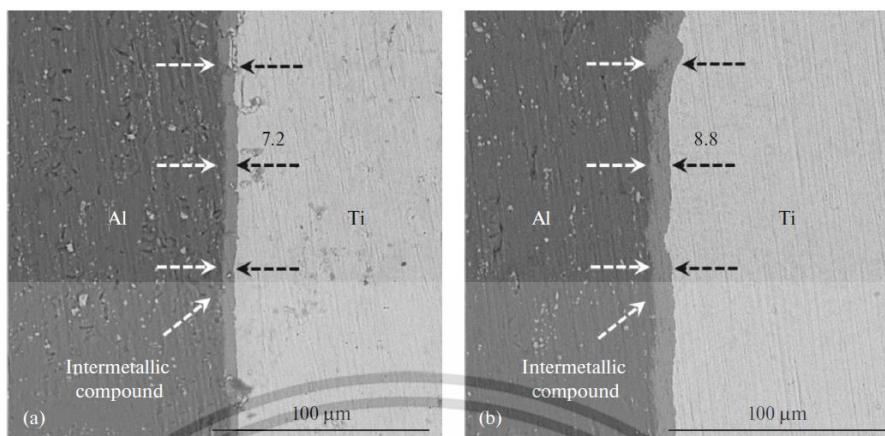
รูปที่ 2.16 แผนภาพ EBSD ของพื้นผิว Ti6Al4V ด้วยวิธี DCR และ MSP

(a) การเสียรูปแบบทวิน (b) การกระจายตัวของเกรน (GOS) [27]

จากงานวิจัยในหัวข้อนี้สามารถสรุปได้ว่า ในกระบวนการเปลี่ยนรูปพลาสติกของวัสดุ จะทำให้เกิดการเสียรูปในโครงสร้างผลึก โดยเกรนที่เกิดจากการเสียรูปในบริเวณพื้นผิวจะพบเกรนที่มีขนาดเล็กลงและละเอียดขึ้น ซึ่งจะส่งผลต่อการเกิดความหนาแน่นของดิสโลเคชัน และความเครียดหรือความเค้นตกค้างที่พื้นผิวชิ้นงาน เป็นต้น

2.1.3.3 อิทธิพลของการรีดต่อกระบวนการแพร่

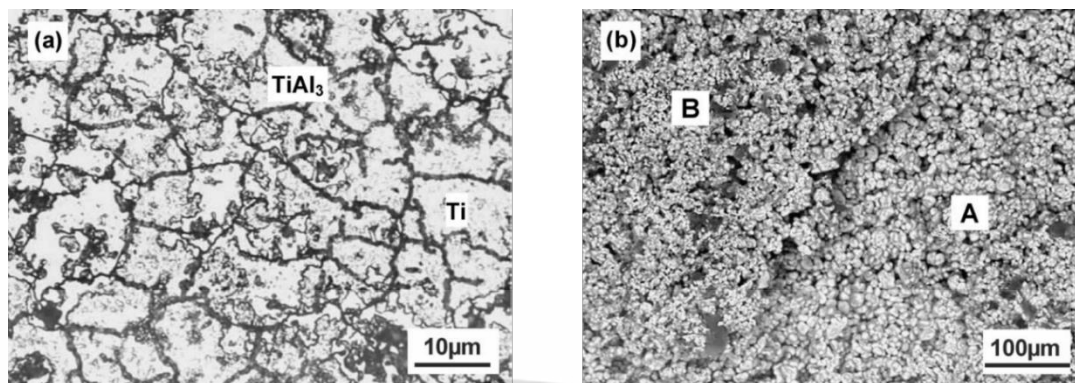
งานวิจัยของ Hossein และคณะ (2019) [28] ได้ทำการศึกษาการเติบโตของสารเชิงประกอบ Ti/Al ด้วย Diffusion bonding โดยใช้การกดร้อน (Hot - press) และ การรีดร้อน (Hot roll) จากนั้นจึงอบอ่อนในช่วงอุณหภูมิ 550 - 650 $^{\circ}\text{C}$ เป็นเวลา 2 ชั่วโมง 4 ชั่วโมง และ 6 ชั่วโมง



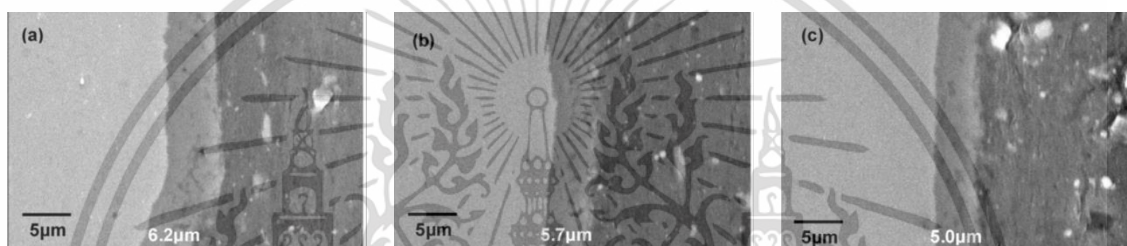
รูปที่ 2.17 โครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากการอบอ่อนที่ 650°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง โดยที่ (a) การกดร้อน และ (b) การกดร้อนและการรีดร้อน [28]

จากรูปที่ 2.17 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจากการอบอ่อนที่ 650°C เป็นเวลา 6 ชั่วโมง โดยเมื่อเปรียบเทียบความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ พบว่าในการกดร้อนและรีดร้อน ดังแสดงในรูปที่ 2.17(b) จะเกิดการก่อตัวของชั้นความหนาของสารประกอบเชิงโลหะมากกว่าการกดร้อนเพียงอย่างเดียว ดังแสดงในรูปที่ 2.17(a) เนื่องจากการเพิ่มความเครียดที่เกิดจากการรีด จะทำให้เกิดข้อบกพร่องของผลึก เช่น ดิสโลเคชัน และเพิ่มพลังงานของผลึก (Crystal energy) ซึ่งส่งผลต่อความหนาของสารประกอบเชิงโลหะ เมื่อมีอุณหภูมิในการทดสอบสูงขึ้น

และจากงานวิจัยของ Xu และคณะ (2006) [17] ศึกษากลไกการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยใช้กระบวนการรีดร้อน (Hot rolling) และการอบอ่อนที่อุณหภูมิ $520 - 650^{\circ}\text{C}$ โดยหลังจากอบอ่อน 1 - 150 ชั่วโมงนั้น พบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 เพียงเฟสเดียวที่ก่อตัวระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม และเมื่อขึ้นงานผ่านการรีดร้อน พบว่าส่วนของไทเทเนียมที่ใกล้กับรอยต่อของ Ti/TiAl_3 นั้น จะเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 (อนุภาคขนาดกลม) ตามแนวขอบของเกรนไทเทเนียม หลังจากการอบอ่อน ดังแสดงในรูปที่ 2.18(a) ซึ่งสามารถยืนยันได้ว่าขอบเกรนเป็นช่องทางการแพร่ที่สำคัญระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม และจากโครงสร้างเกรนละเอียดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 ที่แสดงในรูปที่ 2.18(b) จะเห็นได้ว่าขนาดอนุภาคในบริเวณ A (TiAl_3/Al) มีขนาดใหญ่กว่าในบริเวณ B (Ti/TiAl_3) เนื่องจากบริเวณ A จะมี Al-rich ที่บริเวณขอบเกรนซึ่งจะทำหน้าที่เป็นสารหน่วงและชะลอการโตของเกรนในการอบอ่อน จึงส่งผลให้เกรนเกิดไม่สม่ำเสมอ



รูปที่ 2.18 แสดงตัวอย่างชิ้นงานที่ถูกรีดร้อนที่ 600°C ตามด้วยการอบอ่อนที่อุณหภูมิเดียวกันเป็นเวลา (a) 5 ชั่วโมง และ (b) 15 ชั่วโมง [17]



รูปที่ 2.19 ผลการวิเคราะห์การรีดร้อนที่อุณหภูมิ 600°C ที่การลดความหนา (a) 73% (b) 61% และ (c) 51% ตามด้วยการหลอมเป็นเวลา 5 ชั่วโมงที่อุณหภูมิเดียวกัน [17]

จากรูปที่ 2.19 แสดงชิ้นงานตัวอย่างที่ถูกรีดลดขนาดที่แตกต่างกันในระหว่างการรีดร้อนที่ 600°C ถูกอบอ่อนเป็นเวลา 5 ชั่วโมงเท่ากัน พบว่าความหนาของสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเพิ่มขึ้นตามปริมาณการรีดลดขนาดที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากการรีดจะส่งผลต่อการรวมตัวกันอย่างหนาแน่นของดิสโลเคชัน ทำให้เกิดเส้นทางการแพร่พิเศษ หรือเส้นทางที่แพร่ตามแนวดิสโลเคชันระหว่างอะตอมไทเทเนียมกับอลูมิเนียม และเมื่อเปอร์เซ็นต์การลดขนาดเพิ่มขึ้น ก็จะส่งผลต่อความหนาแน่นของดิสโลเคชัน และการแพร่ได้มากขึ้น จึงทำให้ขนาดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น ดังนั้นสามารถสรุปได้ว่าการรีดส่งผลต่อการแพร่ระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม และขนาดของความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะให้เพิ่มขึ้น

จากงานวิจัยในหัวข้อในเรื่องผลกระทบของการรีดต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม สามารถสรุปได้ว่ากระบวนการรีดมีอิทธิพลต่อกระบวนการแพร่ เนื่องจากการรีดจะทำให้เกิดข้อบกพร่องของผลึก จนเกิดการรวมตัวกันอย่างหนาแน่นของดิสโลเคชันและทำให้เกิดเส้นทางการแพร่ระหว่างอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียมเพิ่มเติม กล่าวคือการแพร่ตามแนวดิสโลเคชันทำให้การก่อดั้วของชั้นชั้นสารประกอบเชิงโลหะมากขึ้น และเมื่อเปอร์เซ็นต์การลดขนาดของการรีดเพิ่มขึ้น ก็จะส่งผลต่อความหนาแน่นของดิสโลเคชัน และการแพร่ของอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียมได้มากขึ้น จึงทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

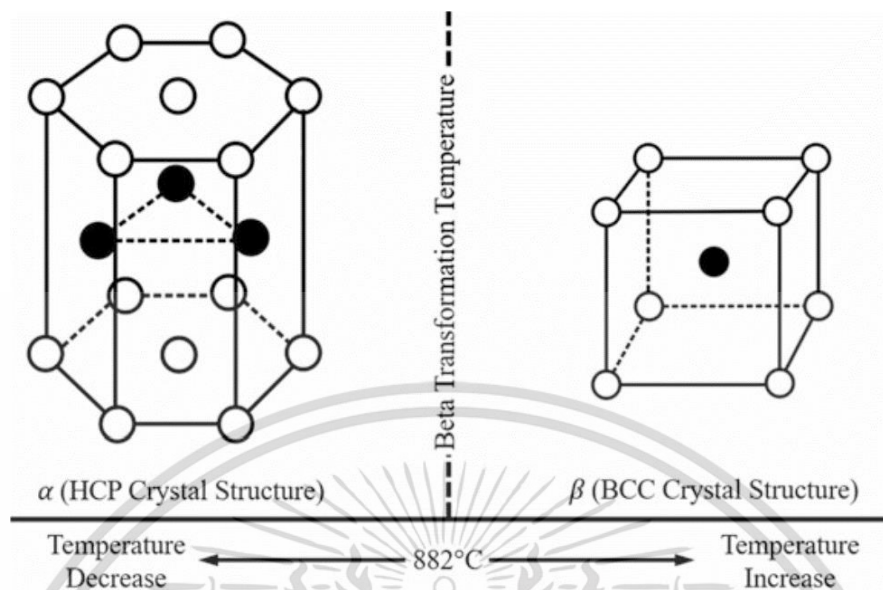
2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้อง

2.2.1 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องโครงสร้างวัสดุเชิงประกอบ

วัสดุเชิงประกอบ (Composite materials) เกิดจากการนำวัสดุอย่างน้อยสองชนิดมาประกอบเข้าด้วยกัน เพื่อเพิ่มสมบัติโดยรวมหรือสมบัติใดสมบัติหนึ่งของวัสดุเหล่านั้นให้ดียิ่งขึ้น วัสดุเชิงประกอบจะต้องประกอบไปด้วยส่วนที่ทำหน้าที่เป็นเนื้อพื้น (Matrix) และส่วนเสริมแรง (Dispersed phase) โดยข้อดีของวัสดุเชิงประกอบนั้น มักจะมีความแข็งแรงสูงเมื่อเทียบกับน้ำหนักรวมของวัสดุนั้น หรือมีความหนาแน่นต่ำลง วัสดุเชิงประกอบจะสามารถจำแนกได้เป็น 3 ประเภทตามชนิดของเนื้อพื้น (Matrix) คือวัสดุเชิงประกอบที่มีเนื้อพื้นเป็นพอลิเมอร์ วัสดุเชิงประกอบที่มีเนื้อพื้นเป็นเซรามิก และวัสดุเชิงประกอบที่มีเนื้อพื้นเป็นโลหะ หรือหากแบ่งตามลักษณะของส่วนเสริมแรง จะสามารถแบ่งได้ 3 ลักษณะเช่นกันคือ วัสดุเชิงประกอบที่มีการเสริมแรงด้วยอนุภาค วัสดุเชิงประกอบที่มีการเสริมแรงด้วยเส้นใย และ วัสดุเชิงประกอบที่มีการเสริมแรงแบบโครงสร้าง และหนึ่งในวัสดุเชิงประกอบที่มีความน่าสนใจ คือ วัสดุเชิงประกอบโลหะแบบเสริมแรงด้วยโครงสร้าง ที่นำไทเทเนียม (Titanium) และอลูมิเนียม (Aluminum) มาประกอบเข้าด้วยกัน โดยทั้งไทเทเนียมและอลูมิเนียมมีสมบัติโดดเด่นเรื่องความหนาแน่นที่ต่ำ เมื่อเทียบกับโลหะชนิดอื่นๆ เช่น เหล็กกล้า ทั้งนี้การนำไทเทเนียมและอลูมิเนียมมาประกอบเข้าด้วยกันอาจเกิดสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นได้ ซึ่งสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นมีความต้านทานการกัดกร่อน และสมบัติทางกลที่ดีขึ้นด้วย เช่น ความสามารถในการทนทานต่อความล้า เป็นต้น [29]

2.2.1.1 ไทเทเนียม

ไทเทเนียม (Titanium) เป็นโลหะทรานซิชันที่มีน้ำหนักเบาและทนต่ออุณหภูมิ เนื่องจากมีความหนาแน่นต่ำและจุดหลอมเหลวสูง การผสมผสานระหว่างคุณสมบัติทั้งสองนี้ทำให้ไทเทเนียมเป็นวัสดุที่น่าดึงดูดสำหรับการใช้งานในอุตสาหกรรมหลายประเภท อย่างไรก็ตาม ลักษณะของโลหะผสมไทเทเนียมส่วนใหญ่ขึ้นอยู่กับโครงสร้างจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี ไทเทเนียมแสดงโครงสร้างผลึกที่ต่างกันสองแบบ คือ Hexagonal Close Packed (HCP) และ Body Centered Cubic (BCC) ดังแสดงในรูปที่ 2.20 โดยที่ Hexagonal Close Packed (HCP) หรือ α -Titanium จะพบได้ที่อุณหภูมิห้อง และโครงสร้างผลึกแบบ α -Titanium จะเปลี่ยนไปเป็นโครงสร้างผลึกมีการจัดเรียงตัวแบบ Body Centered Cubic (BCC) หรือ β -Titanium เมื่ออุณหภูมิสูงกว่า 882°C ซึ่งพบได้ในไทเทเนียมบริสุทธิ์ ($> 99\% \text{ Ti}$) [30]



รูปที่ 2.20 โครงสร้างผลึกที่เป็นไปได้สองแบบของไทเทเนียม [30]

2.2.1.2 อลูมิเนียม

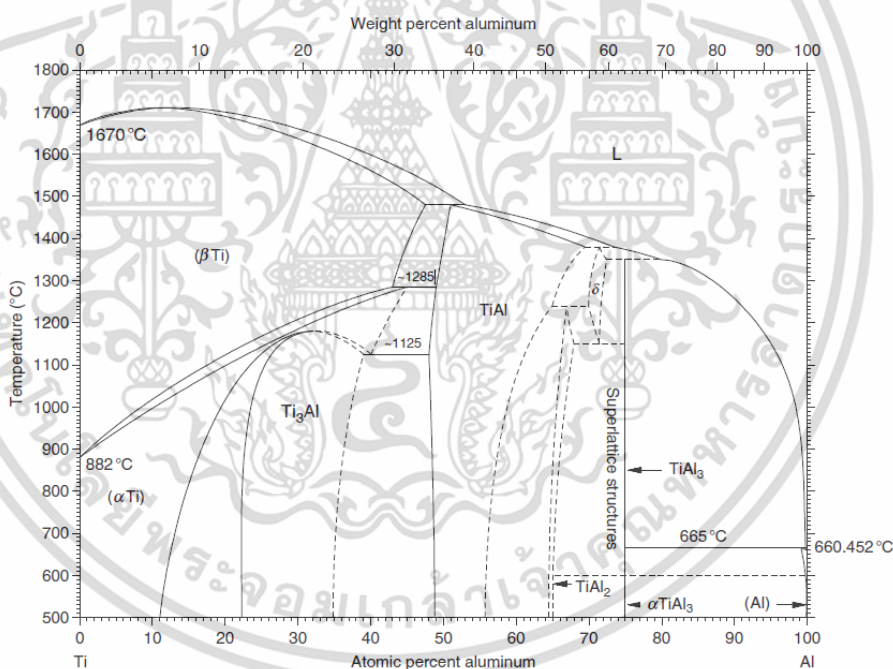
อลูมิเนียม (Aluminum) เป็นวัสดุน้ำหนักเบาที่มีความหนาแน่น 2.7 g/cm^3 ประมาณหนึ่งในสามของเหล็กกล้า (7.83 g/cm^3) ซึ่งมีจุดหลอมเหลวที่ 657°C (1215°F) อลูมิเนียมและโลหะผสมอลูมิเนียมมีคุณสมบัติเด่นหลายประการ เช่น ความต้านทานการกัดกร่อนและความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดี การนำไฟฟ้าและความร้อนสูง ความหนาแน่นต่ำ ความเหนียวสูงและความแข็งแรงสูงพอสมควร และต้นทุนการผลิตที่ค่อนข้างต่ำ จากคุณสมบัติดังกล่าว อลูมิเนียมมักจะถูกนำไปใช้เป็นส่วนประกอบอากาศยานและเครื่องบิน ตลอดจนยานพาหนะทางบกและทางน้ำ เป็นต้น [31], [32]

2.2.1.3 สารประกอบเชิงโลหะ Ti-Al

ไทเทเนียมอลูมิไนด์ (Titanium aluminide) เป็นวัสดุที่จัดอยู่ในประเภทสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compound) หรือวัสดุที่ประกอบด้วย การรวมกันของโลหะอย่างน้อยสองชนิด เพื่อปรับปรุงสมบัติทางกลของวัสดุ โดยไทเทเนียมอลูมิไนด์คือวัสดุเชิงประกอบที่เกิดจากการรวมตัวระหว่างไทเทเนียม (Titanium) และอลูมิเนียม (Aluminum) อีกทั้งไทเทเนียมอลูมิไนด์มีคุณสมบัติทางกลที่น่าสนใจ เช่น มีความหนาแน่นต่ำ ทำให้วัสดุชนิดนี้มีน้ำหนักเบา มีความแข็งแรงสูง มีความแข็งแกร่งสูง สามารถรับแรงกระแทกได้ดี และต้านทานการแตกหักได้ดี [30], [3], [4]

2.2.1.4 แผนภาพไดอะแกรม Ti-Al

Ti-Al binary phase diagram (BPD) เป็นหนึ่งในเฟสไดอะแกรมที่สำคัญที่สุดของการศึกษาและพัฒนาโลหะผสมไทเทเนียม (Ti-alloys) ซึ่งอลูมิเนียมมีความสำคัญต่อการผสมไทเทเนียมเช่นเดียวกับการผสมคาร์บอนสำหรับเหล็กกล้า [33] โดยที่แผนภาพไดอะแกรมของไทเทเนียม-อลูมิเนียม ดังแสดงในรูปที่ 2.20 พบว่าไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่เป็นของแข็ง HCP α -Ti มีความเสถียรที่อุณหภูมิห้องไปจนถึงอุณหภูมิสูงที่ 882°C (1620 F) และ BCC β -Ti มีความเสถียรตั้งแต่ 882°C (1620 F) จนถึงอุณหภูมิหลอมละลาย [34] เมื่ออลูมิเนียมถูกเจือเข้าไปในไทเทเนียม ส่งผลให้เกิดสารประกอบระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเกิดขึ้น เช่น เมื่ออลูมิเนียมมีปริมาณระหว่าง 22-35 % at. จะก่อให้เกิดสารประกอบ Ti_3Al ขึ้น เมื่ออลูมิเนียมมีปริมาณระหว่าง 48-69.5 % at. จะทำให้เกิดการก่อตัวของสารประกอบ TiAl ขึ้น เมื่ออลูมิเนียมมีปริมาณระหว่าง 65-68 % at. จะก่อให้เกิดสารประกอบ TiAl_2 ขึ้น และการก่อตัวของสารประกอบ TiAl_3 จะเกิดขึ้นเมื่ออลูมิเนียมมีปริมาณระหว่าง 65-99.9 % at. เป็นต้น



รูปที่ 2.21 แผนภาพไดอะแกรม Ti-Al [35]

นอกจากการเปลี่ยนเฟสของไทเทเนียมจาก HCP α -Ti เป็น BCC β -Ti ที่อุณหภูมิ 882°C (1620 F) แล้ว ยังพบการเปลี่ยนเฟสของปฏิกิริยาระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่มีความน่าสนใจ ดังนี้

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

1. ปฏิกิริยาเพอริเทคติก (Peritectic reaction) คือปฏิกิริยาระหว่างเฟสของเหลวและของแข็ง แล้วเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นเฟสของแข็งชนิดใหม่ โดยปฏิกิริยาเพอริเทคติกระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียมสามารถพบได้ดังตารางที่ 2.3

ตารางที่ 2.3 แสดงปฏิกิริยาเพอริเทคติกระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียม

Phase	Contents	Temperature
$L + \beta\text{Ti} \leftrightarrow \text{TiAl}$	53.0 at. % Al.	1490°C
$L + \text{TiAl} \leftrightarrow \text{Ti}_2\text{Al}_5$	73.5 at. % Al.	1416°C
$L + \text{Ti}_2\text{Al}_5 \leftrightarrow \text{TiAl}_3$	80.0 at. % Al.	1393°C
$L + \text{TiAl}_3 \leftrightarrow \text{Al}$	99.9 at. % Al.	665°C

2. ปฏิกิริยาเพอริเทคตอย (Peritectoid reaction) คือปฏิกิริยาระหว่างเฟสของแข็งทั้งสองชนิด แล้วเกิดการเปลี่ยนแปลงเป็นเฟสของแข็งชนิดใหม่ โดยปฏิกิริยาเพอริเทคตอยระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียมสามารถพบได้ดังตารางที่ 2.4

ตารางที่ 2.4 แสดงปฏิกิริยาเพอริเทคตอยระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียม

Phase	Contents	Temperature
$\beta\text{Ti} + \text{TiAl} \leftrightarrow \alpha\text{Ti}$	43.0 at. % Al.	1285°C
$\text{TiAl} + \text{Ti}_2\text{Al}_5 \leftrightarrow \text{TiAl}_2$	65.0 at. % Al.	1199°C

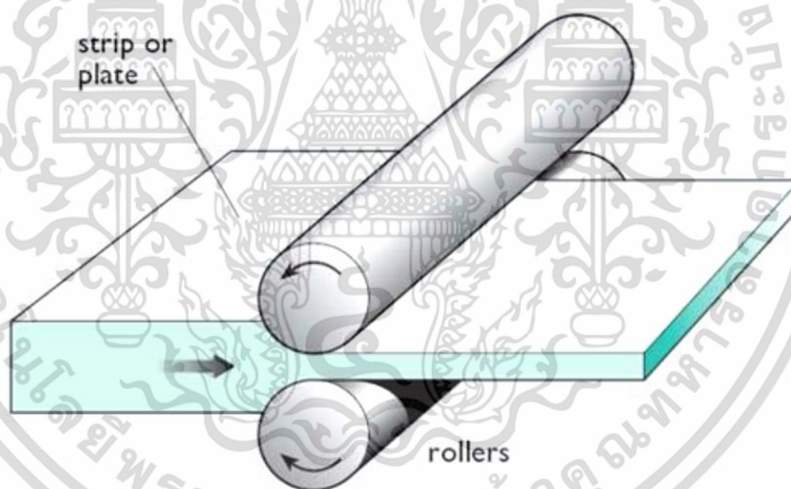
3. ปฏิกิริยายูเทคตอย (Eutectoid reaction) คือปฏิกิริยาจากเฟสของแข็งชนิดหนึ่ง เปลี่ยนสภาพกลายเป็นเฟสของแข็งชนิดใหม่ 2 ชนิด โดยปฏิกิริยายูเทคตอยระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียมสามารถพบได้ดังตารางที่ 2.5 [22], [33]

ตารางที่ 2.5 แสดงปฏิกิริยายูเทคตอยระหว่างโลหะไทเทเนียมและอลูมิเนียม

Phase	Contents	Temperature
$\alpha\text{Ti} \leftrightarrow \text{Ti}_3\text{Al} + \text{TiAl}$	40.0 at. % Al.	1119°C
$\text{Ti}_2\text{Al}_5 \leftrightarrow \text{TiAl}_2 + \text{TiAl}_3$	71.5 at. % Al.	990°C

2.2.2 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการรีด

การรีด (Rolling) คือกระบวนการที่ทำให้โลหะ (Metal) หรือโลหะผสม (Metal alloy) เกิดการเสียรูปอย่างถาวร โดยผ่านช่องว่างของลูกรีด 2 ลูกที่หมุนไปในทิศทางตามเข็มนาฬิกาและทวนเข็มนาฬิกา [36], [37] โดยในระหว่างการรีดของชิ้นงานจะเกิดแรงเสียดทานและแรงอัดจากลูกรีดที่บีบอัดชิ้นงานให้บางลงและยาวขึ้น หรือมีความยาวมากกว่าความยาวเดิม [36]–[38] ดังรูปที่ 2.22 ดังนั้นเมื่อชิ้นงานผ่านช่องว่างระหว่างลูกรีดเสร็จแล้ว นอกจากจะมีความยาวและความกว้างเพิ่มขึ้น จะต้องได้ความหนาที่ลดลงกว่าขนาดเดิม กระบวนการรีดเป็นรูปแบบเฉพาะของการขึ้นรูปโลหะที่นิยมใช้กันอย่างแพร่หลายที่สุดในกระบวนการขึ้นรูปโลหะทั้งหมด เนื่องจากมีผลผลิตที่สูงขึ้นและต้นทุนต่ำ โดยการรีดถูกพัฒนาขึ้นครั้งแรกในช่วงปลายทศวรรษที่ 1500 ซึ่งการรีดแบบเรียบหรือการรีดอย่างง่าย จะทำให้ชิ้นงานหลังจากการรีดมีลักษณะเป็นแบบแบน (Flat) แบบแผ่น/เพลต (Plate) หรือแบบแผ่นบางๆ (Sheet) [36], [39] โดยกระบวนการรีดจะถูกนำไปใช้ประโยชน์ในด้านอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น อุตสาหกรรมก่อสร้าง และ อุตสาหกรรมยานยนต์ เป็นต้น [39]

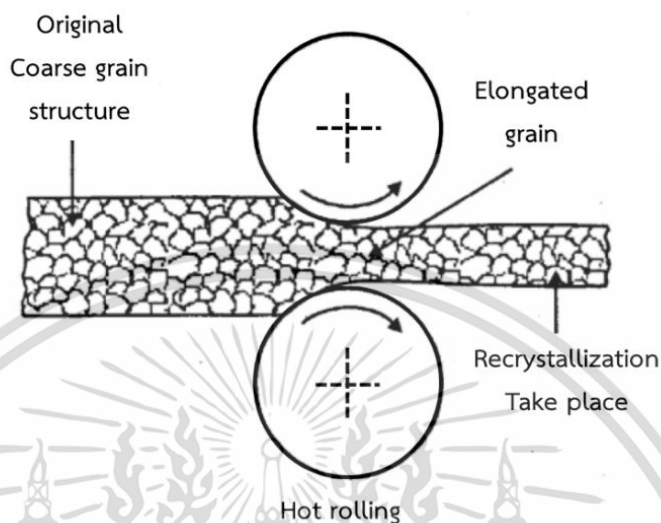


รูปที่ 2.22 กระบวนการรีด [36]

2.2.2.1 การรีดร้อน (Hot rolled)

การรีดร้อน (Hot rolled) คือกระบวนการการเปลี่ยนรูปหรือผิดรูปอย่างถาวรของโลหะที่อุณหภูมิสูงกว่าอุณหภูมิการตกผลึกใหม่ (Recrystallization) ดังรูปที่ 2.23 [37], [40] จากโครงสร้างเกรนที่มีความหยาบ เปราะง่าย และเกิดรูพรุนของแท่งโลหะ เมื่อผ่านการรีดร้อนจะเกิดเกรนใหม่ที่โตทุกทิศทุกทางอย่างสม่ำเสมอ (Equiaxed grain) โดยปราศจากความเครียดหรือความเค้นตกค้าง ขนาดของเกรนมีความละเอียดขึ้นและมีคุณสมบัติที่เพิ่มขึ้น ซึ่งจะแทนที่เกรนเดิมที่อุณหภูมิสูงกว่าการตกผลึกใหม่

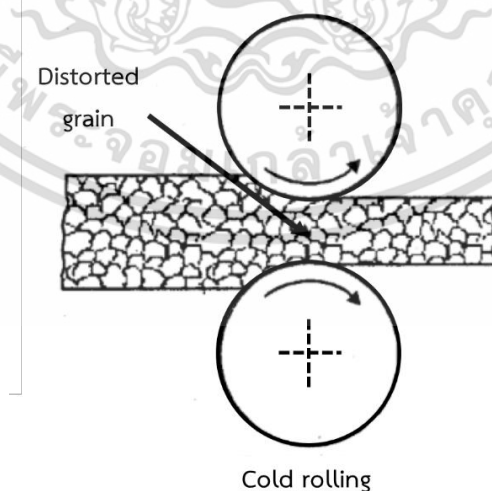
[36] ในกระบวนการที่ให้ความร้อนอาจทำให้คุณสมบัติของแรงดิ่งลดลง ซึ่งส่งผลให้ความหนาแน่นของดิสโลเคชันลดลง ความแข็งแรงลดลง แต่จะทำความเหนียวของชิ้นงานสูงขึ้น [36], [37]



รูปที่ 2.23 กระบวนการรีดร้อน [37]

2.2.2.2 การรีดเย็น (Cold rolled)

การรีดเย็น (Cold rolled) คือกระบวนการการเปลี่ยนรูปหรือผิดรูปอย่างถาวรของโลหะที่ได้รับแรงอัดจากการบีบของลูกรีดที่อุณหภูมิต่ำหรืออุณหภูมิห้อง ที่ไม่เกิดการตกผลึกใหม่ (Recrystallization) ดังรูปที่ 2.24 และมักจะอยู่ภายใต้การหล่อลื่นด้วยน้ำมัน [37], [39], [41] โดยที่เปอร์เซ็นต์การลดขนาดของการรีดและปริมาณความเครียดที่กำหนดขึ้นจะเป็นตัวกำหนดความแข็งแรงและคุณสมบัติของชิ้นงาน อีกทั้งข้อดีของการรีดเย็นคือความแม่นยำของขนาดและจะทำให้พื้นผิวเรียบสม่ำเสมอ [39]



รูปที่ 2.24 กระบวนการรีดเย็น [37]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เปอร์เซ็นต์การลดขนาดของการรีดเย็น สามารถคำนวณได้ดังนี้

$$\% \text{ Reduce} = \frac{\Delta T}{T_0} \times 100\% = \frac{T_0 - T_d}{T_0} \times 100\% \quad (2.1)$$

โดยที่ T_0 คือความหนาหน้าก่อนรีด และ T_d คือความหนาหลังรีด

2.2.3 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับความเค้นตกค้าง

2.2.3.1 ความเค้นตกค้าง

ความเค้นตกค้าง (Residual stress) คือกระบวนการเสียรูปที่เกิดจากความไม่สม่ำเสมอภายในวัสดุ อาจเป็นผลมาจากความแตกต่างของการขยายตัวทางความร้อน การเสียรูป (ความเค้นและความเครียด) และโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ [42]–[44] ซึ่งการเกิดความเค้นตกค้างสามารถส่งผลเสียหรือเป็นประโยชน์ต่ออายุการใช้งานหรือประสิทธิภาพของวัสดุได้ ทั้งนี้ขึ้นอยู่กับธรรมชาติของความเค้นตกค้างกรณีผลกระทบหรือผลเสียที่เป็นอันตรายของความเค้นตกค้าง (แรงอัดหรือแรงดึง) โครงสร้างของวัสดุอาจบิดเบี้ยวอย่างรุนแรง ซึ่งอาจส่งผลให้วัสดุมีความเครียดตกค้างทำให้อายุการใช้งานของวัสดุลดลงอย่างมาก [43], [44] แต่ในทางกลับกัน ผลในเชิงบวกอย่างเทคนิคการรักษาพื้นผิว เช่น กระบวนการพ่นยิงด้วยอนุภาคขนาดเล็ก (Shot peening) ซึ่งทำให้เกิดแรงอัดตกค้าง เป็นที่ทราบกันดีอยู่แล้วว่าช่วยยืดอายุความล้าของวัสดุ การขยายตัวของหลุมวัสดุ (Cold hole expansion) ที่ความเค้นอัดรอบรูจะช่วยยืดอายุความล้า [45] สามารถสังเกตได้ว่าเทคนิคเหล่านี้ทำให้เกิดความเค้นอัดที่พื้นผิวของวัสดุ ความเค้นตกค้างจากแรงอัดช่วยปรับปรุงอายุความเมื่อยล้า ซึ่งชะลออัตราการเติบโตของรอยแตกที่พื้นผิว/ใต้ผิว การเพิ่มความแกร่ง เพิ่มความแข็งแรงของการแตกหัก โดยการเพิ่มความกดบนพื้นผิวเป็นอีกตัวอย่างหนึ่งของผลที่เป็นประโยชน์ของความเค้น [43], [44] ได้มีความพยายามอย่างมากในการปรับปรุงวัสดุ โดยการพัฒนาความเค้นตกค้างในงานพื้นฐาน รวมถึงการพัฒนาความเค้นตกค้างเข้ากับการออกแบบในอุตสาหกรรมการบินและอวกาศ นิวเคลียร์ และวิศวกรรมที่สำคัญอื่นๆ [43]

2.2.3.2 สาเหตุของความเค้นตกค้าง

1. ความเค้นตกค้างที่เกิดจากกระบวนการทางโลหะวิทยา การเปลี่ยนเฟสสามารถทำให้เกิดความเค้นตกค้าง เช่น การเปลี่ยนสถานะจากออสเทนไนต์เป็นมาร์เทนไซต์ในเหล็กกล้าในระหว่างการชุบแข็ง โดยความเค้นตกค้างที่เกิดขึ้นระหว่างการเปลี่ยนเฟสนั้นจะเกิดจากความแตกต่างของปริมาตร (Volume) ระหว่างเฟสเกิดขึ้นใหม่และเฟสเริ่มต้นของโลหะวิทยา ซึ่งความแตกต่างของปริมาตรภายในเฟสจะทำให้เกิดการขยายตัว (Expansion) หรือการหดตัว (Contraction) ของโลหะ [46], [47]

2. ความเค้นตกค้างที่เกิดจากความร้อน กระบวนการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิที่เกิดขึ้นภายในวัสดุทำให้เกิดความเค้นตกค้างที่เกิดจากความร้อน โดยเมื่อวัสดุที่อุณหภูมิสูงถูกทำให้เย็นลงจนถึง

อุณหภูมิห้อง เช่น การเชื่อม การอบชุบด้วยความร้อน การรีดร้อน ฯลฯ จะทำให้การไถ่ระดับอุณหภูมิที่แตกต่างกันไปตามทิศทางที่ต่างกันและมีอัตราการระบายความร้อนที่ไม่สม่ำเสมอทั่วทั้งวัสดุ ด้วยเหตุนี้ จึงทำให้แรงดึงหรือแรงอัดเกิดความไม่สม่ำเสมอบนพื้นผิวจากการหดตัวทางความร้อนมีความแตกต่างกัน

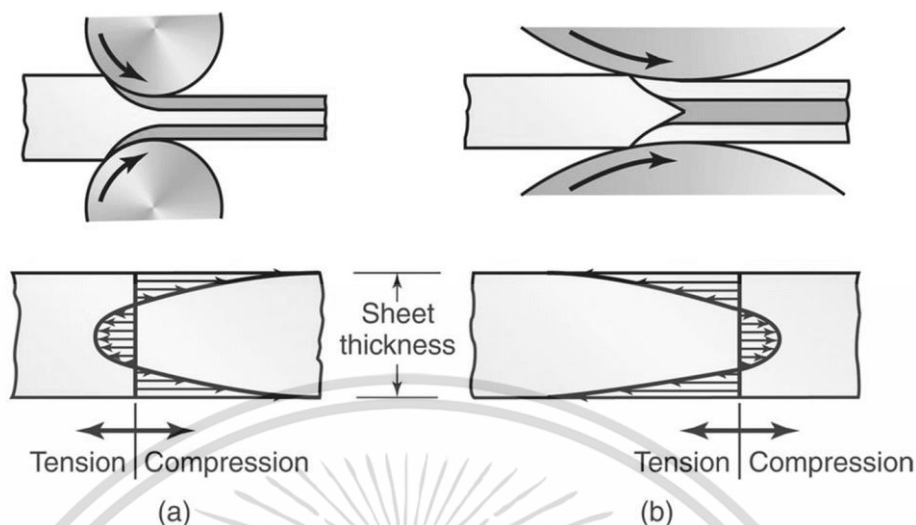
3. ความเค้นตกค้างที่เกิดจากแรงทางกล การเสียรูปของวัสดุจะทำให้เกิดความเค้นตกค้างจากแรงกระทำทางกล เมื่อวัสดุถูกจำกัดไม่ให้กลับเข้าสู่ตำแหน่งสมดุลหลังจากที่ได้เปลี่ยนรูปจากแรงดึงหรือแรงอัดที่เกิดขึ้นภายในวัสดุและส่งผลให้เกิดความเค้นตกค้าง

4. ความเค้นตกค้างที่เกิดจากการตัดเฉือน เมื่อชิ้นงานผ่านกระบวนการตัดเฉือนจะทำให้เกิดความเค้นตกค้าง เนื่องจากกระบวนการตัดเฉือนเกี่ยวข้องกับการเปลี่ยนแปลงทางความร้อนและทางกล ความเค้นเหล่านี้จึงเป็นการรวมกันของความเค้นตกค้างทางความร้อนและความเค้นตกค้างทางกล เมื่ออุณหภูมิสูงขึ้นขณะที่ตัดเฉือนระหว่างเครื่องมือกับชิ้นงานหรือบริเวณใกล้เคียง ความเค้นตกค้างจากความร้อนจะเกิดขึ้น และความเค้นตกค้างทางกลถูกพัฒนาขึ้นจากการเสียรูปของส่วนประกอบโดยกระบวนการตัดเศษวัสดุ (Material removal processes) [46]

2.2.3.3 ความเค้นตกค้างหลังจากการรีด

จากการเสียรูปที่ไม่สม่ำเสมอของวัสดุในช่องว่างระหว่างลูกรีด จะส่งผลให้ความเค้นตกค้างเกิดขึ้นได้จากการรีดบนแผ่น (Plate) และแผ่นบางๆ (Sheet) ด้วยลูกรีดที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางขนาดเล็ก หรือการลดขนาดลงต่อรอบเพียงเล็กน้อย ก็มักจะทำให้โลหะเสียรูปที่พื้นผิวเกิดความเค้นตกค้างจากการกดอัด (Compressive) บนพื้นผิว และความเค้นแรงดึง (Tensile stresses) ที่อยู่ตรงกลาง ดังรูปที่ 2.25(a)

ในทางตรงกันข้าม ลูกรีดที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางขนาดใหญ่ และการหดตัวที่สูง มักจะทำให้ชิ้นงานจำนวนมากเสียรูปภายในมากกว่าพื้นผิว โดยที่ความเค้นตกค้างจะเกิดขึ้นบริเวณที่ตรงข้ามกับกรณีของลูกรีดที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางเล็ก ส่งผลให้โลหะเสียรูปที่พื้นผิวจะเกิดความเค้นตกค้างจากการกดอัด (Compressive) บริเวณตรงกลางชิ้นงาน และเกิดความเค้นแรงดึง (Tensile stresses) อยู่บนพื้นผิว ดังรูปที่ 2.25(b) [48]



รูปที่ 2.25 ความเค้นตักค้ำที่เกิดจากลูกรีด (a) ความเค้นตักค้ำที่เกิดขึ้นจากการรีดด้วยลูกรีดที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางเล็ก (b) ความเค้นตักค้ำที่เกิดขึ้นจากการรีดด้วยลูกรีดที่มีเส้นผ่านศูนย์กลางขนาดใหญ่

2.2.3.4 การวัดความเค้นตักค้ำ

กระบวนการผลิตทั้งหมดทำให้เกิดความเครียดตักค้ำในระดับหนึ่ง ผลกระทบของความเค้นตักค้ำอาจปรากฏชัดในรูปของรอยแตกหรืออาจตรวจไม่พบ บางครั้งความเค้นตักค้ำจะนำไปสู่ความเสียหาย เนื่องจากผลกระทบด้านลบต่อประสิทธิภาพของส่วนประกอบ จึงจำเป็นต้องตรวจสอบความเค้นตักค้ำอย่างใกล้ชิดและผลกระทบที่อาจเกิดขึ้นต่อสมบัติทางกล การวิเคราะห์ความเค้นตักค้ำเป็นวิธีการวิเคราะห์ความเสียหาย และยังช่วยในกระบวนการประเมินการออกแบบและการควบคุมคุณภาพ มีเทคนิคหลายอย่างในการกำหนดขนาดของความเค้นตักค้ำ แบ่งออกเป็น 2 ประเภทหลัก การทดสอบความเค้นตักค้ำแบบทำลายชิ้นงาน (Destructive) และการทดสอบความเค้นตักค้ำแบบไม่ทำลายชิ้นงาน (Non-destructive) ดังนี้

วิธีการวิเคราะห์ความเค้นตักค้ำแบบทำลายชิ้นงาน เป็นหนึ่งในวิธีการทางกล ในวิธีนี้จะพบความเค้นเริ่มต้นโดยใช้การกระจัด ซึ่งเกี่ยวข้องกับการปลดปล่อยความเครียดทั้งหมดหรือบางส่วนโดยการกำจัดวัสดุ

1. การเจาะหลุมลึก (Deep hole drilling) ในวิธีนี้จะเจาะหลุมทะลุเข้าไปในชิ้นงานทดสอบ เพื่อให้ความเค้นตักค้ำบริเวณขอบหลุมลดลง และใช้คำนวณการเปลี่ยนแปลงของเส้นผ่านศูนย์กลางหลุมเพื่อหาค่าความเค้นตักค้ำ

2. เทคนิคการแบ่งส่วนหรือการตัดเป็นส่วน (Sectioning technique) เป็นวิธีการทดสอบแบบทำลายชิ้นงานโดยนำเอาเนื้อวัสดุออกจากชิ้นงานทดสอบและวัดการเสียรูปเพื่อคำนวณความเค้นตักค้ำ เทคนิคการแยกส่วนจะใช้เป็นหลักในการวิเคราะห์ความเค้นตักค้ำภายในโครงสร้างของเหล็กกล้าไร้สนิม

อลูมิเนียม และเหล็กกล้าคาร์บอน มักเกี่ยวข้องกับการขึ้นรูปการตัดบนแผ่นวัสดุเพื่อปลดปล่อยความเค้นตกค้างที่มีอยู่ในแนวการตัด แต่ไม่ควรทำให้เกิดสภาพพลาสติกขึ้น (Plasticity) และไม่ควรสร้างความร้อนจากกระบวนการตัด เนื่องจากอาจส่งผลต่อความเค้นตกค้างเดิมได้ สามารถใช้เครื่องวัดความเครียดทางกลหรือทางไฟฟ้าเพื่อวัดความเครียดที่ปล่อยออกมาระหว่างการตัดแทน

3. การทำช่องสลิต (Slitting) วิธีนี้ช่วยกำหนดความเค้นตกค้างสำหรับขนาดที่ตัดผ่านวัตถุ ด้วยวิธีการทำสลิตโดยเพิ่มความลึกที่ละน้อย และวัดความเครียดที่คลายตัวโดยใช้เครื่องวัดความเครียดที่เชื่อมต่อที่พื้นผิวด้านหน้าและด้านหลัง

วิธีการเคราะห์แบบไม่ทำลายชิ้นงาน ในวิธีการที่ไม่ทำลายชิ้นงาน จะใช้ศึกษาการเปลี่ยนแปลงของระยะห่างแลคทิกของวัสดุที่เกิดจากความเค้นตกค้างคือ

1. การเลี้ยวเบนของนิวตรอน (Neutron diffraction) ใช้ลำนิวตรอนในการวัดระยะห่างผลึกในวัสดุ ความแตกต่างของพลังงานระหว่างนิวตรอนตกกระทบกับนิวตรอนที่ออกมาช่วยในการกำหนดความเค้นตกค้างจากระยะห่างของแลคทิก

2. การเลี้ยวเบนซินโครตรอน (Synchrotron diffraction) ใช้การแผ่รังสีแม่เหล็กไฟฟ้าจากซินโครตรอน และใช้วัดระยะห่างของแลคทิกซึ่งคล้ายกับการเลี้ยวเบนของนิวตรอน เพื่อคำนวณความเค้นตกค้าง

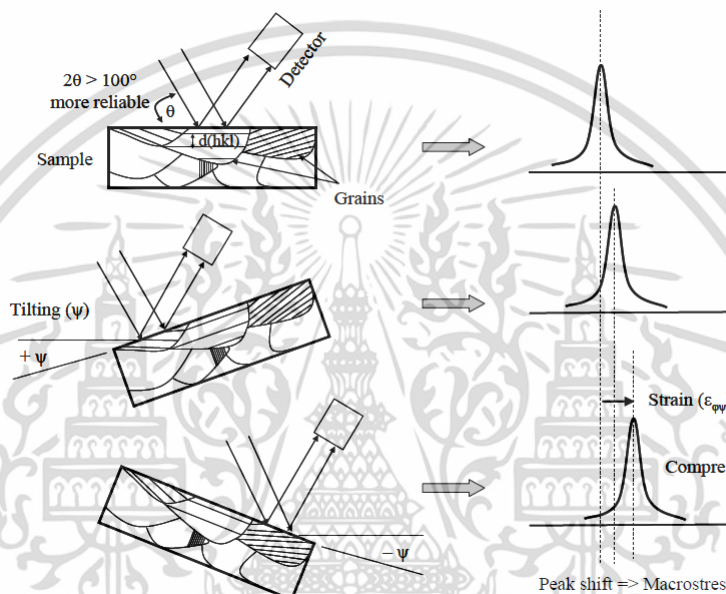
3. การเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction) รังสีเอกซ์วัดระยะห่างระหว่างระนาบระยะห่างเหล่านี้จะเปลี่ยนไปหากวัสดุอยู่ภายใต้ความเค้นตกค้าง การใช้กระบวนการนี้ วัดค่าความเค้นตกค้างบนพื้นผิวได้เท่านั้น เนื่องจากรังสีเอกซ์สามารถทะลุผ่านพื้นผิวของวัตถุได้ไม่เกินสองสามร้อยไมโครเมตร

2.2.3.5 วิธีการคำนวณความเค้นตกค้าง

เทคนิคในการตรวจวัดค่าการวัดความเค้นตกค้างของชิ้นงาน ไม่สามารถวัดค่าความเค้นตกค้างได้โดยตรง จึงต้องอาศัยหลักการและอุปกรณ์เครื่องมือที่เกี่ยวข้องสำหรับการหาความเค้นตกค้าง เช่น การวัดทางกล (Mechanical) การเลี้ยวเบน (Diffraction) การวัดสนามเหล็กและไฟฟ้า (Magnetic and electrical field) ควรเลือกให้เทคนิคให้เหมาะสมกับชนิดวัสดุ ขนาดชิ้นงาน ลักษณะโครงสร้างจุลภาค เป็นต้น ในงานวิจัยนี้การวัดความเค้นตรงค่างของชิ้นงานไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็นและผ่านการรีดเย็น จะถูกวิเคราะห์ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-ray diffraction) โดยอาศัยหลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ที่ตกกระทบพื้นผิวของผลึก เพื่อหาค่าความเค้นตกค้างบนพื้นผิว

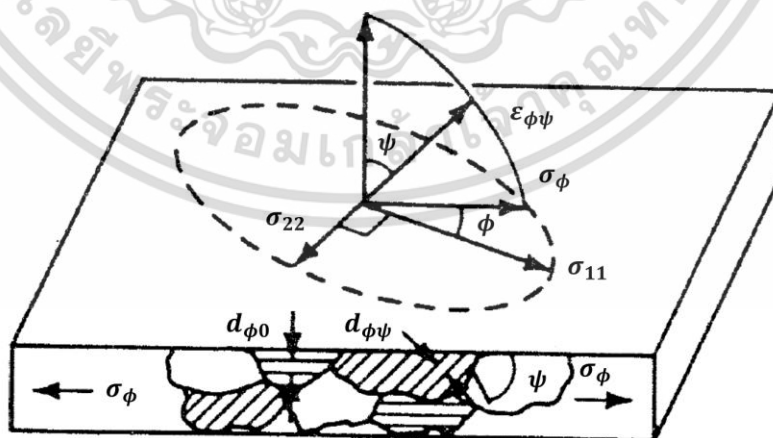
ความเค้นตกค้างสามารถวิเคราะห์โดยใช้วิธี $\sin^2 \Psi$ วิธีนี้เป็นเทคนิคที่ละเอียดอ่อนและแม่นยำในการวัดความเค้นตกค้างในรูปแบบเกรนละเอียด จากรูปที่ 2.26 ตำแหน่งของพีคการเลี้ยวเบนจะเลื่อน

(Shift) เมื่อขึ้นงานตัวอย่างเอียงทำมุม Ψ ซึ่งขนาดของการเลื่อน (Shift) จะสัมพันธ์กับขนาดของความเค้นตกค้าง ดังนั้นหากไม่มีความเค้นตกค้าง การเลื่อนจะเป็นศูนย์ [49] จากความลึกของการทะลุทะลวงของรังสีเอ็กซ์เรย์นั้นมีความตื้นมาก จึงถือว่าสภาวะของความเค้นระนาบอยู่ที่ชั้นผิวเลี้ยวเบน (Diffracting surface layer) การกระจายความเค้นจะอธิบายด้วยความเค้นตกค้างหลัก หรือความเครียดที่ใช้ σ_{11} และ σ_{22} ในระนาบของพื้นผิว แสดงดังรูปที่ 2.27 โดยไม่มีความเค้นตั้งฉากกับพื้นผิวอิสระ [50]



รูปที่ 2.26 แผนภาพแสดงการเปลี่ยนแปลงสูงสุดของการเลี้ยวเบนที่มีการเปลี่ยนแปลงในมุมเอียง Ψ

($d(hkl)$ = ระยะห่างแลตทิซของระนาบ hkl) [49]



รูปที่ 2.27 ความเค้นระนาบที่พื้นผิวอิสระ (Free surface) [49], [50]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

พิจารณาเวกเตอร์ความเครียด $\epsilon_{\phi\psi}$ อยู่ในระนาบที่กำหนด โดยกำหนดพื้นผิวปกติและความเค้น คือ σ_{ϕ} และ $\epsilon_{\phi\psi}$ คือมุม ψ กับพื้นผิวปกติ สามารถแสดงในรูปของความเค้นที่สนใจ/ต้องการศึกษาและผลรวมของความเค้นหลักได้ดังนี้

$$\epsilon_{\phi\psi} = \left(\frac{1+\nu}{E}\right) \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E}\right) (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.2)$$

โดยที่ E คือ มอดุลัสยืดหยุ่น และ ν คือ อัตราส่วนปัวซอง และจากสมการที่ 2.2 เกี่ยวข้องกับความเค้นพื้นผิว σ_{ϕ} ในทิศทางใดๆ โดยกำหนดมุม ϕ กับความเครียด $\epsilon_{\phi\psi}$ ในทิศทาง (ϕ, ψ) และความเค้นหลักในพื้นที่ผิว จากรูปที่ 2.27 ถ้า $d_{\phi\psi}$ เป็นระยะห่างระหว่างระนาบแลคทิกซ์ที่วัดในทิศทางที่กำหนด โดยมุม ϕ และ ψ จะเห็นได้ว่า เมื่อกำหนด σ_{ϕ} ให้เป็นความเค้นดึง ระยะห่างระหว่างระนาบของแลคทิกซ์ที่ขนานกับพื้นผิวจะลดลงตามอัตราส่วนการหดตัวของปัวซอง ในขณะที่ระยะห่างของระนาบที่เอียงไปในทิศทางของความเค้นดึงจะถูกขยายออก (Expanded) โดยความเครียดสามารถแสดงได้ในเทอมของการเปลี่ยนแปลงในระยะห่างของผลึกแลคทิกซ์ ในสมการ (2.3)

$$\epsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d}{d_0} = \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \quad (2.3)$$

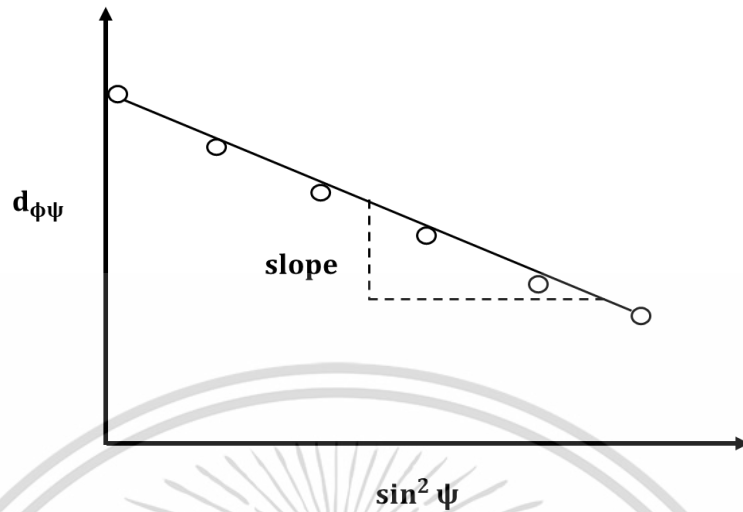
ที่ d_0 คือระยะห่างของแลคทิกซ์ที่ไม่มีความเครียดหรือ strain gage ซึ่งจะกลายเป็นระยะห่างของแลคทิกซ์ที่วัดในทิศทาง ϕ, ψ แทนค่าสมการ (2.3) ในสมการ (2.2) จะได้

$$\frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} = \left(\frac{1+\nu}{E}\right) \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E}\right) (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2.4)$$

และจัดเรียงใหม่เพื่อแก้สมการเพื่อหาค่า $d_{\phi\psi}$ โดยระยะห่างของแลคทิกซ์ที่วัดในทิศทางใดๆ สามารถแสดงเป็นฟังก์ชันของความเค้นที่มีอยู่ในชิ้นงานทดสอบและค่าคงตัวยืดหยุ่นในทิศทาง (hkl) ที่ใช้สำหรับการวัดความเค้น

$$d_{\phi\psi} = \left[\left(\frac{1+\nu}{E}\right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} d_0 \right] \sin^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E}\right)_{(hkl)} d_0 (\sigma_{11} + \sigma_{22}) + d_0 \quad (2.5)$$

โดยที่ $\left(\frac{\nu}{E}\right)_{(hkl)}$ หรือ S_1 และ $\left[\left(\frac{1+\nu}{E}\right)_{(hkl)}\right]$ หรือ $\frac{1}{2} S_2$ เป็นค่าคงที่ยืดหยุ่นของการเลี้ยวเบนในทิศทางของผลึกถึงระนาบแลคทิกซ์ (hkl) ที่ได้จากการวัดความเครียด จากสมการที่ 2.5 แสดงให้เห็นว่า ระยะห่างของแลคทิกซ์ที่วัดที่มุมใดๆ ในระนาบที่กำหนดโดย Θ_{ϕ} ในพื้นผิวปกติ จะแปรผันเป็นเส้นตรงตามฟังก์ชันของ $\sin^2 \psi$ ระยะห่างแลคทิกซ์ของระนาบ (311) ที่พลอตเป็นฟังก์ชันของ $\sin^2 \psi$ ในกรณีของการบีบอัด (Compression) จะแสดงในรูปที่ 2.28



รูปที่ 2.28 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระยะห่างระหว่างแลคทิกซ์ $d_{\phi\psi}$ และ $\sin^2 \psi$ [49]

จากจุดตัดของกราฟ $d_{\phi\psi}$ ที่ $\sin^2 \psi = 0$ เท่ากับระยะห่างของแลคทิกซ์ที่ไม่ได้รับแรงกดหรือไม่มีความเครียด ลบด้วยอัตราส่วนการหดตัวของบัพของที่เกิดจากผลรวมของความเครียดหลัก (σ_{11} และ σ_{22}) ดังสมการที่ 2.6

$$d_{\phi 0} = d_0 - \left(\frac{\nu}{E}\right)_{(hkl)} d_0 (\sigma_{11} + \sigma_{22}) = d_0 \left[1 - \left(\frac{\nu}{E}\right)_{(hkl)} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \right] \quad (2.6)$$

โดยค่าความชันจะได้

$$\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2 \psi} = \left(\frac{1+\nu}{E}\right)_{(hkl)} \sigma_{\phi} d_0 \quad (2.7)$$

และสามารถแก้สมการเพื่อหาความเค้น σ_{ϕ}

$$\sigma_{\phi} = \left(\frac{E}{1+\nu}\right)_{(hkl)} \frac{1}{d_0} \left(\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2 \psi}\right) \quad (2.8)$$

ความเค้นจะถูกกำหนดจากความชัน โดยสามารถทราบค่าคงที่ยึดหยุ่น และระยะห่างแลคทิกซ์ที่ไม่มีแรงกด เนื่องจากค่าของระยะห่างแลคทิกซ์ที่วัดที่ $\psi = 0$ จะแตกต่างกันไม่เกิน 0.1% จากระยะห่างแลคทิกซ์ที่ปราศจากความเครียด โดยจุดตัดจึงสามารถแทนด้วย d_0 ดังนั้นจึงสามารถคำนวณความเค้นตกค้างโดยไม่ต้องอ้างอิงมาตรฐานของความเครียดอิสระ (Stress-free standard) [49], [50]

2.2.4 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับการแพร่ของอะตอม

2.2.4.1 การแพร่ของอะตอม

การแพร่ คือกลไกการเคลื่อนที่ของสารหนึ่งไปยังอีกสารหนึ่ง เช่นอะตอมในก๊าซ (Gas) ของเหลว (Liquid) และของแข็ง (Solid) ในการแพร่ของก๊าซจะมีการเคลื่อนที่ของอะตอมได้ค่อนข้างเร็ว และการแพร่ในของเหลวจะมีการเคลื่อนที่ของอะตอมในของเหลวช้ากว่าในอะตอมของก๊าซ แต่ในการเคลื่อนที่ของอะตอมที่เป็นของแข็งนั้นจะสามารถเคลื่อนที่ได้อย่างจำกัด เนื่องจากพันธะที่ยึดติดกับอะตอม จึงต้องอาศัยพลังงานกระตุ้นให้เกิดการเคลื่อนที่ของอะตอม เช่น เมื่อถูกกระตุ้นด้วยความร้อน อะตอมภายในจะเกิดการสั่นสะเทือนทำให้อะตอมสามารถเคลื่อนที่ได้ โดยเป็นไปตามสมการของ Arrhenius ที่อุณหภูมิ/ความร้อนมีความสัมพันธ์กับอัตราการเคลื่อนที่ของอะตอม และในการแพร่ของอะตอมในโลหะและโลหะผสม (Alloy) มีความสำคัญอย่างมาก เนื่องจากปฏิกิริยาสถานะของแข็ง (Solid-state) ส่วนใหญ่เกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของอะตอม เช่น นิวเคลียส (Nucleation) และกระบวนการขึ้นรูปแบบเย็น (Cold working)

จากสมการของ Arrhenius ที่อุณหภูมิ/ความร้อนมีความสัมพันธ์กับอัตราการเคลื่อนที่ของอะตอม

$$\text{Rate} = C e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (2.9)$$

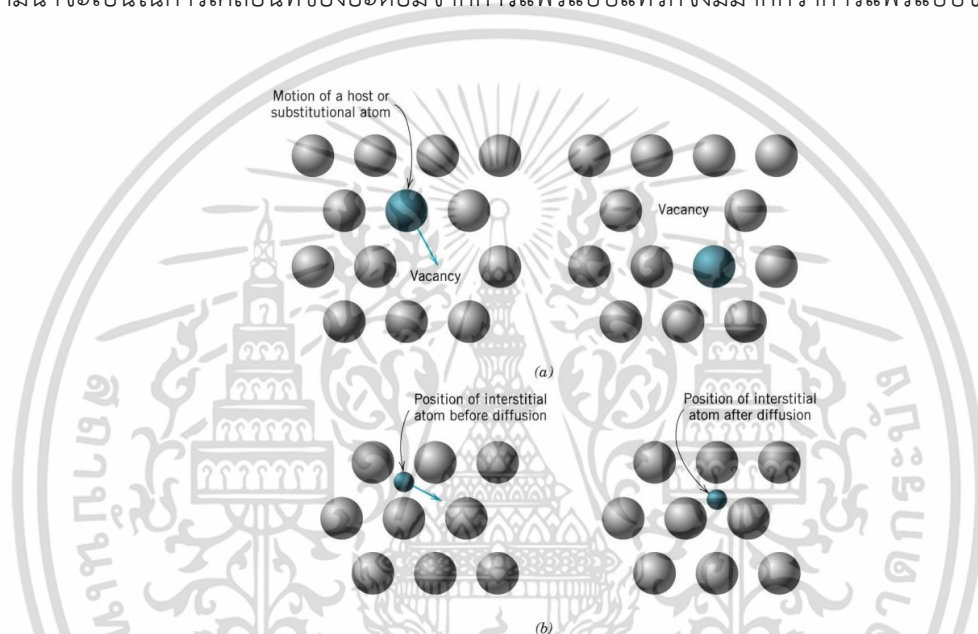
โดยที่	C	คือ ค่าคงที่ของอัตราเร็ว
	Q	คือ พลังงานก่อกัมมันต์ (J/mol)
	R	คือ ค่าคงที่ของก๊าซ (8.314 J/mol)
	T	คือ อุณหภูมิ (K)

2.2.4.2 กลไกการแพร่

ในสถานะการแพร่ในของแข็งหรือโลหะที่มีความบริสุทธิ์ พบว่าอะตอมนั้นจะเคลื่อนที่จากที่หนึ่งไปยังอีกที่หนึ่ง เรียกว่ากระบวนการแพร่นี้ว่า Self-diffusion แต่ในกรณีของกระบวนการแพร่ของอะตอมที่ต่างชนิดกัน สามารถแบ่งกลไกการแพร่หลักที่สำคัญออกเป็น 2 แบบคือ

1. กลไกการแพร่แบบช่องว่างหรือแบบแทนที่ (Vacancy or substitutional diffusion mechanisms) คือกลไกการเคลื่อนที่ของอะตอมจากที่หนึ่งไปแทนที่อีกที่หนึ่ง ถ้าอะตอมนั้นมีพลังงานก่อกัมมันต์ที่เพียงพอ ซึ่งเกิดการสั่นสะเทือนของอะตอมเนื่องจากได้รับการกระตุ้น/การให้ความร้อน ทำให้อะตอมที่อยู่บริเวณใกล้เคียงกับช่องว่าง (Vacancies) สามารถเคลื่อนที่ไปเข้าไปยังอีกตำแหน่งหนึ่งได้ ซึ่งการเคลื่อนที่ของอะตอมจากที่หนึ่งสู่ที่ว่างอีกตำแหน่งหนึ่งนั้น จะทำให้เกิดช่องว่างขึ้นจึงเรียกว่า การเคลื่อนที่แบบช่องว่าง ดังแสดงในรูปที่ 2.29 (a)

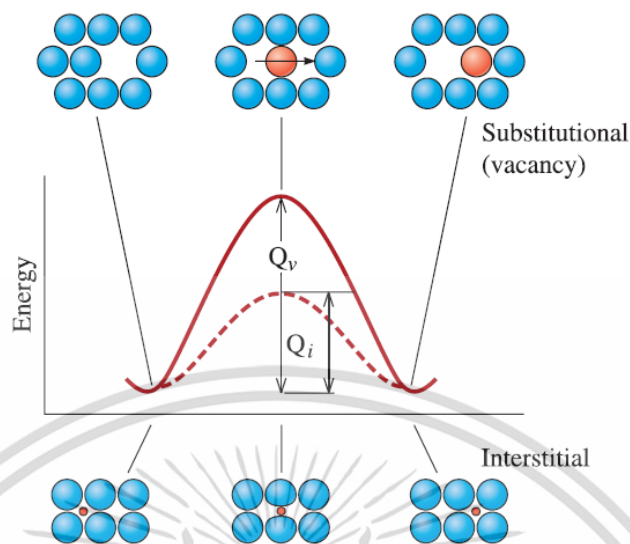
2. กลไกการแพร่แบบแทรก (Interstitial diffusion mechanisms) คือกลไกการเคลื่อนที่ของอะตอมที่แทรกอยู่ตามช่องว่างระหว่างอะตอมจากที่หนึ่งไปแทรกตัวอยู่อีกที่หนึ่ง ซึ่งการแพร่ในกลไกลักษณะนี้จะเกิดขึ้นได้ก็ต่อเมื่ออะตอมที่แพร่มีขนาดเล็กไปแทรกตัว (Interstitial position) อยู่ตามช่องว่างระหว่างอะตอมขนาดใหญ่ที่อยู่ใกล้เคียง ดังแสดงในรูปที่ 2.29 (b) โดยในโลหะผสมส่วนใหญ่ การแพร่แบบแทรกเกิดขึ้นเร็วกว่าการแพร่แบบช่องว่าง เนื่องจากอะตอมของการแพร่แบบแทรกมีขนาดเล็กกว่าและเคลื่อนที่ได้มากกว่า นอกจากนี้ยังมีตำแหน่งที่แทรกมีที่ว่างมากกว่าตำแหน่งของช่องว่าง ดังนั้นความน่าจะเป็นในการเคลื่อนที่ของอะตอมจากการแพร่แบบแทรกจึงมีมากกว่าการแพร่แบบช่องว่าง



รูปที่ 2.29 (a) กลไกการแพร่แบบช่องว่าง (b) กลไกการแพร่แบบแทรก

2.2.4.3 พลังงานกระตุ้นที่ใช้ในการแพร่

การที่อะตอมจะสามารถเคลื่อนที่จากที่หนึ่งไปยังอีกที่หนึ่งได้จะต้องอาศัยพลังงานที่มากพอ ดังแสดงในรูปที่ 2.30 พลังงานที่ใช้ในการทำให้อะตอมเคลื่อนที่ต้องเป็นพลังงานที่มีค่ามากกว่าพลังงานเดิมของอะตอม หรือเรียกว่า พลังงานก่อกัมมันต์ (Activation energy, Q) ซึ่งพลังงานก่อกัมมันต์ได้มาจากการให้ความร้อนเพื่อไปช่วยกระตุ้นการเคลื่อนที่ของอะตอม โดยทั่วไปแล้วอะตอมที่การแพร่แบบช่องว่างต้องการพลังงานมากกว่าการแพร่แบบแทรก นอกจากนี้พลังงานก่อกัมมันต์ของวัสดุแต่ละชนิดมีค่าไม่เท่ากัน เนื่องจากจุดหลอมเหลวที่ต่างกัน และพลังงานก่อกัมมันต์ที่ต่ำบ่งบอกถึงการเกิดการแพร่ที่ง่าย



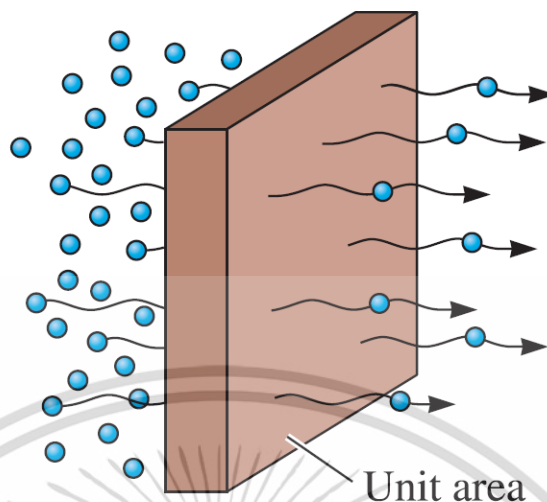
รูปที่ 2.30 พลังงานก่อกัมมันต์ (Activation energy, Q) [32]

2.2.4.4 การแพร่ในสถานะคงตัว

เมื่อการแพร่เป็นแบบสถานะคงตัว (Steady state) คือ การที่ความเข้มข้นไม่มีการเปลี่ยนแปลงตามเวลา สามารถหาอัตราการแพร่ของอะตอมได้จากค่าฟลักซ์ (Flux, J) ที่แสดงค่าอัตราการถ่ายโอนของอะตอมจากที่มีความเข้มข้นสูงไปยังที่มีความเข้มข้นต่ำ หรือจำนวนอะตอมที่เคลื่อนที่ผ่านระนาบของหน่วยพื้นที่หน้าตัดต่อหนึ่งหน่วยเวลา ซึ่งเป็นไปตามกฎของ Fick (Fick's first law)

$$J = -D \left(\frac{\Delta c}{\Delta x} \right) \quad (2.10)$$

โดยที่ J คือ ค่าฟลักซ์ ($\text{atom} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$)
 D คือ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$)
 $\frac{\Delta c}{\Delta x}$ คือ ค่าการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นตามระยะทาง ($\text{atom} \cdot \text{m}^{-3} \cdot \text{m}^{-1}$)



รูปที่ 2.31 ฟลักซ์ (Flux) ขณะเกิดการแพร่หาจากจำนวนของอะตอมที่ซึมผ่านต่อหน่วยพื้นที่ต่อหน่วยเวลา [51]

2.2.4.5 การแพร่ในสถานะไม่คงตัว

การแพร่ในสถานะไม่คงตัว (Non-steady state) คือกระบวนการแพร่ที่ความเข้มข้นของอะตอมบริเวณหนึ่งจะเปลี่ยนแปลงตามเวลา ซึ่งมีหลายกรณีที่เกิดการแพร่แบบสถานะไม่คงตัวโดยที่ความเข้มข้นของอะตอม ณ ตำแหน่งใดๆที่กำหนดค่าหนึ่งจะเปลี่ยนแปลงตามเวลา จึงเป็นไปตามกฎข้อสองของ Fick (Fick's second law)

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (2.11)$$

ถ้าหากค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ (D) ไม่ขึ้นอยู่กับตำแหน่ง (x) และความเข้มข้น (C) (ซึ่งควรตรวจสอบสำหรับการแพร่แต่ละสถานการณ์) เราสามารถเขียนกฎข้อที่สองของ Fick ในรูปแบบย่อได้ดังนี้

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (2.12)$$

ผลเฉลยของสมการนี้ที่ความเข้มข้นเป็นฟังก์ชันของตำแหน่งและเวลาขึ้นอยู่กับเงื่อนไขขอบเขตทางกายภาพที่เหมาะสม

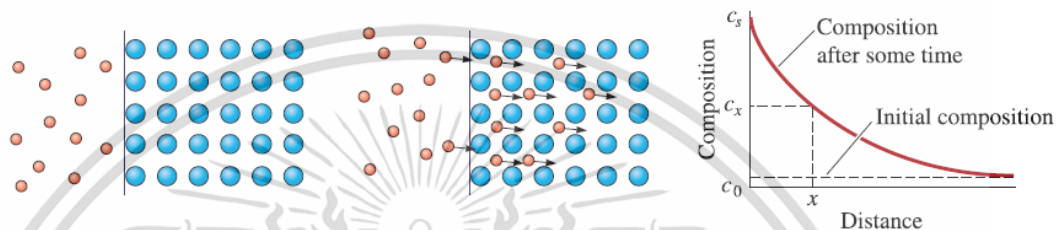
$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_o} = \text{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (2.13)$$

- โดยที่ C_s คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่ผิวของวัสดุ
 C_o คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่มีอยู่ในวัสดุก่อนเกิดการแพร่
 C_x คือ ความเข้มข้นของอะตอมที่มีระยะห่างจากผิว x ที่เวลา t
 D คือ ค่าสัมประสิทธิ์การแพร่ของอะตอม

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

x คือ ระยะห่างจากผิว
 t คือ เวลา
 erf คือ error function ทางคณิตศาสตร์

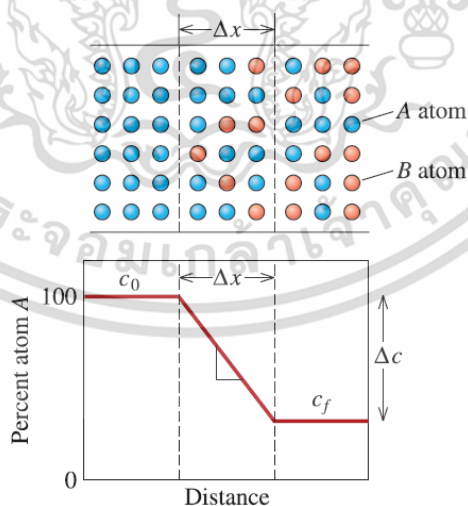
จากสมการเหล่านี้ สามารถสันนิษฐานตามหลักพื้นฐานว่าเป็นแบบจำลองมิติเดียว กล่าวคือ อะตอมจะเคลื่อนที่ไปในทิศทาง x เท่านั้น ดังแสดงในรูปที่ 2.32



รูปที่ 2.32 การแพร่ของอะตอมเข้าสู่ผิววัสดุ ซึ่งเป็นไปตามกฎข้อที่สองของ Fick [51]

2.2.4.6 ปัจจัยที่มีอิทธิพลต่ออัตราการแพร่ของอะตอม

1. ความเข้มข้นหรือการเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นตามระยะทาง (Concentration gradient) คือ ความสัมพันธ์ของการเปลี่ยนแปลงปริมาณความเข้มข้นของอะตอม (Δc) ที่เปลี่ยนแปลงไปตามระยะทาง (Δx) ดังรูปที่ 2.33 ซึ่งเกิดขึ้นเมื่อวัสดุ 2 ชนิดที่มีองค์ประกอบแตกต่างกันมาสัมผัสกัน หรือเกิดจากก๊าซหรือของเหลวที่มีความเข้มข้นมากๆ อยู่ล้อมรอบวัสดุที่เป็นของแข็งแล้วเกิดการแพร่หรือถ่ายเทอะตอมจากบริเวณที่มีความเข้มข้นสูงไปยังบริเวณที่มีความเข้มข้นต่ำ



รูปที่ 2.33 การเปลี่ยนแปลงความเข้มข้นของอะตอมที่เปลี่ยนแปลงตามระยะทาง [51]

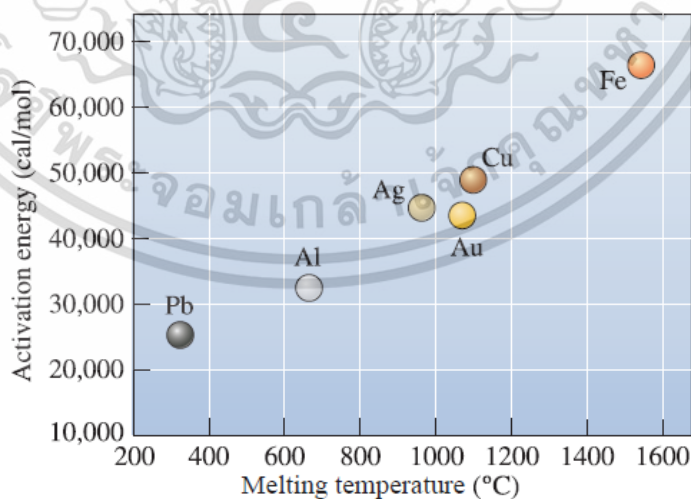
2. อุณหภูมิและสัมประสิทธิ์การแพร่ (Diffusion coefficient) โดยสัมประสิทธิ์ของการแพร่จะมีความสัมพันธ์กับอุณหภูมิ ตามสมการของ Arrhenius ดังนี้

$$D = D_0 e^{-Q/RT} \quad (2.14)$$

โดยที่ D_0 คือ ค่าคงที่ของระบบการแพร่
 Q คือ พลังงานก่อกัมมันต์ (J/mol)
 R คือ ค่าคงที่ของก๊าซ (8.314 J/mol)
 T คือ อุณหภูมิ (K)

จากการแพร่เกี่ยวข้องกับการเคลื่อนที่ของอะตอม เมื่ออุณหภูมิมีค่าเพิ่มขึ้นจะส่งผลให้อัตราเร็วในการแพร่ของอะตอมเพิ่มขึ้นไปด้วย เนื่องจากพลังงานกระตุ้นมีค่าสูง ดังนั้นในกระบวนการแพร่ที่เกิดขึ้นกับโลหะหรือเซรามิก จึงมักเกิดขึ้นที่อุณหภูมิค่อนข้างสูง จากผลการทดลองของ Arrhenius พบว่าอัตราเร็วในการแพร่ของอะตอมนั้นขึ้นอยู่กับค่าสัมประสิทธิ์ของการแพร่จึงมีความสัมพันธ์กับอุณหภูมิ

3. ชนิดของโครงสร้างผลึก ในการแพร่นั้นมีปัจจัยหลายอย่างส่งผลต่อพลังงานก่อกัมมันต์ หรือพลังงานกระตุ้น โดยที่อัตราการแพร่ของการแพร่แบบการแทรกซึ่งมีพลังงานก่อกัมมันต์ต่ำ จึงมักจะเกิดการแพร่ขึ้นเร็วกว่าการแพร่แบบช่องว่าง โดยพลังงานกระตุ้นที่ต่ำเหมาะสำหรับอะตอมที่แพร่ผ่านโครงสร้างผลึกแบบเปิด (Open crystal structures) มากกว่าโครงสร้างผลึกแบบปิด (Close-packed crystal structures) หรือโครงสร้างผลึกที่บรรจุกันแน่น เนื่องจากพลังงานกระตุ้นขึ้นอยู่กับความแข็งแรงของพันธะระหว่างอะตอม และการแพร่ของอะตอมในวัสดุที่มีอุณหภูมิลดลงจะพลังงานกระตุ้นสูง ดังรูปที่ 2.34



รูปที่ 2.34 เมื่อจุดหลอมเหลวของโลหะเพิ่มขึ้น พลังงานกระตุ้นของการแพร่แบบ Self-diffusion เพิ่มขึ้น

4. ชนิดของกลไกการแพร่ อะตอมจะเคลื่อนที่จากที่หนึ่งไปยังอีกที่หนึ่ง เนื่องจากอะตอมโดยรอบ มีพลังงานก่อกัมมันต์ที่มาก ทำให้เกิดอัตราการแพร่ค่อนข้างช้า ซึ่งอะตอมก็ยังสามารถแพร่ไปยังขอบเกรน ส่วนประสาน และพื้นผิวของวัสดุได้ โดยที่ขอบเกรนอะตอมจะแพร่กระจายได้ง่าย เนื่องจากอะตอมบริเวณขอบเกรนมีการอัดตัวกันของอะตอมอย่างไม่เป็นระเบียบ (Disordered) และมีความหนาแน่นต่ำ แต่ในทางกลับกัน ถ้าพลังงานก่อกัมมันต์ที่ต่ำ การแพร่ของอะตอมในบริเวณพื้นผิวจะแพร่ได้ง่ายกว่า เพราะอะตอมที่กระจายตัวที่พื้นผิวมีข้อจำกัดที่น้อย

5. เวลาในการแพร่ กลไกการเกิดการแพร่ของอะตอมต้องอาศัยเวลา เนื่องจากหน่วยของฟลักซ์ เป็น $\text{atomm}^{-2}\text{s}^{-1}$ ดังนั้นหากมีอะตอมเป็นจำนวนมาก ต้องใช้เวลาในการแพร่มากขึ้น เพื่อสร้างโครงสร้างที่สม่ำเสมอหรือให้เข้าสู่ภาวะสมดุล อย่างไรก็ตาม เวลาในการแพร่สามารถลดลงไปได้ โดยการเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้น [52], [53]

2.2.5 ทฤษฎีที่เกี่ยวข้องกับเครื่องมือการวิเคราะห์

2.2.5.1 กล้องจุลทรรศน์แบบออปติคัล (Optical microscopy)

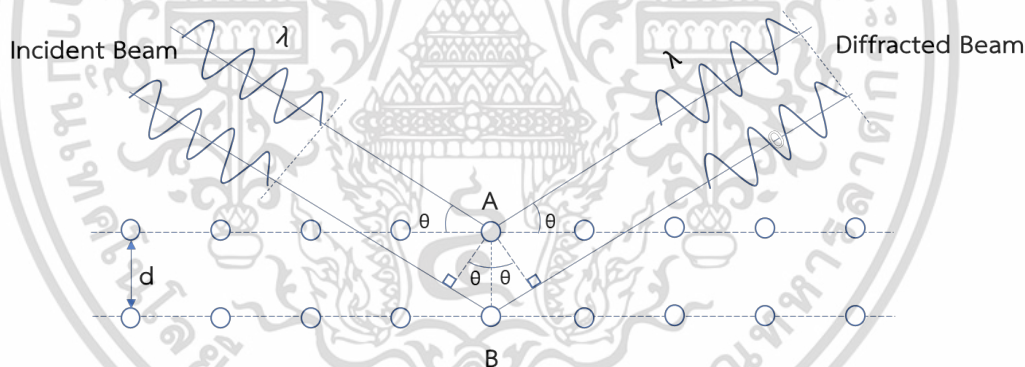
เทคนิคแรกเริ่มที่ใช้ในการศึกษาสภาพของพื้นผิวคือกล้องจุลทรรศน์แบบออปติคัล (Optical microscopy) หรือที่เรียกว่ากล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Light microscopy) กล้องจุลทรรศน์แบบออปติคัลทั่วไปมีความละเอียดที่จำกัดโดยขนาดของอนุภาคขั้วไมครอนที่เข้าใกล้ความยาวคลื่นของแสงที่มองเห็นได้ (400-700 นาโนเมตร) กล้องจุลทรรศน์แบบออปติคัลใช้หลักการการสะท้อน โดยลำแสงจากแหล่งกำเนิดแสง (Light source) จะถูกรวบรวมแสงโดยเลนส์รวมแสง (Condenser lens) ไปตกกระทบยังที่วัตถุที่แท่นวางวัตถุ และสะท้อนกลับเข้าเลนส์ใกล้วัตถุ (Objective lens) จะทำหน้าที่ขยายภาพให้ใหญ่ขึ้น แล้วส่งต่อไปยังเลนส์ใกล้ตา (Eyepieces) ทำหน้าที่ขยายภาพที่เกิดจากเลนส์วัตถุตามกำลังขยาย 10x 15x หรือ 20x ทำให้เห็นเป็นภาพของพื้นผิวของชิ้นงานตัวอย่าง

ในการชิ้นงานโลหะ มักตรวจสอบเมื่ออยู่ในสภาพที่ผ่านการขัด (Grinding) หรือการขัดเงา (Polishing) ซึ่งเผยให้เห็นลักษณะต่างๆ เช่น รอยแตก (Cracks) การสึกกร่อน (Corrosion) และความพรุน (Porosity) เป็นต้น ในบางครั้งชิ้นงานตรวจสอบอาจถูกฝังอยู่ในวัสดุจับยึด (epoxy) เรียกว่าแท่นยึดโลหะ (Metallurgical mount) ซึ่งโครงสร้างของชิ้นงานทดสอบประเภทนี้จะให้ภาพมุมมองภาคตัดขวางแบบระนาบของพื้นผิวพร้อมกับวัสดุที่อยู่ติดกัน แต่กรณีการกัดกรวด (Etching) ด้วยตัวทำละลายอย่างเหมาะสมนั้น กล้องจุลทรรศน์แบบออปติคัลของโลหะสามารถแสดงเฟสโครงสร้างจุลภาคขนาดและรูปร่างของเกรนได้

2.2.5.2 เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction)

เทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction) เป็นเครื่องมือวิเคราะห์พื้นฐานชนิดการวิเคราะห์แบบไม่ทำลายชิ้นงาน (Non-destructive analysis) เพื่อศึกษาเกี่ยวกับโครงสร้างของผลึก (Crystal structure) การจัดเรียงตัวของอะตอมในโมเลกุลของสารประกอบต่าง ๆ ทั้งในเชิงคุณภาพ (Qualitative) และปริมาณ (Quantitative) โดยอาศัยหลักการเลี้ยวเบนและการกระเจิงของรังสีเอ็กซ์ และความรู้เกี่ยวกับวิชาระบบโครงสร้างผลึก (Crystallography) โดยรังสีเอ็กซ์ (X-ray) ถูกจัดเป็นคลื่นแม่เหล็กไฟฟ้าที่มีอำนาจทะลุทะลวงสูง เนื่องจากมีความยาวคลื่นอยู่ในช่วง 0.01-10 nm ซึ่งอนุภาคของรังสีจะก่อให้เกิดปรากฏการณ์ต่างๆ เช่น เกิดการเปล่งแสง (Emission) การดูดกลืน (Absorption) การกระเจิง (Scattering) และการเลี้ยวเบน (Diffraction) เป็นต้น จากปรากฏการณ์ดังกล่าวจึงถูกนำมาใช้เพื่อศึกษาเกี่ยวกับโครงสร้างของผลึก หรืออนุภาคของชิ้นงานด้วยเทคนิคเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์จะเกิดเมื่อลำของรังสีเอ็กซ์ตกกระทบผิวหน้าของผลึกโดยทำมุม θ บางส่วนของรังสีเอ็กซ์จะเกิดการกระเจิงด้วยชั้นอะตอมที่ผิวหน้า อีกส่วนของลำรังสีจะผ่านไปยังชั้นที่ 2 ของอะตอม ซึ่งบางส่วนจะเกิดการกระเจิง และส่วนที่เหลือจะผ่านเข้าไปยังชั้นที่ 3 ของอะตอมดังรูปที่ 2.35



รูปที่ 2.35 การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์

ถ้าอะตอมในผลึกมีการจัดเรียงตัวกันอย่างเป็นระเบียบและมีระยะห่างระหว่างอะตอมที่เท่า ๆ กัน ลำของรังสีเอ็กซ์ที่ผ่านเข้าไปแต่ละชั้นของอะตอมจะเกิดการเลี้ยวเบนเป็นลำที่ขนานกัน ในการเกิดการเลี้ยวเบนนี้จะขึ้นอยู่กับปัจจัย 2 ประการ คือ

1. รังสีตกกระทบ รังสีเลี้ยวเบน และเส้นตรงตั้งฉากกับผิวหน้าของผลึกจะต้องอยู่ในระนาบเดียวกัน
2. ระยะห่างระหว่างชั้นของอะตอมควรมีค่าใกล้เคียงกับความยาวคลื่นของรังสีเอ็กซ์

จากรูป 2.35 พบว่าระยะทางของรังสีเอ็กซ์ทั้ง 2 ไปตกกระทบบนระนาบ A และ B แล้วสะท้อนออกมาด้วยความแตกต่างระยะทาง ซึ่งเป็นจำนวนเท่ากันกับความยาวคลื่น และรังสีที่ขนานตกลงบนผลึกที่จุด P และ Q ตามลำดับ โดยทำมุม θ กับระนาบของผลึก จะได้ว่า

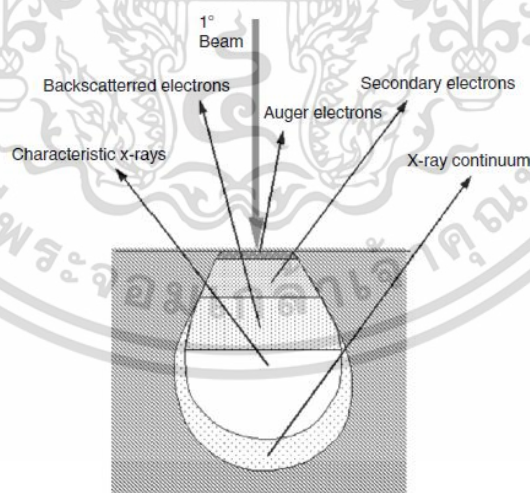
$$n\lambda = 2d \sin \theta \quad (2.15)$$

โดยที่ λ	คือความยาวคลื่นของรังสีเอ็กซ์ (nm)
θ	คือ มุมที่เกิดจากรังสีเอ็กซ์ตกกระทบบนระนาบของผลึกหรือมุมของแบรกก์
d	คือ ระยะห่างระหว่างระนาบของผลึก (nm)

จากสมการที่ 2.15 เรียกว่ากฎของแบรกก์ (Bragg's law) ซึ่งได้อธิบายว่าโครงสร้างของผลึกประกอบด้วยระนาบที่ขนานกันภายในผลึกที่สามารถสะท้อนรังสีที่ตกกระทบบนได้ โดยที่มุมตกกระทบบจะเท่ากับมุมสะท้อน [54]–[58]

2.2.5.3 กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope: SEM)

กล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด (Scanning electron microscope: SEM) เป็นอุปกรณ์ที่ใช้ลำอิเล็กตรอน (Electron beam) สแกนบนพื้นผิวชิ้นงานในระบบสุญญากาศ โดยตรวจสอบสัญญาณข้อมูลที่เกิดขึ้นจากชิ้นงานและแสดงผลรูปพื้นผิวของชิ้นงานผ่านจอภาพ สัญญาณที่เกิดขึ้นจากชิ้นงานแสดงดังรูป 2.36

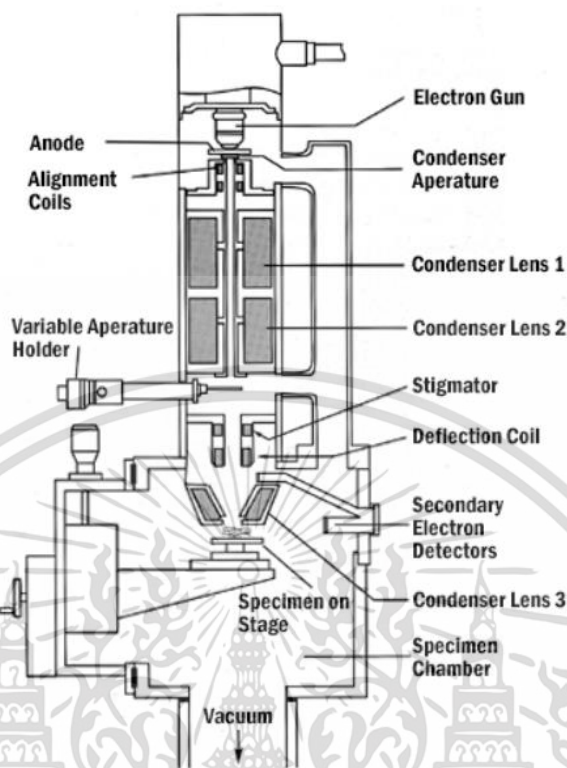


รูปที่ 2.36 แบบจำลองของสัญญาณต่างๆ ที่เกิดจากปฏิกิริยาระหว่างลำแสงอิเล็กตรอนกับชิ้นงาน [59]

จากการฉายลำอิเล็กตรอนบนชิ้นงานในระบบสุญญากาศจะแสดงสัญญาณภาพจากอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary electron: SE) และสัญญาณภาพจากอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Backscattered

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

electrons: BSE) นอกจากนั้นยังมี X-ray และสัญญาณอื่นเกิดขึ้น ซึ่งสำหรับ SE และ BSE ทำให้เกิดภาพต่างกัน โดยสัญญาณภาพจากอิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary electron: SE) เกิดขึ้นจากปฏิกิริยาที่หลากหลายระหว่างอิเล็กตรอน เช่นการตกกระทบกับอิเล็กตรอนเอง หรือการตกกระทบกับอะตอมของชิ้นงาน จึงส่งผลให้อิเล็กตรอนในลำแสงปฐมภูมิ ถ่ายโอนพลังงานจำนวนมากไปยังอะตอมนั้น ปริมาณการสูญเสียพลังงานขึ้นอยู่กับการกระตุ้นของอิเล็กตรอนในชิ้นงาน หรือขึ้นอยู่กับพลังงานที่ยึดเหนี่ยวของอิเล็กตรอนกับอะตอมก็ได้ ซึ่งพลังงานอิเล็กตรอนที่น้อยกว่า 50 eV เป็นสัญญาณที่นำมาใช้เพื่อสร้างภาพที่ได้ใกล้เคียงกับชิ้นงานที่ตรวจสอบ โดยที่อิเล็กตรอนจะสะท้อนให้โครงสร้างชิ้นงานได้ละเอียด และสัญญาณภาพจากอิเล็กตรอนกระเจิงกลับ (Backscattered electrons: BSE) คือเป็นผลมาจากอิเล็กตรอนตกกระทบนิวเคลียสของอะตอมของชิ้นงาน และเกิดการสูญเสียพลังงานในระหว่างการชนให้กับอะตอมของชิ้นงานเพียงเล็กน้อย แล้วกระเจิงกลับมา ซึ่งการเปลี่ยนแปลงทิศทางมุมของอิเล็กตรอนที่กระเจิงออกมามีมุมสูงมากกว่า 90° อิเล็กตรอนจะกระเจิงกลับมามีพลังงานสูงกว่าอิเล็กตรอนทุติยภูมิ อีกทั้งยังสะท้อนให้เห็นถึงการเรียงอะตอมที่โดดเด่น และจำนวนอะตอมขึ้นอยู่กับส่วนประกอบต่าง ๆ ของชิ้นงาน เช่น เลขอะตอมเฉลี่ย (Average atomic number) หรือการจัดเรียงตัวของผลึก (Crystal orientation) เป็นต้น ภาพที่ได้จาก BSE จึงสะท้อนการกระเจิงของส่วนประกอบบนพื้นผิวชิ้นงาน และให้สัญญาณที่เป็นประโยชน์สำหรับการถ่ายภาพตัวอย่าง นอกจากนั้นตัวตรวจจับ X-ray สามารถติดเพิ่มกับ SEM สำหรับการวิเคราะห์ธาตุหรือองค์ประกอบทางเคมี สำหรับส่วนประกอบของ SEM แสดงดังรูปที่ 2.37 [59], [60]



รูปที่ 2.37 ส่วนประกอบของ SEM [61]

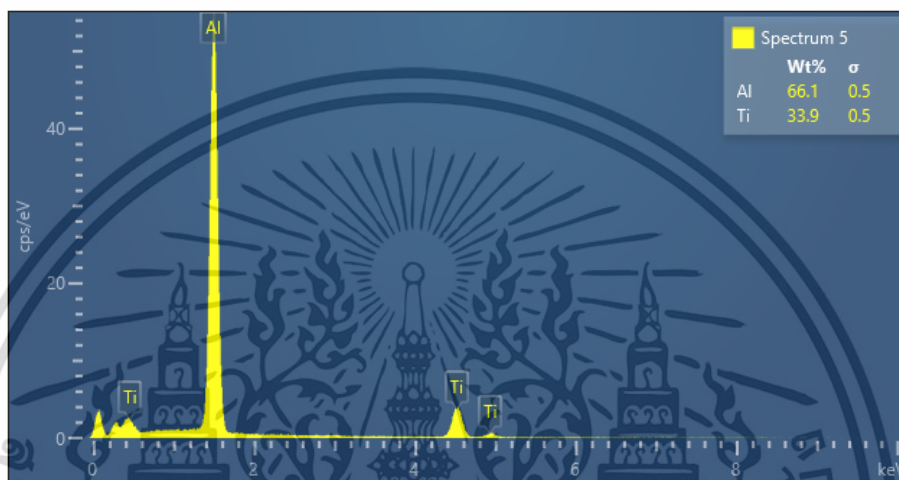
2.2.5.4 Energy dispersive x-ray spectroscopy (EDS)

Energy dispersive x-ray spectroscopy (EDS) เป็นการวิเคราะห์ห้องค์ประกอบทางเคมีของธาตุที่แตกต่างกันด้วยสเปกตรัมเชิงพลังงานที่ใช้ร่วมกับกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด ผ่านการฉายลำอิเล็กตรอนบนพื้นผิวชิ้นงาน ซึ่งมีบทบาทสำคัญในปัจจุบันในการวิเคราะห์ธาตุทั้งทางด้านวัสดุศาสตร์ ด้านชีวภาพ กายภาพ และ อุตสาหกรรมอิเล็กทรอนิกส์ที่มีชิ้นส่วนขนาดเล็ก

โดยหลักการของ EDS เมื่อชิ้นงานที่ต้องการศึกษาถูกชนด้วยลำอิเล็กตรอน ทำให้เกิดการแตกตัวเป็นไอออน (ionization) ด้วยการผลึกให้อิเล็กตรอนของชิ้นงานให้หลุดออกจากอะตอม ดังนั้นเพื่อเป็นการรักษาเสถียรภาพ อิเล็กตรอนที่อยู่วงโคจรชั้นถัดไปจะลงเข้ามาแทนที่ และปลดปล่อยพลังงานออกมาในรูปรังสีเอ็กซ์ (X-ray) เรียกว่ารังสีเอ็กซ์แบบแคแรกเทอริสติก (Characteristic x-ray) โดยพลังงานของรังสีเอ็กซ์ ชนิดนี้มีค่าเฉพาะตามชนิดของธาตุ จากนั้นเมื่อรังสีเอ็กซ์เข้าสู่อุปกรณ์ตรวจจับชนิด Silicon drift detectors (SSD) ตัวตรวจจับจะสร้างสัญญาณไฟฟ้าเป็นสัดส่วนโดยตรงกับพลังงานของรังสีที่ตกกระทบ และจะนำสัญญาณที่ได้มาวิเคราะห์หาความสูงของสัญญาณ ส่งไปยังระบบคอมพิวเตอร์เพื่อประเมินและรายงานผลเป็นค่าสเปกตรัมรังสีเอ็กซ์ต่อไป

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่นิยมนำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

สเปกตรัม EDS ที่ได้นั้นจะแสดงความสัมพันธ์ ระหว่าง แกน Y คือ จำนวนสัญญาณของรังสีเอ็กซ์ ที่ตรวจวัดได้และแกน X คือพลังงานของรังสีเอ็กซ์ใน หน่วยของ keV โดยพีคที่เกิดขึ้นจะบ่งบอกถึงธาตุที่เป็นองค์ประกอบในชิ้นงานที่ต้องการศึกษาดังรูปที่ 2.38 นอกจากนี้เทคนิค EDS จะสามารถวิเคราะห์ธาตุในเชิงคุณภาพ (Qualitative element analysis) ก็ยังสามารถวิเคราะห์ธาตุในเชิงกึ่งปริมาณ (Semi-quantitative element analysis) ซึ่งสามารถวิเคราะห์เปอร์เซ็นต์ของธาตุที่มีอยู่ได้



รูปที่ 2.38 สเปกตรัมจากการวิเคราะห์ด้วยเทคนิค EDS

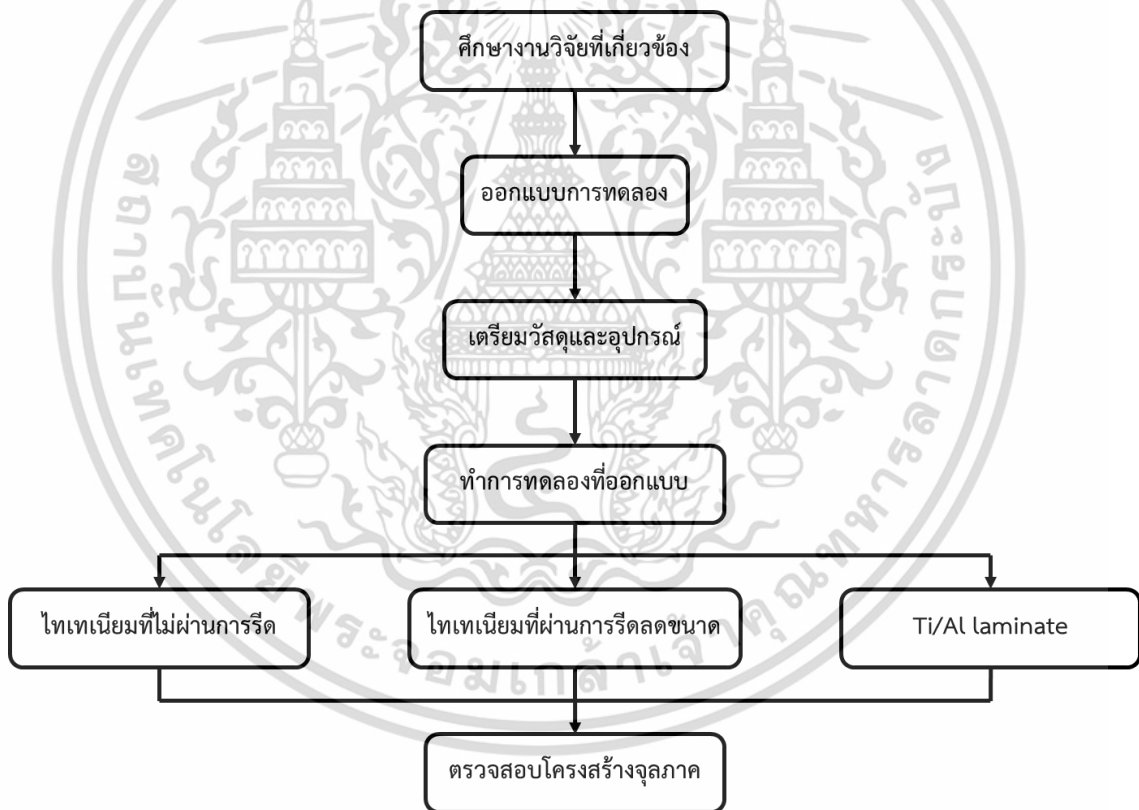
ในปัจจุบันมีการประยุกต์ใช้เทคโนโลยีของภาพเข้ามาใช้สำหรับการวิเคราะห์ธาตุด้วยรังสีเอ็กซ์ เกิดเป็นสัญญาณภาพที่แสดงให้เห็นการกระจายของธาตุต่างๆ ที่เทคนิค EDS สามารถวิเคราะห์ได้ 3 วิธี ดังนี้คือ

1. Point analysis เป็นการวิเคราะห์ที่ให้ค่าของอิเล็กตรอนกระทบบนพื้นผิวของชิ้นงานตรงจุดที่ต้องการวิเคราะห์เพื่อวัดค่าปริมาณรังสีเอ็กซ์เฉพาะจุดที่ต้องการ
2. Line scan analysis เป็นการวิเคราะห์ที่ใช้ลำอิเล็กตรอนส่องกราดตามแนวบนชิ้นงานตรงตำแหน่งที่สนใจ ซึ่งนิยมใช้ในกรณีหาของเขตของรอยต่อหรือเฟสของโครงสร้าง
3. Mapping analysis ซึ่งเป็นการวิเคราะห์ที่ใช้ลำอิเล็กตรอนส่องกราดบนพื้นผิวของชิ้นงาน ซึ่งภาพที่ได้จากการวิเคราะห์จะเป็นภาพแสดงลักษณะการกระจายของธาตุนบนพื้นผิวนั้นๆ [60]

บทที่ 3

วิธีการดำเนินงานวิจัย

สำหรับงานวิจัยฉบับนี้เป็นการจัดทำขึ้นเพื่อเป็นแนวทางในการพัฒนากระบวนการผลิตสารประกอบเชิงโลหะไทเทเนียมอลูมิเนียม (TiAl₃) ขึ้น โดยวิธีการดำเนินงานวิจัยเริ่มจากการศึกษางานวิจัยที่เกี่ยวข้อง และทำการออกแบบการทดลอง เพื่อศึกษากลไกและอัตราการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว ดังแสดงในรูปที่ 3.1 และตรวจสอบการเกิดผลกระทบท่อเฟส หรือการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะในไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่ผ่านการรีดเย็น และไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น โดยจำลองโดยใช้วิธีการจุ่ม (Immersion) ในอลูมิเนียมเหลวที่มีอุณหภูมิ และเวลาแตกต่างกัน โดยมีวิธีการและขั้นตอนดำเนินการวิจัยดังนี้



รูปที่ 3.1 แผนภาพแสดงขั้นตอนการดำเนินงาน

3.1 องค์ประกอบของโลหะ

3.1.1 ไทเทเนียมบริสุทธิ์

โลหะที่ใช้ในงานวิจัยนี้ คือไทเทเนียมบริสุทธิ์ 99.8% (Grade 1) แสดงดังรูปที่ 3.2 โดยส่วนผสมทางเคมีของไทเทเนียมที่ใช้ในการทดลองสามารถตรวจสอบจากการวิเคราะห์สเปกโตร (Spectro analysis) ที่แสดงดังตารางที่ 3.1



รูปที่ 3.2 ไทเทเนียมบริสุทธิ์

ตารางที่ 3.1 ส่วนผสมทางเคมีของไทเทเนียม

Chemical Composition Ti	
Element	wt. %
Al	0.02
Sn	0.001
Zr	0.01
Mo	0.01
V	0.001
Si	0.0036
Mn	0.001
Cr	0.0041
Fe	0.0545
Cu	0.0001
Nb	0.005

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

W	0.0255
Ru	0.01
Pd	0.002
O	0.0269
H	0.0035
Ti	99.82

3.1.2 อลูมิเนียมบริสุทธิ์

โลหะที่ใช้ในการหลอมของงานวิจัยนี้ คืออลูมิเนียมบริสุทธิ์ 98.7% แสดงในรูปที่ 3.3 โดยส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียมที่ใช้ในการทดลองสามารถตรวจสอบจากการวิเคราะห์สเปกโตร (Spectro analysis) ที่แสดงดังตารางที่ 3.2



รูปที่ 3.3 อลูมิเนียมบริสุทธิ์

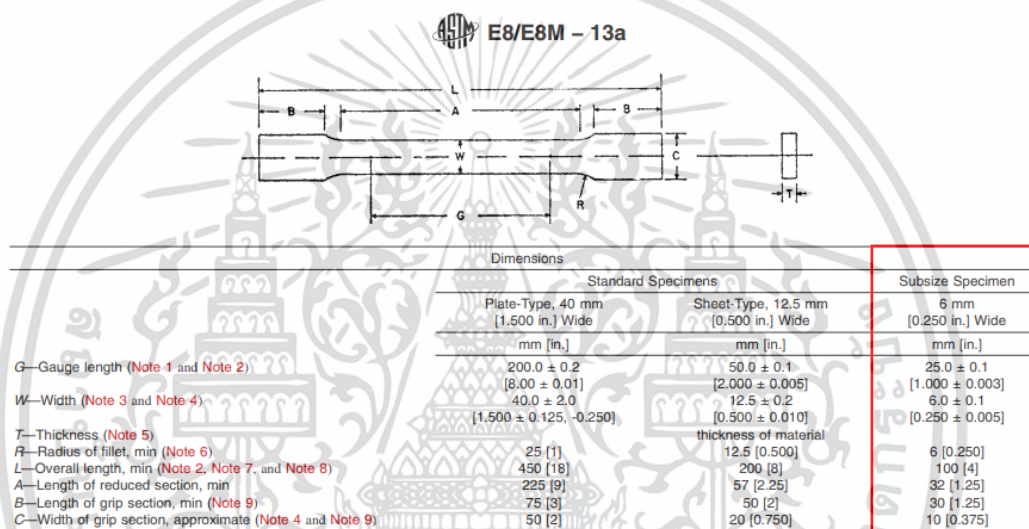
ตารางที่ 3.2 ส่วนผสมทางเคมีของอลูมิเนียม

Chemical Composition Al	
Element	wt. %
Al	Bal.
Zr	0.10
Si + Fe	0.95
Mn	0.05
Cu	0.05 - 0.20

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.2 เตรียมชิ้นงานวิเคราะห์สมบัติของชิ้นงานไทเทเนียม

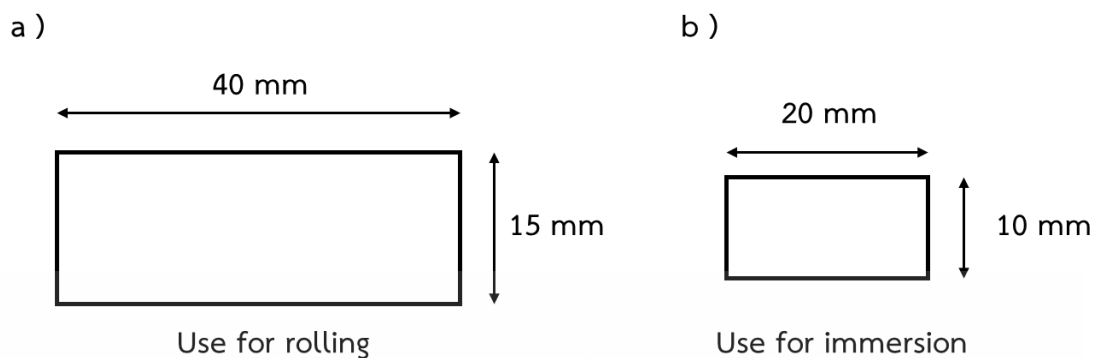
ในการทดสอบแรงดึง (Tensile strength) เพื่อวิเคราะห์สมบัติของชิ้นงานไทเทเนียม โดยนำชิ้นงานไทเทเนียมตัดตามมาตรฐาน ASTM E8-13a ชิ้นงานจะมีลักษณะคล้ายดัมเบลตามขนาดตัวอย่างแบบย่อขนาด (Subsize specimen) แสดงดังรูปที่ 3.4 ไปทดสอบด้วยเครื่อง Universal testing machine โดยใช้อัตราเร็วในการดึง (Speed) 1 mm/min เมื่อทดสอบเสร็จจะได้ข้อมูลค่าความต้านทานแรงดึงจุดครากเฉลี่ย (Yield strength) ค่าความเค้นสูงสุดเฉลี่ย (Ultimate tensile strength) และค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ย (Elongation) เพื่อนำไปทำการวิเคราะห์ต่อไป



รูปที่ 3.4 ขนาดชิ้นงานทดสอบแรงดึงตามมาตรฐาน ASTM E8-13a

3.3 การเตรียมชิ้นงานโลหะ

การเตรียมชิ้นงานทดสอบจะใช้แผ่นไทเทเนียมบริสุทธิ์ 99.8% ที่มีความหนา 1.5 mm มาทำการตัดให้มีขนาดกว้าง x ยาว โดยประมาณ 15 x 40 mm และ 10 x 20 mm ที่แสดงดังรูปที่ 3.5 เพื่อใช้สำหรับการรีดเย็นและการจุ่มในอลูมิเนียมเหลว จากนั้นชิ้นงานทดสอบจะถูกนำไปขัดหยาบเพื่อปรับผิวให้เรียบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 240 เบอร์ 800 เบอร์ 1200 เบอร์ 2500 และ เบอร์ 4000 ตามลำดับ ซึ่งเป็นการเตรียมพื้นผิว เพื่อให้พื้นผิวของชิ้นงานเรียบเสมอกัน และทำความสะอาดด้วยเอทานอล (Ethanol) ด้วยการใช้เครื่องสั่นความถี่สูงแบบอัลตราโซนิก เป็นเวลา 5 นาที



รูปที่ 3.5 ขนาดชิ้นงานทดสอบ a) ขนาด 15 x 40 mm และ b) ขนาด 10 x 20 mm

3.4 กระบวนการรีด

กระบวนการรีด (Rolling process) ซึ่งเป็นส่วนหนึ่งของกระบวนการขึ้นรูปแบบเย็น (Cold work) ที่ถูกนำมาใช้ในงานวิจัยนี้ โดยนำชิ้นงานไทเทเนียมขนาด 15 x 40 mm ที่ถูกขัดเตรียมไว้แล้วมาทำการรีดเย็น (Cold rolling) ด้วยเครื่องรีดโลหะ แสดงดังรูปที่ 3.6 ซึ่งกำหนดให้มีอัตราส่วนการลดขนาด (Cold work, %) ที่ 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ จากนั้นนำชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการรีดไปทำการตัดด้วยเครื่องตัดความเร็วสูงระบายความร้อนด้วยน้ำโดยมีขนาด 10 x 20 mm เพื่อใช้ในกระบวนการกัดไป และทำความสะอาดด้วยเอทานอล (Ethanol) ด้วยการใช้เครื่องสั่นความถี่สูงแบบอัลตราโซนิก เป็นเวลา 5 นาที



รูปที่ 3.6 เครื่องรีดโลหะ

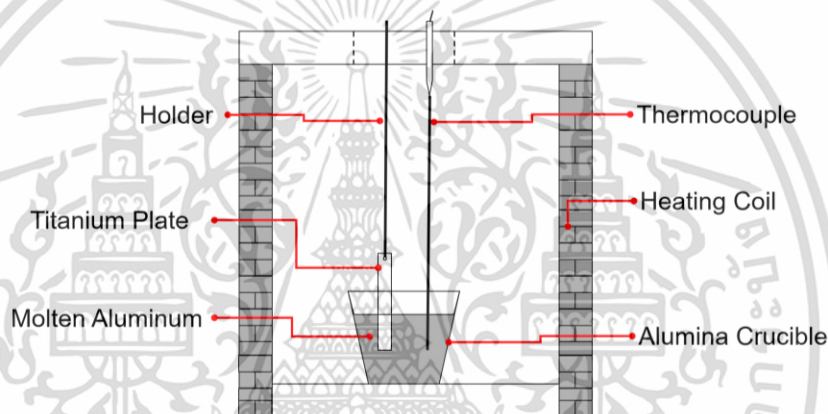
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.5 ขั้นตอนการทดสอบ

3.5.1 การจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว

นำแผ่นไทเทเนียมขนาด 10 x 20 mm ที่เตรียมไว้มาทำการวัดความหนาด้วยไมโครมิเตอร์ก่อนนำไปจุ่มในอลูมิเนียมเหลวตามชุดอุปกรณ์สำหรับการจุ่มดัง แสดงในรูปที่ 3.7

โดยนำอลูมิเนียมบริสุทธิ์น้ำหนักโดยประมาณ 60 g ไปหลอมในเบ้าหลอมอลูมินาในเตาหลอมไฟฟ้าที่อุณหภูมิที่อุณหภูมิ 700 °C 750 °C และ 800 °C หลังจากนั้นนำชิ้นงานไทเทเนียมที่ถูกเตรียมไว้ไปจุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิที่ต้องการ เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที แสดงดังตารางที่ 3.3 โดยเมื่อเวลาในการจุ่มครบกำหนดให้นำชิ้นงานออกจากเบ้าหลอม แล้วปล่อยให้เย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง



รูปที่ 3.7 การจำลองการจุ่มชิ้นงานไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว

ตารางที่ 3.3 เวลาและอุณหภูมิที่ใช้ในการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว

Temperature	Time (min)			
700 °C	5	10	15	20
750 °C	5	10	15	20
800 °C	5	10	15	20

3.5.2 การจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดในอลูมิเนียมเหลว

เตรียมชิ้นงานทดสอบไทเทเนียมทั้ง 4 แบบ คือ ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ มาทำการวัดความหนาด้วยไมโครมิเตอร์ก่อนทำการจุ่มในอลูมิเนียมเหลว หลังจากนั้นนำอลูมิเนียมบริสุทธิ์น้ำหนักโดยประมาณ 60 g หลอมในเบ้าหลอมอลูมินาในเตาหลอมไฟฟ้า

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

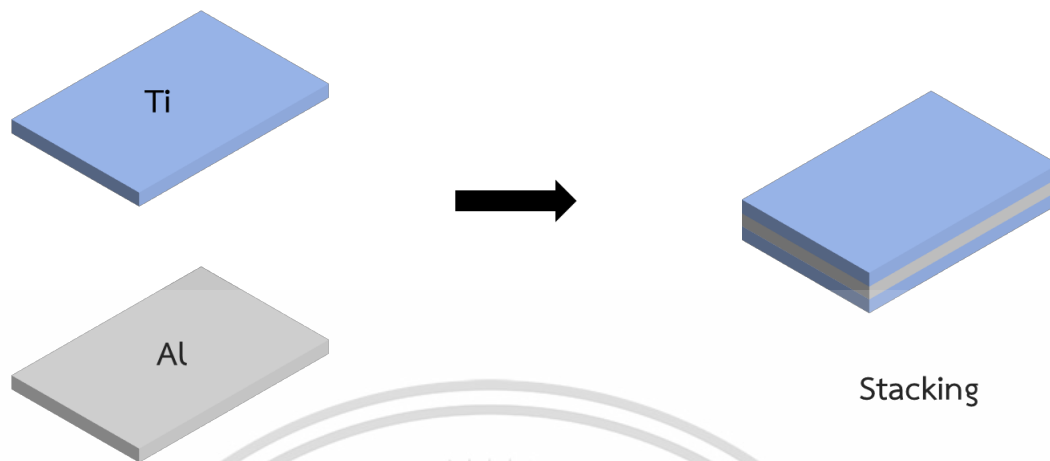
โดยนำชิ้นงานทดสอบลงไปจุ่มในอลูมิเนียมเหลว แสดงดังรูปที่ 3.7 ที่อุณหภูมิ 700 °C 750 °C และ 800 °C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ที่แสดงดังตารางที่ 3.4 โดยเมื่อเวลาในการจุ่มครบ กำหนดให้นำชิ้นงานออกจากเบ้าหลอม แล้วปล่อยให้เย็นตัวที่อุณหภูมิห้อง

ตารางที่ 3.4 เวลาและอุณหภูมิต่าง ๆ ที่ใช้ในการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นในอลูมิเนียมเหลว

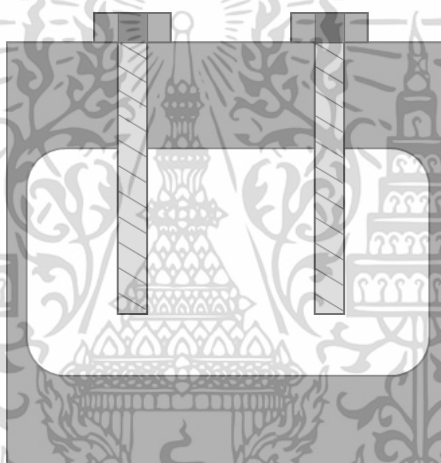
Type	Temperature	Time (min)			
Titanium rolled 15 %	700 °C	5	10	15	20
	750 °C	5	10	15	20
	800 °C	5	10	15	20
Titanium rolled 20 %	700 °C	5	10	15	20
	750 °C	5	10	15	20
	800 °C	5	10	15	20
Titanium rolled 25 %	700 °C	5	10	15	20
	750 °C	5	10	15	20
	800 °C	5	10	15	20
Titanium rolled 30 %	700 °C	5	10	15	20
	750 °C	5	10	15	20
	800 °C	5	10	15	20

3.5.3 Ti/Al laminated

เตรียมชิ้นงานทดสอบไทเทเนียมทั้ง 5 ประเภท ได้แก่ ไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีด ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ ให้ชิ้นงานทดสอบมีขนาด 10 x 20 mm และเตรียมแผ่นอลูมิเนียมขนาด 10 x 20 mm แล้วนำชิ้นงานทดสอบไทเทเนียมทั้ง 5 ประเภท และอลูมิเนียมมาทำความสะอาดด้วยเอทานอล (Ethanol) ด้วยการใช้เครื่องสั่นความถี่สูงแบบอัลตราโซนิกเป็นเวลา 5 นาที โดยในการขึ้นรูป Ti/Al laminated นำแผ่นไทเทเนียม Ti และอลูมิเนียม Al มาวางสลับกันหรือเรียกว่า Stacking ที่แสดงดังรูปที่ 3.8 ซึ่งในการวางสลับกัน หรือ Stacking นี้ ชิ้นงานจะไม่สามารถยึดติดกันเองได้ จึงจำเป็นต้องอุปกรณ์ที่ใช้ยึดติดกันของแผ่นไทเทเนียม Ti และอลูมิเนียม Al ที่แสดงดังรูปที่ 3.9 โดยเมื่อเตรียม Ti/Al laminated เรียบร้อยแล้วให้นำเข้าเตาเผาแบบใช้ท่อ (Tube furnace) ดังรูปที่ 3.10 ในบรรยากาศ Ar ที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 30 นาที เมื่อครบเวลาที่กำหนดให้นำชิ้นงานออกจากท่อ (Tube) แล้วปล่อยให้เย็นตัวตามอุณหภูมิห้อง



รูปที่ 3.8 วิธีการ Stacking



รูปที่ 3.9 อุปกรณ์ที่ใช้ยึดชิ้นงาน



รูปที่ 3.10 เตาเผาแบบใช้ท่อ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

3.6 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง

การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคของชิ้นงานเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope) เพื่อตรวจสอบเกี่ยวกับลักษณะโครงสร้าง และการก่อตัวของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะที่บริเวณชิ้นงานทดสอบ เริ่มด้วยการนำชิ้นงานทดสอบที่เย็นตัวลงหลังจากการจุ่มในอลูมิเนียมเหลว มาทำการตัดด้วยเครื่องตัดความเร็วสูงระบายความร้อนด้วยน้ำ ดังแสดงในรูปที่ 3.11 เพื่อลดความร้อนจากการเสียดสี ความร้อนจากแรงเสียดทานสามารถสร้างความเสียหายต่อชิ้นงานและในโครงสร้างจุลภาค ชิ้นงานทดสอบได้ โดยตัดชิ้นงานทดสอบในบริเวณส่วนที่ถูกจุ่มในอลูมิเนียมเหลว ประมาณ 5 mm

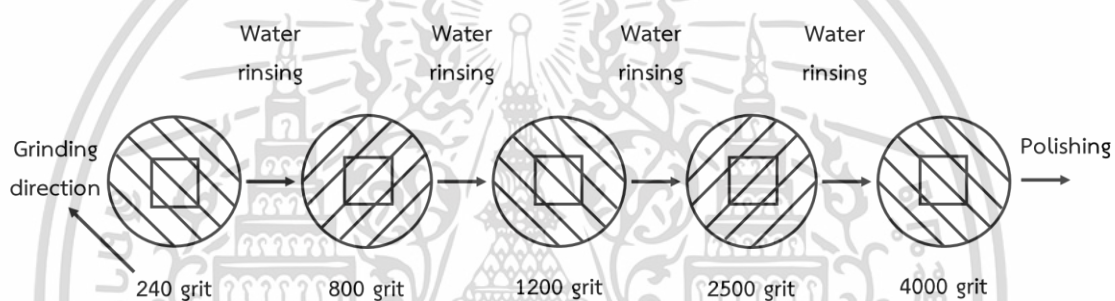


รูปที่ 3.11 เครื่องตัด [62]

นำชิ้นงานทดสอบที่ผ่านการตัดไปขึ้นรูปตัวชิ้นงานด้วยอีพ็อกซี ดังแสดงในรูปที่ 3.12 ซึ่งใช้ในการหล่อชิ้นงานทดสอบที่อุณหภูมิห้อง เพื่อให้สะดวกต่อการเตรียมชิ้นงานทดสอบในขั้นตอนการขัด และตรวจสอบขอบของชิ้นงานทดสอบในส่วนภาคตัดขวาง จากนั้นนำไปขัดเปิดผิวหน้าชิ้นงานด้วยกระดาษทรายที่มีความละเอียดตั้งแต่เบอร์ 240 เบอร์ 800 เบอร์ 1200 เบอร์ 2500 และ เบอร์ 4000 ตามลำดับ เริ่มด้วยการขัดจากกระดาษทรายเบอร์ที่มีความหยาบมากไปน้อย โดยการขัดชิ้นงานทดสอบจะหมุน 90° จากการวางแนวก่อนหน้า ดังแสดงในรูปที่ 3.13 การหมุนช่วยให้มั่นใจได้ว่าความเสียหายจากการขัดที่เกิดจากกระดาษทรายเบอร์หยาบจะถูกลบออกอย่างสมบูรณ์โดยกระดาษทรายเบอร์ที่ละเอียดกว่าในภายหลัง แล้วจึงขัดบนผ้าสักหลาดด้วยผงอลูมิน่า (Al_2O_3) ที่ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 1.0 μm และ 0.3 μm ด้วยเครื่องขัดยี่ห้อ Struers รุ่น LaboPal-1 ที่แสดงดังรูปที่ 3.14



รูปที่ 3.12 ชิ้นรูปตัวขึ้นงาน



รูปที่ 3.13 การวางแนวขัดชิ้นงานทดสอบ



รูปที่ 3.14 เครื่องขัดชิ้นงาน [63]

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

หลังจากขัดผิวหน้าชิ้นงานทดสอบเสร็จเรียบร้อยแล้ว ให้ทำความสะอาดด้วยเอทานอล (Ethanol) โดยการใช้เครื่องสั่นความถี่สูงแบบอัลตราโซนิก เป็นเวลา 5 นาที แล้วนำไปตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคในเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical microscope) ยี่ห้อ Olympus รุ่น BX53M ซึ่งมีกำลังขยายสูงสุดอยู่ที่ 500 เท่า ที่แสดงดังรูปที่ 3.15 เพื่อตรวจสอบผิวหน้าของชิ้นงานว่ายังมีรอยขีดข่วนที่เกิดจากการขัดกระดาษทรายอยู่หรือไม่ รวมทั้งดูความสะอาดของชิ้นงาน

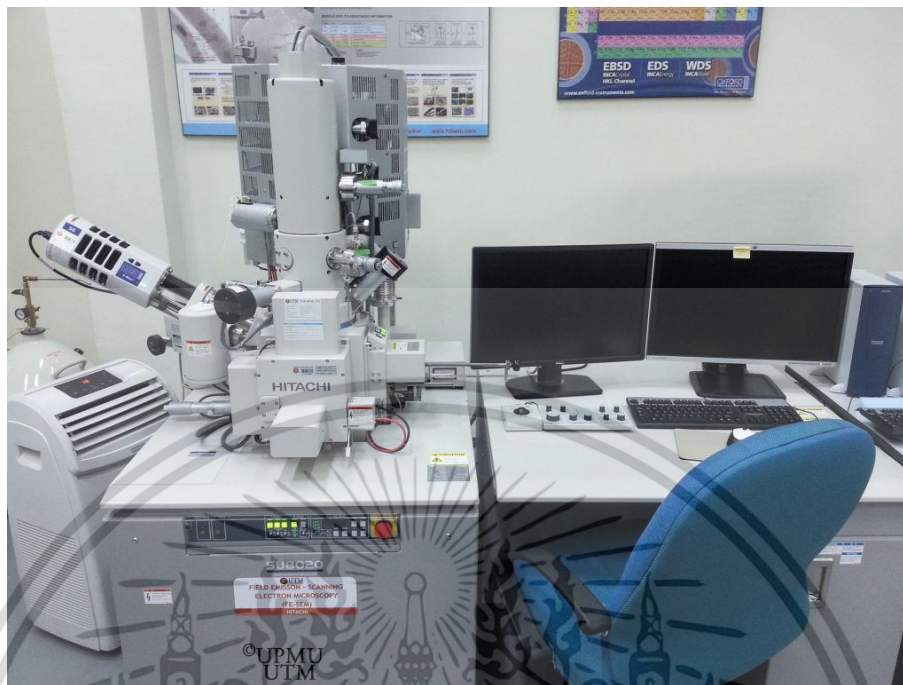


รูปที่ 3.15 กล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง [64]

3.7 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคและองค์ประกอบทางเคมี

ในการศึกษาชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ก่อตัวขึ้นบริเวณชิ้นงานทดสอบ และองค์ประกอบทางเคมีของชิ้นงานทดสอบ ในงานวิจัยนี้ได้เลือกใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM) ร่วมกับเทคนิคการวิเคราะห์ธาตุ (Energy dispersive x-ray spectroscopy, EDS) ดังแสดงในรูปที่ 3.16 เพื่อตรวจสอบการเกิดขึ้นของสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีด ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ ด้วยวิธีการจุ่มในอลูมิเนียมเหลวในอุณหภูมิ 700°C 750°C และ 800°C ที่เวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที และชิ้นงานวัสดุเชิงประกอบ Ti-Al ทั้ง 5 ประเภท แล้วเพื่อเป็นการยืนยันผลขององค์ประกอบของธาตุของชิ้นงานทดสอบด้วยเครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, XRD) แสดงดังรูปที่ 3.17

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 3.16 กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning electron microscope, SEM) และ เครื่องวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุ (Energy dispersive x-ray spectroscopy, EDS) [65]



รูปที่ 3.17 เครื่องวิเคราะห์การเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, XRD) [66]

3.8 วิธีการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

หลังจากการทดสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบแล้ว จะทำการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ก่อตัวขึ้นบริเวณชิ้นงานหลังจากที่จุ่มอลูมิเนียมเหลว โดยเลือกภาพจากผลการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราดของแต่ละเงื่อนไขที่กำลังขยายภาพที่เท่า ๆ กันมาใช้ในการคำนวณ สำหรับซอฟต์แวร์ที่ใช้ในการวัด คือ ซอฟต์แวร์วิเคราะห์ขนาด ImageJ แสดงดังรูปที่ 3.18

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

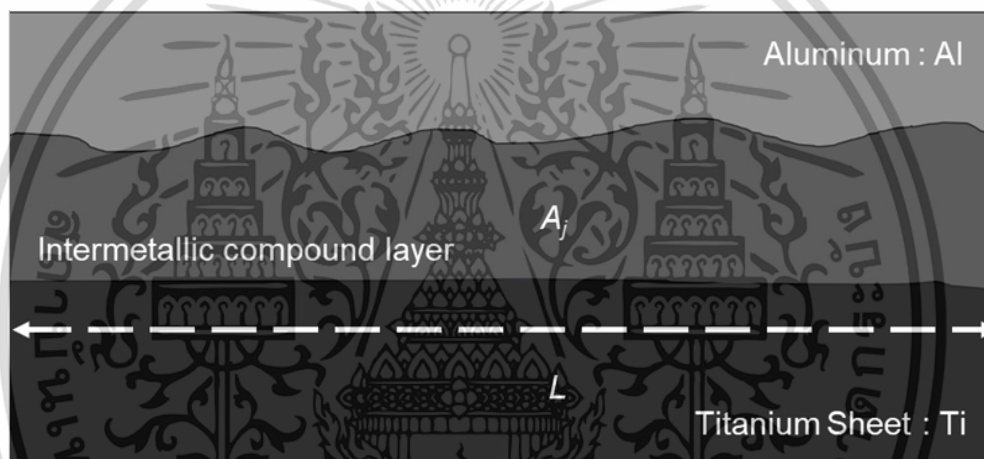
วิธีและกระบวนการในการวัดความหนา (Thickness) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic compounds: IMCs) ที่เกิดขึ้นหลังจากผ่านการจุ่มเป็นไปตามสมการที่ 3.1 สามารถคำนวณได้จากพื้นที่ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหารด้วยความยาวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

$$\text{Thickness} = \frac{\sum A_j}{L} \quad (3.1)$$

โดยที่ **Thickness** คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

A_j คือ พื้นที่ในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

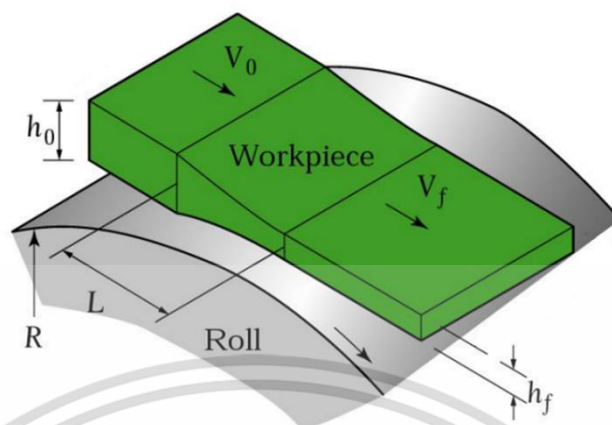
L คือ ยาวของพื้นที่หน้าตัด



รูปที่ 3.18 การวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

3.9 Contact length

ในกระบวนการรีด ชิ้นงานจะถูกบีบอัดด้วยลูกรีดทั้ง 2 ลูก เพื่อให้ความหนาของชิ้นงานลดลงจาก h_0 เป็น h_f แสดงดังในรูปที่ 3.19



รูปที่ 3.19 แผนภาพของกระบวนการรีด [67]

ซึ่งสามารถคำนวณหาค่าความยาวสัมผัสระหว่างลูกรีดและชิ้นงาน (L) ได้ดังนี้

$$L = \sqrt{R\Delta h} = \sqrt{R(h_0 - h_f)} \quad (3.2)$$

เมื่อ R คือ รัศมีของลูกรีด (R มีค่าเท่ากับ 10 cm)

h_0 คือ ความหนาเริ่มต้นก่อนการรีด

h_f คือ ความหนาสุดท้ายหลังการรีด

ตารางที่ 3.5 ความยาวสัมผัสระหว่างลูกรีดและชิ้นงานของเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดต่าง ๆ

Reduction	Contact length (mm.)
15%	0.469
20%	0.542
25%	0.606
30%	0.660

จากการคำนวณหาค่าความยาวสัมผัสระหว่างลูกรีดและชิ้นงานพบว่า การรีดลดขนาดของไทเทเนียมที่ 15% 20% 25% และ 30% มีค่าเท่ากับ 0.469 mm 0.542 mm 0.606 mm และ 0.660 mm ตามลำดับ

3.10 วิธีการวิเคราะห์ผล

จากการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ก่อตัวขึ้นหลังจากที่จุ่มลูมิเนียมเหลว จากนั้นทำการพลอตกราฟจากความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นงานทดสอบและเวลาในการจุ่ม ซึ่งใช้ความหนาของไทเทเนียมทั้ง 5 ประเภท ได้แก่ ไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีด ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ หลังจากการจุ่มในลูมิเนียมเหลวในช่วงอุณหภูมิ 700 °C 750 °C และ 800 °C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที โดยที่ค่าความชันของกราฟที่ได้จะสามารถนำมาคำนวณในลำดับถัดไป

โดยจากการคำนวณอัตราการแพร่และการอัตราการเกิดปฏิกิริยาสามารถคำนวณได้ดังนี้

$$\Delta d = kt^n \quad (3.3)$$

$$\ln(\Delta d) = \ln k + n \ln t \quad (3.4)$$

เมื่อ d คือ ค่าความหนา (μm)
 k คือ ค่าคงที่ หรือ ความชันที่ได้จากการพลอตกราฟระหว่างความหนากับเวลาที่ใช้จุ่ม
 t คือ เวลาที่ใช้จุ่ม (min)
 n คือ เลขชี้กำลังการเติบโตของชั้นสารประกอบ (n เท่ากับ 0.5 สำหรับการเติบโตที่ควบคุมโดยพาราโบลา)

การพลอตกราฟจากความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นงานทดสอบและเวลาในการจุ่มตามแนวโน้มแบบพาราโบลา ดังสมการที่ 3.3 และ 3.4 ซึ่งความชันจากการพลอตกราฟนั้น คือค่าคงที่ k โดยค่าความชันที่ได้จะสามารถนำมาคำนวณค่าพลังงานก่อกัมมันต์ (Activation energy) ได้จากสมการที่ 3.5

$$k = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3.5)$$

โดยที่ Q คือ พลังงานก่อกัมมันต์ (kJ)
 R คือ ค่าคงที่แก๊สสากล ($8.314 \text{ J/mol}^\circ\text{K}$)
 T คือ อุณหภูมิ (K)

สามารถเขียนสมการ (3.5) ในแบบฟอร์มต่อไปนี้นำไปสู่การคำนวณหาค่า Q หรือ ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ จากสมการที่ 3.6

$$\ln(k) = \ln(k_0) - \frac{Q}{RT} \quad (3.6)$$

บทที่ 4

ผลการทดลองและวิเคราะห์ผล

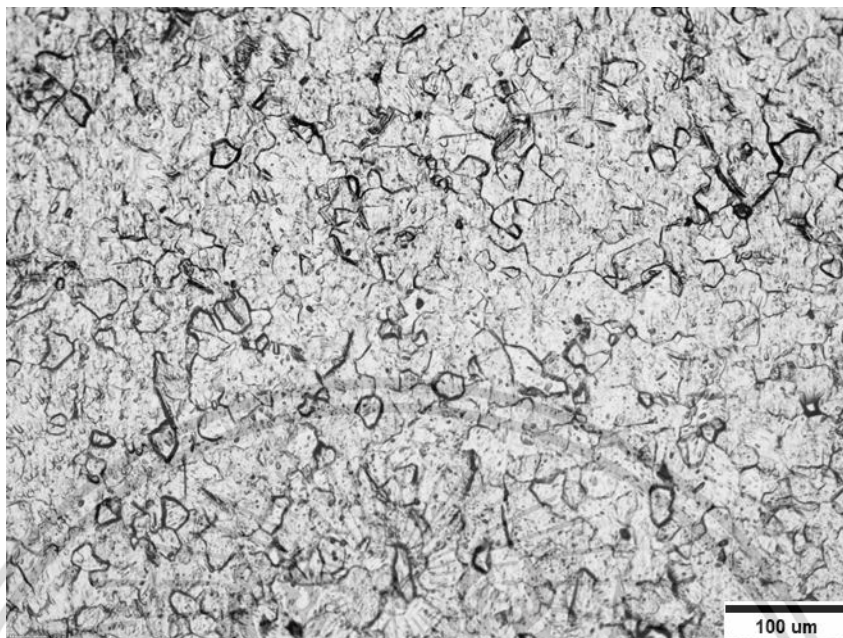
ในส่วนของผลการทดลองและการวิเคราะห์ผลในบทที่ 4 นี้ ประกอบไปด้วยส่วนเนื้อหาสำคัญทั้งหมด 4 ส่วน ดังนี้

1. การตรวจสอบชิ้นงานไทเทเนียม
2. การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว
3. การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นและอลูมิเนียมเหลว
4. Ti/Al laminated

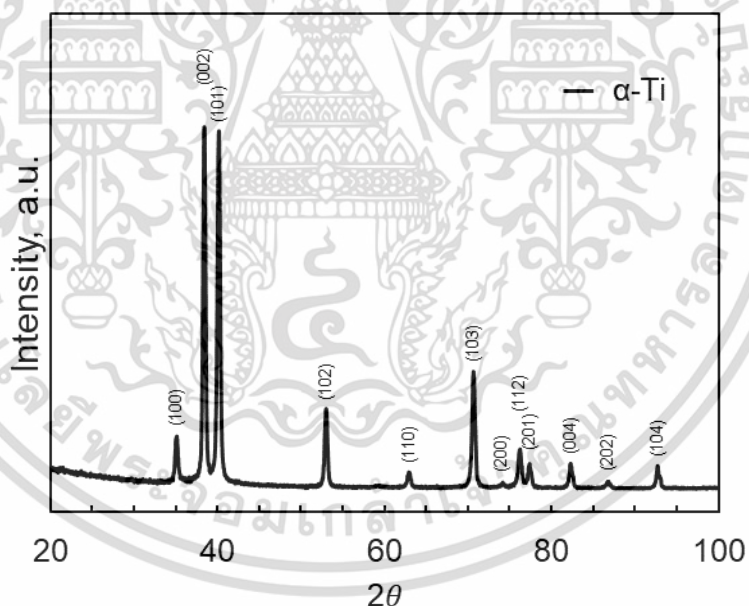
4.1 การตรวจสอบชิ้นงานไทเทเนียม

4.1.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไทเทเนียม

โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไทเทเนียมที่ใช้ในงานวิจัยนี้ถูกตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope, OM) และชนิดของโครงสร้างผลึกในไทเทเนียมตรวจสอบด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, XRD) จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง พบว่าเกรนของไทเทเนียมที่ใช้มีลักษณะคล้ายคลึงกันและมีขนาดสม่ำเสมอค่อนข้างกลม (Equiaxed grains) [68] ซึ่งแสดงดังรูปที่ 4.1 และจากการตรวจสอบด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ในช่วงมุมการเลี้ยวเบนของรังสี (2θ) ระหว่าง ($20 - 100^\circ$) ดังแสดงในรูปที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์พบว่าโครงสร้างผลึกที่มีการจัดเรียงตัวของอะตอมในระนาบ (100) (002) (101) (102) (110) (200) (112) (201) (004) (202) และ (104) ซึ่งระนาบทั้งหมดดังกล่าวอยู่ในโครงสร้างผลึกที่มีการจัดเรียงแบบ α -hexagonal close-packed, hcp เพียงโครงสร้างเดียว ซึ่งการปรากฏของโครงสร้างไทเทเนียมแบบเฟสเดียว (Single phase) นั้นอาจขึ้นอยู่กับกระบวนการขึ้นรูปหรือกระบวนการทางความร้อน ที่เลือกใช้ในการผลิตไทเทเนียม [69], [70]



รูปที่ 4.1 โครงสร้างทางจุลภาคของไทเทเนียมที่ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง



รูปที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์ทางผลึกของชิ้นงานไทเทเนียมด้วยเทคนิค XRD

4.1.2 สมบัติเชิงกลของไทเทเนียม

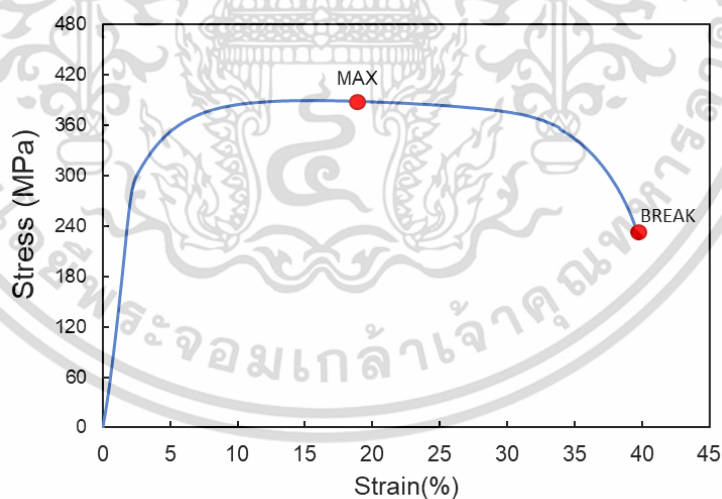
ในการตรวจสอบหาสมบัติทางกลของไทเทเนียมที่ใช้ในงานวิจัยนี้กระทำโดยวิธีการทดสอบแรงดึง (Tensile test) ตามมาตรฐานการทดสอบ ASTM E8-13a เพื่อหาสมบัติเชิงกลของชิ้นงานไทเทเนียม ในการทดสอบใช้ชิ้นงานจำนวน 3 ชิ้นทดสอบ ซึ่งได้ผลความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดแสดง

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตัวอย่างในรูปที่ 4.3 จากกราฟของความสัมพันธ์ระหว่างความเค้นและความเครียดของไทเทเนียม พบว่าไทเทเนียมที่ใช้มีความเหนียวสูงมีการยืดตัวที่ดีก่อนการแตกหักจากการทดสอบ และจากผลทดสอบดังกล่าวพบว่าไทเทเนียมมีค่าความต้านทานแรงดึงจุดครากเฉลี่ย (Yield strength, เท่ากับ 400.41 MPa ค่าความเค้นสูงสุดเฉลี่ย (Ultimate tensile strength) เท่ากับ 330.33 MPa และมีค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัวเฉลี่ย (Elongation) เท่ากับ 46.06 % ซึ่งค่าความต้านทานแรงดึงจุดคราก ความเค้นสูงสุด และเปอร์เซ็นต์การยืดตัว ในการทดสอบทั้ง 3 ครั้ง แสดงดังตารางที่ 4.1

ตารางที่ 4.1 สมบัติเชิงกลของชิ้นงานไทเทเนียมที่ได้จากการทดสอบแรงดึง

No.	Yield Strength (MPa)	Ultimate tensile strength (MPa)	Elongation (%)
1	312.00	389.92	39.67
2	337.64	401.12	45.95
3	341.36	410.20	52.55
Mean	330.33	400.41	46.06
S.D.	15.98	10.16	6.44



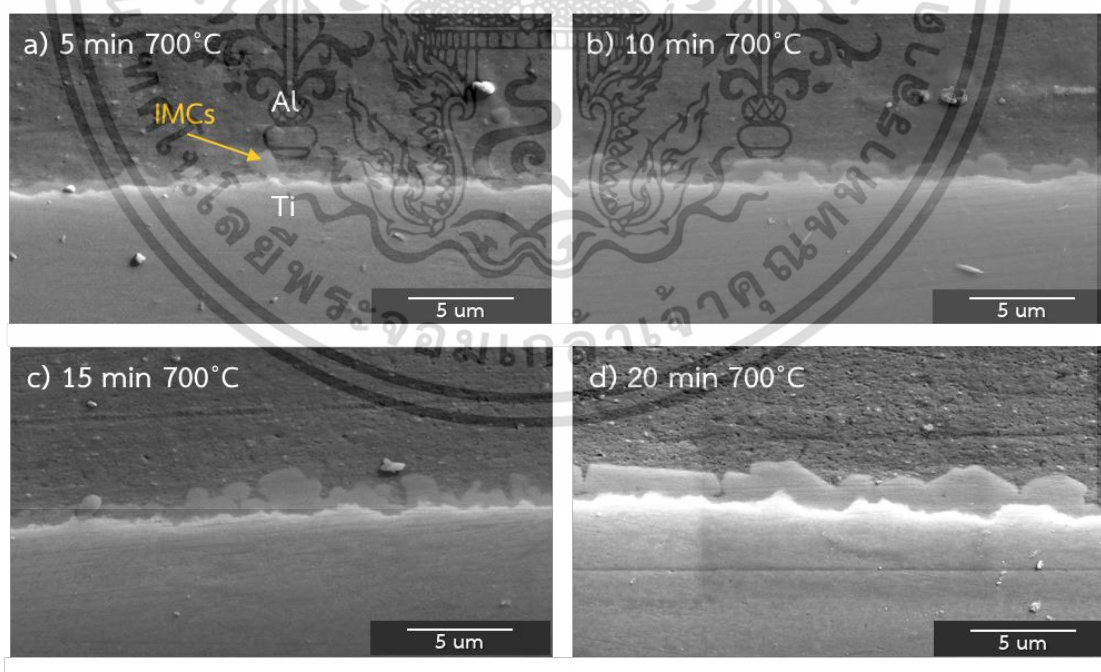
รูปที่ 4.3 ผลการวิเคราะห์สมบัติเชิงกลของชิ้นงานไทเทเนียมด้วยการทดสอบแรงดึง Tensile test

4.2 การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว

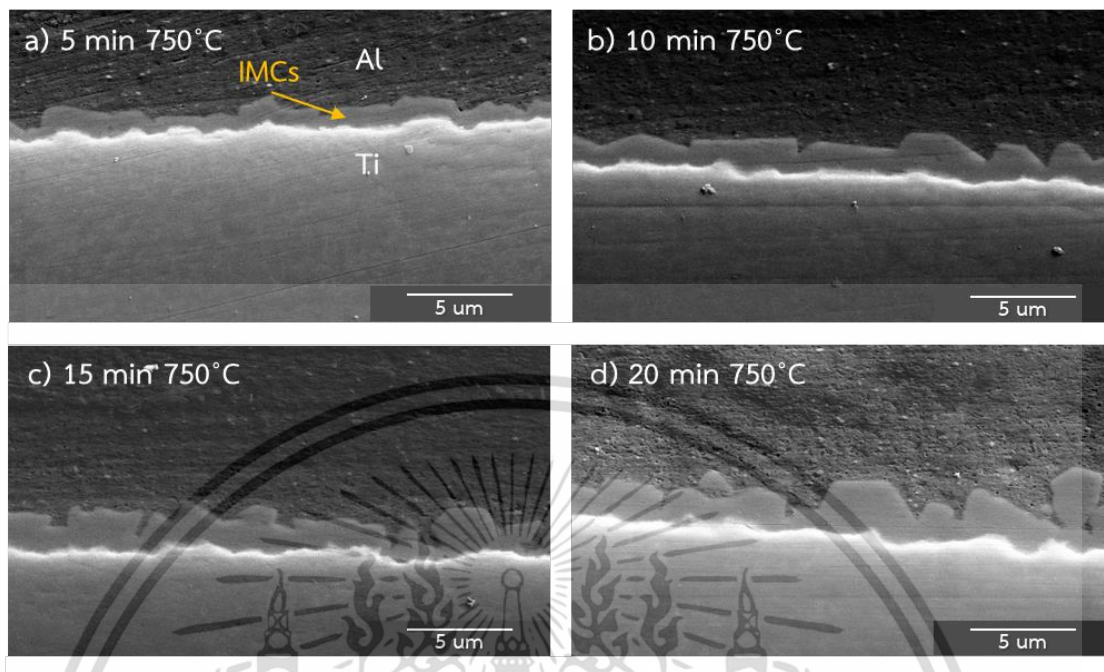
4.2.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคและความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ก่อตัวระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด จากการตรวจสอบพบการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม โดยความหนาของชั้นสารประกอบนี้มีความหนาเพิ่มขึ้นตามระยะเวลาในการจุ่ม ดังแสดงในรูปที่ 4.4 - 4.6 ที่แสดงภาพชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 700 °C 750 °C และ 800 °C ตามลำดับ โดยที่ a-d จะแสดงภาพชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ

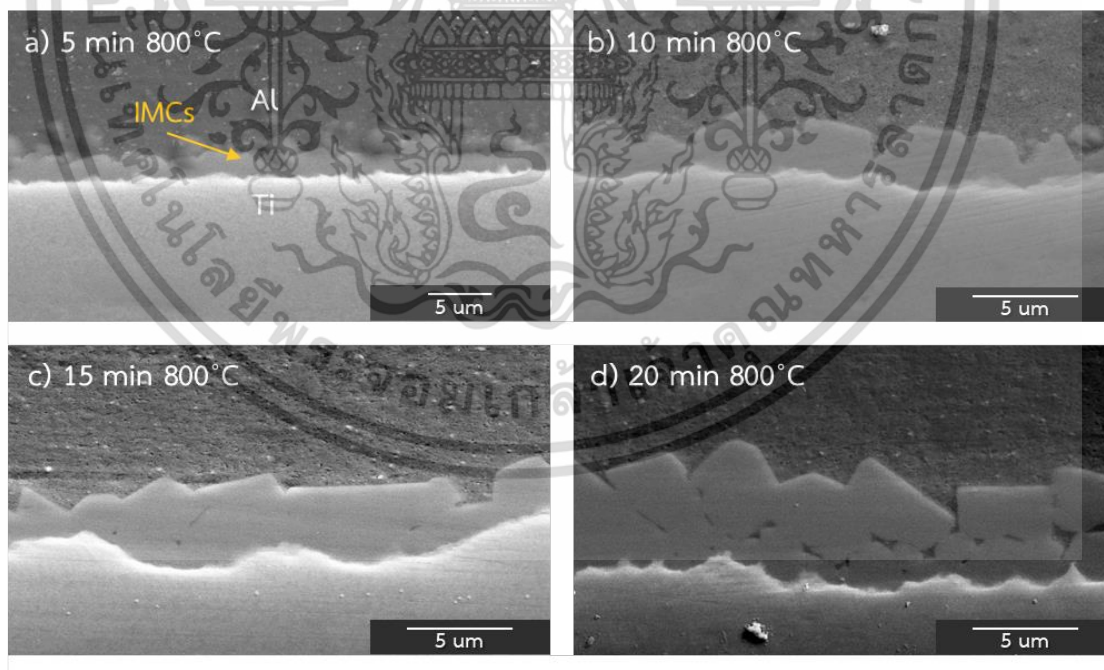
จากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เพิ่มขึ้น ทั้งนี้เนื่องจากระยะเวลาในการจุ่มมีผลต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยเมื่อเวลาในการจุ่มไทเทเนียมเพิ่มขึ้น จะทำให้ปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียมมีระยะเวลาในการเกิดปฏิกิริยามากขึ้น เนื่องจากการแพร่กระจายระหว่างอะตอมไทเทเนียม และอะตอมอลูมิเนียมที่แพร่เข้าสู่ชั้นปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียมมีระยะเวลาที่เพิ่มขึ้น จึงส่งผลต่อการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ อีกทั้งเวลายังขึ้นอยู่กับอุณหภูมิ เมื่ออุณหภูมิที่ใช้ในการจุ่มมีอุณหภูมิเพิ่มขึ้น จะส่งผลต่อการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม เนื่องจากอุณหภูมิที่เพิ่มขึ้นจะช่วยเร่งหรือกระตุ้นการเคลื่อนที่ของอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียม จึงทำให้การก่อตัวชั้นความหนาของสารประกอบเชิงโลหะเกิดได้ง่ายขึ้น [4]



รูปที่ 4.4 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา a) 5 นาที b) 10 นาที c) 15 นาที และ d) 20 นาที, ตามลำดับ



รูปที่ 4.5 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา a) 5 นาที b) 10 นาที c) 15 นาที และ d) 20 นาที, ตามลำดับ



รูปที่ 4.6 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา a) 5 นาที b) 10 นาที c) 15 นาที และ d) 20 นาที, ตามลำดับ

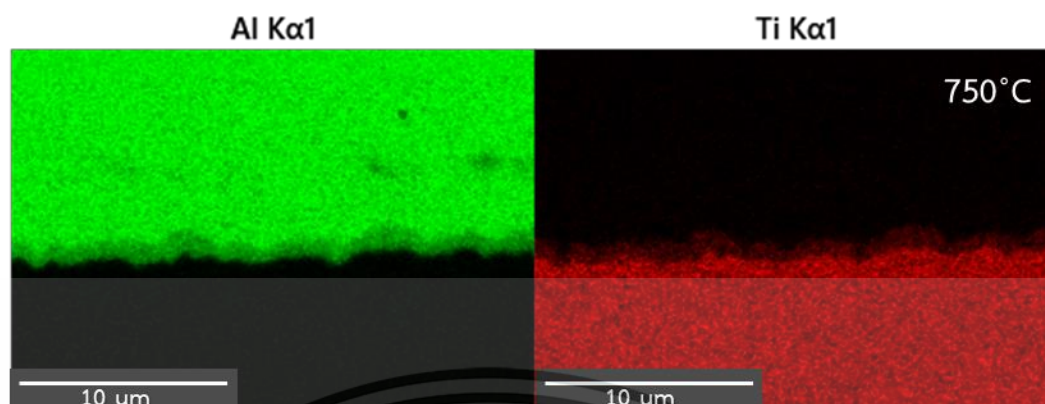
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.2.2 การตรวจสอบชนิดของผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

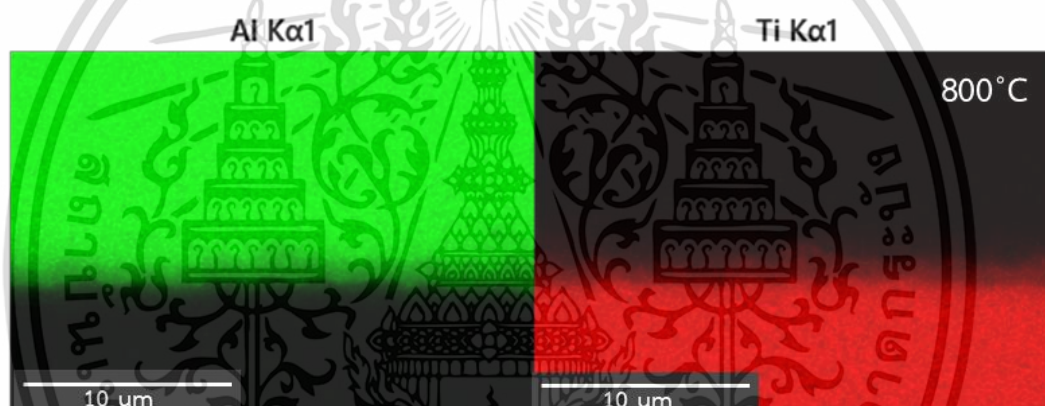
การตรวจสอบชนิดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกระทำโดยใช้เทคนิคการวิเคราะห์ธาตุแบบแผนภาพ (EDS mapping analysis) ดังในรูปที่ 4.7 – 4.9 ที่แสดงการกระจายตัวของอนุภาคไทเทเนียมและอลูมิเนียม ในการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 700 °C 750 °C และ 800 °C ตามลำดับ เป็นระยะเวลา 5 นาที เห็นได้ว่าการกระจายตัวของธาตุบริเวณพื้นที่สีเขียวคือพื้นที่ของอนุภาคอลูมิเนียม (Al) และพื้นที่สีแดงคือพื้นที่ของอนุภาคไทเทเนียม (Ti) และจากการสังเกตบริเวณตรงกลางของภาพหรือที่บริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาคของไทเทเนียมและอลูมิเนียมจะพบว่าบริเวณพื้นที่สีเขียวของอนุภาคของอลูมิเนียมจะมีสีที่จางลงและพื้นที่สีแดงของอนุภาคไทเทเนียมจะมีสีความเข้มข้นสารประกอบมากกว่าจุดสีแดงของอนุภาคไทเทเนียม (Ti) ขึ้น ซึ่งแสดงให้เห็นว่าน่าเป็นบริเวณที่เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะพบการกระจายตัวของอนุภาคของอลูมิเนียมในโครงสร้างของชั้นสารประกอบเชิงโลหะได้ดีกว่าอนุภาคไทเทเนียม ซึ่งเห็นได้จากบริเวณจุดสีเขียวของอนุภาคอลูมิเนียม (Al) ที่กระจายตัวอย่างหนาแน่นในบริเวณ



รูปที่ 4.7 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการกระจายของธาตุนบนพื้นผิว (Mapping Scanning) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 700 °C เป็นเวลา 5 นาที



รูปที่ 4.8 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการกระจายของธาตุนบนพื้นผิว (Mapping Scanning) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 5 นาที

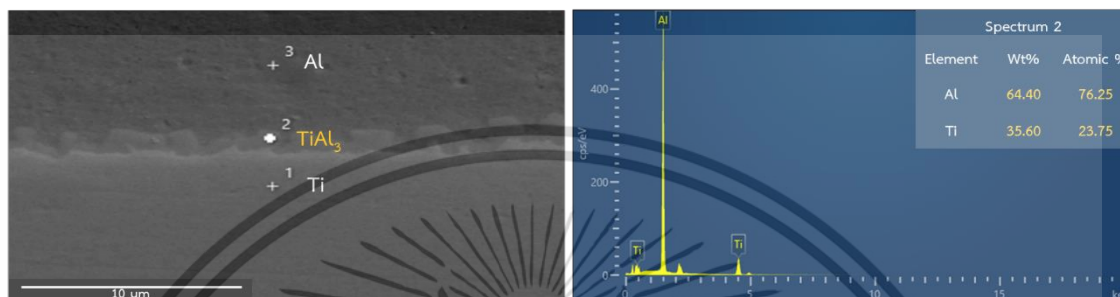


รูปที่ 4.9 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการกระจายของธาตุนบนพื้นผิว (Mapping Scanning) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 5 นาที

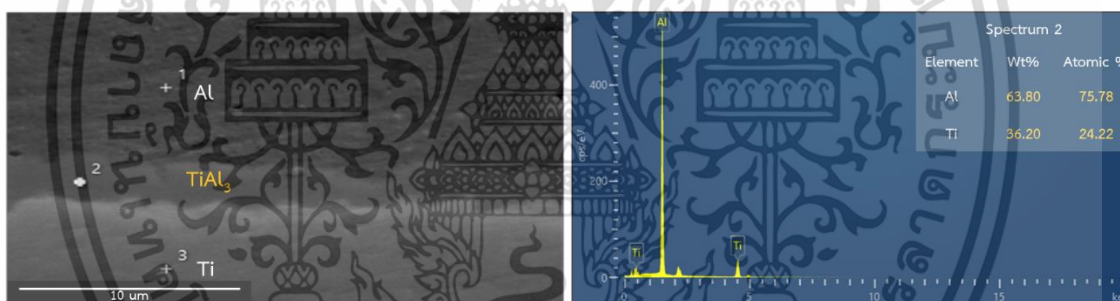
จากบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่พบด้วยเทคนิคแผนภาพธาตุ พบว่ามีชั้นสารประกอบเกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม เพื่อให้ทราบถึงชนิดและโครงสร้างของชั้นสารประกอบนี้ ได้ทำการวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุในชั้นสารประกอบเชิงโลหะนี้ด้วยเทคนิคการวิเคราะห์ธาตุแบบจุด (EDS point analysis) เพื่อทำการตรวจสอบปริมาณธาตุในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยผลลัพธ์ที่ได้จะอยู่ในรูปแบบของเปอร์เซ็นต์อะตอม (Atomic %) ซึ่งสัดส่วนของธาตุที่ประกอบขึ้นในการประกอบเชิงโลหะจะนำไปสู่การระบุชื่อเฟสได้ จากรูปที่ 4.10 – 4.12 แสดงตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบ ที่อุณหภูมิ 700 °C 750 °C และ 800 °C ตามลำดับ เป็นเวลา 5 นาที ณ จุด Spectrum 2 แสดงให้เห็นว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะประกอบไปด้วยธาตุไทเทเนียม (Ti) อยู่ที่ 20 - 26 at. % และธาตุอลูมิเนียม (Al) อยู่ที่ 73 - 77 at. % ซึ่งสามารถสรุปได้ว่าชั้นสารประกอบ

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

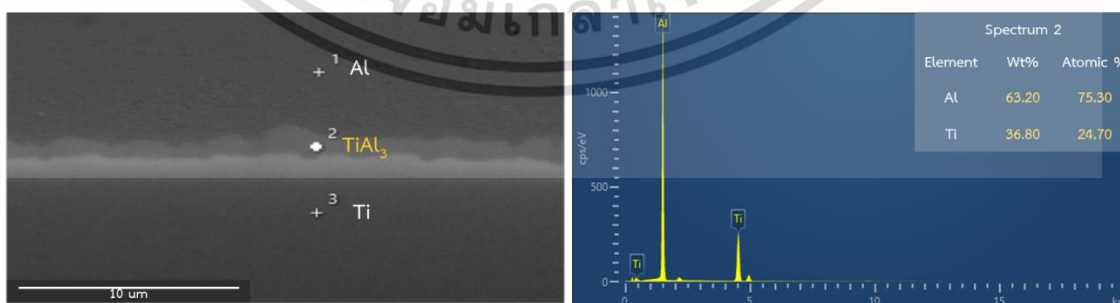
เชิงโลหะ คือ เฟส $TiAl_3$ และจากตารางที่ 4.2 ที่แสดงผลการวิเคราะห์ธาตุแบบจุด (EDS point analysis) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ $700^{\circ}C$ $750^{\circ}C$ และ $800^{\circ}C$ ตามลำดับ เป็นระยะเวลาเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ ซึ่งให้ผลเช่นเดียวกัน คือชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นเฟส $TiAl_3$



รูปที่ 4.10 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบ ที่อุณหภูมิ $700^{\circ}C$ เป็นเวลา 5 นาที ณ จุด Spectrum 2



รูปที่ 4.11 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบ ที่อุณหภูมิ $750^{\circ}C$ เป็นเวลา 5 นาที ณ จุด Spectrum 2



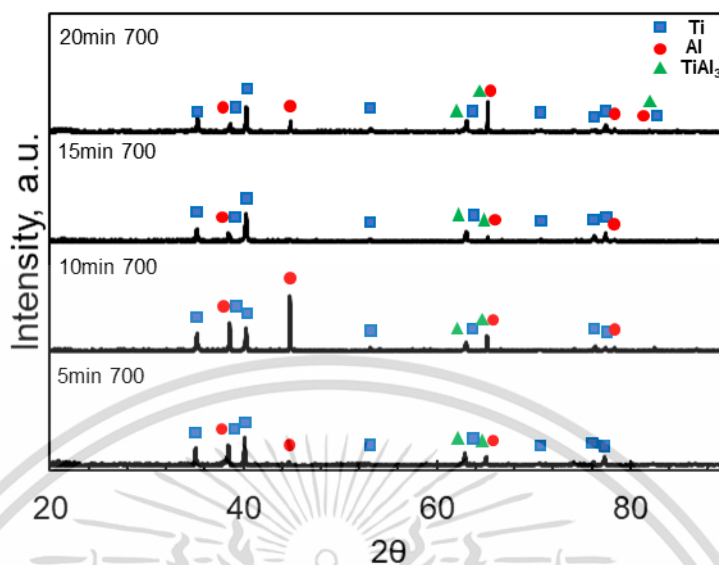
รูปที่ 4.12 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบ ที่อุณหภูมิ $800^{\circ}C$ เป็นเวลา 5 นาที ณ จุด Spectrum 2

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

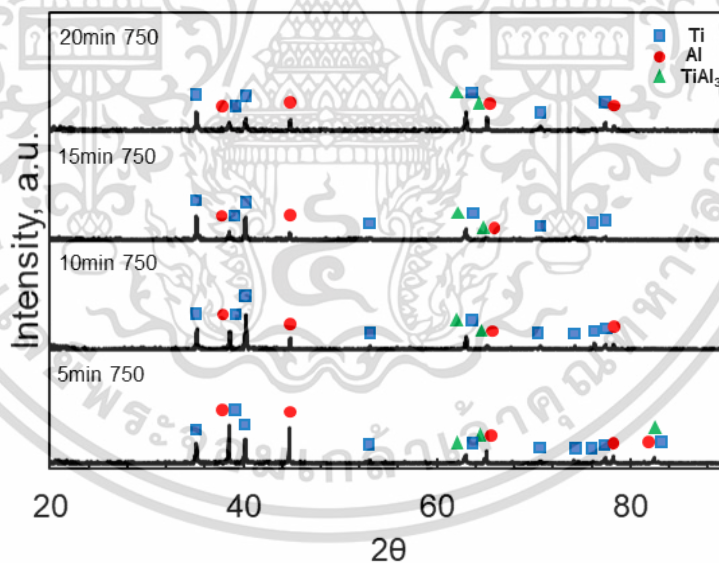
ตารางที่ 4.2 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว

Type	Time (min)	Composition (at. %)		Possible phase
		Ti	Al	
700°C	5	23.75	76.25	TiAl ₃
	10	26.45	73.55	TiAl ₃
	15	19.98	80.02	TiAl ₃
	20	25.34	74.66	TiAl ₃
750°C	5	24.22	75.78	TiAl ₃
	10	24.65	75.35	TiAl ₃
	15	25.16	74.84	TiAl ₃
	20	24.56	75.44	TiAl ₃
800°C	5	24.70	75.30	TiAl ₃
	10	25.02	74.98	TiAl ₃
	15	23.69	76.31	TiAl ₃
	20	23.68	76.32	TiAl ₃

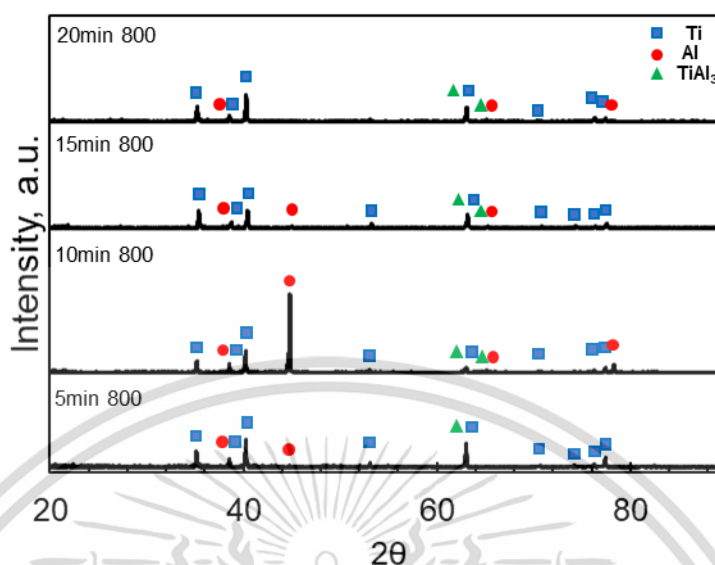
นอกจากนี้โครงสร้างของชั้นสารประกอบยังสามารถศึกษาเพื่อยืนยันด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, XRD) ดังในรูปที่ 4.13 – 4.15 แสดงผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ที่อุณหภูมิ 700°C 750°C และ 800°C ตามลำดับ เป็นระยะเวลาเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ พบเพียงเฟส TiAl₃ ที่นอกเหนือจากเฟสของไทเทเนียมและอลูมิเนียม



รูปที่ 4.13 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 700°C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ



รูปที่ 4.14 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ



รูปที่ 4.15 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่อุณหภูมิ 800°C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ

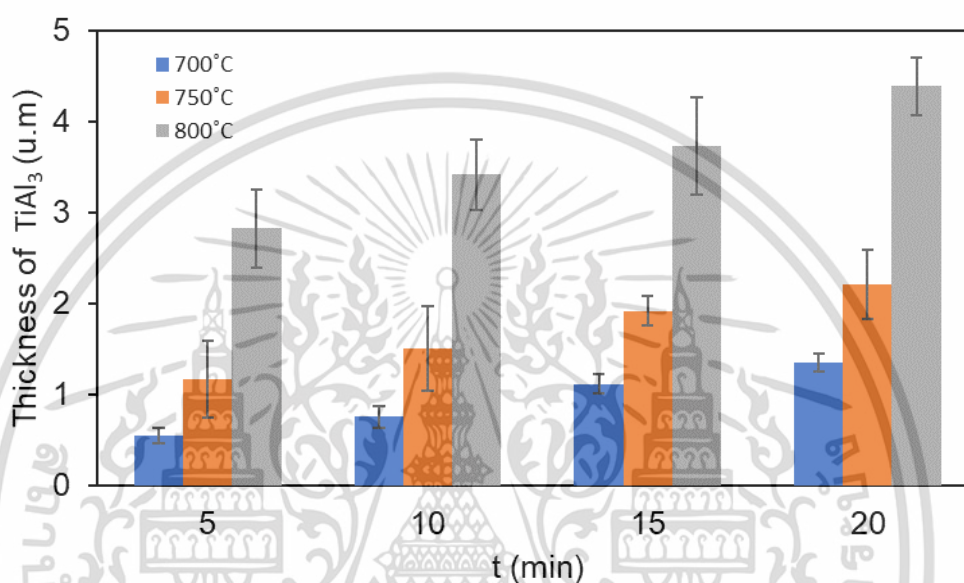
4.2.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$

จากการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังจากการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 700°C 750°C และ 800°C เป็นระยะเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที โดยซอฟต์แวร์วิเคราะห์ขนาด ImageJ ผลของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ แสดงดังตารางที่ 4.3 ความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ หลังจากการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวเพิ่มขึ้นเมื่ออุณหภูมิอลูมิเนียมและเวลาการจุ่มในอลูมิเนียมเพิ่มขึ้น

ตารางที่ 4.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมที่ในอลูมิเนียมเหลว

Thickness of Intermetallic: $TiAl_3$ (μm)				
Temperature (°C)	Immersion time (min)			
	5	10	15	20
700	0.544 ± 0.08	0.753 ± 0.12	1.112 ± 0.10	1.354 ± 0.09
750	1.168 ± 0.42	1.504 ± 0.46	1.922 ± 0.16	2.205 ± 0.38
800	2.825 ± 0.42	3.416 ± 0.38	3.737 ± 0.53	4.388 ± 0.31

จากตารางที่ 4.3 พบว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เพิ่มขึ้น เนื่องจากการเพิ่มอุณหภูมิที่ใช้หลอมอลูมิเนียมให้สูงขึ้น และเพิ่มเวลาการจุ่มในอลูมิเนียมให้มากขึ้น ทำให้อัตราการแพร่กระจายของอะตอมไทเทเนียมกับอลูมิเนียมเหลวมากขึ้น ส่งผลให้เกิดการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะได้ง่ายขึ้น [7], [8] ทั้งนี้ค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถนำมาแสดงผลในรูปแบบของกราฟแท่งดังรูปที่ 4.16



รูปที่ 4.16 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$

4.2.4 สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$

กลไกการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในปฏิกิริยาของไทเทเนียมและอลูมิเนียม นั้น เป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ระหว่างอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยที่ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ จะเพิ่มขึ้นตามฟังก์ชันของเวลา ซึ่งสามารถกำหนดความสัมพันธ์ได้จากสมการที่ 4.1 และ 4.2 [8], [17], [28]

$$\Delta d = kt^n \quad (4.1)$$

$$\ln \Delta d = \ln k + n \ln t \quad (4.2)$$

เมื่อ d คือ ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (μm) k คือ สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบ ($\mu m \text{ min}^{-1}$) t คือ เวลา (min) และ n คือ เลขชี้กำลังการเติบโตของชั้น

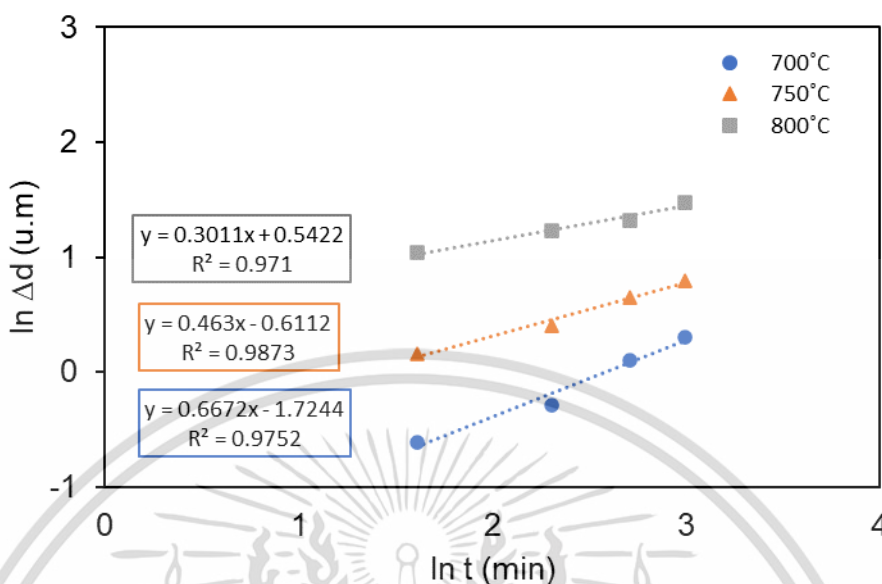
กลไกการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสามารถกำหนดได้จากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะไทเทเนียมหลังจากการจุ่มอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ $700^\circ C$ $750^\circ C$ และ $800^\circ C$

แสดงดังตารางที่ 4.4 มาพล็อตกับเวลาในการจุ่ม โดยใช้ไทเทเนียมหลังจากการจุ่มอลูมิเนียมเหลวเป็นตัวอย่างในการคำนวณ แสดงในรูปที่ 4.17 โดยพบว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีอัตราการก่อตัวที่เพิ่มขึ้นสำหรับไทเทเนียมหลังจากการจุ่มอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิสูง (800 °C) และเวลาในการจุ่มยังแสดงให้เห็นการเพิ่มขึ้นของชั้นสารประกอบซึ่งเกิดจากการแพร่ในปฏิกิริยาของไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว

สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ สามารถคำนวณได้จากความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาการจุ่มของไทเทเนียม โดยวิเคราะห์การถดถอยแบบเส้นตรง $y = bx + c$ เมื่อ b คือ ความชัน (Slope) โดยจากค่าความชันที่ได้ เมื่อค่าความชันมีค่าสูง ซึ่งเกิดจากการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่สูง/หนาขึ้น จึงส่งผลให้ค่าสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะสูงเช่นเดียวกัน ดังตารางที่ 4.4

ตารางที่ 4.4 ความสัมพันธ์ระหว่าง $TiAl_3$ กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

Temperature		Time	$TiAl_3$	K
°C	K	min	μm	($\mu m/min$)
700°C	973	5	0.544	0.178
		10	0.753	
		15	1.112	
		20	1.354	
750°C	1023	5	1.168	0.543
		10	1.504	
		15	1.922	
		20	2.205	
800°C	1073	5	2.825	1.720
		10	3.416	
		15	3.737	
		20	4.388	



รูปที่ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $\ln \Delta d$ กับ $\ln t$

4.2.5 พลังงานก่อกัมมันต์ของการก่อตัวชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3

กลไกในการเพิ่มขึ้นของความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะนั้นเป็นฟังก์ชันที่ขึ้นกับอุณหภูมิ ซึ่งสอดคล้องกับสมการของอาร์เรเนียส ดังนั้นสามารถกำหนดความสัมพันธ์จากสมการได้ดังนี้

$$K = K_0 e^{-Q/RT} \quad (4.2)$$

โดยที่ K_0 คือ ค่าคงที่ไม่ขึ้นกับเวลา ($\mu\text{m s}^{-1}$) Q คือ พลังงานก่อกัมมันต์ (J/mol) R คือ ค่าคงที่ ก๊าซสากล ($8.314 \text{ J/mol}^\circ\text{K}$) และ T คือ อุณหภูมิสัมบูรณ์ (K) เมื่อใส่ \ln (ลอการิทึมธรรมชาติ) ให้กับ สมการ 4.2 ทั้งสองข้างจะได้

$$\ln K = \ln K_0 - Q(1/RT) \quad (4.3)$$

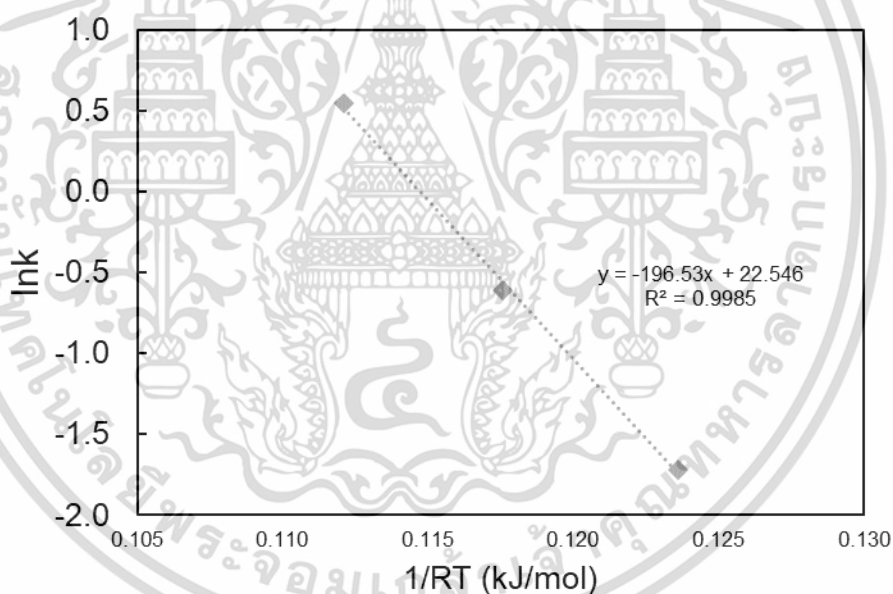
$$y = bx + c \quad (4.4)$$

จากความสัมพันธ์ระหว่างลอการิทึมของสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ($\ln K$) กับส่วนกลับของค่าคงที่ก๊าซสากลและอุณหภูมิสัมบูรณ์ ($1/RT$) จากสมการที่ 4.3 สามารถหาพลังงานก่อกัมมันต์ได้จากการเปรียบเทียบกับสมการเส้นตรงจากสมการที่ 4.4 โดยเมื่อ b คือค่าความชันของสมการของเส้นตรง จึงสามารถกำหนดได้ว่าความชันจะเท่ากับ Q หรือพลังงานก่อกัมมันต์ในสมการที่ 4.3 ดังนั้นค่าพลังงานก่อกัมมันต์ จะแปรผันตรงกับความชัน โดยตัวอย่างในการคำนวณแสดงในรูปที่ 4.18 ที่แสดงความชันของกราฟจากความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 จะ

เห็นได้ว่าความชันจะมีค่าติดลบทั้งหมด โดยข้อมูลจากความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ แสดงดังตารางที่ 4.5 และค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ สามารถหาได้จากความชันของกราฟความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ดังรูปที่ 4.18 โดยค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ มีค่าเท่ากับ 196.53 kJ/mol

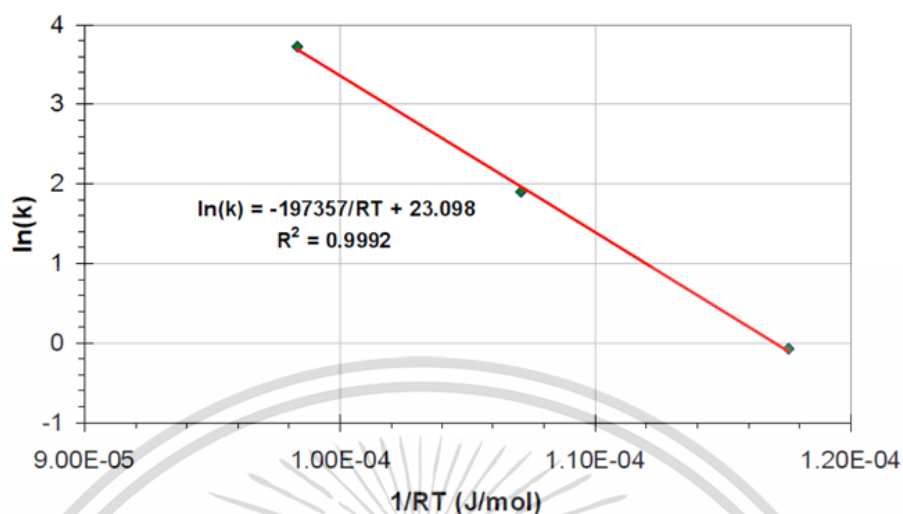
ตารางที่ 4.5 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$

Temperature (°C)	1/RT	K	ln K
700	1.24×10^{-4}	0.178	-1.724
750	1.18×10^{-4}	0.543	-0.611
800	1.12×10^{-4}	1.720	0.542



รูปที่ 4.18 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$

โดยจากการเปรียบเทียบค่าพลังงานก่อกัมมันต์ที่คำนวณได้นั้น มีความสอดคล้องกับงานวิจัยของ Khoshhal และคณะ [7] ที่มีค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมในการจุ่มอลูมิเนียมเหลว ($TiAl_3$) มีค่าใกล้เคียงกันที่ 197.304 kJ/mol แสดงดังรูปที่ 4.19 และจากตารางที่ 4.6 คือตารางเปรียบเทียบค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของงานวิจัยอื่น ๆ เพิ่มเติม



รูปที่ 4.19 ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ในงานวิจัยของ Khoshhal และคณะ [7]

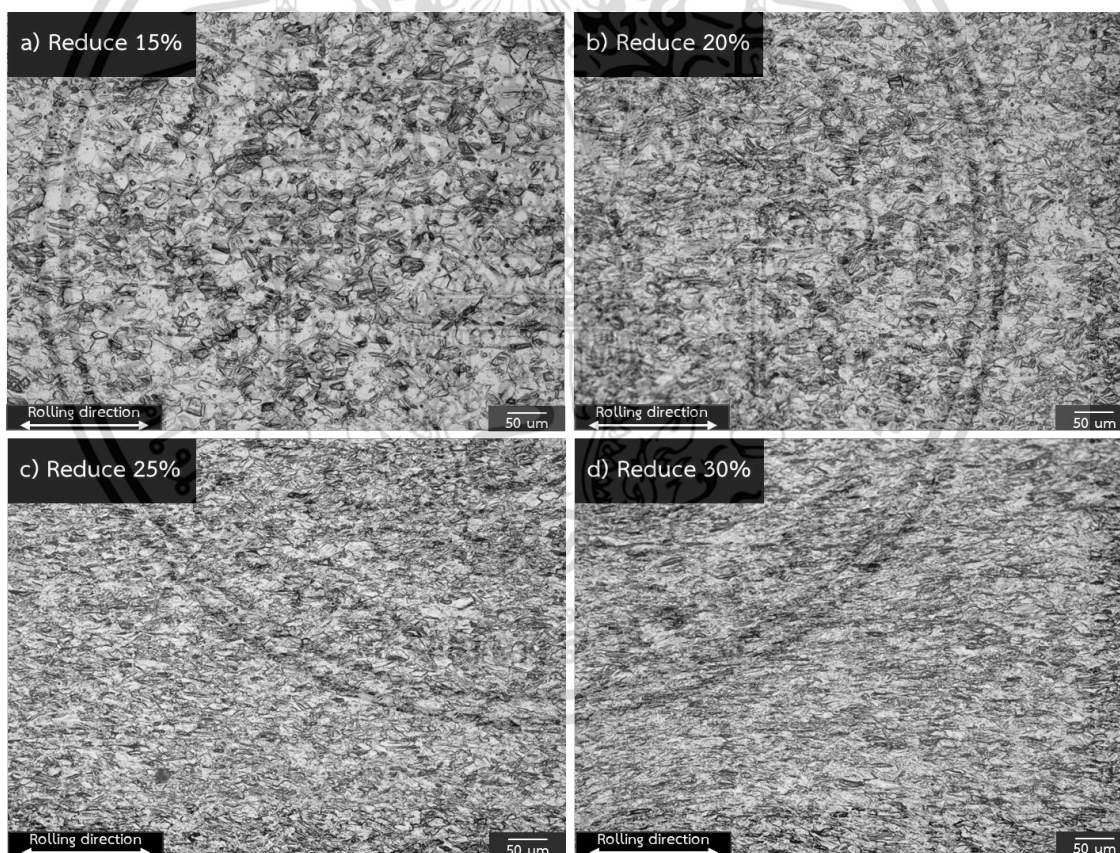
ตารางที่ 4.6 ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของ $TiAl_3$ สำหรับไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว

Temperature (°C)	Purity of titanium	Purity of aluminum	Activation energy (kJ/mol)	Ref.
550 - 650	99.8	99.8	128.7	[28]
580 - 640	99.7	99.7	179.5	[77]
625 - 650	99.9	99.99	296.2	[8]
600 - 650	99.5	99.5	295.8	[17]
700 - 900	99.7	99.99	127	[78]
700 - 920	99.75	99.99	96	[79]
750 - 950	99.4	99.6	197.3	[7]
700 - 1000	90	99.5	71.6	[25]
750 - 900	99.7	99.5	517	[80]
700 - 800	99.8	98.7	196.53	This work

4.3 การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นและอลูมิเนียมเหลว

4.3.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีด

จากรูปที่ 4.20 แสดงโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง จากการสังเกตพบว่าหลังจากที่ไทเทเนียมผ่านการรีดลดขนาดลง 15% เกรนมีการเรียงตัวแบบระนาบทวิน (Twin boundaries) หรือการเรียงตัวของอะตอมทั้ง 2 ด้านที่เหมือนการสะท้อนภาพกันของอะตอมอีกด้าน ดังรูปที่ 4.20 a) ซึ่งระนาบทวินนี้สามารถเกิดได้จากกระบวนการทางกล เช่น แรงจากการขึ้นรูปทางกล (Mechanical twins) ที่สามารถพบได้ในโครงสร้างผลึกทั้งแบบ BCC และ HCP หรือกระบวนการทางความร้อน เช่น การอบอ่อน (Annealing twin) ที่มักจะพบในโครงสร้างผลึกแบบ FCC ในระนาบทวินจะเกิดบนระนาบของผลึกที่มีทิศทางเฉพาะเท่านั้น [71], [72]



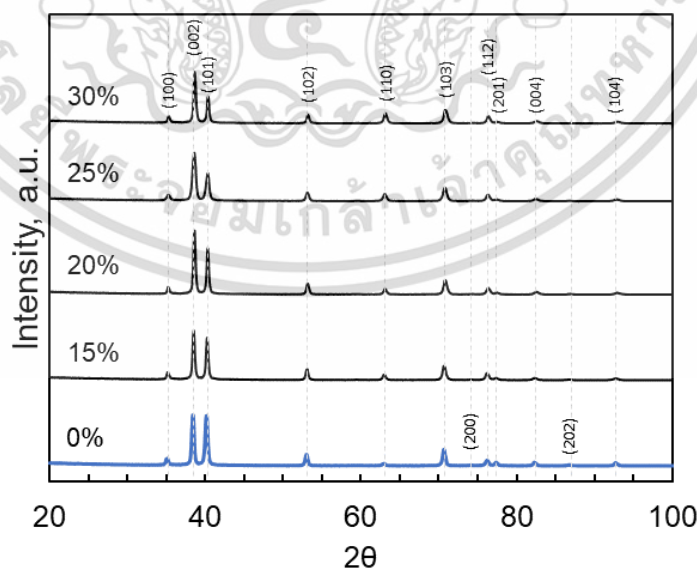
รูปที่ 4.20 โครงสร้างทางจุลภาคของไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาดโดยตรวจสอบด้วย OM

a) 15% b) 20% c) 25% และ d) 30% ตามลำดับ

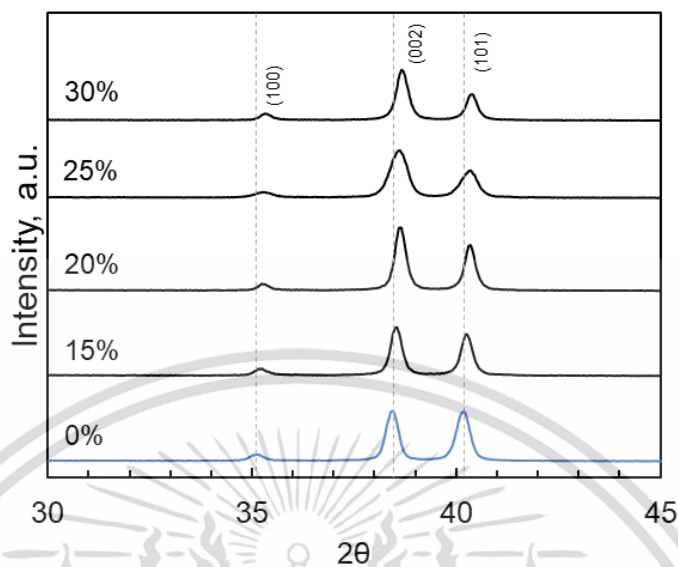
เมื่อเพิ่มเปอร์เซ็นต์ของการเสียรูปขึ้น 20% จะส่งผลต่อแรงอัดที่เกิดจากการรีด ที่ทำให้เกรนของไทเทเนียมเกิดการเปลี่ยนรูปในระหว่างการผลิตมากขึ้น โดยสามารถสังเกตได้จากขนาดของเกรนที่ถูกยึดออกตามทิศทางของการรีด (Rolling direction) มากขึ้น อีกทั้งยังส่งผลต่อแรงเฉือนที่ไปกระทำตามแนวระนาบผลึก จนทำให้เกิดระนาบทวินจำนวนมาก ดังแสดงในรูปที่ 4.20 b) การเพิ่มเปอร์เซ็นต์ของการเสียรูปขึ้น 25% และ 30% พบว่าส่วนใหญ่ระนาบของเกรนจะยึดออกตามทิศทางของการรีด และเกรนมีความละเอียดขึ้นอย่างเห็นได้ชัด ซึ่งความละเอียดของเกรนนั้นเกิดขึ้นจากการระนาบทวินเป็นหลัก โดยการเสียรูปที่เพิ่มขึ้น ทำให้เกรนจะค่อยๆ แตกและละเอียดขึ้นดังในรูปที่ 4.20 c) และ d)

4.3.2 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคทางผลึกของไทเทเนียมหลังผ่านการรีดเย็น

จากการตรวจสอบโครงสร้างทางผลึกของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาดด้วยเทคนิค XRD ที่แสดงดังรูปที่ 4.21 พบว่าพีคที่ปรากฏขึ้นทั้ง 11 พีค เกิดขึ้นที่ $2\theta = 35^\circ 38^\circ 40^\circ 53^\circ 62^\circ 70^\circ 74^\circ 76^\circ 77^\circ 82^\circ$ และ 86° บ่งชี้ถึงพีคไทเทเนียมที่มีโครงสร้างผลึกแบบ HCP เช่นเดียวกับไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีด ทั้งนี้เมื่อทำการขยายมุมที่ 2θ ประมาณ $35^\circ - 40^\circ$ แสดงดังรูปที่ 4.22 จะเห็นได้ว่าพีคทั้งหมดเลื่อนไปสูงกว่า 2θ ของพีคที่ตรวจพบจากไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น ทั้งนี้เนื่องจากการเปลี่ยนแปลงทางกล ซึ่งคือการรีดลดขนาดของไทเทเนียมที่ส่งผลไปถึงการเปลี่ยนแปลงโครงสร้างของแลคทิซ จนทำให้ระยะห่างระหว่างอะตอม (d-spacing) ถูกบีบอัด (Compressive) ให้มีขนาดลดลง รวมถึงการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ที่เพิ่มขึ้น จึงส่งผลให้มุม 2θ สูงขึ้น สรุปได้ว่าระยะห่างระหว่างระนาบในผลึกของไทเทเนียมมีแนวโน้มลดลงจากการตรวจพบจากมุมการเลี้ยวเบนของรังสีที่สูงขึ้น



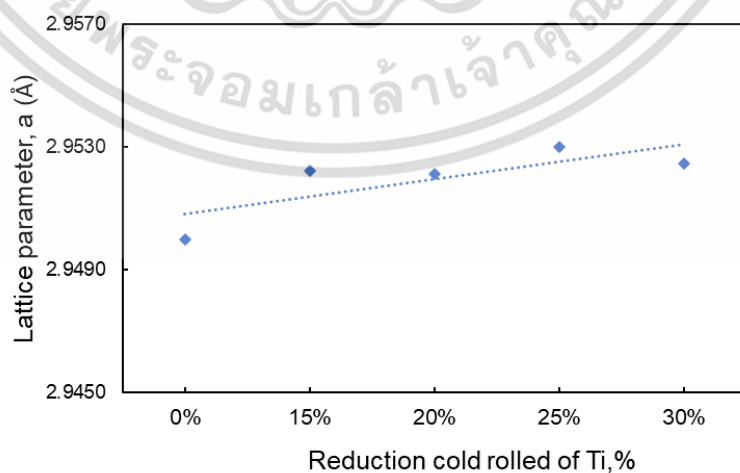
รูปที่ 4.21 ผลการวิเคราะห์ทางผลึกของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาดด้วยเทคนิค XRD



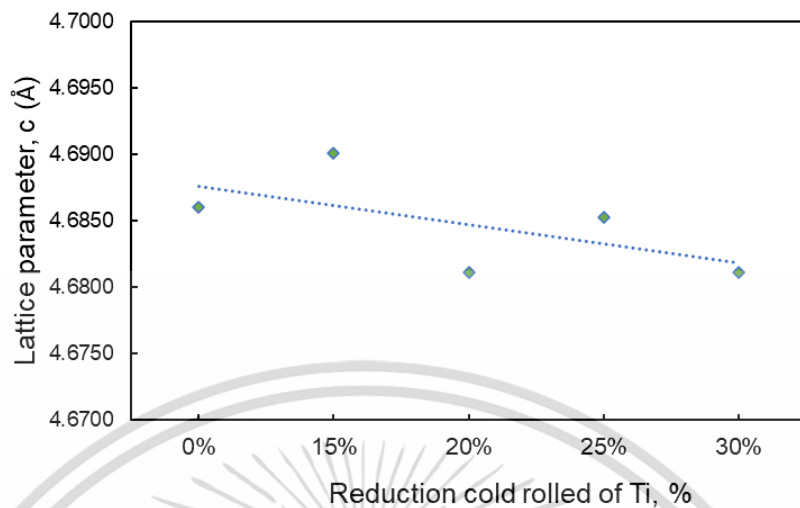
รูปที่ 4.22 ผลการวิเคราะห์ทางผลึกด้วย XRD จากองศาที่ 30° ถึง 45°

4.3.3 การตรวจสอบแลคทิซพารามิเตอร์ไทเทเนียม

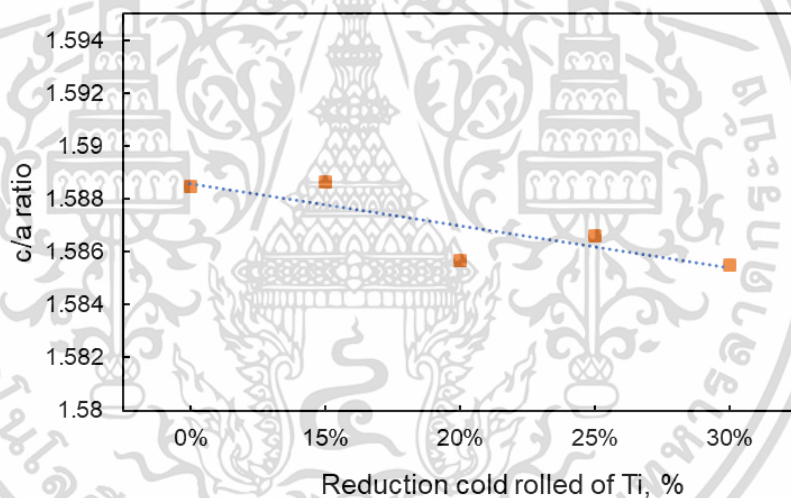
จากการตรวจสอบผลการวิเคราะห์ของไทเทเนียมและไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาดต่อแลคทิซพารามิเตอร์ (Lattice parameters) หรือค่าคงที่ของผลึก โดยจากโครงสร้างแบบ HCP ดังตารางที่ 4.7 พบว่าเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดที่เพิ่มขึ้นของไทเทเนียมทำให้แลคทิซพารามิเตอร์ a เพิ่มขึ้น ในขณะที่แลคทิซพารามิเตอร์ c และอัตราส่วนของแลคทิซพารามิเตอร์ c/a ลดลง แสดงดังรูปที่ 4.23 – 4.25 ซึ่งเป็นผลมาจากการรีดที่ทำให้ผลึกเกิดการเรียงตัวแบบทวิน (Twinning) โดยการเรียงตัวแบบทวินมีสองประเภทที่แตกต่างกัน คือ การเรียงตัวแบบทวินด้วยแรงดึง และการเรียงตัวแบบทวินด้วยแรงอัด ที่ส่งผลต่อระยะห่างระหว่างระนาบฐาน ทำให้ค่าอัตราส่วนของแลคทิซพารามิเตอร์ c/a ลดลง [73], [74]



รูปที่ 4.23 แลคทิซพารามิเตอร์ a ของไทเทเนียม



รูปที่ 4.24 แลคทิกซพารามิเตอร์ c ของไทเทเนียม



รูปที่ 4.25 อัตราส่วนของแลคทิกซพารามิเตอร์ c/a

ตารางที่ 4.7 แลคทิกซพารามิเตอร์ของชิ้นงานทดสอบไทเทเนียม

Reduction	a (Å)	c (Å)	c/a
0%	2.9500	4.6860	1.5885
15%	2.9522	4.6900	1.5886
20%	2.9521	4.6811	1.5857
25%	2.9530	4.6852	1.5866
30%	2.9525	4.6811	1.5855

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

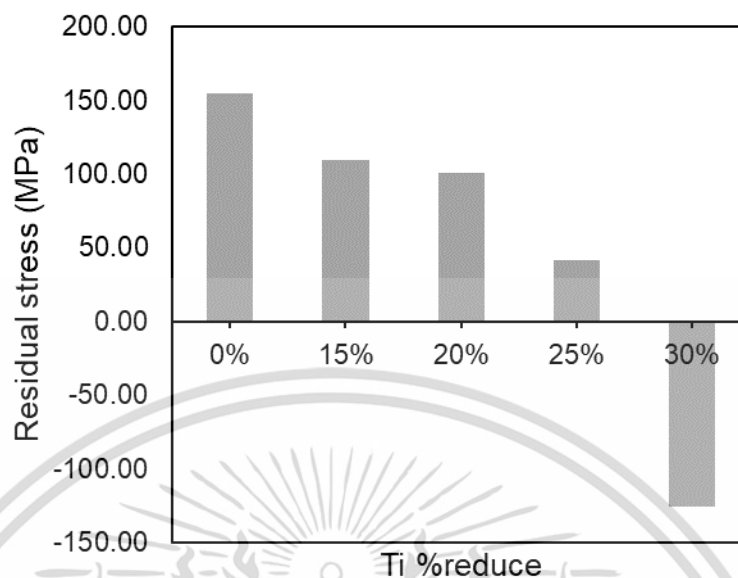
4.3.4 การตรวจสอบความเค้นตกค้าง

ความเค้นตกค้างสามารถเกิดได้จากความแตกต่างของการขยายตัวทางความร้อน การเสียรูปเชิงกล และโครงสร้างจุลภาคของวัสดุ [42]–[44] โดยการเสียรูปเชิงกลที่เกิดขึ้นบนพื้นผิวชิ้นงานระหว่างการรีดเย็น (Cold rolled) ทำให้เกิดความเค้นตกค้างขึ้น [46] ในการหาค่าความเค้นตกค้างบนพื้นผิวของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีด 0% 15% 20% 25% และ 30% จะถูกวิเคราะห์ผ่านเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, XRD) โดยอาศัยหลักการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ที่ตกกระทบพื้นผิวของผลึก

ตารางที่ 4.8 ปริมาณความเค้นตกค้าง (Residual Stress)

Type	Residual Stress (MPa)
Rolled Ti 0%	154.62 ± 01.00
Rolled Ti 15%	109.22 ± 45.94
Rolled Ti 20%	100.90 ± 68.53
Rolled Ti 25%	41.42 ± 36.74
Rolled Ti 30%	-125.72 ± 19.09

จากการวัดปริมาณความเค้นตกค้างชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีด 0% 15% 20% 25% และ 30% ด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray Diffraction, XRD) ดังในรูปที่ 4.26 และตารางที่ 4.8 พบว่าไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นที่การลดขนาด 0% มีค่าเท่ากับ 154.62 MPa ซึ่งเป็นความเค้นดึงตกค้าง (Tensile residual stress) และเมื่อทำการรีดลดขนาดไทเทเนียมที่ 15% 20% 25% และ 30% พบว่ามีความเค้นตกค้างอยู่ที่ 109.22 MPa 100.90 MPa 41.41 MPa และ -125.72 MPa ตามลำดับ ซึ่งจะเห็นได้ว่า เมื่อเพิ่มเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดของไทเทเนียม จะเป็นการเพิ่มการเสียรูปที่พื้นผิวจากการรีดและแรงบีบอัด (Compressive) มากขึ้น จนส่งผลต่อปริมาณความเค้นอัดตกค้าง (Compressive residual stress) ภายในของชิ้นงานไทเทเนียม



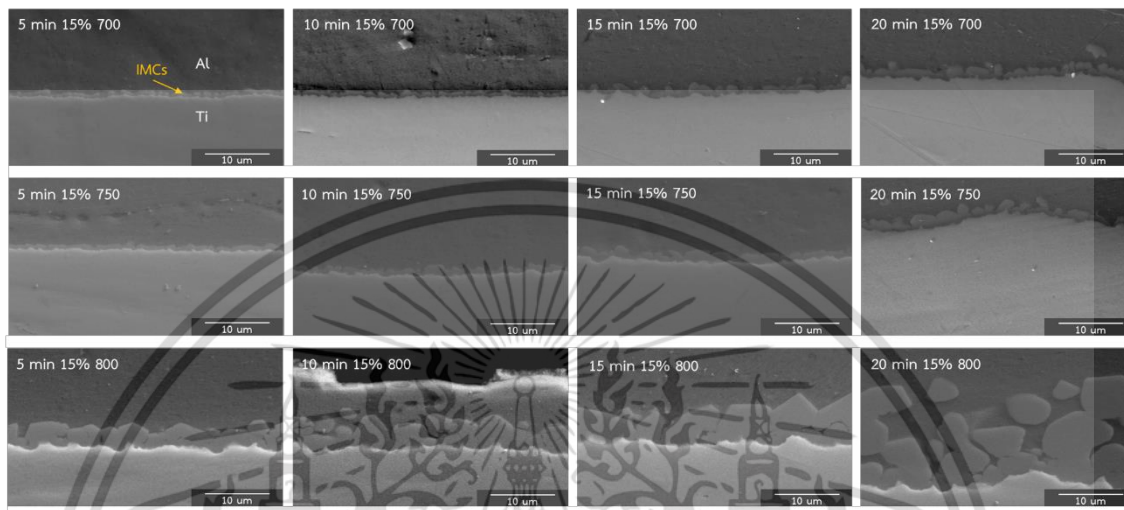
รูปที่ 4.26 ปริมาณความเค้นตกค้างชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด

4.3.5 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดและอลูมิเนียม

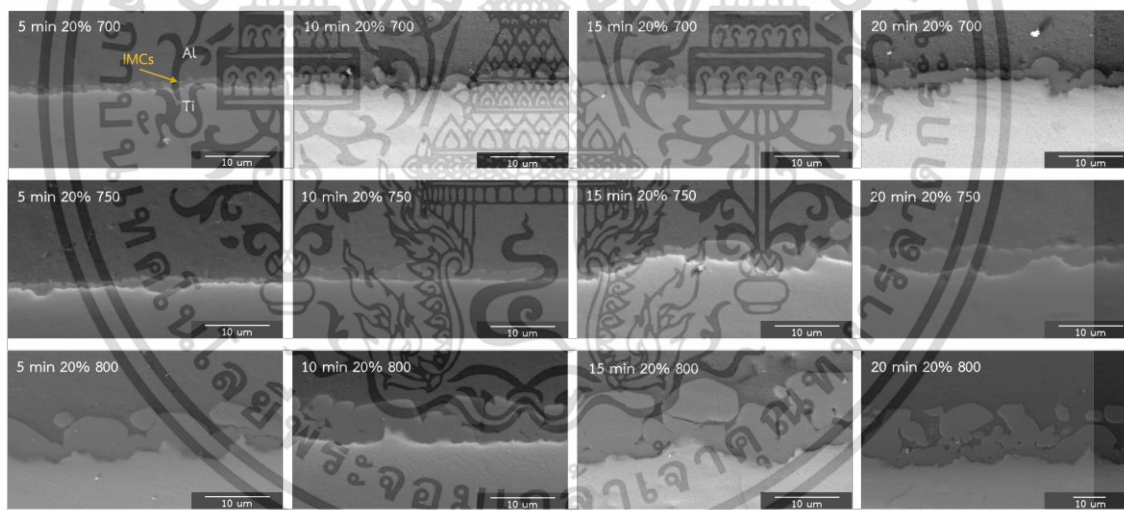
ในส่วนนี้เป็นการศึกษาผลของการขึ้นรูปเย็นต่อการเกิดชิ้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างชิ้นงานทดสอบไทเทเนียมที่ผ่านกระบวนการรีดเย็น (Cold rolling process) โดยการรีดขึ้นรูปใช้อัตราส่วนการลดขนาด 4 ระดับดังคือ 15% 20% 25% และ 30% หลังจากนั้นนำไทเทเนียมที่ผ่านการรีดจุ่มในอลูมิเนียมเหลวตามอุณหภูมิและเวลาเช่นเดียวกับการทดลองก่อนหน้าที่ใช้ไทเทเนียมที่ไม่ผ่านกระบวนการรีดเย็น

การเกิดในกรณีของการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% และ 20% ในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 700 °C 750 °C และ 800 °C เป็นระยะเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับดังแสดงในรูป 4.27 – 4.28 จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานทดสอบด้วย SEM ในส่วนของการรีดพบว่าการก่อตัวของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มของความหนาที่เพิ่มขึ้น เมื่อเทียบกับไทเทเนียมที่ไม่ได้ผ่านการรีด โดยความหนาที่เพิ่มขึ้นเกิดจากการรีดหรือการเกิดข้อบกพร่อง (Defect) ที่ช่วยในการเพิ่มพลังงานภายในของอะตอม[8] ทำให้เกิดชิ้นสารประกอบเชิงโลหะได้มากขึ้นเช่นเดียวกับการเพิ่มเวลาในการจุ่มและการเพิ่มอุณหภูมิ ซึ่งในกรณีของอุณหภูมิ 800 °C ของทั้งการรีดลดขนาดที่ 15% และ 20% จะเห็นได้ว่าความหนามีแนวโน้มที่เพิ่มขึ้นอย่างก้าวกระโดด เนื่องจากชิ้นงานที่ถูกบีบอัด (Compressive) จนอะตอมเกิดความเครียดหรือความเค้นตกค้างภายในชิ้นงานขึ้น ซึ่งเป็นผลมาจากการ

รีดลดขนาดชิ้นงาน โดยเมื่อชิ้นงานทดสอบมีอุณหภูมิเพิ่มขึ้นจากการจุ่มร้อน และมีความเครียดภายใน ชิ้นงานที่มากพอจะเป็นการกระตุ้นพลังงานภายในของอะตอม [8], [28] ให้สามารถเคลื่อนที่หรือแพร่ได้เร็วขึ้น จึงส่งผลให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น



รูปที่ 4.27 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 15%



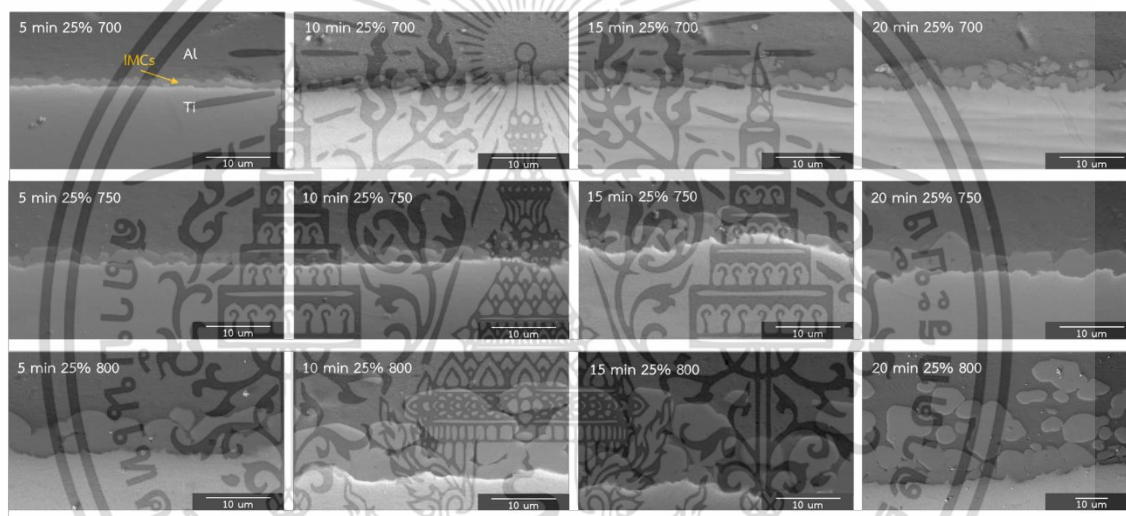
รูปที่ 4.28 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 20%

และในกรณีของการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 25% และ 30% ในอุณหภูมิเหนียวเหลวที่อุณหภูมิ 700°C 750°C และ 800°C เป็นระยะเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ แสดงดังในรูป 4.29 – 4.30 จากการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาค จะเห็นได้ว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีแนวโน้มที่เพิ่มขึ้น เมื่อเปอร์เซ็นต์ของการรีดลดขนาดเพิ่มขึ้น ซึ่งเกิดจากการที่ชิ้นงานถูกบีบอัดมากขึ้นหรือการเพิ่มความเครียดให้กับอะตอมภายในชิ้นงานมากขึ้น จึงทำให้เกิดเส้นทางการแพร่แบบพิเศษเมื่อเทียบ

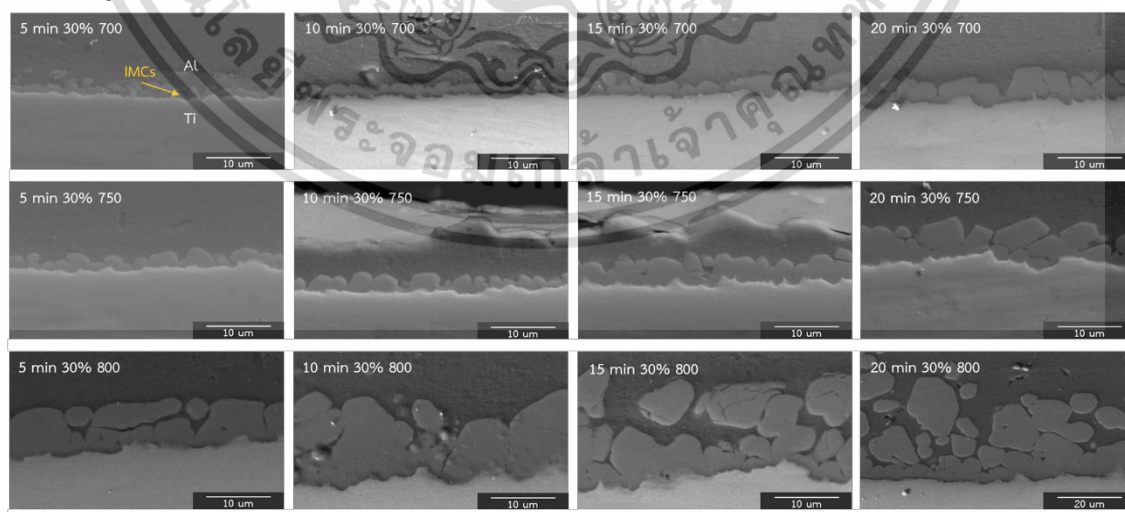
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

กับเส้นทางที่มีอยู่ในคู่การแพร่ของไทเทเนียมและอลูมิเนียม [16], [28] เนื่องมาจากการขึ้นรูปแบบเย็น (Cold work) หรือในงานนี้คือการรีดเย็น (Cold rolled) ที่ส่งผลให้อะตอมเคลื่อนที่ได้เพิ่มมากขึ้น จึงทำให้ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 25% และ 30% ที่จุ่มในอลูมิเนียมเหลวมีความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น

นอกจากอุณหภูมิและเวลาที่เป็นปัจจัยสำคัญในการเกิดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะแล้ว ยังมีอีกหนึ่งปัจจัยคือปัจจัยของการรีด โดยมีความเครียดหรือความเค้นตกค้างที่เกิดจากการรีดเข้ามาเกี่ยวข้องในเรื่องการเร่งการเคลื่อนที่หรือการเร่งปฏิกิริยาของอะตอม เพื่อทำให้เกิดการแพร่ระหว่างอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียมได้เร็วขึ้น อีกทั้งยังส่งผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เพิ่มขึ้นอีกด้วย



รูปที่ 4.29 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 25%

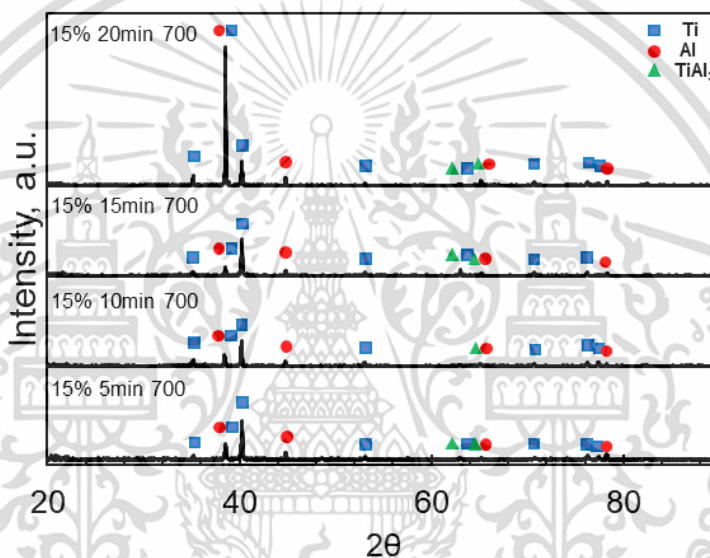


รูปที่ 4.30 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 30%

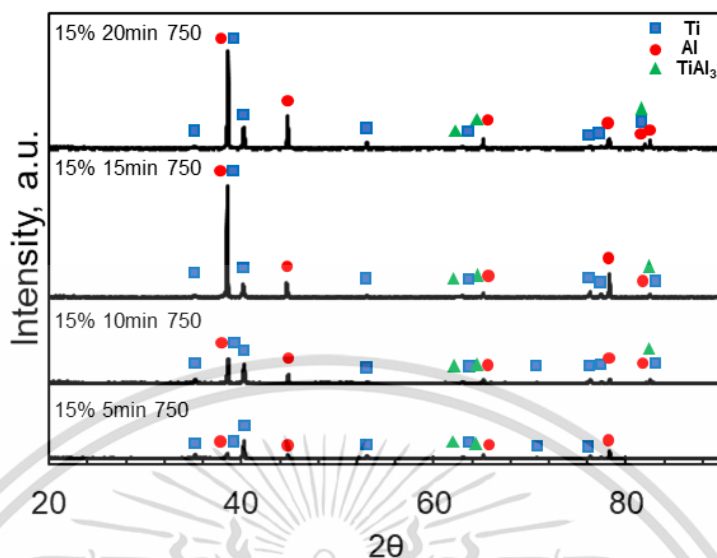
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

4.3.6 การตรวจสอบชนิดของผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดและอลูมิเนียม

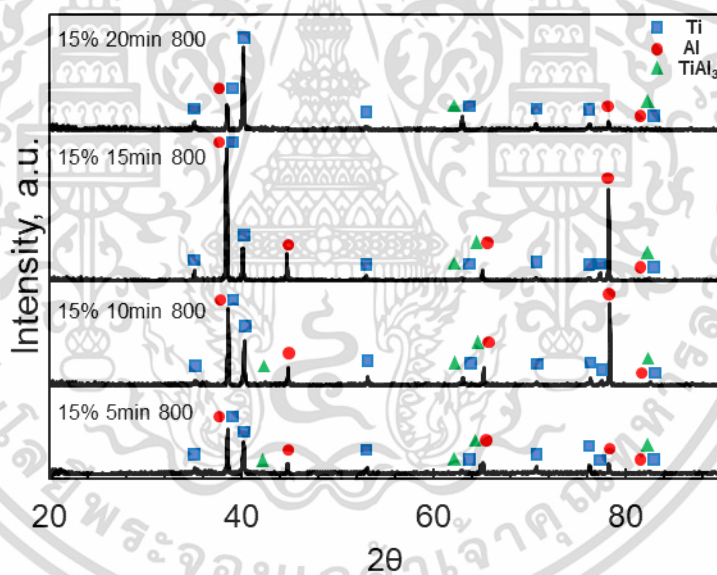
ในกรณีการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ ในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 700°C 750°C และ 800°C เป็นระยะเวลาเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ตามลำดับ แสดงในรูปที่ 4.31 – 4.42 สามารถวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นด้วยเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray diffraction, XRD) ซึ่งพบเพียงเฟส TiAl_3 เพียงเฟสเดียวที่นอกเหนือจากเฟสของไทเทเนียมและอลูมิเนียม



รูปที่ 4.31 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 15% ที่อุณหภูมิ 700°C

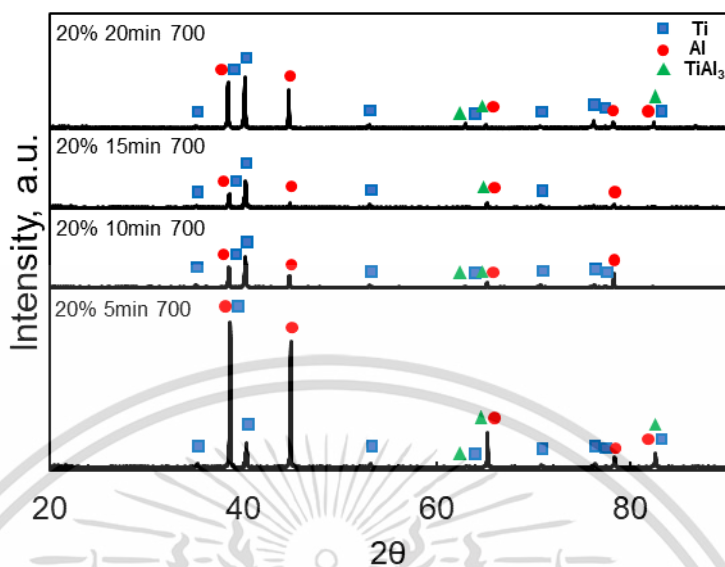


รูปที่ 4.32 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดขนาด 15% ที่อุณหภูมิ 750°C

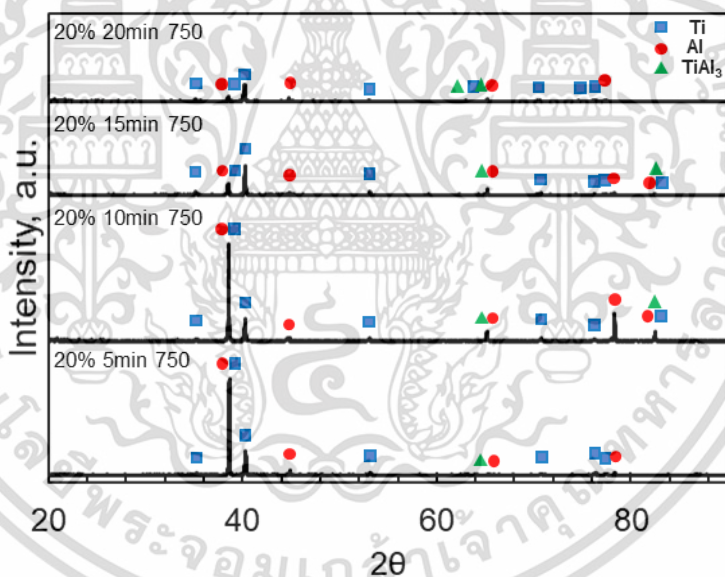


รูปที่ 4.33 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดขนาด 15% ที่อุณหภูมิ 800°C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

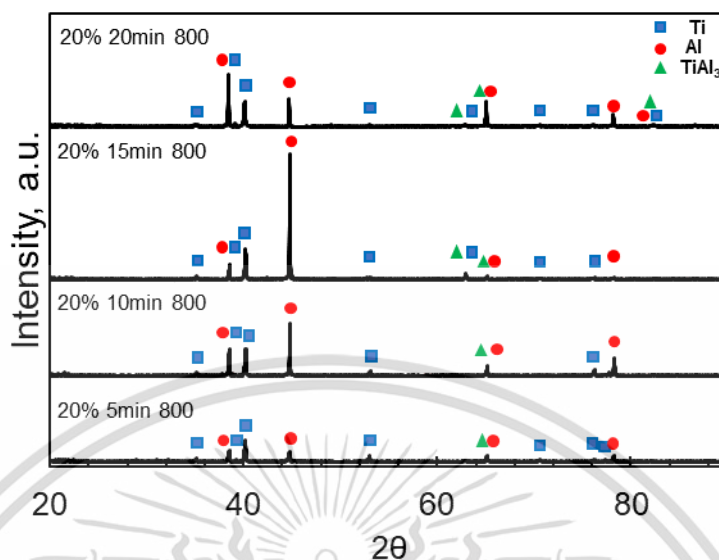


รูปที่ 4.34 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 20% ที่อุณหภูมิ 700°C

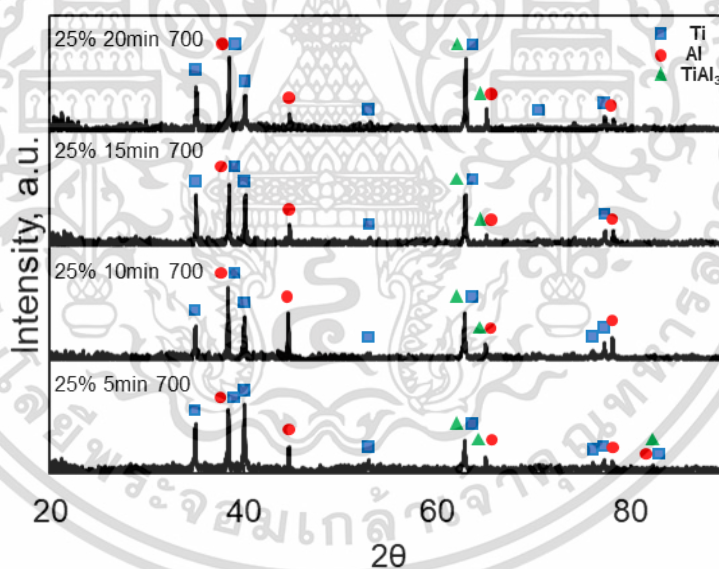


รูปที่ 4.35 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 20% ที่อุณหภูมิ 750°C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

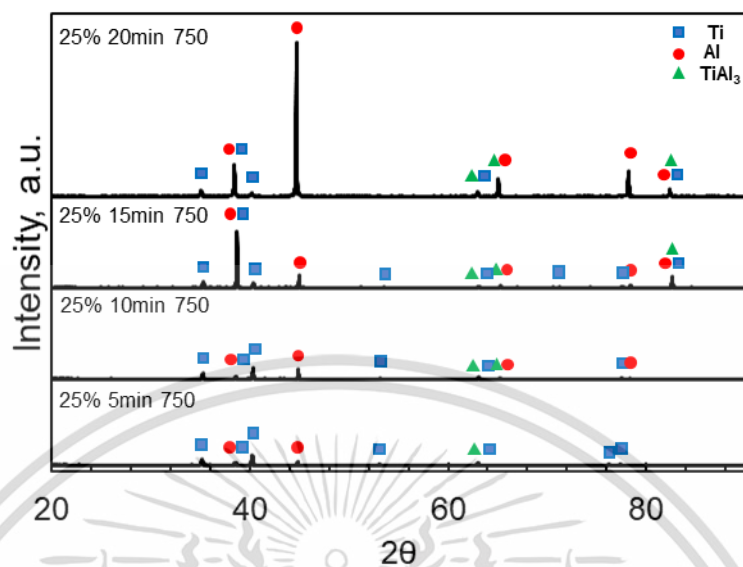


รูปที่ 4.36 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 20% ที่อุณหภูมิ 800°C

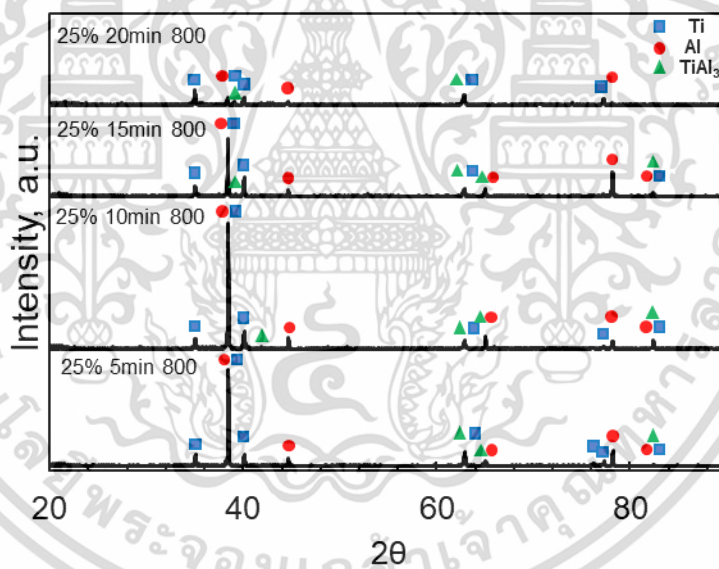


รูปที่ 4.37 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 25% ที่อุณหภูมิ 700°C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

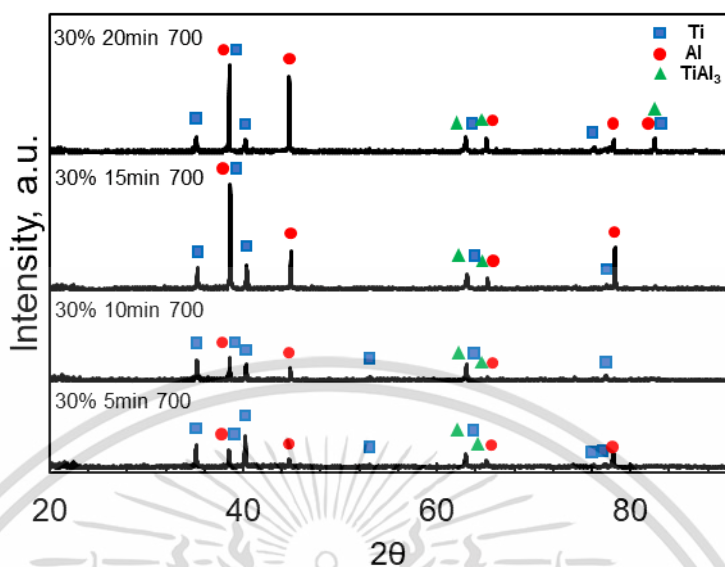


รูปที่ 4.38 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดขนาด 25% ที่อุณหภูมิ 750°C

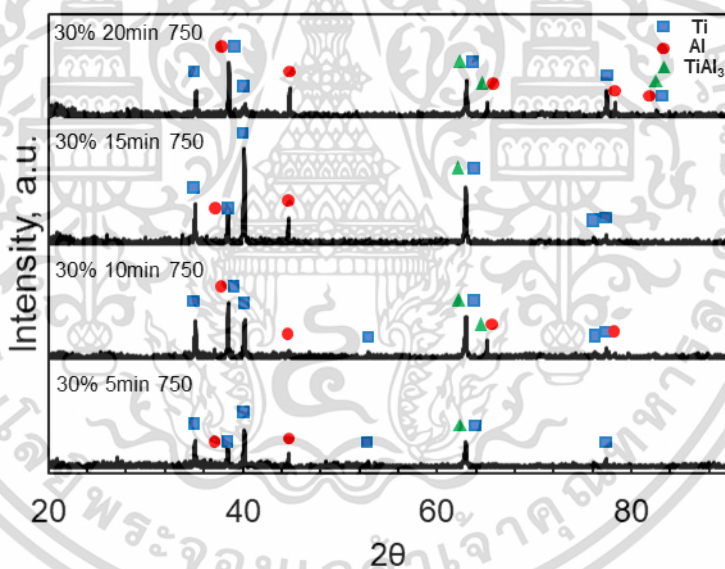


รูปที่ 4.39 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดขนาด 25% ที่อุณหภูมิ 800°C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

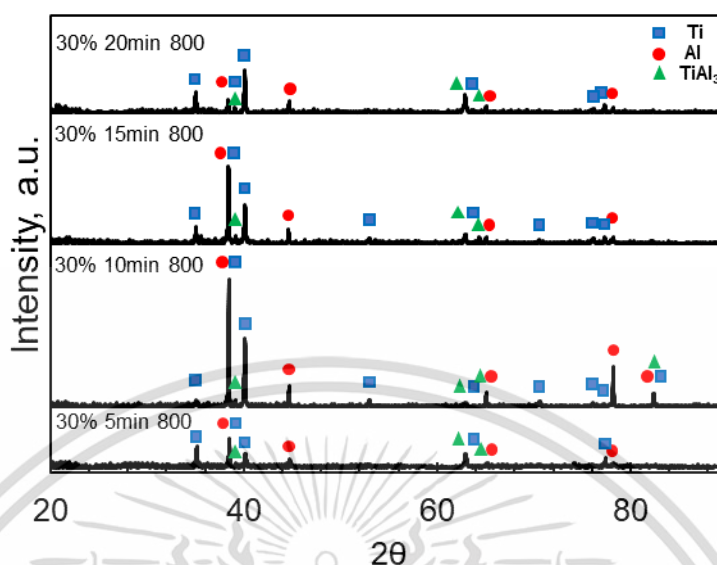


รูปที่ 4.40 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 30% ที่อุณหภูมิ 700°C



รูปที่ 4.41 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 30% ที่อุณหภูมิ 750°C

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.42 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยเทคนิค XRD ของการรีดลดขนาด 30% ที่อุณหภูมิ 800°C

[edit] 4.3.7 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดและอลูมิเนียม

จากการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ หลังจากการจุ่มไทเทเนียมที่มีเปอร์เซ็นต์ของการรีดลดขนาดที่ 15% 20% 25% และ 30% ในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 700°C 750°C และ 800°C เป็นระยะเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที โดยซอฟต์แวร์วิเคราะห์ขนาด ImageJ แสดงผลดังตารางที่ 4.9 – 4.12

ตารางที่ 4.9 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 15%

Thickness of Intermetallic: $TiAl_3$ (μm)			
Time	Temperature of Reduction Titanium 15%		
	700	750	800
5	0.712 ± 0.01	0.967 ± 0.09	3.883 ± 0.14
10	0.912 ± 0.21	1.382 ± 0.30	5.081 ± 0.26
15	1.356 ± 0.18	1.563 ± 0.01	6.517 ± 0.62
20	1.602 ± 0.08	1.861 ± 0.01	7.243 ± 0.75

ตารางที่ 4.10 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 20%

Thickness of Intermetallic: TiAl ₃ (μm)			
Time	Temperature of Reduction Titanium 20%		
	700	750	800
5	0.991 ± 0.13	1.505 ± 0.01	6.102 ± 0.20
10	1.429 ± 0.35	2.058 ± 0.78	8.429 ± 0.01
15	1.916 ± 0.10	2.609 ± 0.01	10.752 ± 0.02
20	2.419 ± 0.35	3.239 ± 0.01	14.170 ± 0.01

ตารางที่ 4.11 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 25%

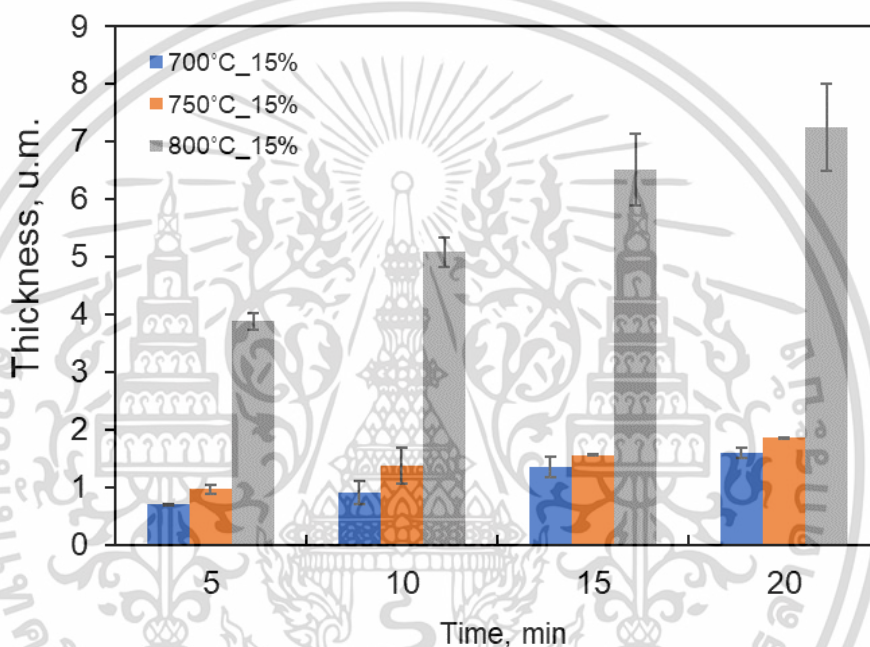
Thickness of Intermetallic: TiAl ₃ (μm)			
Time	Temperature of Reduction Titanium 25%		
	700	750	800
5	1.212 ± 0.01	1.790 ± 0.01	7.274 ± 0.57
10	1.869 ± 0.25	2.805 ± 0.46	10.851 ± 0.16
15	2.590 ± 0.79	3.378 ± 0.34	14.822 ± 0.26
20	3.092 ± 0.06	3.906 ± 0.16	18.699 ± 1.31

ตารางที่ 4.12 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 30%

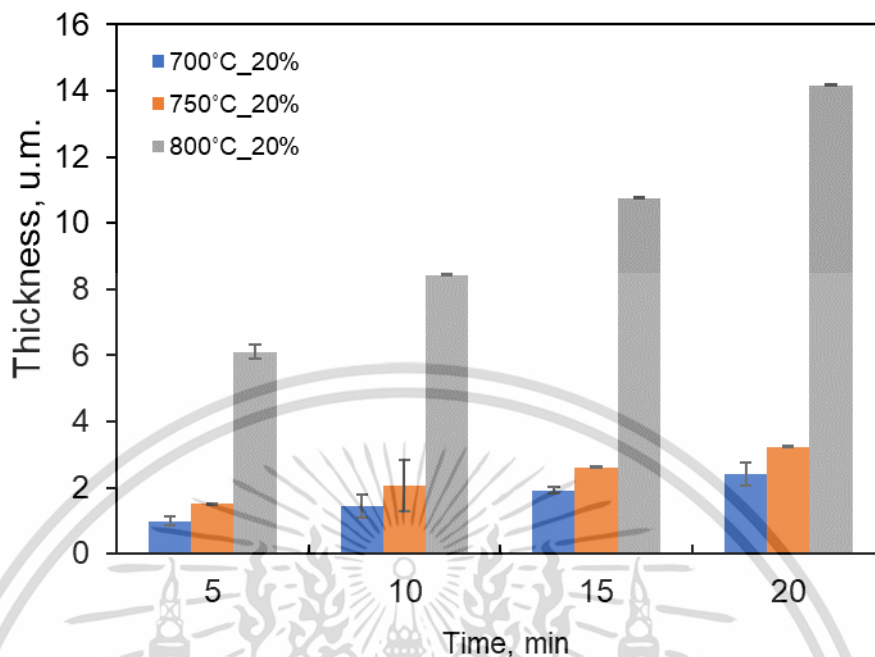
Thickness of Intermetallic: TiAl ₃ (μm)			
Time	Temperature of Reduction Titanium 30%		
	700	750	800
5	1.583 ± 0.01	2.549 ± 0.18	8.748 ± 1.08
10	2.492 ± 0.73	3.762 ± 0.56	13.679 ± 0.07
15	3.132 ± 0.01	4.732 ± 0.46	18.547 ± 1.24
20	4.029 ± 0.01	5.899 ± 0.03	22.967 ± 1.33

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

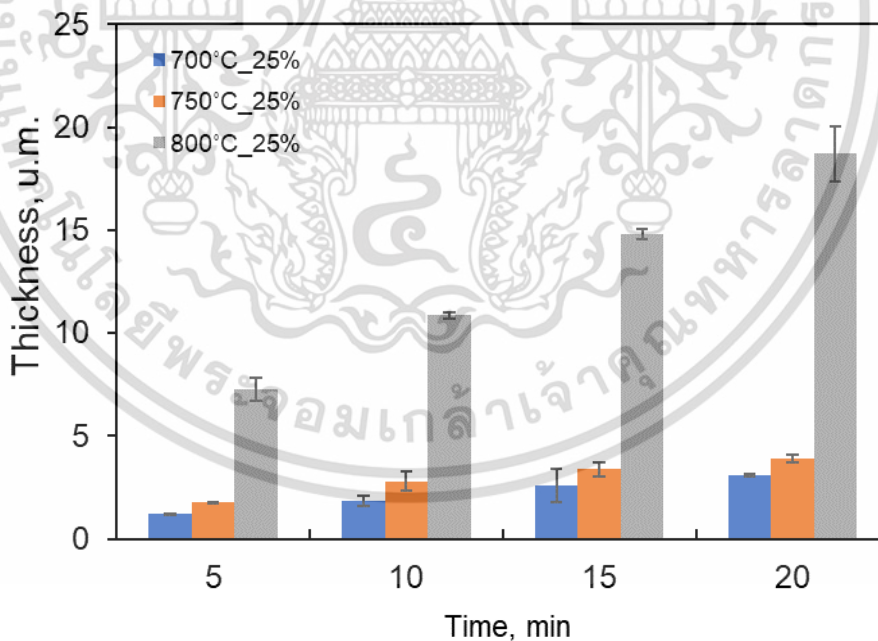
หลังจากไทเทเนียมที่ผ่านการรีดจุ่มลงในอลูมิเนียม จะเห็นได้ว่าการรีดเป็นอีกหนึ่งปัจจัยที่สำคัญ ต่อเกิดการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เนื่องจากความเครียดภายในที่เกิดจากการรีดลดขนาดที่เพิ่มขึ้น ซึ่งเป็นพลังงานในรูปแบบหนึ่งเรียกว่า Crystal energy [8], [28] ไปช่วยกระตุ้นการเคลื่อนที่ของอะตอมให้เคลื่อนที่ได้เร็วกว่าเดิม จึงทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น ดังรูปที่ 4.43 – 4.47 โดยค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ สามารถนำมาแสดงผลในรูปแบบของกราฟแท่ง



รูปที่ 4.43 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 15%

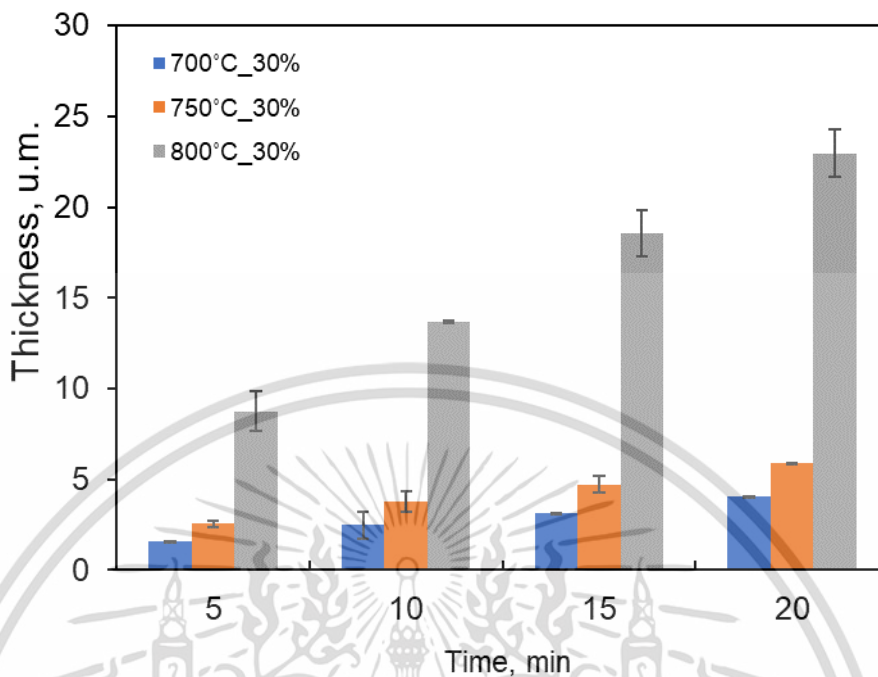


รูปที่ 4.44 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 20%

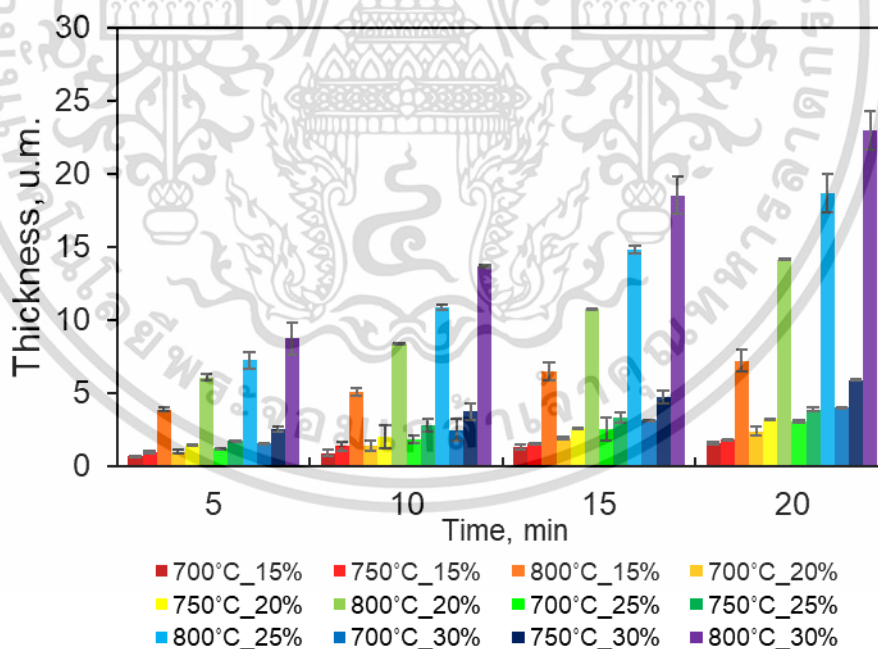


รูปที่ 4.45 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 25%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.46 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 ในกรณีของไทเทเนียมที่รีดลดขนาด 30%



รูปที่ 4.47 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl_3 ของไทเทเนียมที่ผ่านการรีดที่อุณหภูมิและเวลาที่กำหนด

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

[edit]4.3.8 สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมที่ผ่านการรีด

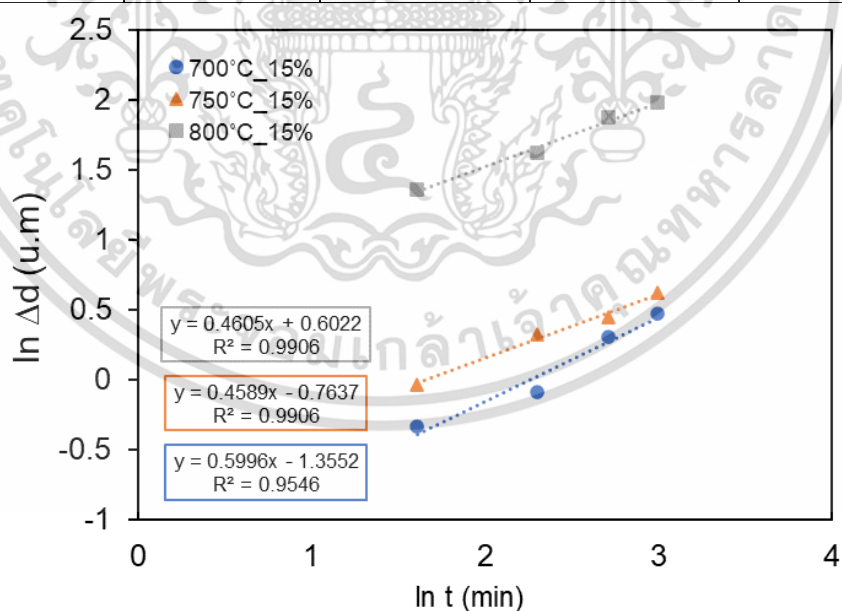
การเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านรีดและอลูมิเนียมเหลวเกิดจากกลไกการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะในปฏิกิริยาของไทเทเนียมและอลูมิเนียม ซึ่งเป็นกระบวนการที่ถูกควบคุมด้วยการแพร่ระหว่างอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยที่ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะเพิ่มขึ้นตามฟังก์ชันของเวลาที่สามารถกำหนดโดยสมการที่ 4.1 และ 4.2 ซึ่งเป็นความสัมพันธ์ที่ได้จากสมการพาราโบล่า [6]

กลไกการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ สามารถกำหนดได้จากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะไทเทเนียมที่ผ่านรีดหลังจากการจุ่มอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ $700^\circ C$ $750^\circ C$ และ $800^\circ C$ แสดงดังตารางที่ 4.13 - 4.16 มาพล็อตกับเวลาในการจุ่ม โดยใช้ค่าความหนาของไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% หลังจากการจุ่มอลูมิเนียมเหลวตามอุณหภูมิที่กำหนดมาใช้ในการคำนวณและแสดงผลดังรูปที่ 4.48 - 4.51 จากความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะและเวลาการจุ่มของไทเทเนียมที่การรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ จะพบว่า นอกจากปัจจัยของอุณหภูมิ และเวลาในการจุ่มที่ส่งผลต่อความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่ทำให้อัตราการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่เพิ่มขึ้นแล้ว ก็ยังมีอีกหนึ่งปัจจัยที่ส่งผลต่อการเพิ่มขึ้นของความหนาในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ คือเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดของไทเทเนียม ซึ่งเป็นปัจจัยที่ช่วยกระตุ้นการแพร่ของอะตอมในระหว่างการเกิดปฏิกิริยาของไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลวเร็วขึ้น

สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะนั้นสามารถคำนวณได้จากความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาการจุ่มของไทเทเนียม ที่สามารถวิเคราะห์ได้จากการสมการถดถอยแบบเส้นตรง จากค่าความชันที่ได้จากการพล็อตกราฟ โดยเมื่อความชันของกราฟมีค่าเพิ่มขึ้นเนื่องจากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่มากขึ้น จึงส่งผลให้ค่าสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้นขึ้นเช่นเดียวกัน

ตารางที่ 4.13 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 15%

Temperature		Time	TiAl ₃	K
°C	K	min	µm	(µm/min)
700°C	973	5	0.712	0.258
		10	0.912	
		15	1.356	
		20	1.602	
750°C	1023	5	0.967	0.466
		10	1.382	
		15	1.563	
		20	1.861	
800°C	1073	5	3.883	1.826
		10	5.081	
		15	6.517	
		20	7.243	

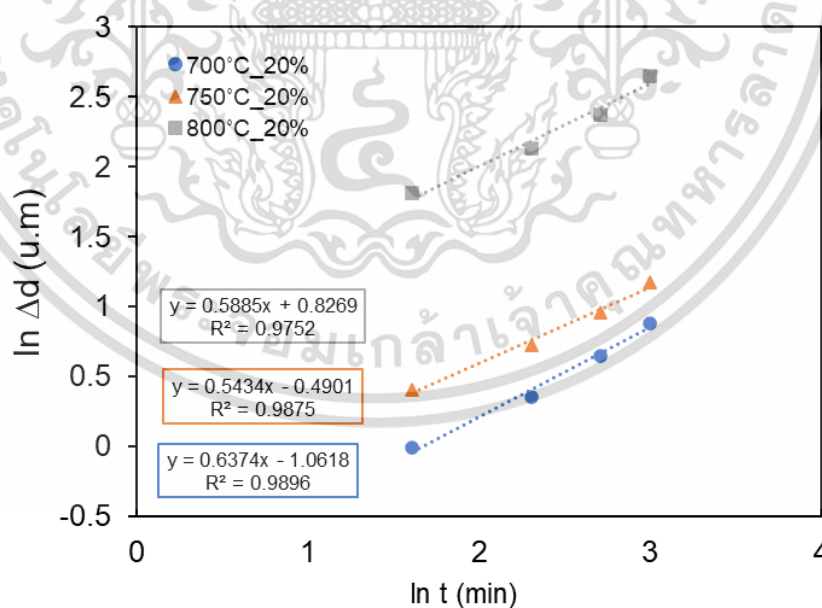


รูปที่ 4.48 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl₃ กับเวลาการรุ่มของไทเทเนียม ที่การรีดลดขนาด 15%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.14 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 20%

Temperature		Time	TiAl ₃	K
°C	K	min	µm	(µm/min)
700°C	973	5	0.991	0.346
		10	1.429	
		15	1.916	
		20	2.419	
750°C	1023	5	1.505	0.612
		10	2.058	
		15	2.609	
		20	3.239	
800°C	1073	5	6.102	2.286
		10	8.429	
		15	10.752	
		20	14.170	

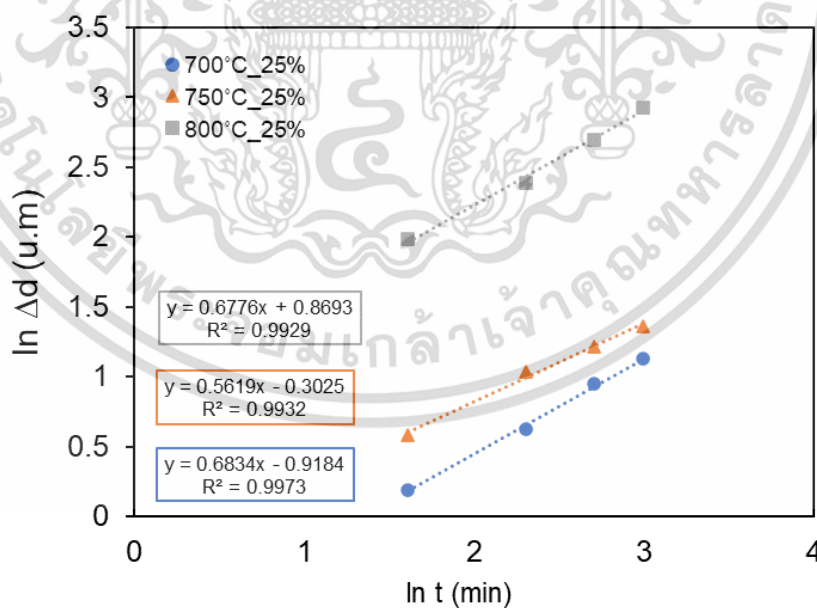


รูปที่ 4.49 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl₃ กับเวลาการรุ่มของไทเทเนียม ที่การรีดลดขนาด 20%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.15 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 25%

Temperature		Time	TiAl ₃	K
°C	K	min	µm	(µm/min)
700°C	973	5	1.212	0.419
		10	1.869	
		15	2.590	
		20	3.092	
750°C	1023	5	1.790	0.739
		10	2.805	
		15	3.378	
		20	3.906	
800°C	1073	5	7.274	2.385
		10	10.851	
		15	14.822	
		20	18.699	

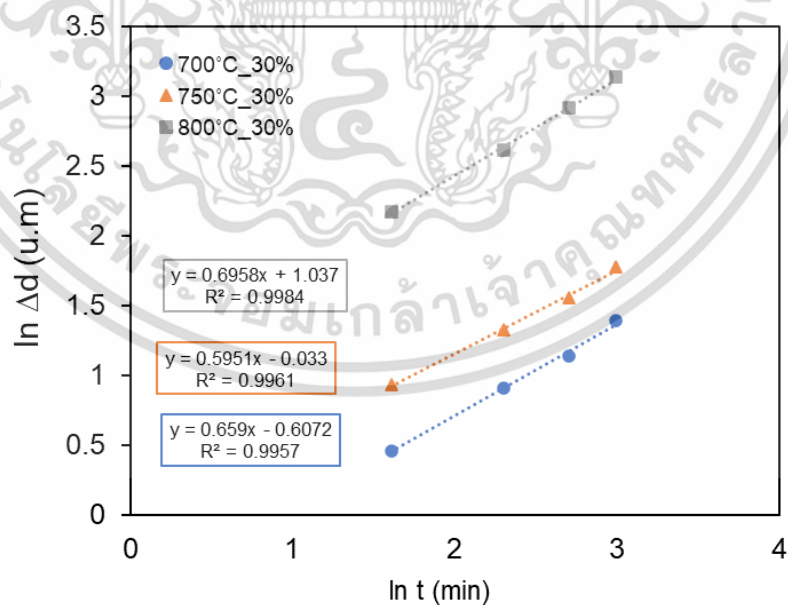


รูปที่ 4.50 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl₃ กับเวลาการรุ่มของไทเทเนียม ที่การรีดลดขนาด 25%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ตารางที่ 4.16 ความสัมพันธ์ระหว่าง IMC กับ t ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะในกรณีการรีดลดขนาด 30%

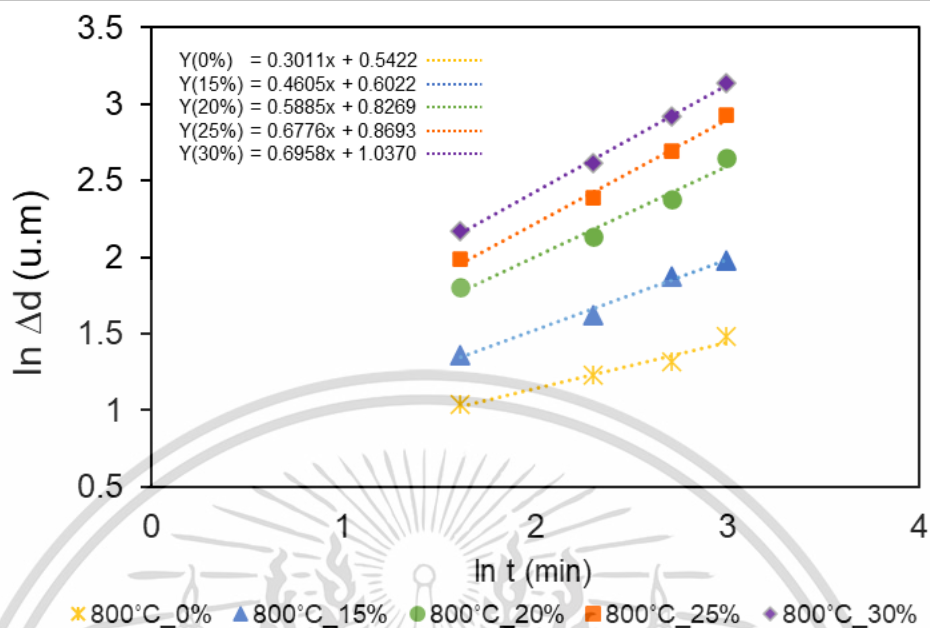
Temperature		Time	TiAl ₃	K
°C	K	min	µm	(µm/min)
700°C	973	5	1.583	0.545
		10	2.492	
		15	3.132	
		20	4.029	
750°C	1023	5	2.549	0.967
		10	3.762	
		15	4.732	
		20	5.899	
800°C	1073	5	8.748	2.821
		10	13.679	
		15	18.547	
		20	22.967	



รูปที่ 4.51 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ TiAl₃ กับเวลาการจุ่มของไทเทเนียม ที่การรีดลดขนาด 30%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

จากรูปที่ 4.52 แสดงการก่อตัวของไทเทเนียมที่ผ่านการรีดลดขนาดหลังจากการจุ่มอุณหภูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิสูง (800°C) พบว่าค่าสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบในกรณีของไทเทเนียมที่มีการรีดลดขนาด 30% มีค่าสูงที่สุด เมื่อเทียบกับค่าสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบในกรณีของไทเทเนียมที่การรีดลดขนาดในเปอร์เซ็นต์อื่นๆ ที่ได้จากความชันกราฟของความสัมพันธ์ระหว่างชั้นสารประกอบเชิงโลหะกับเวลาการจุ่มของไทเทเนียมในกรณีต่างๆ จึงสามารถสรุปได้ว่า นอกจากอุณหภูมิในการจุ่มที่เพิ่มขึ้น ยังมีการเพิ่มขึ้นของเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดที่ทำให้ค่าสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีค่าเพิ่มขึ้น เนื่องจากการเพิ่มเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาด จะส่งผลให้ชิ้นงานถูกบีบอัด (Compressive) มากขึ้น จนเกรนมีขนาดเล็กและละเอียดขึ้น ซึ่งในส่วนนี้จะทำให้เกิดขอบเกรนจำนวนมากและยังทำให้เกิดเส้นทางการแพร่ได้มากขึ้น ซึ่งจะส่งผลต่ออัตราการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น ดังในงานวิจัยของ Wang และคณะ [76] ที่กล่าวว่าชิ้นงานที่อยู่ในสภาวะความเค้นอัด (Compressive stress) จะมีอัตราการก่อตัวของชั้นสารประกอบเร็วกว่าชิ้นงานที่อยู่ในสภาวะความเค้นดึง (Tensile stress) เนื่องจากการก่อตัวของชั้นสารประกอบถูกควบคุมโดยการแพร่ตามบริเวณรอยต่อของขอบเกรน โดยที่ชิ้นงานในสภาวะความเค้นอัด เกรนจะมีขนาดเล็กและมีความหนาแน่นของเกรนที่มากขึ้น ทำให้ฟลักซ์การแพร่ของขอบเขตเกรนทั้งหมดต่อหน่วยเวลามีค่าเพิ่มขึ้น จึงส่งผลให้ชั้นสารประกอบเชิงโลหะมีอัตราการก่อตัวที่สูงขึ้น ซึ่งตรงกันข้ามกับชิ้นงานในสภาวะความเค้นดึง ที่เกรนมีขนาดใหญ่ และมีความหนาแน่นของขอบเกรนลดลง จึงทำให้อัตราการก่อตัวของชั้นสารประกอบมีค่าลดลง ซึ่งในงานวิจัยนี้ ค่าสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นตัวบ่งชี้ถึงอัตราเร็วของอะตอมที่สามารถแพร่ไปได้ ดังนั้นค่าสัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะแปรผันตามอุณหภูมิและเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาด



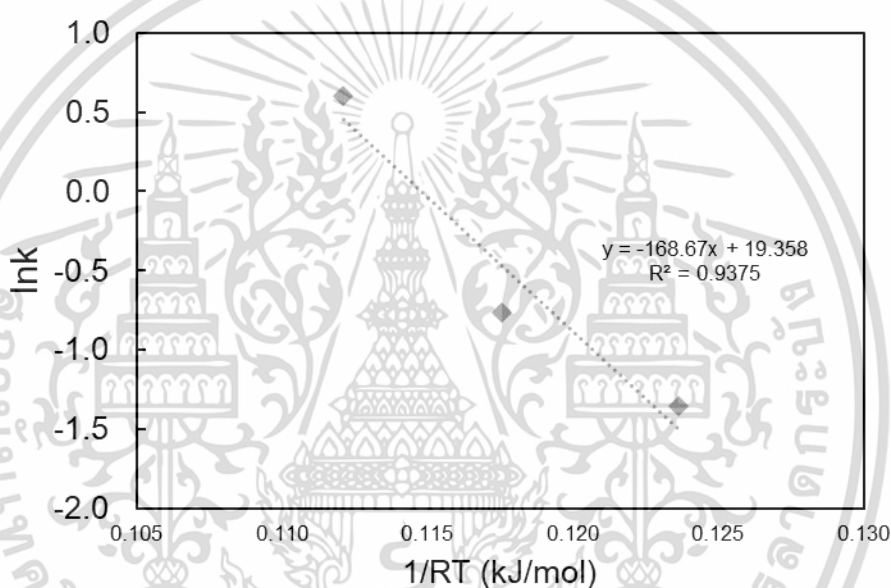
รูปที่ 4.52 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ กับการจุ่มของไทเทเนียมในกรณีต่าง ๆ ที่อุณหภูมิ $800^\circ C$

4.3.9 พลังงานกระตุ้นการเติบโตของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดกับอลูมิเนียม

กลไกในการเปลี่ยนแปลงของความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะนั้นเป็นฟังก์ชันที่ขึ้นกับอุณหภูมิ จึงสามารถกำหนดความสัมพันธ์ด้วยสมการอาร์เรเนียส (สมการ 4.2) โดยสามารถหาค่าพลังงานก่อกัมมันต์ได้จากความสัมพันธ์ระหว่างลอการิทึมของสัมประสิทธิ์การก่อกำเนิดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ($\ln K$) กับส่วนกลับของค่าคงที่ก๊าซสากลและอุณหภูมิสัมบูรณ์ ($1/RT$) ที่ได้จากสมการ 4.3 เนื่องจากความชันของกราฟแปรผันตรงกับค่าพลังงานก่อกัมมันต์ โดยตัวอย่างในการคำนวณดังรูปที่ 4.53 – 4.56 ที่แสดงความชันของกราฟจากความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ จะเห็นได้ว่าความชันจะมีค่าติดลบทั้งหมด โดยข้อมูลจากความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% แสดงดังตารางที่ 4.17 – 4.20

ตารางที่ 4.17 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 15%

Temperature (°C)	1/RT	K	ln K
700	1.24×10^{-4}	0.258	-1.355
750	1.18×10^{-4}	0.466	-0.764
800	1.12×10^{-4}	1.826	0.602

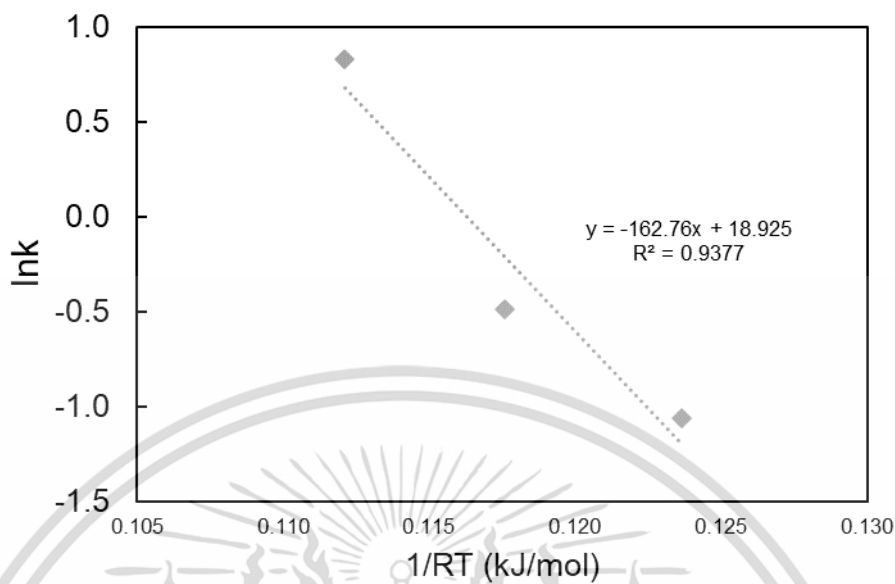


รูปที่ 4.53 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 15%

ตารางที่ 4.18 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 20%

Temperature (°C)	1/RT	K	ln K
700	1.24×10^{-4}	0.346	-1.062
750	1.18×10^{-4}	0.612	-0.490
800	1.12×10^{-4}	2.286	0.827

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

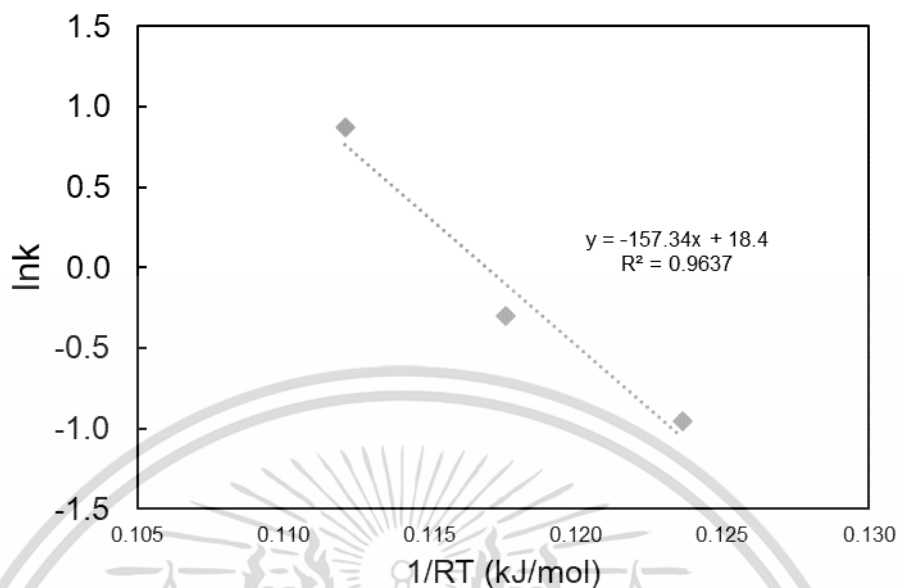


รูปที่ 4.54 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 20%

ตารางที่ 4.19 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 25%

Temperature (°C)	1/RT	K	ln K
700	1.24×10^{-4}	0.419	-0.918
750	1.18×10^{-4}	0.739	-0.302
800	1.12×10^{-4}	2.385	0.869

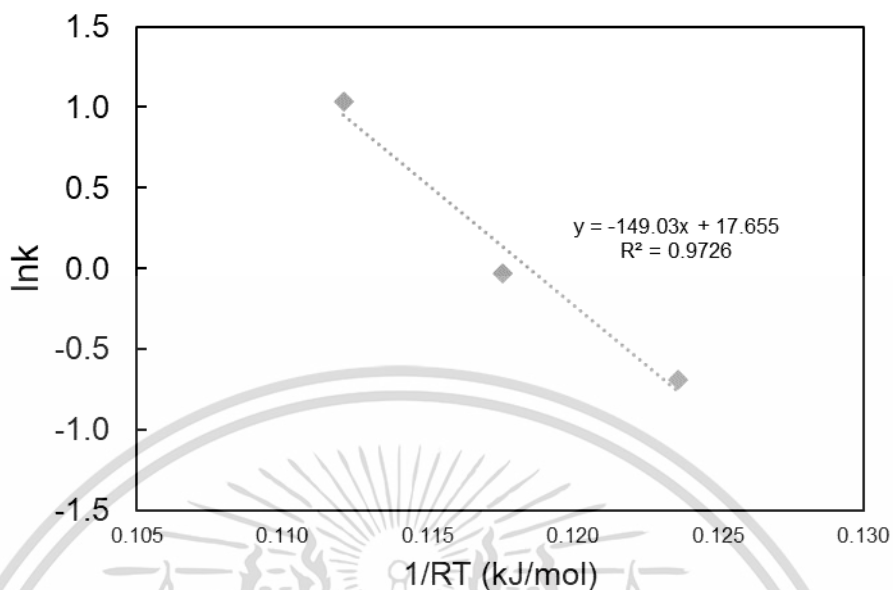
เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



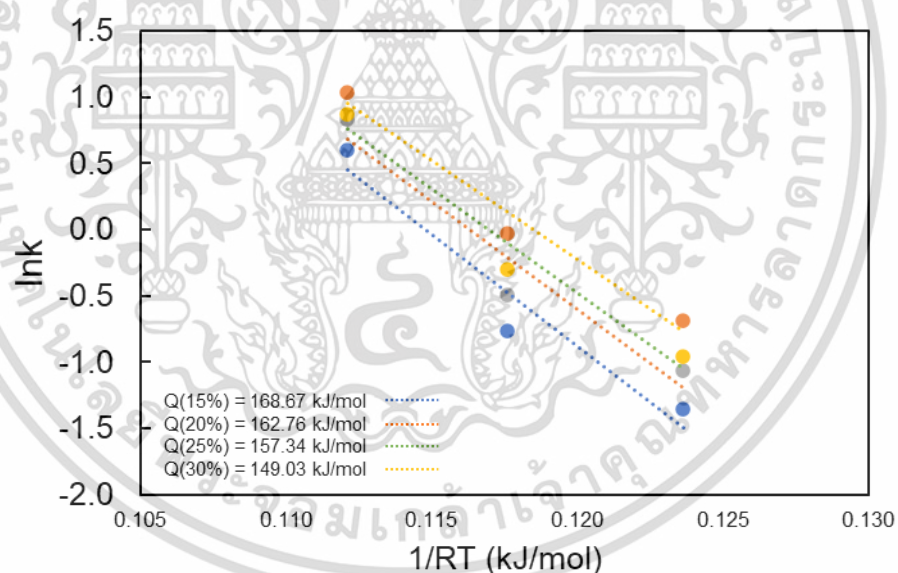
รูปที่ 4.55 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดขนาด 25%

ตารางที่ 4.20 ความสัมพันธ์ระหว่าง $\ln K$ กับ $1/RT$ ของความหนาชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่การรีดขนาด 30%

Temperature ($^{\circ}C$)	$1/RT$	K	$\ln K$
700	1.24×10^{-4}	0.545	-0.607
750	1.18×10^{-4}	0.967	-0.033
800	1.12×10^{-4}	2.821	1.037



รูปที่ 4.56 พลังงานกระตุ้นของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ที่การรีดลดขนาด 30%



รูปที่ 4.57 การเปรียบเทียบพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ในกรณีการรีดลดขนาดที่เปอร์เซ็นต์ต่างๆ

จากรูปที่ 4.57 แสดงการเปรียบเทียบพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ในกรณีการรีดลดขนาดที่เปอร์เซ็นต์ 0% 15% 20% 25% และ 30% ซึ่งเป็นข้อมูลจากตาราง 4.21 จะเห็นได้ว่าค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ จากการรีดลดขนาด 30% ที่มีค่าพลังงาน

ลดลง เนื่องจากความเครียดที่เกิดจากการรีดจะช่วยเร่งการเคลื่อนที่หรือการเร่งปฏิกิริยาของอะตอม โดยจากการเพิ่มเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดจะส่งผลต่อการเกิดเส้นทางการแพร่ได้มากขึ้นแล้ว ก็ยังส่งผลต่อพลังงานความเครียด เนื่องจากเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดที่เพิ่มขึ้น จะส่งผลให้ชิ้นงานจะถูกบีบอัดจากการรีดเพิ่มขึ้นจนทำให้เกิดพลังงานจากการเสีรูปร่างขึ้นในระหว่างการรีด หรือพลังงานความเครียดเกิดขึ้น ซึ่งพลังงานเหล่านี้ก็อาจจะถูกสะสมไว้ในรูปของข้อบกพร่องต่าง ๆ (Defect) [75]–[77] และเมื่อเกิดความร้อนหรือการเพิ่มอุณหภูมิให้สูงขึ้น จะทำให้พลังงานในส่วนนี้จะไปช่วยเร่งการเคลื่อนที่หรือการเร่งปฏิกิริยาของอะตอมได้ไวขึ้น รวมถึงยังทำให้พลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ลดลง [28] และยังส่งผลให้ขนาดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เพิ่มขึ้นอีกด้วย

ตารางที่ 4.21 สัมประสิทธิ์การก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

Intermetallic phase	Temperature		K ($\mu\text{m}/\text{min}$)	Q (kJ/mol)
	$^{\circ}\text{C}$	K		
Reduce 0%	700 $^{\circ}\text{C}$	973	0.178	196.53
	750 $^{\circ}\text{C}$	1023	0.543	
	800 $^{\circ}\text{C}$	1073	1.720	
Reduce 15%	700 $^{\circ}\text{C}$	973	0.258	168.67
	750 $^{\circ}\text{C}$	1023	0.466	
	800 $^{\circ}\text{C}$	1073	1.826	
Reduce 20%	700 $^{\circ}\text{C}$	973	0.346	162.76
	750 $^{\circ}\text{C}$	1023	0.612	
	800 $^{\circ}\text{C}$	1073	2.286	
Reduce 25%	700 $^{\circ}\text{C}$	973	0.419	157.34
	750 $^{\circ}\text{C}$	1023	0.739	
	800 $^{\circ}\text{C}$	1073	2.385	
Reduce 30%	700 $^{\circ}\text{C}$	973	0.545	149.03
	750 $^{\circ}\text{C}$	1023	0.967	
	800 $^{\circ}\text{C}$	1073	2.821	

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

เมื่อเปรียบเทียบกับค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของงานวิจัยอื่นๆ แสดงดังตารางที่ 4.22 พบว่าค่าพลังงานก่อกัมมันต์ที่เกิดขึ้นมีค่าแตกต่างกัน ซึ่งสามารถเกิดได้หลายปัจจัย เช่น ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ต่างกันเนื่องจากวิธีการวัดความหนาที่ต่างกัน วิธีที่ใช้การผลิต $TiAl_3$ อุณหภูมิที่ใช้แตกต่างกัน รวมถึงการเพิ่มความเครียดในชิ้นงาน หรือแม้กระทั่งปัจจัยอื่น ๆ ที่ควบคุมไม่ได้ เป็นต้น

ตารางที่ 4.22 ค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของ $TiAl_3$ สำหรับไทเทเนียมและอลูมิเนียม

Temperature (°C)	Purity of titanium	Purity of aluminum	Activation energy (kJ/mol)	Ref.
550 - 650	99.8	99.8	128.7	[28]
580 - 640	99.7	99.7	179.5	[77]
625 - 650	99.9	99.99	296.2	[8]
600 - 650	99.5	99.5	295.8	[17]
700 - 900	99.7	99.99	127	[78]
700 - 920	99.75	99.99	96	[79]
750 - 950	99.4	99.6	197.3	[7]
700 - 1000	90	99.5	71.6	[25]
750 - 900	99.7	99.5	517	[80]
700 - 800	99.8	98.7	196.53	This work
700 - 800	99.8	98.7	168.67	This work (Rolled 15%)
700 - 800	99.8	98.7	162.76	This work (Rolled 20%)
700 - 800	99.8	98.7	157.34	This work (Rolled 25%)
700 - 800	99.8	98.7	149.03	This work (Rolled 30%)

4.4 Ti/Al laminated

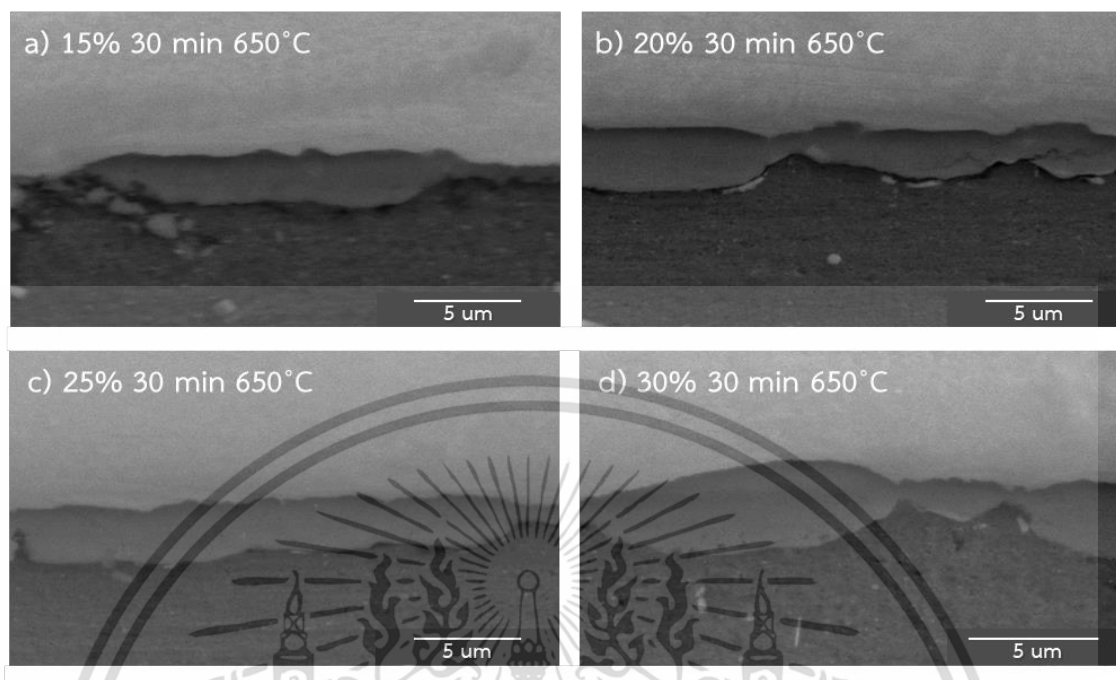
ในส่วนของพาร์ทนี้เป็นส่วนของการขึ้นรูป Ti/Al laminated โดยนำแผ่นไทเทเนียม Ti ที่ผ่านการรีดเย็น (Cold rolled) ที่ใช้อัตราการลดขนาดที่ 15% 20% 25% และ 30% มาวางสลับ (Stacking) กับแผ่นอลูมิเนียม Al แล้วยึดแผ่นไทเทเนียมและอลูมิเนียมด้วยอุปกรณ์ที่ใช้ยึด (Jig) จากนั้นนำเข้าเตาอบแบบใช้ท่อ (Tube furnace) ในบรรยากาศ Ar ที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 30 นาที

4.4.1 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบส่องกราด จากการตรวจสอบพบการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียม ดังแสดงในรูปที่ 4.58 - 4.59 โดยจากรูปที่ 4.58 แสดงภาพชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated หลังจากการอบที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 30 นาที และจากรูปที่ 4.59 แสดงภาพชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังจากการอบที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 30 นาที โดยที่ a-d จะแสดงภาพชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated ที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ



รูปที่ 4.58 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ Ti/Al laminated ที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 30 นาที



รูปที่ 4.59 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ Ti/Al laminated ที่อุณหภูมิ 650°C เป็นเวลา 30 นาที ที่การรีดลดขนาด a) 15% b) 20% c) 25% และ d) 30% นาที, ตามลำดับ

จากความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะพบว่าในส่วนของการรีดลดขนาดมีแนวโน้มของความหนาที่เพิ่มขึ้น เนื่องจากความเครียดที่เกิดจากการรีดมีผลต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยเมื่อเปอร์เซ็นต์การรีดลดขนาดเพิ่มขึ้น ทำให้เกิดความเครียดภายในอะตอมที่มากพอจะเป็นการกระตุ้นพลังงานภายใน (Crystal energy) [8], [28] ทำให้อะตอมสามารถแพร่ได้เร็วขึ้นเพื่อให้เกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียมเหลวได้มากขึ้น ซึ่งส่งผลต่อการก่อตัวความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดได้ง่ายขึ้น

4.4.2 การตรวจสอบชนิดของผลึกของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated

การตรวจสอบชนิดของชั้นสารประกอบเชิงโลหะกระทำโดยใช้เทคนิคการวิเคราะห์ธาตุแบบแผนภาพ (EDS mapping analysis) ดังในรูปที่ 4.60 – 4.63 ที่แสดงการกระจายตัวของอนุภาคไทเทเนียมและอลูมิเนียม ในการอบ Ti/Al laminated ที่ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ เป็นเวลา 30 นาที ที่อุณหภูมิ 650 °C เห็นได้ว่าการกระจายตัวของธาตุบริเวณพื้นที่สีเขียวคือพื้นที่ของอนุภาคอลูมิเนียม (Al) และพื้นที่สีแดงคือพื้นที่ของอนุภาคไทเทเนียม (Ti) และจากการสังเกตบริเวณตรงกลางของภาพหรือที่บริเวณรอยต่อระหว่างอนุภาคของไทเทเนียมและอลูมิเนียม จะ

พบว่าบริเวณพื้นที่สีเขียวของอนุภาคของอลูมิเนียมจะมีสีที่จางลงและพื้นที่สีแดงของอนุภาคไทเทเนียมจะมีสีความเข้มข้น

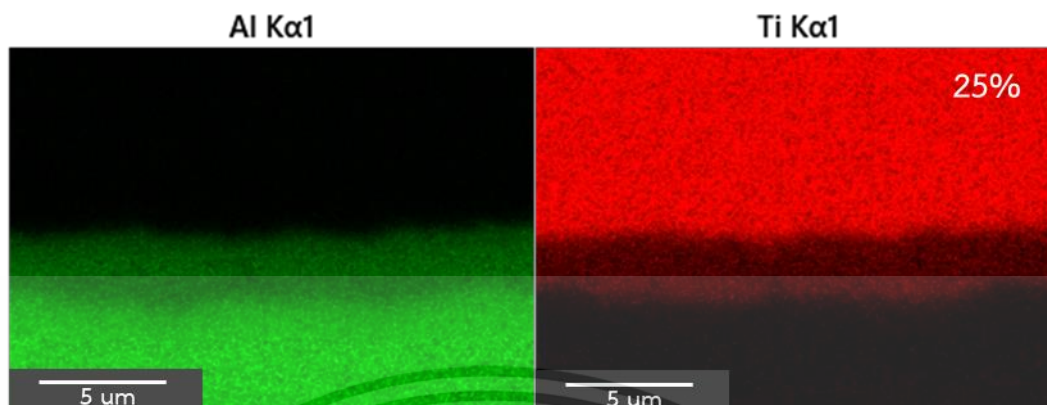


รูปที่ 4.60 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 15%



รูปที่ 4.61 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 20%

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



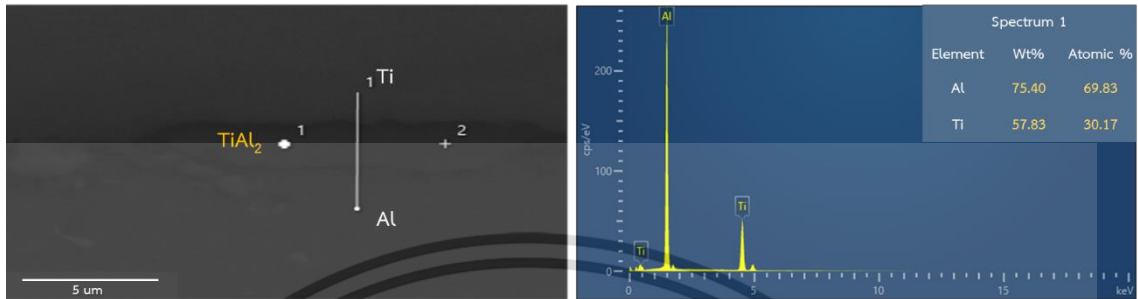
รูปที่ 4.62 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 25%



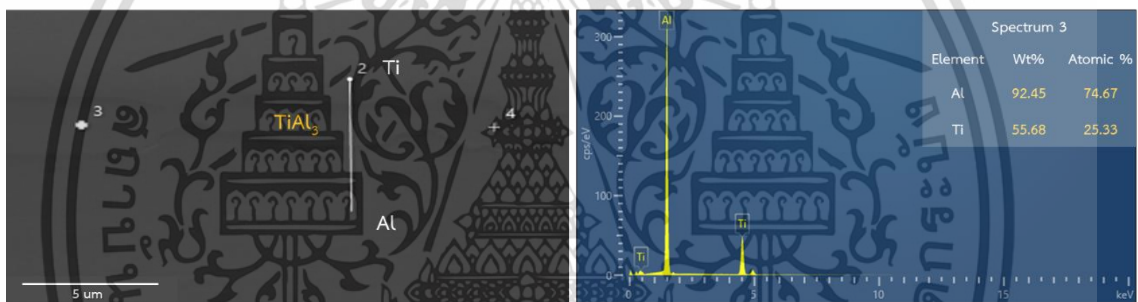
รูปที่ 4.63 ผลการวิเคราะห์ธาตุด้วยวิธีการ Mapping Scanning ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 30%

จากการตรวจสอบบริเวณชั้นสารประกอบเชิงโลหะด้วยเทคนิคแผนภาพธาตุ พบว่ามีชั้นสารประกอบเกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม เพื่อให้ทราบถึงชนิดและโครงสร้างของชั้นสารประกอบนี้ ได้ทำการวิเคราะห์องค์ประกอบของธาตุในชั้นสารประกอบเชิงโลหะนี้ด้วยเทคนิคการวิเคราะห์ธาตุแบบจุด (EDS point analysis) เพื่อทำการตรวจสอบปริมาณธาตุในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ โดยจากรูปที่ 4.64 – 4.67 แสดงตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบหลังจากการอบที่อุณหภูมิ 650 °C เป็นเวลา 30 นาที โดยที่ Ti/Al laminated ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ ณ จุด Spectrum 1 Spectrum 3 Spectrum 5 และ Spectrum 7 ตามลำดับ แสดงให้เห็นว่าชั้นแสดงให้เห็นว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะประกอบไปด้วยธาตุไทเทเนียม (Ti) อยู่ที่ 25 - 30 at. % และธาตุอลูมิเนียม (Al) อยู่ที่ 70 - 74 at. % ดังตารางที่ 4.23 ที่

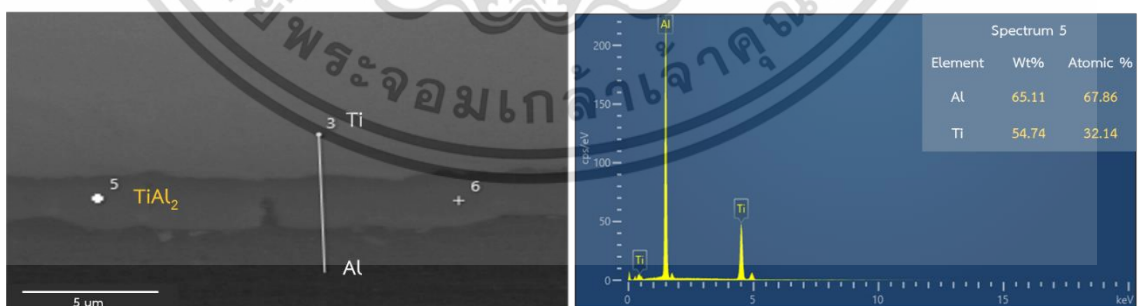
แสดงผลการวิเคราะห์ธาตุแบบจุด (EDS point analysis) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated ผ่านการรีดลดขนาด 15% 20% 25% และ 30% ตามลำดับ



รูปที่ 4.64 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 15% ณ จุด Spectrum 1

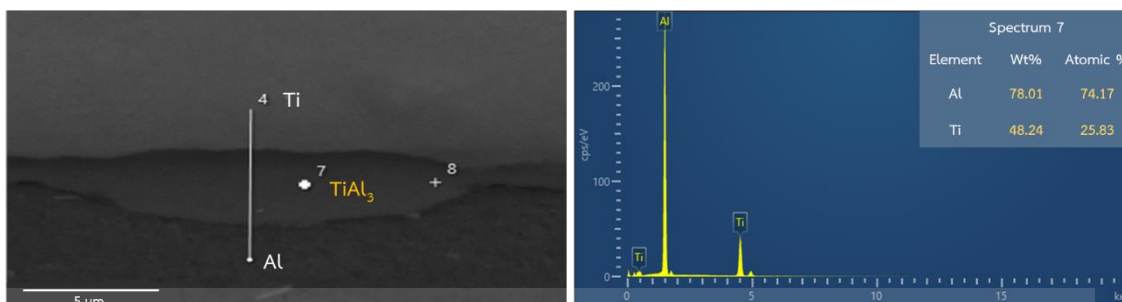


รูปที่ 4.65 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 20% ณ จุด Spectrum 3



รูปที่ 4.66 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 25% ณ จุด Spectrum 5

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



รูปที่ 4.67 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่การรีดลดขนาด 30% ณ จุด Spectrum 7

ตารางที่ 4.23 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated

Type	Composition (at. %)		Possible phase
	Ti	Al	
Ti/Al laminated			
Reduce 15%	30.17	69.83	TiAl ₂
Reduce 20%	25.33	74.67	TiAl ₃
Reduce 25%	29.32	70.68	TiAl ₂
Reduce 30%	25.83	74.17	TiAl ₃

จากตารางที่ 4.23 เฟสที่พบมีความเป็นไปได้ทั้งเฟส TiAl₂ และ TiAl₃ ซึ่งอาจเกิดจากการวัด point analysis ที่ใช้วิเคราะห์ถึงส่วนผสมของธาตุในการระบุเฟส โดยที่บริเวณหรือพื้นที่ของการวัดมีผลต่อปริมาณธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ จากการวัด point analysis ที่ใกล้กับบริเวณของไทเทเนียม จะมีโอกาสพบการก่อตัวของเฟส TiAl₂ และส่วนบริเวณที่ใกล้กับอลูมิเนียมมีโอกาสพบการก่อตัวของเฟส TiAl₃ เนื่องจากผลลัพธ์ของปฏิกิริยาระหว่างอนุภาคของอลูมิเนียมและไทเทเนียม ที่ส่งผลต่อการก่อตัวของเฟสที่อุณหภูมิต่ำ (650°C) [18]

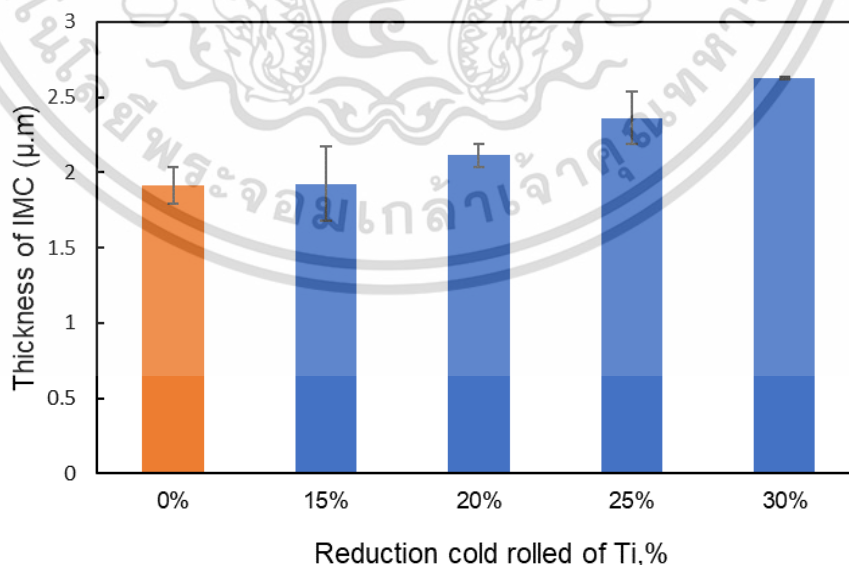
4.4.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated

จากการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ หลังจากการอบ Ti/Al laminated โดยที่ไทเทเนียมมีเปอร์เซ็นต์ของการรีดลดขนาดที่ 0% 15% 20% 25% และ 30% ที่อุณหภูมิ 650°C เป็นระยะเวลา 30 นาที โดยซอฟต์แวร์วิเคราะห์ขนาด ImageJ แสดงผลดังตารางที่ 4.24

ตารางที่ 4.24 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated

Type	Thickness of Intermetallic (μm)
Reduce 0%	1.912 \pm 0.12
Reduce 15%	1.924 \pm 0.25
Reduce 20%	2.113 \pm 0.08
Reduce 25%	2.362 \pm 0.17
Reduce 30%	2.627 \pm 0.01

จากการวัดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ หลังจากการอบ Ti/Al laminated จะเห็นได้ว่าการรีดมีส่วนสำคัญต่อการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เนื่องจากความเครียดที่เกิดจากการรีดไปช่วยกระตุ้นการแพร่ของอะตอม เพื่อให้เกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมกับอลูมิเนียมที่มีผลต่อการก่อตัวความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ จากรูป 4.68 แสดงผลค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ในรูปแบบของกราฟแท่ง



รูปที่ 4.68 ขนาดความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ Ti/Al laminated

เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า ไม่ว่าจะกรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

บทที่ 5

สรุปผลการทดลอง

5.1 สรุปผลการทดลอง

จากการศึกษากลไกและอัตราการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว ผลกระทบของการรีดเย็นของไทเทเนียม และการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว โดยหลังการทดสอบ สามารถสรุปผลการศึกษาดังนี้

1. จากการตรวจสอบชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และตรวจสอบปริมาณธาตุของทั้งกรณีไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีด และกรณีไทเทเนียมที่ผ่านการรีดที่จุ่มในอลูมิเนียมเหลว พบสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เพียงเฟสเดียวที่เป็นรูปแบบเฟสในชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลว

2. กรณีของการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว พบปัจจัยของอุณหภูมิและเวลาที่ส่งผลต่อส่งผลให้เกิดการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ได้ง่ายขึ้น ด้วยการเพิ่มอัตราการแพร่กระจายระหว่างอะตอมไทเทเนียมและอลูมิเนียมให้มากขึ้น จากการเพิ่มอุณหภูมิที่ใช้หลอมอลูมิเนียม และเวลาการจุ่มในอลูมิเนียมให้สูงขึ้น

3. กรณีของการจุ่มไทเทเนียมที่ผ่านการรีดในอลูมิเนียมเหลว พบว่าการรีดเป็นอีกปัจจัยที่สำคัญต่อการเกิดการเปลี่ยนแปลงความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ โดยจากการรีดหรือการเกิดข้อบกพร่อง (Defect) จนทำให้ชิ้นงานเกิดความเสียหายจากการบีบอัด (Compressive) ส่งผลให้อะตอมเกิดความเครียดหรือความเค้นตักภายในชิ้นงาน โดยเมื่อมีอุณหภูมิสูงเข้ามากระตุ้น ความเครียดที่เกิดจากการรีดจะสามารถเปลี่ยนเป็นพลังงานภายในของอะตอม (Crystal energy) ได้ ทำให้อะตอมของไทเทเนียมและอลูมิเนียมสามารถเคลื่อนที่หรือแพร่ได้เร็วขึ้น จึงส่งผลให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เพิ่มขึ้น

4. ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ เกิดการก่อตัวแบบเชิงเส้น ซึ่งในการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ จะถูกควบคุมโดยกลไกการแพร่ ที่อุณหภูมิ $700 - 800^\circ C$ เป็นระยะเวลา $5 - 20$ นาที ซึ่งค่าพลังงานก่อกัมมันต์ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่ลดลง ส่งผลต่อการก่อตัวความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ ที่เพิ่มขึ้น

5.2 ข้อเสนอแนะ

เนื่องจากอุณหภูมิ 700°C - 800°C ที่ใช้ในการวิจัยนี้อยู่ในเงื่อนไขช่วงอุณหภูมิของโครงสร้างผลึกแบบ α -Titanium ($< 882^{\circ}\text{C}$) ดังนั้นควรมีการศึกษาเพิ่มเติมในเงื่อนไขช่วงอุณหภูมิของโครงสร้างผลึกแบบ β -Titanium ($> 882^{\circ}\text{C}$) เพราะอาจทำให้พบการก่อตัวสารประกอบเชิงโลหะที่ดีกว่าช่วงอุณหภูมิข้างต้น ทั้งในเรื่องความแตกต่างของโครงสร้างผลึก จุดหลอมเหลว และการก่อตัวของสารประกอบตามลำดับ



เอกสารอ้างอิง

- [1] M. Puttegowda, S. M. Rangappa, M. Jawaid, P. Shivanna, Y. Basavegowda, and N. Saba, *Potential of natural/synthetic hybrid composites for aerospace applications*. Elsevier Ltd, 2018.
- [2] B. V. Ramnath *et al.*, “Experimental investigation of mechanical behavior of Jute-Flax based glass fiber reinforced composite,” *Fibers Polym.*, vol. 15, no. 6, pp. 1251–1262, 2014.
- [3] H. Abramovich, *Introduction to composite materials*. Elsevier Ltd, 2017.
- [4] H. Inoue, “Welding and joining of titanium and titanium alloys,” *Weld. Int.*, vol. 10, no. 2, pp. 160–163, 1996.
- [5] M. Mirjalili, M. Soltanieh, K. Matsuura, and M. Ohno, “TiAl₃ formation in the titanium-aluminum diffusion couple,” *Defect Diffus. Forum*, vol. 322, pp. 185–194, 2012.
- [6] G. H. Cao, Z. G. Liu, G. J. Shen, and J. M. Liu, “Identification of a cubic precipitate in γ -titanium aluminides,” *J. Alloys Compd.*, vol. 325, no. 1–2, pp. 263–268, 2001.
- [7] R. Khoshhal, M. Soltanieh, and M. Mirjalili, “Formation and growth of titanium aluminide layer at the surface of titanium sheets immersed in molten aluminum,” *Iran. J. Mater. Sci. Eng.*, vol. 7, no. 1, pp. 24–31, 2010.
- [8] M. Mirjalili, M. Soltanieh, K. Matsuura, and M. Ohno, “On the kinetics of TiAl₃ intermetallic layer formation in the titanium and aluminum diffusion couple,” *Intermetallics*, vol. 32, pp. 297–302, 2013.
- [9] L. Qin, J. Wang, Q. Wu, X. Guo, and J. Tao, “In-situ observation of crack initiation and propagation in Ti/Al composite laminates during tensile test,” *J. Alloys Compd.*, vol. 712, pp. 69–75, 2017.
- [10] N. Kosova, V. Sachkov, E. L. Vardanyan, A. Y. Nazarov, E. L. Vardanyan, and V. V Budilov, “Effects of interface roughness on the annealing behaviour of laminated

Ti-Al composite deformed by hot rolling Effects of interface roughness on the annealing behaviour of laminated Ti-Al composite deformed by hot rolling.”

- [11] B. Li, Y. Shen, L. Luo, and W. Hu, *Effects of processing variables and heat treatments on Al/Ti-6Al-4V interface microstructure of bimetal clad-plate fabricated via a novel route employing friction stir lap welding*, vol. 658. 2016.
- [12] H. J. McQueen, “Pressure welding, solid state: Role of hot deformation,” *Can. Metall. Q.*, vol. 51, no. 3, pp. 239–249, 2012.
- [13] S. J. Lee, M. Takahashi, Y. Kawahito, and S. Katayama, “Microstructural evolution and characteristics of weld fusion zone in high speed dissimilar welding of Ti and Al,” *Int. J. Precis. Eng. Manuf.*, vol. 16, no. 10, pp. 2121–2127, 2015.
- [14] Y. Wei, W. Aiping, Z. Guisheng, and R. Jialie, “Formation process of the bonding joint in Ti/Al diffusion bonding,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 480, no. 1–2, pp. 456–463, 2008.
- [15] Y. B. Sun, Y. Q. Zhao, D. Zhang, C. Y. Liu, H. Y. Diao, and C. L. Ma, “Multilayered Ti-Al intermetallic sheets fabricated by cold rolling and annealing of titanium and aluminum foils,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 21, no. 8, pp. 1722–1727, 2011.
- [16] J. G. Luo and V. L. Acoff, “Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 379, no. 1–2, pp. 164–172, 2004.
- [17] L. Xu, Y. Y. Cui, Y. L. Hao, and R. Yang, “Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 435–436, pp. 638–647, 2006.
- [18] A. Školáková *et al.*, “Kinetic and thermodynamic description of intermediary phases formation in Ti-Al system during reactive sintering,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 230, no. December 2018, pp. 122–130, 2019.
- [19] R. Orru, G. Cao, and Z. A. Munir, “Mechanistic investigation of the field-activated

- combustion synthesis (FACS) of titanium aluminides,” *Chem. Eng. Sci.*, vol. 54, no. 15–16, pp. 3349–3355, 1999.
- [20] L. M. Peng, J. H. Wang, H. Li, J. H. Zhao, and L. H. He, “Synthesis and microstructural characterization of Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites,” *Scr. Mater.*, vol. 52, no. 3, pp. 243–248, 2005.
- [21] J. yu ZHANG, Y. hui WANG, Z. LÜ, Q. an CHEN, Y. yu CHEN, and H. zong LI, “Formation mechanism and growth kinetics of TiAl₃ phase in cold-rolled Ti/Al laminated composites during annealing,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 32, no. 2, pp. 524–539, 2022.
- [22] L. Kecskes, S. M. Guo, and J. Wang, “Combustion Synthesis Reaction Behavior of Cold-Rolled Ni / Al and Ti / Al Combustion Synthesis Reaction Behavior of Cold-Rolled Ni / Al and Ti / Al Multilayers by Laszlo J . Kecskes , Xiaotun Qiu , Ranran Liu , Jesse H . Graeter , ARL-TR-5507,” no. May 2014, 2011.
- [23] N. Thiyaneshwaran, K. Sivaprasad, and B. Ravisankar, “Nucleation and growth of TiAl₃ intermetallic phase in diffusion bonded Ti/Al Metal Intermetallic Laminate,” *Sci. Rep.*, vol. 8, no. 1, pp. 1–8, 2018.
- [24] N. Thiyaneshwaran, K. Sivaprasad, and B. Ravisankar, “Characterization based analysis on TiAl₃ intermetallic phase layer growth phenomenon and kinetics in diffusion bonded Ti/TiAl₃/Al laminates,” *Mater. Charact.*, vol. 174, no. July 2020, p. 110981, 2021.
- [25] H. He, K. Zhao, W. Gou, P. Qiao, and E. Yuan, “Growth characterisation of TiAl₃ during initial period of hot dip aluminising on Ti6Al4V,” *Trans. Inst. Met. Finish.*, vol. 99, no. 3, pp. 146–152, 2021.
- [26] J. Cheng *et al.*, “Cold Rolling Deformation Characteristic of a Biomedical Beta Type Ti–25Nb–3Zr–2Sn–3Mo Alloy Plate and Its Influence on α Precipitated Phases and Room Temperature Mechanical Properties During Aging Treatment,” *Front. Bioeng. Biotechnol.*, vol. 8, no. October, pp. 1–14, 2020.

- [27] S. J. Lainé, K. M. Knowles, and D. Rugg, “Microstructural characterisation of deep cold rolled and metal shot peened Ti-6Al-4V plate,” *Materialia*, vol. 26, no. July, p. 101575, 2022.
- [28] Amir Hossein Assari and Beitallah Eghbali, “Microstructure and Kinetics of Intermetallic Phase Formation during Solid State Diffusion Bonding in Bimetal Ti/Al,” *Phys. Met. Metallogr.*, vol. 120, no. 3, pp. 260–268, 2019.
- [29] H. Keeratisawee, “An Overview of Composite Materials,” pp. 18–32, 2009.
- [30] G. Razavi, G. Zirepour, and M. Saboktakin, “Investigation of Enhancing Surface Hardness in Ti-6Al-4V Alloy by TIG Welding,” vol. 15, pp. 15–19, 2011.
- [31] M. Ozesmi, T. E. Patiroglu, G. Hillerdal, and C. Ozesmi, “Peritoneal mesothelioma and malignant lymphoma in mice caused by fibrous zeolite,” *Br. J. Ind. Med.*, vol. 42, no. 11, pp. 746–749, 1985.
- [32] A. Handbook, “Aluminum and Aluminum Alloys - Extrusion,” *ASM Int.*, p. 117, 1993.
- [33] D. Batalu, G. Coşmeleață, and A. Aloman, “Critical analysis of the Ti-Al phase diagrams,” *UPB Sci. Bull. Ser. B Chem. Mater. Sci.*, vol. 68, no. 4, pp. 77–90, 2006.
- [34] T. Massalski, P. Submanian, and H. Okamoto, *Binary Alloy Phase Diagrams 2nd ed. (ASM International Materials Park, OH)*, vol. 3. 1998.
- [35] J. W. Fergus, “High temperature corrosion of intermetallic alloys,” *Shreir’s Corros.*, vol. 1, no. c, pp. 646–667, 2010.
- [36] P. S. Chauhan and C. M. Agrawal, “A Case Study of the Effectiveness of Rolling Process to Manufacture the Strip of Leaf Spring,” *Int. J. Mater. Mech. Manuf.*, vol. 1, no. 1, pp. 71–75, 2013.
- [37] O. M. Ikumapayi, E. T. Akinlabi, P. Onu, and O. P. Abolusoro, “Rolling operation in metal forming: Process and principles - A brief study,” *Mater. Today Proc.*, vol. 26, no. June, pp. 1644–1649, 2019.

- [38] U. G. C. Approved, “SHEET METAL ROLLING USING TWO ROLLER POWERED SHEET METAL ROLLING USING TWO ROLLER POWERED MACHINE.”
- [39] T. Altan, *Advances in metal forming processes*, vol. 4, no. 1–2. 1988.
- [40] S. Sunthorn and R. Kittiphath, “The Effect on Rolling Mill of Waviness in Hot Rolled Steel,” vol. 8, no. 12, pp. 1949–1954, 2014.
- [41] J. Hirsch, *Aluminium sheet fabrication and processing*. Woodhead Publishing Limited, 2010.
- [42] N. Kumar, R. S. Mishra, and J. A. Baumann, *Residual Stresses in Friction Stir Welding*. 2014.
- [43] P. J. J. Withers and H. K. D. H. K. D. H. Bhadeshia, “Residual stress. Part 1– Measurement techniques,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 17, no. 4, pp. 366–375, 2001.
- [44] T. Inoue Zhigang Wang, “Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 1, no. October, pp. 845–850, 1985.
- [45] A. Leon, “Benefits of split mandrel coldworking,” *Int. J. Fatigue*, vol. 20, no. 1, pp. 1–8, 1998.
- [46] A. Mishra, M. Hassan, and M. Pal, “A Critical Review on Effects of Residual Stresses on Machining of Titanium alloys by various Non-Conventional Processes,” *Int. J. Res. Appl. Sci. Eng. Technol.*, vol. 10, no. 3, pp. 63–82, 2022.
- [47] L. Industrial Metallurgists, “Residual stresses.” [Online]. Available: <https://www.imetllc.com/residual-stress/>.
- [48] T. C. T. B. on H. R. of S. H. to S. a Steel, “The Complete Technology Book on Hot Rolling of Steel: How to Start a Steel.” [Online]. Available: <https://books.google.co.th/books?id=nAO3AgAAQBAJ&pg=PT112>.
- [49] E. K. S. Maawad, “Residual Stress Analysis and Fatigue Behavior of Mechanically Surface Treated Titanium Alloys,” *HZG Rep.*, vol. 1, 2013.

- [50] A. Niku-Lari, P. S. Prev y, and L. Research, “Shot Peening Theory and Application, series ed X-RAY DIFFRACTION CHARACTERIZATION OF RESIDUAL STRESSES PRODUCED BY SHOT PEENING,” no. 513, pp. 81–93, 1990.
- [51] D. R. Askeland, “The Science and Engineering of Materials sixth edition,” *Microelectron. Mater.*, pp. 1–546, 2017.
- [52] D. R. Askeland, *The Science and Engineering of Materials thied edition*, vol. 1999, no. December. 2006.
- [53] W. Chareerntanom, “วัสดุวิศวกรรม (Engineering Materials).”
- [54] ศันสนีย์ รักไทยเจริญชีพ, “ประโยชน์จากเอกซเรย์ดิฟแฟรคชั่น (Xrd) ในงานทดสอบวัสดุติบและผลิตภัณฑ,” *กรมวิทยาศาสตร์บริการ*, no. 197, pp. 38–40, 2558.
- [55] S. Wongsandmai, “Development of Carbon Dioxide Absobent from Barium Orthotitanate Powders.” .
- [56] ภ. คหะวงศ์, “Materials Characterization : เทคนิค เอกซเรย์ดิฟแฟรคชั่น,” no. 3, pp. 52–55.
- [57] ศ. เห็นประเสริฐแท้, “Materials Characterization : X-ray diffraction.” .
- [58] ผู้ช่วยศาสตราจารย์ ดร. ธีระชัย บงการณ, “Phase Formation, Microstructure and Electrical Properties of KNN-BZT Ceramics Fabricated via Combustion Technique.” .
- [59] W. Zhou, R. Apkarian, Z. L. Wang, and D. Joy, “Fundamentals of scanning electron microscopy (SEM),” *Scanning Microsc. Nanotechnol. Tech. Appl.*, pp. 1–40, 2007.
- [60] อ. ศรีอ่อน, “หลักการทำงานของกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบสแกนนิ่ง,” *ศูนย์เทคโนโลยีโลหะและวัสดุแห่งชาติ*, pp. 77–80, 2559.
- [61] Central Microscopy Research Facility, “Scanning Electron Microscopy.” [Online]. Available: <https://cmrf.research.uiowa.edu/scanning-electron-microscopy>.
- [62] H. T. CO, “High speed precision cutting machine FINE CUT.” [Online]. Available: <https://www.heiwa-tec.co.jp/english/products/ss33ss31.html>.
- [63] S. Limited, “STRUERS LABOPOL 1.” [Online]. Available:

<https://spectrographic.co.uk/products/struers-labopol-1>.

- [64] O. CORPORATION, “BX53M.” [Online]. Available: [https://www.olympus-ims.com/en/microscope/bx53m/#!cms\[focus\]=cmsContent13565](https://www.olympus-ims.com/en/microscope/bx53m/#!cms[focus]=cmsContent13565).
- [65] U.UTM, “FIELD-EMISSION SCANNING ELECTRON MICROSCOPE.” [Online]. Available: <https://www.utm.my/ppmu/laboratory-services/microscopyandimaginglabs/fesem-field-emission-scanning-electron-microscope/>.
- [66] R. C. and its G. Subsidiaries, “MiniFlex,” 2022. [Online]. Available: <https://www.rigaku.com/products/xrd/miniflex>.
- [67] T. Hicks, “Rolling of Metals.” [Online]. Available: https://personal.egr.uri.edu/vms/ISE_240/Metal_Rolling.pdf.
- [68] K. Hajizadeh and B. Eghbali, “Effect of two-step severe plastic deformation on the microstructure and mechanical properties of commercial purity titanium,” *Met. Mater. Int.*, vol. 20, no. 2, pp. 343–350, 2014.
- [69] J. M. J. Donachie, “Titanium alloys for aerospace structures and engines,” *Introd. to Aerosp. Mater.*, pp. 202–223, 2012.
- [70] M. J. Donachie, *Titanium - A Technical Guide*, vol. 99, no. 5. 2000.
- [71] G. H. Davis and S. J. Reynolds, “Deformation mechanisms and microstructures,” *Struct. Geol. rocks Reg.*, vol. 341, pp. 150–202, 1996.
- [72] J. Fleeman and G. J. Dienes, “Mechanical Properties of Metals,” *Rheology*, pp. 201–241, 1956.
- [73] J. M. Oh, B. G. Lee, S. W. Cho, S. W. Lee, G. S. Choi, and J. W. Lim, “Oxygen effects on the mechanical properties and lattice strain of Ti and Ti-6Al-4V,” *Met. Mater. Int.*, vol. 17, no. 5, pp. 733–736, 2011.
- [74] Y. Wang, “Fundamentals of Recrystallization in Titanium,” 2014.
- [75] S. L. Ngoh, W. Zhou, H. L. Pang, A. C. Spowage, and X. Q. Shi, “Effect of stress on interfacial intermetallic compound development of Sn-Ag-Cu lead-free solder

- joint on Au/Ni/Cu substrate,” *Proc. 6th Electron. Packag. Technol. Conf. EPTC 2004*, pp. 414–419, 2004.
- [76] C. Wang, Y. Chen, and Z. Q. Liu, “Influence of External Interface Normal Stress on the Growth of Cu–Sn IMC During Aging,” *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, vol. 33, no. 10, pp. 1388–1396, 2020.
- [77] K. Nonaka, H. Fujii, and H. Nakajima, “Effect of oxygen in titanium on reaction diffusion between Ti and Al,” *Mater. Trans.*, vol. 42, no. 8, pp. 1731–1740, 2001.
- [78] V. N. Eremenko, Y. V. Natanzon, and V. Y. Petrishchev, “Kinetics of formation of the TiAl₃ phase in the Ti–Al system,” *Sov. Powder Metall. Met. Ceram.*, vol. 26, no. 2, pp. 118–122, 1987.
- [79] J. Mackowiak and L. L. Shreir, “Kinetics of the interaction of Ti(s) with Al(1),” *J. Less-Common Met.*, vol. 15, no. 3, pp. 341–346, 1968.
- [80] X. Wang, H. Y. Sohn, and M. E. Schlesinger, “Determination of the kinetics of TiAl₃ formation from fine Ti and Al particles using differential scanning calorimetry,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 186, no. 1–2, pp. 151–155, 1994.

ภาคผนวก

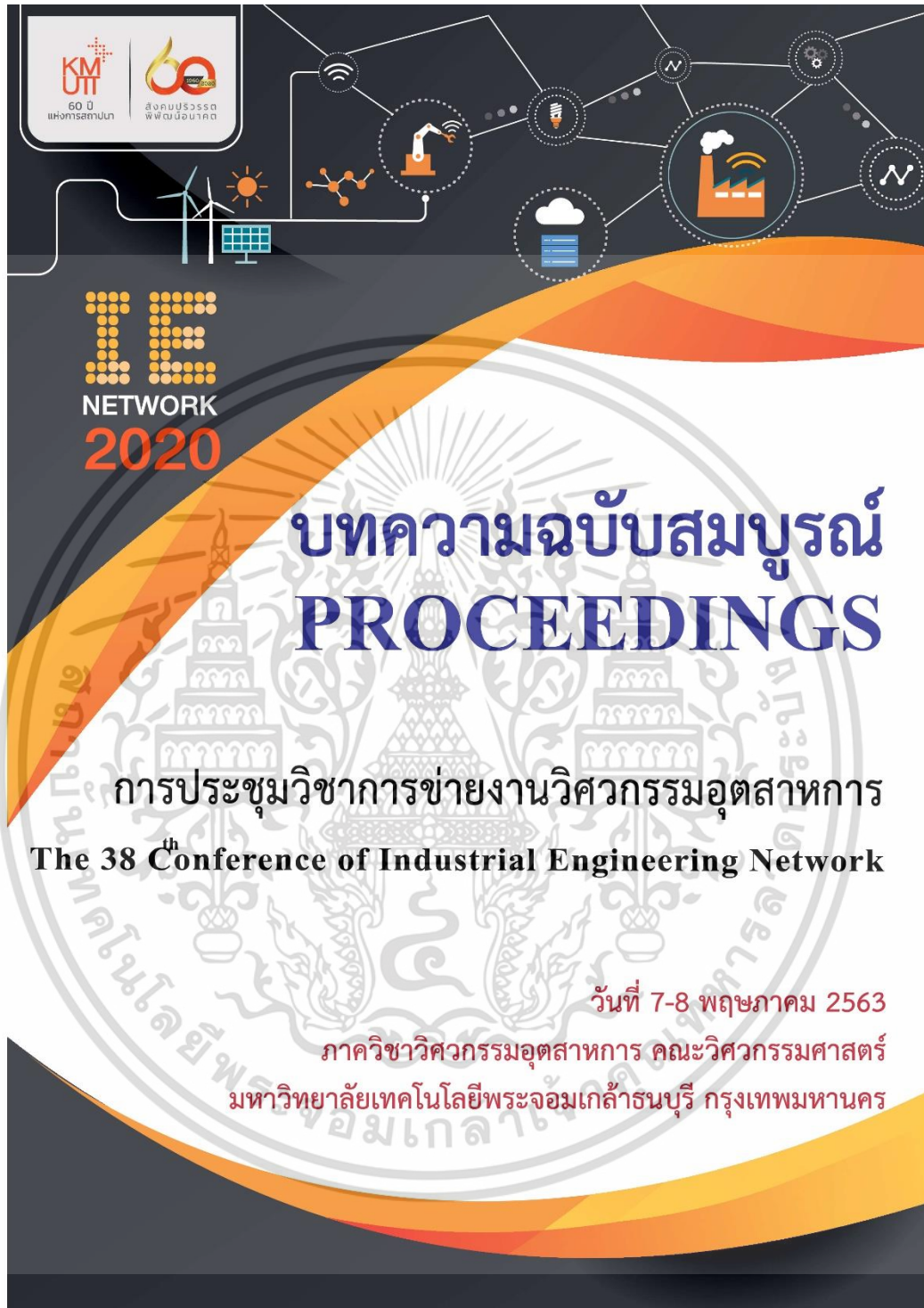


เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้

ภาคผนวก ก
บทความวิชาการที่ได้รับการตีพิมพ์



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
 ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้



งานประชุมวิชาการย้ายงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม ครั้งที่ 38 ประจำปี 2563 (IE Network 2020)
วันที่ 7-8 พฤษภาคม 2563 ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี กรุงเทพมหานคร

อิทธิพลของการรีดเย็นต่อการละลายในอลูมิเนียมเหลวของไทเทเนียมบริสุทธิ์ Influence of Cold Rolling on dissolution in molten Aluminum of Pure Titanium

วิศิษฐ์ศยา พงศ์พันธ์¹ พชรพล ตันทวิรุฬห์^{2*} กษม ศรีรัศมี³

Wisansaya Pongpun¹ Phacharaphon Tunthawiroon^{2*} Kasama Srirussamee³
62601106@kmitl.ac.th¹ phacharaphon.tu@kmitl.ac.th^{2*} kasama.sr@kmitl.ac.th³

บทคัดย่อ

บทความนี้ศึกษาการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลวและการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่ผ่านการรีดเย็น และไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น โดยใช้วิธีการจุ่ม (Immersion) ไทเทเนียมจุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจะถูกตรวจสอบด้วย กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM) ร่วมกับเทคนิคการวิเคราะห์ธาตุ (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS) ผลการทดลองพบว่าเวลาที่มีผลต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เมื่อเวลาในการจุ่มเพิ่มขึ้น การแพร่ของอะตอมก็จะมากขึ้นด้วย ทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น โดยที่ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้น คือ $TiAl_3$ และยังพบว่า การรีดเย็นเป็นตัวเร่งการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ให้เพิ่มขึ้นอีกด้วย

คำสำคัญ: ชั้นสารประกอบเชิงโลหะ, $TiAl_3$, การรีดเย็น, ไทเทเนียมอลูมิเนียม

Abstract

In this work, the reaction between pure Titanium and molten aluminum was studied using an immersion test. The immersion test of non-rolled and rolled (13.35%) titanium sample were carried out at 750 °C for 5, 10, 15 and 20 min. The thickness and chemical compositions of intermetallic phase were characterized using scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive spectroscopy (EDS). The results showed that the immersion time directly affected on the thickness of the intermetallic layer. The thickness increased with increasing immersion time. The thickness of the intermetallic layer formed between rolled titanium and molten aluminum was thicker than non-rolled titanium indicating the high dissolution/reaction during the immersion test. The EDS analysis indicated that for all immersion conditions, the intermetallic phase was $TiAl_3$.

Keywords: Intermetallic, $TiAl_3$, Cold Rolling, Titanium Aluminide

^{1,2} ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

³ ภาควิชาวิศวกรรมชีวการแพทย์ คณะวิศวกรรมศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง

* Corresponding author



งานประชุมวิชาการย้ายงานวิศวกรรมอุตสาหกรรม ครั้งที่ 38 ประจำปี 2563 (IE Network 2020)
วันที่ 7-8 พฤษภาคม 2563 ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์
มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี กรุงเทพมหานคร

1. บทนำ

ปัจจุบันไทเทเนียมอลูมิไนด์ (Titanium Aluminide) จัดเป็นหนึ่งในวัสดุทางวิศวกรรมที่มีความสำคัญและกำลังเป็นวัสดุที่ได้รับความสนใจเป็นอย่างมากในอุตสาหกรรมอากาศยานและอุตสาหกรรมการผลิตยานยนต์ [1] รวมทั้งยังสามารถนำไปใช้เพื่อวัสดุสำหรับผลิตเพื่อใช้เป็นอุปกรณ์หรือเครื่องมือทางการแพทย์ได้อีกด้วย [2]

ไทเทเนียมอลูมิไนด์เป็นวัสดุที่ประกอบขึ้นจากธาตุไทเทเนียมและอลูมิเนียมเป็นส่วนประกอบหลัก จึงมีคุณสมบัติทางกายภาพและคุณสมบัติทางกลที่ดี เช่น มีความหนาแน่นต่ำ ทำให้วัสดุชนิดนี้มีน้ำหนักเบาเมื่อเทียบกับเหล็กกล้าหรือเหล็กกล้าไร้สนิม มีความแข็งแรงและความแข็งแรงสูงแม้กระทั่งถูกใช้งานในอุณหภูมิสูง [3] รวมทั้งยังมีความเหนียวเพียงพอที่สามารถใช้ทดแทนวัสดุประเภทเหล็กได้อย่างดีเยี่ยม อีกทั้งยังมีความต้านทานการกัดกร่อนที่ดีเนื่องจากมีการก่อตัวของชั้นออกไซด์ของไทเทเนียมหรืออลูมิเนียม ซึ่งชั้นออกไซด์ที่กล่าวมานี้มีความเสถียรทางเคมีสูง จึงทนต่อการเกิดปฏิกิริยาทางเคมีจากสภาวะแวดล้อมการใช้งานได้อย่างดีเยี่ยม [4]

พิจารณาจากแผนภาพเฟสของไทเทเนียม-อลูมิเนียม (Ti-Al Phase Diagram) สารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic Compounds, IMCs) ที่ปรากฏและอยู่ในสภาวะสมดุล (Equilibrium state) ประกอบไปด้วย $TiAl_3$, $TiAl$ และ Ti_3Al [5] โดยที่ทั้งสามเฟสถูกจัดอยู่ในกลุ่มที่เรียกว่าไทเทเนียมอลูมิไนด์ทั้งหมด (Titanium Aluminide) ซึ่ง $TiAl_3$ เป็นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันสูงเมื่อเทียบกับ Ti_3Al และ $TiAl$ อีกทั้ง $TiAl_3$ ยังเป็นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความหนาแน่นต่ำ ดังนั้น $TiAl_3$ จึงถูกพิจารณาเป็นวัสดุเลือกผิวเนื่องจากมีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่สูง ดังที่กล่าวมาข้างต้น อย่างไรก็ตาม $TiAl_3$ มีความต้านทานการเสียน้อย [6] ดังนั้นการใช้งานของ $TiAl_3$ จึงมีข้อจำกัดในการใช้งานเนื่องจากปัญหาที่กล่าวมาข้างต้น $TiAl$ จึงเป็นทางเลือกในการใช้งานของสารประกอบเชิงโลหะในระบบของผสมไทเทเนียม-อลูมิเนียม ซึ่ง $TiAl$ มีความหนาแน่น ความแข็งแรง และความต้านทานต่อการเกิดออกซิเดชัน ใกล้เคียงกับ $TiAl_3$ นอกจากนี้ $TiAl$ ยังไม่ดูกลัวความยืดหยุ่นคงที่ในขณะใช้งานที่อุณหภูมิสูง และหากใช้งาน $TiAl$ ที่อุณหภูมิห้องจนถึงอุณหภูมิปานกลางของสารประกอบเชิงโลหะชนิดนี้ $TiAl$ จะแสดงพฤติกรรมยืดหยุ่นที่ดียิ่ง กล่าวคือสามารถคงสภาพความเหนียวได้อย่างมีเสถียรภาพ [7] ดังนั้นนอกเหนือจาก $TiAl_3$ แล้ว $TiAl$ จึงเป็นสารประกอบเชิงโลหะที่มีความน่าสนใจเป็นอย่างมากต่อกระบวนการผลิตชิ้นส่วนอุตสาหกรรมอย่างมากยั้งที่ระบุไว้ข้างต้น

ทั้งนี้ไทเทเนียมอลูมิไนด์ชนิด $TiAl$ สามารถผลิตได้โดยวิธีการหลอมรวม (Fusing) ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมบริสุทธิ์ โดยความผสมระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมอยู่ที่สัดส่วน 3:1 อย่างไรก็ตามกระบวนการหลอมรวมนี้ จำเป็นต้องมีการควบคุมสภาวะแวดล้อมเป็นอย่างดี เนื่องจากวัสดุโลหะตั้งต้นทั้งสองชนิดนี้ มีความไวต่อการ

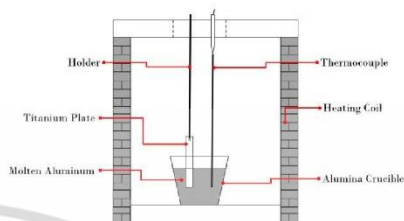
เกิดปฏิกิริยากับออกซิเจนในอากาศหรือไวดต่อการเกิดออกซิเดชันนั่นเอง ยิ่งเมื่ออุณหภูมิในการหลอมรวมสูงขึ้นยิ่งง่ายต่อการเกิดปฏิกิริยามากขึ้นตามไปด้วย นอกเหนือจากปัญหาเรื่องการเกิดออกซิเดชันแล้ว อีกปัญหาที่พบได้คืออุณหภูมิจุดหลอมเหลวที่มีความแตกต่างกันระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมบริสุทธิ์ ซึ่งจุดหลอมเหลวที่แตกต่างกันนี้ทำให้กระบวนการหลอมรวมกระทำได้อย่างมีประสิทธิภาพ

กระบวนการ Self - Propagating High Temperature Synthesis หรือ SHS เป็นอีกกรรมวิธีหรือเทคนิคการผลิตที่กำลังได้รับความสนใจในปัจจุบันสำหรับการผลิตสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl$ [8] ในเทคนิค SHS เป็นกระบวนการสังเคราะห์สารประกอบโดยอาศัยปฏิกิริยาคายความร้อนระหว่างวัสดุของแข็งที่แตกต่างกันสองชนิด ในกรณีการสังเคราะห์สารประกอบเชิงโลหะ $TiAl$ จึงสามารถใช้ ไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อยู่ในสถานะของแข็งได้ ดังนั้นปัญหาเนื่องจากการเกิดออกซิเดชันของสารตั้งต้นทั้งสองชนิดขณะเป็นของเหลวและพบได้ง่ายในกระบวนการหลอมรวมจึงลดน้อยลง กระบวนการ SHS สำหรับสังเคราะห์สารประกอบเชิงโลหะ ไทเทเนียมอลูมิไนด์ โดยส่วนใหญ่เป็นการสังเคราะห์สารตั้งต้นที่อยู่ในลักษณะผง (Powder) คล้ายกับกระบวนการอัดขึ้นรูปวัสดุผง (Sintering) ซึ่งกระบวนการนี้มีความสะดวกรวดเร็ว และประหยัดพลังงานในกระบวนการผลิต ได้เป็นผลิตภัณฑ์ที่มีความบริสุทธิ์สูง [1,9]

จากงานวิจัยที่เกี่ยวข้อง ไม่ว่าจะเป็นการผลิตไทเทเนียมอลูมิไนด์แบบหลอมรวมหรือจากกระบวนการ SHS พบว่าสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นจากการรวมตัวหรือปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเป็นไปด้ทั้ง $TiAl_3$, $TiAl$, Ti_3Al ขึ้นอยู่กับอุณหภูมิและระยะเวลาในการเกิดปฏิกิริยา โดยที่ $TiAl_3$ เป็นสารประกอบเชิงโลหะที่ก่อตัวขึ้นเป็นอันดับแรกระหว่างผิวสัมผัสของไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลวในระหว่างเกิดปฏิกิริยา [1] หลังจากนั้นจึงแปรสภาพไปเป็น $TiAl$ โดยอาศัยการแพร่ของอะตอมอลูมิเนียมผ่านชั้นสารประกอบเชิงโลหะ $TiAl_3$ หากอุณหภูมิและระยะเวลาในการเกิดปฏิกิริยามากพอ ดังนั้นการสังเคราะห์หรือทำให้เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl$ นั้นจึงควบคุมได้ค่อนข้างยาก และจากปัญหากล่าวมาข้างต้นนี้ จึงศึกษาวิธีการผลิตไทเทเนียมอลูมิไนด์จากงานวิจัยอื่น ๆ เพิ่มเติม เช่น การตรวจสอบการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl$ โดยการรีดเย็น (Cold rolling) และตามด้วยการอบอ่อน (Annealing) ของไทเทเนียมและอลูมิเนียม โดยรีดเย็นที่ 40% 50% 72% และ 80% และอบอ่อนที่อุณหภูมิ 650 °C ซึ่งใช้เวลาประมาณ 30 นาที ถึง 2 ชั่วโมง แล้วทำซ้ำเป็นรอบ ๆ ที่ 1 รอบ 2รอบ 4รอบ 8รอบ และ 20รอบ พบว่าจากการทำรีดเย็นนั้นเป็นการเร่งอัตราการเกิดปฏิกิริยาการแพร่ระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียม จึงส่งผลให้เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl$ ได้ง่ายที่อุณหภูมิต่ำ และยังให้อัตราการเกิดปฏิกิริยาเพิ่มขึ้นแบบกราฟเชิงเส้น โดยจากเดิมเป็นการเพิ่มขึ้นแบบกราฟพาราโบลา[10]



จากข้อมูลที่ศึกษามาในข้างต้นนั้น ในงานวิจัยนี้จึงศึกษาการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลวในการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่ผ่านการรีดเย็น และไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น โดยจำลองโดยใช้วิธีการจุ่ม (Immersion) ไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวที่มีอุณหภูมิ 750 °C ที่เวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ซึ่งในการทดสอบนี้เป็นการเปรียบเทียบเบื้องต้นของการรีดเย็นระหว่างไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นและไม่ผ่านการรีดเย็น โดยเมื่อเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะจะมีความแตกต่างกันอย่างไร จึงทำให้ผู้วิจัยทดสอบไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็น ที่เวลา 5 นาที เพียงหนึ่งเงื่อนไข



รูปที่ 1 การจำลองการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลว

2. การทดลอง

2.1 วัสดุและการเตรียมชิ้นงานทดลอง

ในงานวิจัยนี้ศึกษาการเกิดชั้นของสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์ 99.8% (Grade 1) และอลูมิเนียมเหลวบริสุทธิ์ 99.9%

แผ่นไทเทเนียมขนาดใหญ่ถูกตัดเป็นชิ้นงานทดสอบที่มีขนาดกว้าง x ยาว โดยประมาณ 1 x 2 เซนติเมตร หลังจากนั้นชิ้นงานทดสอบถูกนำไปขัดหยาบเพื่อปรับผิวให้เรียบด้วยกระดาษทรายเบอร์ 240 จนถึงเบอร์ 4000 และตามด้วยการขัดละเอียดด้วยผงอลูมินา (Alumina suspension) ขนาด 1 μm และ 0.3 μm ตามลำดับ เพื่อให้พื้นผิวของชิ้นงานเรียบเสมอกันและเป็นการเตรียมพื้นผิวสำหรับการจุ่ม หลังจากกระบวนการขัด ชิ้นงานถูกทำความสะอาดด้วยเอทานอลโดยใช้เครื่องสั่นความถี่สูงแบบอัลตราโซนิก เป็นเวลา 5 นาที

นอกเหนือจากนั้น ในการศึกษาทำการเปรียบเทียบผลของการขึ้นรูปเย็น (Cold work) ของแผ่นไทเทเนียม โดยการขึ้นรูปเย็นนี้คือโดยกระบวนการรีด (Rolling process) แผ่นไทเทเนียมที่ถูกขัดเตรียมไว้ถูกนำไปผ่านกระบวนการรีด โดยกำหนดให้มีอัตราส่วนการลดขนาด (Cold work, %) เท่ากับ 13.35% และหลังจากการรีดเย็นเสร็จ ให้นำไปตัดให้ได้ขนาด 1 cm x 2 cm

2.2 การจุ่ม

นำไทเทเนียมบริสุทธิ์แบบที่ผ่านการรีดเย็นและไม่ผ่านการรีดเย็นมาทำการวัดความหนาด้วยไมโครมิเตอร์ก่อนนำไปจุ่มในอลูมิเนียมเหลว ที่อุณหภูมิ 750°C ชุดอุปกรณ์สำหรับการจุ่มแสดงในรูปที่ 1

อลูมิเนียมบริสุทธิ์น้ำหนักโดยประมาณ 15 กรัม ถูกหลอมในเข้ หลอม อลูมินาในเตาหลอมไฟฟ้า ชิ้นงานไทเทเนียมที่เตรียมไว้ถูกนำไปจุ่มในอลูมิเนียมเหลวดังรูปที่ 1 เป็นเวลา 5, 10, 15 และ 20 นาที ดังแสดงในตารางที่ 1

ตารางที่ 1 ไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็น/ไม่ผ่านการรีดเย็นและเวลาที่ใช้ในการจุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่ 750 °C

Type	Time (min)			
Non-Rolled Ti	5	10	15	20
Rolled Ti	5	-	-	-

หลังจากนำชิ้นงานที่ผ่านการจุ่มด้วยอลูมิเนียมเหลวตามเวลาที่กำหนดแล้ว นำชิ้นงานที่ผ่านการจุ่มไปตัดด้วยเครื่องตัดความเร็วสูงระบายความร้อนด้วยน้ำในบริเวณที่ถูกจุ่มประมาณ 5 mm เพื่อศึกษาการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ นำชิ้นงานที่ตัดไปขึ้นรูปชิ้นงานด้วยเรซิน จากนั้นนำไปขัดด้วยกระดาษทรายเบอร์ 240 ไปจนถึงเบอร์ 4000 และขัดด้วยผงอลูมินาที่ขนาด 1 μm และ 0.3 μm จากนั้นทำความสะอาดชิ้นงานด้วยเมทานอลโดยการสั่นด้วยเครื่องล้างอัลตราโซนิก เป็นเวลา 5 นาที แล้วตรวจสอบพื้นผิวเบื้องต้นด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง (Optical Microscope)

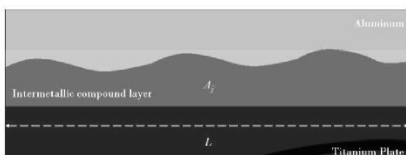
2.3 การตรวจสอบโครงสร้างทางจุลภาคของภาคตัดขวาง

การทดสอบการเกิดชั้นของสารประกอบเชิงโลหะของไทเทเนียมบริสุทธิ์ ที่ผ่านการรีดเย็นและไม่ผ่านการรีดเย็นด้วยวิธีการจุ่มในอลูมิเนียมเหลวในอุณหภูมิ 750°C ที่เวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที จะตรวจสอบชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่เกิดขึ้นด้วย กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด (Scanning Electron Microscope, SEM) ร่วมกับเทคนิคการวิเคราะห์ธาตุ (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS) ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ก่อตัวขึ้นหลังจากที่จุ่มอลูมิเนียมเหลวจะถูกวัดด้วยซอฟต์แวร์วิเคราะห์ขนาด ImageJ

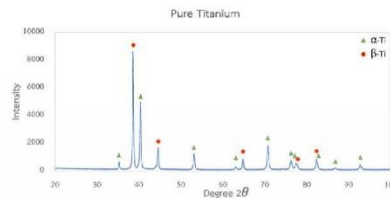
วิธีและกระบวนการในการวัดความหนา (Thickness) ของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ (Intermetallic Compounds: IMCs) ที่เกิดขึ้นหลังจากผ่านการจุ่มเป็นไปตามสมการที่ 1 โดยที่ A_i คือ พื้นที่ในชั้นสารประกอบเชิงโลหะ และ L คือ ยาวของพื้นที่หน้าตัด ดังแสดงในรูปที่ 2



$$\text{Thickness} = \frac{\sum A_i}{L} \quad (1)$$



รูปที่ 2 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ หลังจากผ่านการจุ่ม



รูปที่ 4 ผลการวิเคราะห์ทางผลึกของชิ้นงานไทเทเนียมด้วยเทคนิค XRD

3. ผลการทดลอง

3.1 โครงสร้างจุลภาคของชิ้นงานไทเทเนียม

ชิ้นงานไทเทเนียมที่ใช้ในการทดลองถูกตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical Microscope, OM) และเทคนิคการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ (X-ray Diffraction, XRD) จากการตรวจสอบด้วยกล้อง OM พบว่ามีลักษณะโครงสร้างผลึก 2 แบบที่รวมกันอยู่ในพื้นผิว คือพื้นผิวที่มีลักษณะเป็นบริเวณสีขาวๆ และบริเวณที่เป็นลายขาวสลับเทาแบบลามลาร์ (Lamellar) แสดงดังรูปที่ 3 และจากการตรวจสอบด้วยเทคนิค XRD ดังรูปที่ 4 โดยจากผลการวิเคราะห์พบว่าโครงสร้างผลึกของชิ้นงานไทเทเนียมมีโครงสร้างผลึกผสมระหว่าง α และ β -Titanium ซึ่งอาจเกิดขึ้นได้เนื่องจากกระบวนการผลิตหรือกระบวนการขึ้นรูปโดยใช้การรีดร้อนที่อุณหภูมิสูง จึงทำให้เกิดเป็นโครงสร้างแบบ BCC (β -Titanium) แล้วปล่อยให้เย็นตัวตามธรรมชาติทำให้มีการเกิดโครงสร้างแบบ HCP (α -Titanium) ขึ้นในบางส่วน [11]

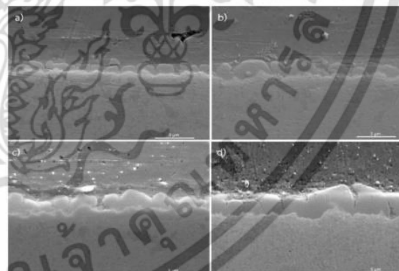


รูปที่ 3 โครงสร้างทางจุลภาคของไทเทเนียมที่ตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

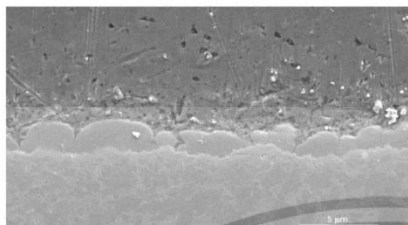
3.2 การตรวจสอบชิ้นสารประกอบเชิงโลหะ

จากการทดสอบด้วยการจุ่มชิ้นงานไทเทเนียมทั้ง 2 กรณีคือกรณีไม่ผ่านการรีดเย็นและผ่านการรีดเย็นในอุณหภูมิเย็นเหลือ พบว่ามีกรก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ดังแสดงในรูปที่ 5 และ รูปที่ 6 ตามลำดับ รูปที่ 5 (a-d) เป็นภาพที่ได้จากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราด หลังจากการจุ่มไทเทเนียมในอุณหภูมิเย็นเหลือเป็นเวลา 5 นาที 10 นาที 15 นาที และ 20 นาที ที่อุณหภูมิ 750 °C ตามลำดับ รูปที่ 6 เป็นภาพจากการตรวจสอบด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดของชิ้นงานไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็น โดยระยะเวลาในการจุ่มเท่ากับ 5 นาที จากการตรวจสอบนี้พบว่าเกิดการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ ที่มีความหนามากกว่าการทดสอบของไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น

รูปที่ 7 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบ ที่จุ่มในอุณหภูมิเย็นเหลือที่อุณหภูมิ 750 °C เป็นเวลา 20 นาที แสดงให้เห็นว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะประกอบด้วยธาตุ Ti และ Al ที่ปริมาณ 25.06 at.% และ 74.94 at.% ซึ่งสามารถสรุปได้ว่าชั้นสารประกอบเชิงโลหะนี้เป็นเฟส TiAl₃ และในการจุ่มที่เวลาต่างกันและผลการวิเคราะห์ธาตุด้วย EDS ของชิ้นสารประกอบเชิงโลหะในชิ้นงานจากการทดสอบที่ระยะเวลาอื่นๆ ที่แสดงในตารางที่ 2 ซึ่งให้ผลเช่นเดียวกัน คือชั้นสารประกอบเชิงโลหะเป็นเฟส TiAl₃



รูปที่ 5 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 750 °C เป็นเวลา a) 5 นาที b) 10 นาที c) 15 นาที และ d) 20 นาที, ตามลำดับ



รูปที่ 6 ลักษณะการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมที่รีดเย็นและอลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 750 °C เป็นเวลา 5 นาที



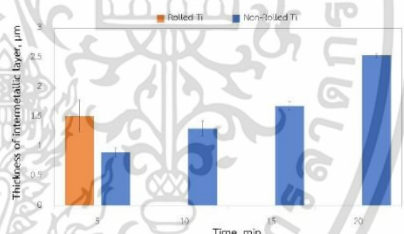
รูปที่ 7 ตัวอย่างของผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของชิ้นงานทดสอบ ที่จุ่มในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 750°C เป็นเวลา 20 นาที

ตารางที่ 2 ผลการวิเคราะห์ธาตุของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

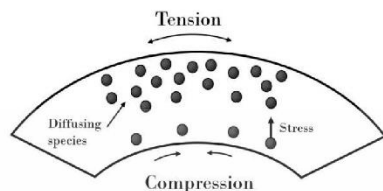
Type	Time (min)	Composition (at. %)		Possible phase
		Ti	Al	
Non - Rolled Ti	5	22.12	77.88	TiAl ₃
	10	22.88	77.12	TiAl ₃
	15	25.45	74.55	TiAl ₃
	20	25.06	74.94	TiAl ₃
Rolled Ti	5	24.98	75.02	TiAl ₃

3.3 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ

รูปที่ 8 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ TiAl₃ ที่ระยะเวลาในการเกิดปฏิกิริยาเป็นเวลา 5, 10, 15 และ 20 นาที จากพบว่าค่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะหลังจากการจุ่มไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็นเป็น ที่อุณหภูมิ 750°C คือ 0.90 μm 1.30 μm 1.68 μm และ 2.54 μm และไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นเป็นเวลา 5 นาที คือ 1.52 μm ซึ่งแสดงให้เห็นว่าความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น จะขึ้นอยู่กับเวลาที่ใช้ในการจุ่ม[5] เนื่องจากหลังจากการรีดเย็น จะทำให้เกิดความเค้นตกค้าง (Residual Stress) ที่เกิดจากการบีบอัดของชิ้นงาน (Compression) ส่งผลให้ผลึกอะตอมที่กระจายตัวอยู่ถูกผลักออกไป และไปแทรกตัวอยู่บริเวณโหนด/ช่องว่าง ซึ่งผลึกอะตอมบริเวณนั้นที่มีความหนาแน่นเพิ่มขึ้น เนื่องจากถูกอัดแน่นอยู่ภายในชิ้นงานจึงทำให้เกิดแรงดึงผิว (Tension) ดังรูปที่ 9 [12,13] และเมื่อนำไทเทเนียมที่ผ่านการรีดเย็นไปจุ่มในอลูมิเนียมเหลว โดยอะตอมในส่วนนี้ซึ่งเป็นส่วนช่วยในการเร่งปฏิกิริยาของการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะให้เกิดได้ง่าย ดังนั้นในการรีดเย็นส่งผลทำให้เกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ TiAl₃ ได้ง่ายและลดเวลาในการสังเคราะห์ชั้นสารประกอบเชิงโลหะอีกด้วย ซึ่งหากมีวิจัยเพิ่มเติมควรศึกษาการรีดร้อนและการรีดเย็นจะส่งผลอย่างไรต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ หรือศึกษาในอุณหภูมิต่ำกว่าจุดหลอมเหลวของอลูมิเนียมที่จะมีผลอย่างไรต่อการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะ



รูปที่ 8 ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของTiAl₃



รูปที่ 9 การแพร่ของอะตอมหลังจากการรีดเย็น[12]

4. สรุป

ศึกษาการเกิดปฏิกิริยาระหว่างไทเทเนียมและอลูมิเนียมเหลวในการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะระหว่างไทเทเนียมบริสุทธิ์ที่ผ่านการรีดเย็น และไทเทเนียมที่ไม่ผ่านการรีดเย็น โดยจำลองโดยใช้วิธีการจุ่ม (Immersion) ไทเทเนียมในอลูมิเนียมเหลวที่อุณหภูมิ 750 °C ในเวลาแตกต่างกันพบว่า

- 1) เวลาที่มีผลต่อการเกิดชั้นสารประกอบเชิงโลหะ เมื่อเวลาในการจุ่มเพิ่มขึ้น การแพร่กระจายของอะตอมก็จะมากขึ้นด้วย ทำให้ความหนาของชั้นสารประกอบเชิงโลหะเพิ่มขึ้น
- 2) ชั้นสารประกอบเชิงโลหะที่ได้จากการจุ่มไทเทเนียมในอลูมิเนียมคือ $TiAl_3$
- 3) ความเครียดหลังจากการรีดเย็นเป็นตัวเร่งปฏิกิริยาของการก่อตัวของชั้นสารประกอบเชิงโลหะของ $TiAl_3$ ให้เพิ่มขึ้น

เอกสารอ้างอิง

- [1] A. Školáková, J. Leitner, P. Salvetr, P. Novák, D. Deduytsche, J. Kopeček, C. Detavernier, D. Vojtěch, Kinetic and thermodynamic description of intermediary phases formation in Ti-Al system during reactive sintering, *Mater. Chem. Phys.* 230 (2019) 122–130. doi:10.1016/j.matchemphys.2019.03.062.
- [2] C. Siemers, M. Baker, F. Brunke, D. Wolter, H. Sibus, Aluminum- and vanadium-free titanium alloys for application in medical engineering, *Titan. Med. Dent. Appl.* (2018) 477–492. doi:10.1016/b978-0-12-812456-7.00021-4.
- [3] H. Inoue, Welding and joining of titanium and titanium alloys, *Weld. Int.* 10 (1996) 160–163. doi:10.1080/09507119609548973.
- [4] P.M. Adrian, Introduction to aerospace materials, Woodhead Publishing, 2012.
- [5] R. Khoshhal, M. Soltanieh, M. Mirjalili, Formation and growth of titanium aluminide layer at the surface of titanium sheets immersed in molten aluminum, *Iran. J. Mater. Sci. Eng.* 7 (2010) 24–31.
- [6] M. Sujata, S. Bhargava, S. Suwas, S. Sangal, On kinetics of $TiAl_3$ formation during reaction synthesis from solid Ti and liquid Al, *J. Mater. Sci. Lett.* 20 (2001) 2207–2209. doi:10.1023/A:1017985017778.
- [7] M. Yamaguchi, H. Inui, K. Ito, High-temperature structural intermetallics, *Acta Mater.* 48 (2000) 307–322. doi:10.1016/S1359-6454(99)00301-8.
- [8] G.H. Cao, Z.G. Liu, G.J. Shen, J.M. Liu, Identification of a cubic precipitate in V-titanium aluminides, *J. Alloys Compd.* 325 (2001) 263–268. doi:10.1016/S0925-8388(01)01376-7.
- [9] W.Y. Yang, G.C. Weatherly, A study of combustion synthesis of Ti-Al intermetallic compounds, *J. Mater. Sci.* 31 (1996) 3707–3713. doi:10.1007/BF00352784.
- [10] J.G. Luo, V.L. Acoff, Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils, *Mater. Sci. Eng. A.* 379 (2004) 164–172. doi:10.1016/j.msea.2004.01.021.
- [11] J. Matthew J. Donachie, Titanium A Technical Guide Second Edition, ASM International, United States of America, 2000.
- [12] O'Hayre Ryan, Materials Kinetics Fundamentals : Principles, Processes, and Applications, John Wiley & Sons, New Jersey, 2015.

ประวัติผู้เขียน

ชื่อ-นามสกุล	นางสาววิศัลย์ศยา พงศ์พันธ์
วัน เดือน ปีเกิด	20 สิงหาคม 2540
ที่อยู่	241 ม.11 ต.บ้านตึก อ.ศรีสัชชนาลัย จ.สุโขทัย 64130 โทร. 090-592-2256
ประวัติการศึกษา	2561 วิทยาศาสตร์บัณฑิต สาขาฟิสิกส์ประยุกต์ (เกียรตินิยมอันดับ2) คณะวิทยาศาสตร์ สถาบันเทคโนโลยีพระจอมเกล้าเจ้าคุณทหารลาดกระบัง
ผลงานวิชาการ	วิศัลย์ศยา พงศ์พันธ์และคณะ, “อิทธิพลของการรีดเย็นต่อการละลายใน อลูมิเนียมเหลวของไทเทเนียมบริสุทธิ์”, งานประชุมวิชาการข่ายงานวิศวกรรม อุตสาหกรรม, ปีที่ 38, ฉบับที่ 1, หน้าที่ 327-332, 2563.



เอกสารนี้เป็นเอกสารที่สงวนไว้สำหรับการใช้งานเพื่อการศึกษาเท่านั้น ไม่อนุญาตให้นำไปใช้ประโยชน์ด้านการค้า
ไม่ว่ากรณีใดๆ ทั้งสิ้น อีกทั้งห้ามมิให้ดัดแปลงเนื้อหา และต้องอ้างอิงถึงเจ้าของเอกสารทุกครั้งที่มีการนำไปใช้