

การพัฒนาสมบัติพื้นผิวของโลหะผสมนิกเกิล 617

ด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คเกจซีเมนต์

Development of Surface Properties of Nickel-Based Alloy 617
through Aluminum-Pack Cementation

นพกร ภูระย้า ธนัฐพร แสงทับ ณิชนันท์ คุณานพรัตน์ และ ศุภชัย ราชบุรีศิริ*

ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล อ.พุทธมณฑล จ.นครปฐม 73170

E-mail: supphachan.raj@mahidol.ac.th*

Noppakorn Phuraya Thanutchaporn Sangtab Nitchanun Kunanopparat and Supphachan Rajsiri*

Department of Industrial Engineering, Faculty of Engineering, Mahidol University, Phutthamonthon,

Nakornpathom, 73170, E-mail: supphachan.raj@mahidol.ac.th*

Received 23 Apr 2025; Revised 20 May 2025

Accepted 16 Aug 2025; Available online 30 Dec 2025

บทคัดย่อ

งานวิจัยนี้ศึกษาการปรับปรุงโลหะผสมนิกเกิล 617 โดยใช้กระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คเกจซีเมนต์ผ่านการแพร่โดยตรง โดยใช้ผงเคลือบประกอบด้วยอะลูมิเนียม อะลูมินา และแอมโมเนียมคลอไรด์ ในอัตราส่วน 22.5:120:7.5 กรัม โดยน้ำหนัก ทำการเคลือบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1, 2.25, 4 และ 6.25 ชั่วโมง และอบเป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิ 1,150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที การทดสอบความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 64 ชั่วโมง วิเคราะห์โดยการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์ กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องกราดและการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน พบว่าระยะเวลาการเคลือบส่งผลโดยตรงต่อความหนาของชั้นเคลือบ โดยชั้นเคลือบ 6.25 ชั่วโมง มีความหนามากที่สุด อย่างไรก็ตามชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมงให้ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดีที่สุด โดยมี การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่ำที่สุด ขณะที่ชั้นเคลือบ 6.25 ชั่วโมง มีแนวโน้มเกิดเฟส NiO และความเค้นภายในมากขึ้น ส่งผลให้ความสามารถในการต้านออกซิเดชันลดลง การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาค พบว่าเฟส NiAl เป็นองค์ประกอบหลักของชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมง และมีการเกิดขึ้นของเฟส Al₂O₃ ซึ่งให้ความต้านทานออกซิเดชันดีกว่าเฟส Cr₂O₃ เมื่อพิจารณาทั้งสมรรถนะและความคุ้มค่าทางเศรษฐศาสตร์ ชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมง เป็นเงื่อนไขที่เหมาะสมที่สุดโดยให้ความสมดุลระหว่าง ความต้านทานออกซิเดชัน ความเป็นไปได้ทางเทคนิค และต้นทุนการผลิต

คำหลัก: อะลูมิเนียมแพ็คเกจซีเมนต์ โลหะผสมนิกเกิล 617 เฟส NiAl เฟส Al₂O₃

Abstract

This research explores the enhancement of nickel-based alloy 617 using aluminum pack cementation via direct diffusion. The coating powder, composed of aluminum, alumina, and ammonium chloride (22.5:120:7.5 grams by weight), was applied at 800°C for 1, 2.25, 4, and 6.25 hours, followed by homogenization at 1,150°C for 30 minutes. Oxidation resistance testing at 950°C for 64 hours, analyzed via

X-Ray diffraction, scanning electron microscopy, and energy-dispersive spectroscopy, showed that coating duration directly affects thickness, with 6.25-hour coatings being the thickest. However, the 2.25-hour coating exhibited the best oxidation resistance, showing the lowest weight gain, while the 6.25-hour coating led to increased NiO formation and internal stress, reducing oxidation protection. Microstructural analysis confirmed NiAl as the main phase in the 2.25-hour coating, with Al_2O_3 providing better oxidation resistance compared to Cr_2O_3 . Considering both performance and cost-effectiveness, the 2.25-hour coating is the most optimal, balancing oxidation resistance, feasibility, and production cost.

Keywords: aluminum pack cementation, nickel-based alloy 617, NiAl phase, Al_2O_3 phase

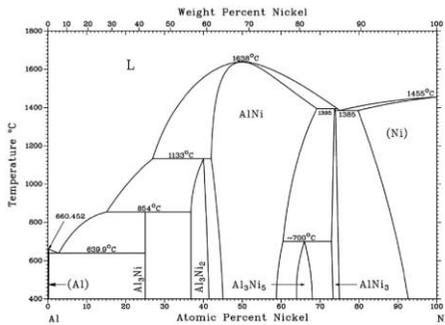
1. บทนำ

โลหะผสมนิกเกิล 617 (INCONEL 617) เป็นโลหะผสมที่มีความต้านทานการออกซิเดชันที่อุณหภูมิการใช้งานสูงถึง 1,200 องศาเซลเซียส โดยมีการใช้งานส่วนใหญ่ในช่วง 700-900 องศาเซลเซียส [1] เหมาะสมสำหรับการใช้งานในอุตสาหกรรมต่างๆ เช่น กระบวนการทางเคมี โรงไฟฟ้านิวเคลียร์ และอุตสาหกรรมการบิน เป็นต้น อย่างไรก็ตาม เมื่อสัมผัสกับสภาพแวดล้อมที่รุนแรงเป็นระยะเวลานาน จะเกิดออกซิเดชันและสูญเสียเนื้อวัสดุ ส่งผลให้เกิดข้อจำกัดของอายุการใช้งาน [2, 3] ในปัจจุบัน มีการศึกษาการปรับปรุงพื้นผิววัสดุด้วยวิธีการต่างๆ เช่น กระบวนการเคลือบผิวแพคซีเมนเตชัน (Pack Cementation) [4, 5]

การพัฒนาโลหะผสมนิกเกิล 617 สำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูง มีความสำคัญกับเสถียรภาพของโครงสร้างจุลภาค ตลอดจน ความต้านทานต่อความเค้นและความล้า [2, 6] การเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ได้รับการยืนยันว่าเป็นหนึ่งในวิธีการที่มีประสิทธิภาพในการเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน ด้วยการสร้างชั้นเคลือบสารประกอบกึ่งโลหะในระบบ Ni-Al แสดงแผนภูมิสมดุลของเฟส (Equilibrium Phase Diagram) [7] ในรูปที่ 1 ร่วมกับการเกิดชั้นออกไซด์ที่มีสมรรถนะในการป้องกันอุณหภูมิสูง นอกจากนี้ การพัฒนาโครงสร้างวัสดุที่ประกอบด้วยอนุภาคออกไซด์ที่มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอจะช่วยส่งเสริมสมบัติทางกลของวัสดุ [8]

แพคซีเมนเตชันเป็นเทคนิคการเคลือบผิววัสดุผ่านการแพร่ (Diffusion) ที่ใช้กันอย่างแพร่หลาย กระบวนการที่กล่าวถึงในงานวิจัยนี้ ใช้การเคลือบ

อะลูมิเนียมบนพื้นผิวโลหะ เพื่อเพิ่มความทนทานต่อการออกซิเดชัน โดยอะลูมิเนียมเมื่อสัมผัสกับสภาพแวดล้อมที่อุณหภูมิสูงจะทำปฏิกิริยากับออกซิเจนเพื่อสร้างชั้นอะลูมิเนียมออกไซด์ (Al_2O_3) ที่มีเสถียรภาพ ช่วยป้องกันการเสื่อมสภาพของวัสดุ [9] ในกระบวนการ มีการผสมผงอะลูมิเนียมกับแอมโมเนียมคลอไรด์ ($AlCl_3$) เพื่อสร้างไอระเหยอะลูมิเนียม ซึ่งจะแพร่เข้าสู่พื้นผิวโลหะ เพื่อสร้างเป็นชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ ทำหน้าที่เป็นเกราะป้องกันการแพร่ ส่งเสริมให้เกิดการปรับปรุงในเสถียรทางความร้อนและความต้านทานการสึกหรอของโลหะ [10] การปรับปรุงกระบวนการเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพของกระบวนการเคลือบ พบว่าปัจจัยต่างๆ เช่น องค์ประกอบของผงเคลือบ อุณหภูมิการแพร่ และระยะเวลาในการเคลือบ มีผลกระทบอย่างมีนัยสำคัญต่อสมบัติของชั้นเคลือบอะลูมิเนียมไนต์ที่ได้รับ [11] อีกทั้งมีงานวิจัยที่ศึกษาวิธีการติดตั้งขั้นตอนทดสอบและเทคนิคการแพร่ในกระบวนการแพคซีเมนเตชันในวัสดุชนิดเหล็กกล้าเฟอร์ริติก-มาร์เทนซิติก [12] และโลหะผสมนิกเกิลผลึกเดี่ยว [13] ผลการศึกษาพบว่าการแพร่ทางอ้อมผ่านวัสดุพูนมักส่งผลให้เกิดการเคลือบที่ไม่สม่ำเสมอหรือเกิดการปนเปื้อน ในขณะที่การแพร่โดยตรงให้การเคลือบที่สม่ำเสมอมากขึ้น อีกทั้ง การแพร่โดยตรงโดยการแขวนชั้นทดสอบในแนวตั้งเป็นวิธีที่มีประสิทธิภาพสูงสุด เนื่องจากช่วยให้พื้นผิววัสดุได้สัมผัสกับไอระเหยได้ดี ส่งผลให้เกิดชั้นเคลือบที่สม่ำเสมอ [13]



รูปที่ 1 แผนภูมิสมมูลของเฟสของนิกเกิล-อะลูมิเนียม (7)

การศึกษานี้มีเป้าหมายเพื่อพัฒนาเทคนิคการเคลือบอะลูมิเนียมไนต์สำหรับโลหะผสมนิกเกิล 617 โดยใช้กระบวนการแพ็คเกจซีเมนต์ด้วยวิธีการแพร่โดยตรง โดยการแขวนชิ้นทดสอบในแนวตั้ง และวิเคราะห์สมรรถนะของชั้นเคลือบที่ได้รับจากการเตรียมชิ้นงานในสภาวะต่างๆ

2. การดำเนินการทดลอง

2.1 การเตรียมชิ้นทดสอบ

โลหะผสมนิกเกิล 617 มีการตรวจสอบส่วนผสมทางเคมีด้วยการวิเคราะห์หึ่งองค์ประกอบทางเคมีด้วยเทคนิค Optical Emission Spectrometer (OES) ดังตารางที่ 1 ชิ้นงานทดสอบขนาด 18*18*4 ลูกบาศก์ มิลลิเมตร นำมาเจาะรูขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มิลลิเมตร ดังรูปที่ 2 เพื่อใช้แขวนชิ้นทดสอบระหว่างการเคลือบ และขัดผิวด้วยมือโดยใช้กระดาษทรายเบอร์ 600, 800 และ 1,200 ตามลำดับ และนำไปทำความสะอาดด้วยคลื่นเสียงอัลตราโซนิกระหว่างที่แช่ในสารละลาย อะซิโตนและเมทานอล ตามลำดับ

ตารางที่ 1 ส่วนผสมของโลหะผสมนิกเกิล 617

Alloy	Ni	Cr	F e	C	Co	Mo	Al	Ti
Wt. %	66.4	15.1	0.05	0.01	11.5	4.3	1.5	0.3

2.2 การเตรียมผงเคลือบ

ผงเคลือบน้ำหนักรวม 150 กรัม ประกอบด้วย อะลูมิเนียม (Al) ผงอะลูมินา (Al₂O₃) และผงแอมโมเนียมคลอไรด์ (NH₄Cl) นำมาผสมกันด้วยอัตราส่วน

22.5:120:7.5 กรัม โดยน้ำหนัก ส่วนผสมต่างๆ ของสารเคลือบถูกนำมาผสมให้เป็นเนื้อเดียวกันโดยการหมุนกวนด้วยเครื่อง ก่อนนำมาบรรจุในถ้วยอะลูมินา

2.3 การเตรียมการทดสอบสำหรับกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คเกจซีเมนต์

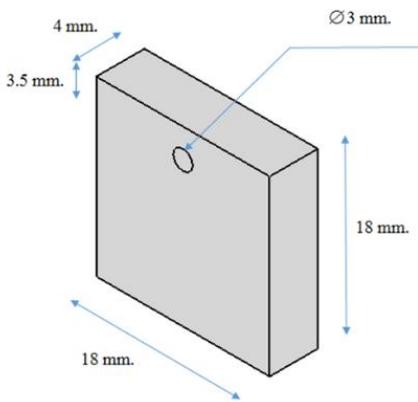
2.3.1 การเคลือบผิวด้วยการแพร่โดยตรง

ในการทดลอง ชิ้นทดสอบถูกแขวนไว้กับท่อเซรามิกส์ จากนั้นเทผงเคลือบในถ้วยอะลูมินาให้ท่วมชิ้นงานจนแน่น นำฝาปิดถ้วยอะลูมินาแล้วปิดผนึกรอยต่อของฝากับภาชนะด้วยอะลูมิเนียมซีเมนต์และนำเข้าเตาเพื่อทำการอบด้วยอุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1, 2.25, 4, และ 6.25 ชั่วโมง ตามลำดับ (ชิ้นงานทดสอบจำนวน 3 ชิ้น ต่อเวลาการอบ 1 เวียนไขการทดสอบ) ดังรูปที่ 3 จากนั้นอบเป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิ 1,150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที

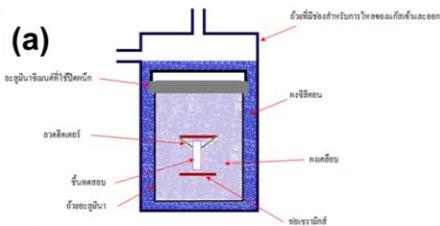
2.4 การตรวจสอบชิ้นทดสอบ

2.4.1 การตรวจสอบความหนาของชั้นเคลือบ

ชิ้นทดสอบซึ่งผ่านกระบวนการที่กำหนดจะถูกตัดขวางตามแนวตั้งบริเวณใกล้รูแขวนชิ้นทดสอบ (รูปที่ 2) จากนั้นจึงนำชิ้นทดสอบที่ได้มาอัดร้อนด้วยเบกาไลต์ (Bakelite) โดยเปิดบริเวณหน้าตัดที่ปรากฏภาพตัดขวางของชั้นเคลือบ และทำการขัดเตรียมชิ้นทดสอบตามกระบวนการทางโลหวิทยา ใช้สารละลายที่มีส่วนผสมของกรดออกซาลิก (Oxalic Acid) ความเข้มข้น 10% โดยน้ำหนัก ตามมาตรฐาน ASTM E407 ทั้งนี้ การตรวจสอบความหนาของชั้นเคลือบ ดำเนินการโดยนำชิ้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวมาถ่ายภาพโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แบบใช้แสง รุ่น Nikon ECLIPSE จำนวนชิ้นทดสอบละ 3 รูป (บริเวณตรงกลางและด้านข้างทั้งสองด้าน) วัดค่าความหนาของชั้นเคลือบในแต่ละรูป รูปละ 5 จุด ผ่านโปรแกรมสำเร็จรูปวิเคราะห์ภาพ Nikon's NIS-Elements และนำค่าที่ได้ทั้งหมด 15 ค่า มาหาค่าความหนาเฉลี่ย อีกทั้งชิ้นทดสอบที่ผ่านการเตรียมตามกระบวนการทางโลหวิทยาดังกล่าวยังถูกใช้ในการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคบริเวณชั้นเคลือบในหัวข้อ 2.4.3 ต่อไป



รูปที่ 2 ขนาดชิ้นทดสอบสำหรับทดลอง



รูปที่ 3 ขั้นตอนการเตรียมการทดสอบสำหรับกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คเกจขึ้นเตาด้วยการแพร่โดยตรง

จากรูปที่ 3 (a) แบบร่างภาพรวมชิ้นทดสอบ ภายหลังจากบรรจุและปิดผนึกในถ้วยอะลูมินา (b) ขวานชิ้นทดสอบกับท่อเซรามิกโดยใช้ลวดฮีตเตอร์เป็นตัวยึด (c) นำท่อเซรามิกใส่ในถ้วยอะลูมินา (d) นำผงเคลือบที่เตรียมไว้มาถล่มชิ้นทดสอบให้มิด อัดผงให้แน่น และปิดด้วยฝาของถ้วยอะลูมินา (e) ปิดผนึกรอยต่อระหว่างฝากับถ้วยอะลูมินาซีเมนต์ (f) วางถ้วยอะลูมินาลงในถ้วยเหล็กกล้าปลอดสนิมที่มีช่องสำหรับการไหลของแก๊สอาร์กอนเข้าและออกเพื่อควบคุมสภาวะและป้องกันการเกิดออกซิเดชัน โดยมีการเติมผง

ซิลิคอนเพื่อปกคลุมถ้วยอะลูมินา และ (g) ปิดฝาถ้วยเหล็กกล้าปลอดสนิมและนำไปติดตั้งในเตาอบ

2.4.2 การตรวจสอบการเกิดออกซิเดชัน

การตรวจสอบการเกิดออกซิเดชัน ที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส ณ ระยะเวลาการอบสะสม 8, 16, 24, 32, 40, 48, 56 และ 64 ชั่วโมง ตามลำดับ โดยใช้ชิ้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวและอบเป็นเนื้อเดียวกัน สภาวะละ 1 ชิ้นทดสอบ รวมทั้งสิ้น 4 ชิ้นทดสอบ มาอบทดสอบตามอุณหภูมิและระยะเวลาที่กำหนด เมื่อเสร็จสิ้นการอบแต่ละครั้ง นำชิ้นทดสอบออกจากเตาเพื่อชั่งน้ำหนักและตรวจสอบการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่อพื้นที่ผิวชิ้นทดสอบ และนำกลับเข้าเตาเพื่ออบทดสอบเพิ่มเติมตามระยะเวลาการอบสะสมที่กำหนด รอบละ 8 ชั่วโมง จนครบ 64 ชั่วโมง

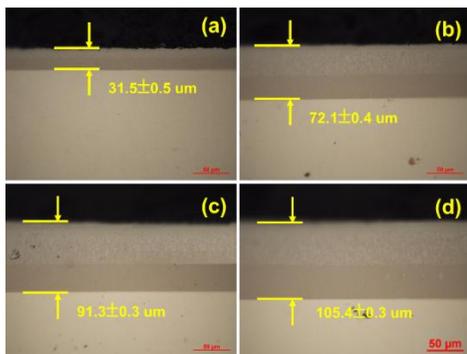
2.4.3 การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคบริเวณชั้นเคลือบ

การตรวจสอบสารประกอบที่เกิดขึ้นบนชั้นเคลือบ ด้วยเครื่องทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ (X-Ray Diffraction: XRD) และ โดยใช้ความยาวคลื่น 1.514 อังสตรอม ที่อุณหภูมิ 25 องศาเซลเซียส เริ่มตรวจสอบตั้งแต่ 20-90 องศา (2 Theta) เคลื่อนตำแหน่งในการตรวจสอบครั้งละ 0.02 องศา และเวลาที่ใช้แต่ละตำแหน่ง เท่ากับ 0.5 วินาที เนื่องจากข้อจำกัดของความละเอียดของของผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ทำให้ไม่สามารถทำการวิเคราะห์ปริมาณเฟสเชิงปริมาณโดยใช้การปรับแต่งของ Rietveld (Rietveld Refinement) ได้ ดังนั้น อัตราส่วนของเฟสที่เกิดขึ้นจึงถูกประมาณโดยพิจารณาจาก ความเข้มของสัญญาณที่สูงสุดของแต่ละเฟสที่เกี่ยวข้อง ทั้งนี้ วิธีการนี้ตั้งอยู่บนสมมติฐานว่า ความเข้มของสัญญาณที่สูงสุดมีความสัมพันธ์โดยตรงกับปริมาณเฟส [14] ภายได้เงื่อนไขคือ ผลกระทบจากการดูดกลืนรังสี การวางตัวของผลึกในทางใดทิศทางหนึ่ง และความผิดพลาดของเครื่องทดสอบมีอยู่ในระดับที่น้อยที่สุด และใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบกราด (Scanning Electron Microscope: SEM) ตรวจสอบร่วมกับการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงาน (Energy Dispersive Spectrometer: EDS) ณ บริเวณต่างๆ ของชั้นเคลือบ

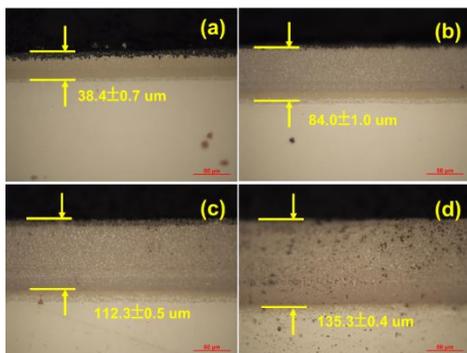
3. ผลการทดลองและวิเคราะห์ผลการทดลอง

3.1 ผลการตรวจสอบความหนาของชั้นเคลือบ

ผลการตรวจสอบความหนาของชั้นเคลือบของการเคลือบผิวชั้นทดสอบด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพคซีเมนเตชัน ด้วยเทคนิคการแปรโดยตรงภายหลังการอบเป็นเนื้อเดียวกัน ดังรูปที่ 4 และ 5 ตามลำดับ และผลตรวจสอบความหนาของชั้นเคลือบสามารถสรุปได้ดังตารางที่ 2 และความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นเคลือบและระยะเวลาการอบ ดังรูปที่ 6



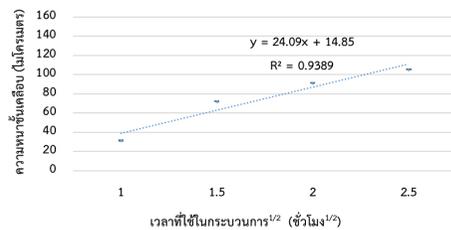
รูปที่ 4 โครงสร้างจุลภาคบริเวณชั้นเคลือบที่ผ่านการเคลือบอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 2.25 ชั่วโมง (c) 4 ชั่วโมง และ (d) 6.25 ชั่วโมง



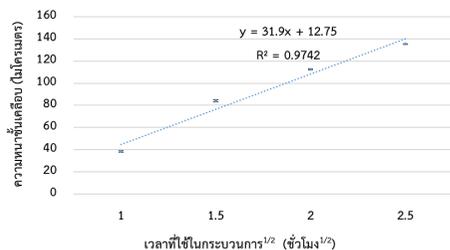
รูปที่ 5 โครงสร้างจุลภาคบริเวณชั้นเคลือบที่ผ่านการผ่านการอบเป็นเนื้อเดียวกัน ที่อุณหภูมิ 1,150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที ของชั้นทดสอบที่เคลือบอะลูมิเนียมที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา (a) 1 ชั่วโมง (b) 2.25 ชั่วโมง (c) 4 ชั่วโมง และ (d) 6.25 ชั่วโมง

ตารางที่ 2 ความหนาของชั้นเคลือบในกระบวนการอะลูมิเนียมแพคซีเมนเตชัน และภายหลังการอบเป็นเนื้อเดียวกัน ณ ช่วงความเชื่อมั่น 95%

เวลาในการเคลือบ (ชั่วโมง)	ความหนาชั้นเคลือบเฉลี่ย (ไมโครเมตร)	
	กระบวนการอะลูมิเนียมแพคซีเมนเตชัน	การอบเป็นเนื้อเดียวกัน
1	31.5 ± 0.5	38.4 ± 0.7
2.25	72.1 ± 0.4	84 ± 1.0
4	91.3 ± 0.3	112.3 ± 0.5
6.25	105.4 ± 0.3	135.3 ± 0.4



รูปที่ 6 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นเคลือบในกระบวนการอะลูมิเนียมแพคซีเมนเตชัน



รูปที่ 7 ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นเคลือบภายหลังการอบเป็นเนื้อเดียวกัน

การวิเคราะห์ความแปรปรวน (Analysis of Variance: ANOVA) ของชั้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมแพคซีเมนเตชันที่ระดับความเชื่อมั่น 95% (ตารางที่ 3) ใช้ตรวจสอบสมมติฐานเกี่ยวกับค่าเฉลี่ยของประชากร โดยมีสมมติฐาน คือ

H_0 : เวลาที่เปลี่ยนไป ไม่มีผลต่อค่าความหนาของชั้นเคลือบ ในการเคลือบผิวชิ้นงาน

H₁: เวลาที่เปลี่ยนไป มีผลต่อค่าความหนาของชั้นเคลือบ ในการเคลือบผิวชิ้นงาน

ผลการวิเคราะห์พบว่า เวลาที่เปลี่ยนไปส่งผลต่อค่าความหนาของชั้นเคลือบอย่างมีนัยสำคัญอย่างน้อยหนึ่งคู่สภาวะ เนื่องจากค่า F ที่คำนวณได้มีค่ามากกว่าค่า F_{Critical} และค่า P-value มีค่ามากกว่า 0.05 จึงปฏิเสธสมมติฐานหลัก (H₀) และยอมรับสมมติฐานอื่นๆ (H₁) (F = 27357.76 > F_{Critical} = 2.77 และ P-value: 1.33E⁻⁸⁸ < 0.05) กล่าวคือ เมื่อระยะเวลาในการเคลือบเพิ่มขึ้น อะลูมิเนียมสามารถแพร่เข้าสู่ผิวชิ้นทดสอบได้มากขึ้น ส่งผลให้ชั้นเคลือบมีความหนาเพิ่มขึ้น

ภายหลังจากที่นำชิ้นทดสอบไปอบเป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิ 1,150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที พบว่าความหนาของชิ้นทดสอบเพิ่มขึ้นหลังจากที่อบเป็นเนื้อเดียวกัน เนื่องจากการแพร่ของนิกเกิลในชิ้นทดสอบสู่ชั้นเคลือบ [15, 16]

ตารางที่ 3 การวิเคราะห์ความแปรปรวนของเวลาที่ใช้ในกระบวนการเคลือบผิวแพ็คซีเมนต์ชั้น กับค่าความหนาของชั้นเคลือบ

แหล่งความแปร	SS	df	MS	F	P-Value	F _{Critic}
เวลาการอบของการแพร่โดยตรึง	46318	3	15439.33	27357.76	1.33E ⁻⁸⁸	2.77
ความผิดพลาด	31.60	56	0.56			
ทั้งหมด	46349.60	59				

ความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นเคลือบกับรากที่สองของเวลาในการกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้น ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1, 2.25, 4 และ 6.25 ชั่วโมง พบว่าความหนาของชั้นเคลือบ (E) แปรผันตามรากที่สองของเวลาในการกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้น (t^{1/2}) ซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาของ Wagner [17] และแสดงให้เห็นว่าลักษณะการเกิดของชั้นเคลือบถูกควบคุมโดยการ

แพร่ (Diffusion Control) ของส่วนผสมต่างๆ โดยที่เวลาในการเคลือบจะมีความสัมพันธ์โดยตรงกับการแพร่ของอะลูมิเนียมเข้าสู่ผิวชิ้นทดสอบ ถ้าเวลาที่ใช้เคลือบผิวหน้าอะลูมิเนียมก็จะแพร่เข้าสู่ผิวชิ้นทดสอบได้มาก ทำให้ชั้นเคลือบมีความหนาเพิ่มขึ้น ดังสมการที่ 1

$$E = K(t)^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

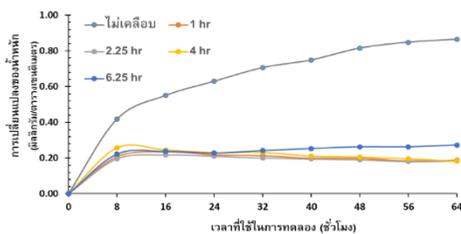
โดยค่า K คือ ค่าคงที่อัตราการโตของชั้นเคลือบ เมื่อนำความสัมพันธ์ระหว่างความหนาของชั้นเคลือบกับรากที่สองของเวลาในการกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้นก่อนและหลังการอบเป็นเนื้อเดียวกัน (รูปที่ 6 และรูปที่ 7) มาวิเคราะห์การถดถอย (Regression Analysis) จะได้ค่าคงที่อัตราการโตของชั้นเคลือบของชิ้นทดสอบที่ผ่านกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้น ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ที่เวลา 1, 2.25, 4 และ 6.25 ชั่วโมง คือ 24.09 และได้ค่าคงที่อัตราการโตของชั้นเคลือบของชิ้นทดสอบที่ผ่านการอบเป็นเนื้อเดียวกัน ที่อุณหภูมิ 1,150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที คือ 31.9

3.2 ผลการตรวจสอบการเกิดออกซิเดชัน

ผลการทดลองพบว่า เมื่อชิ้นทดสอบผ่านการเผาที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส รอบละ 8 ชั่วโมง ทั้งหมด 8 รอบ ดังรูปที่ 8 โดยในช่วงแรกมีการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักในทิศทางที่เพิ่มขึ้นมาก หลังจากนั้นก็มีลักษณะคงที่ค่อนข้างคงที่ภายหลังการอบที่เวลา 8 ชั่วโมง ชิ้นทดสอบที่ไม่ผ่านการเคลือบ มีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักเพิ่มขึ้นทุกรอบการทดสอบ และมีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักสูงสุด ซึ่งยืนยันว่าการเคลือบอะลูมิเนียมช่วยเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชันได้อย่างมีนัยสำคัญ พิจารณาจากสภาวะการเคลือบอะลูมิเนียมที่มีค่าเฉลี่ยการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักต่ำที่สุดและมีค่าพิสัยการเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักแคบที่สุด โดยใช้ผลการทดลองในตารางที่ 4 ประกอบการเปรียบเทียบพบว่าชิ้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวเป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง เป็นชิ้นทดสอบที่ดีที่สุดตามเกณฑ์การพิจารณา ซึ่งแสดงให้เห็นถึงประสิทธิภาพในการป้องกันการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิสูงได้ดีที่สุดในทางตรงกันข้าม

ขึ้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวเป็นเวลา 6.25 ชั่วโมง เป็นขึ้นทดสอบที่ด้อยที่สุด โดยมีการเพิ่มขึ้นของน้ำหนักสูงกว่าขึ้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมงเล็กน้อย ตามเกณฑ์ที่ตั้งไว้

แนวโน้มของผลการทดลองแสดงให้เห็นว่า การเพิ่มระยะเวลาเคลือบจนถึง 2.25 ชั่วโมงช่วยเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน แต่เมื่อเคลือบเป็นระยะเวลาสั้นเกินไป (6.25 ชั่วโมง) กลับส่งผลให้ความต้านทานลดลง ซึ่งบ่งชี้ว่ามีช่วงเวลาที่เหมาะสมที่สุดสำหรับเสถียรภาพของเฟสและการป้องกันออกซิเดชัน โดยขึ้นทดสอบทั้งสองสภาวะจะถูกนำไปตรวจสอบองค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคของชั้นเคลือบเพื่อศึกษาการเปลี่ยนแปลงของชั้นเคลือบระหว่างกระบวนการต่อไป



รูปที่ 8 การเปลี่ยนแปลงน้ำหนักของขึ้นทดสอบตามจำนวนรอบในการทดสอบออกซิเดชัน

ตารางที่ 4 ผลการวิเคราะห์การเปลี่ยนแปลงของน้ำหนักขึ้นทดสอบในรอบการทดสอบการเกิดออกซิเดชันระหว่าง 8-64 ชั่วโมง ที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส (หน่วย: มิลลิกรัมต่อตารางเซนติเมตร)

สภาวะการเคลือบอะลูมิเนียม	ฟิล์ม	ค่าเฉลี่ยที่ระดับความเชื่อมั่น 95%
ไม่เคลือบ	0.45	0.7±0.1
1 ชั่วโมง	0.05	0.21±0.01
2.25 ชั่วโมง	0.04	0.20±0.01
4 ชั่วโมง	0.08	0.22±0.02
6.25 ชั่วโมง	0.05	0.25±0.01

3.3 ผลการตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคบริเวณชั้นเคลือบ

การประมาณอัตราส่วนของเฟสเชิงกึ่งปริมาณ (Semi-Quantitative Estimation) คำนวณจากความเข้ม

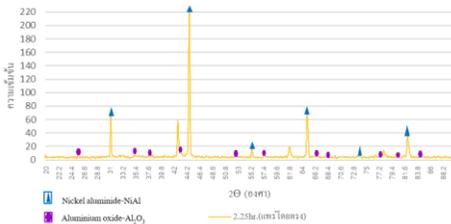
ของสัญญาณที่สูงสุดของแต่ละเฟสที่เกี่ยวข้องของผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์ในรูปที่ 9-รูปที่ 12 และตารางที่ 5

เมื่อพิจารณาผลการตรวจสอบขึ้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้น ที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส ก่อนการอบเป็นเนื้อเดียวกัน พบว่าเฟส NiAl เป็นเฟสหลัก ในชั้นเคลือบทั้งที่ 2.25 ชั่วโมง (รูปที่ 9) และ 6.25 (รูปที่ 11) ชั่วโมง โดยชั้นเคลือบ 6.25 ชั่วโมงมีปริมาณเฟส NiAl สูงกว่า (88.24%) เมื่อเทียบกับชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมง (77.74%) การตรวจพบเฟส NiO (21.20% ในชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมง และ 7.56% ในชั้นเคลือบ 6.25 ชั่วโมง) บ่งชี้ว่าการเกิดออกซิเดชันบางส่วนในระหว่างกระบวนการเคลือบ และตรวจพบปริมาณเฟส Al_2O_3 และ Cr_2O_3 ต่ำ ในช่วงเริ่มต้น แสดงให้เห็นว่ามีการเกิดออกไซด์ล่องหนเล็กน้อยก่อนที่ขึ้นทดสอบจะสัมผัสกับอุณหภูมิสูง

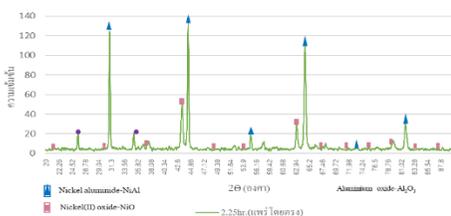
ภายหลังการทดสอบออกซิเดชันเป็นเวลา 64 ชั่วโมง พบว่าปริมาณเฟส NiAl ลดลงอย่างมีนัยสำคัญ ในรูปที่ 10 และรูปที่ 12 (จาก 77.74% เหลือ 65.22% ในชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมง และ 88.24% เหลือ 73.77% ในชั้นเคลือบ 6.25 ชั่วโมง) แสดงให้เห็นว่าปฏิกิริยาออกซิเดชันส่งผลให้เกิดการเปลี่ยนแปลงของเฟส โดยการเพิ่มขึ้นของเฟส NiO บ่งชี้ว่าเฟส NiAl ทำปฏิกิริยากับออกซิเจน และเกิดเป็นออกไซด์ของนิกเกิล นอกจากนี้ ปริมาณเฟส Al_2O_3 เพิ่มขึ้นอย่างชัดเจน ในทั้งสองชั้นเคลือบ โดยเฉพาะในชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมง (จาก 0.71% เป็น 9.66%) ซึ่งแสดงให้เห็นว่าชั้นป้องกันอะลูมินาเกิดขึ้นอย่างมีประสิทธิภาพมากขึ้นในเงื่อนไขนี้ อีกทั้งการเกิดเฟส Cr_2O_3 ยังคงอยู่ในระดับต่ำ (<2%) บ่งชี้ว่าการแพร่ของอะลูมิเนียมมีอิทธิพลมากกว่าการเกิดออกซิเดชันของโครเมียม

ผลการตรวจสอบสามารถสรุปได้ว่าขึ้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวเป็นเวลา 2.25 ชั่วโมงมีการเพิ่มขึ้นของเฟส Al_2O_3 หลังการออกซิเดชันที่สูงกว่า ซึ่งเป็นปัจจัยสำคัญสำหรับความทนทานต่อการเกิดออกซิเดชันในระยะยาว แม้ว่าจะมีปริมาณเฟส NiAl เริ่มต้นต่ำกว่าชั้นเคลือบ 6.25 ชั่วโมงก็ตาม โดยหากพิจารณา แผนภูมิ Ellingham [18] (รูปที่ 13) พบว่าเฟส Al_2O_3 ซึ่งเป็นผล

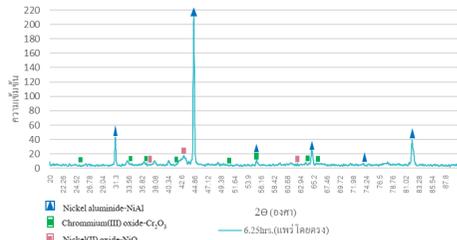
จากการรวมตัวของอะลูมิเนียมกับออกซิเจน มีพลังงานที่ต่ำกว่าเฟส Cr_2O_3 แสดงให้เห็นถึงความสามารถในการจับออกซิเจนและป้องกันการเกิดออกซิเดชันบนชั้นทสอของเฟส Al_2O_3 ที่เหนือกว่าเฟส Cr_2O_3 ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Dong และคณะ [19] ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันของโลหะผสมนิกเกิล 718 แนะนำว่าชั้นเคลือบ Cr_2O_3 สามารถระเหยได้ที่อุณหภูมิสูงและอาจส่งผลให้ชั้นป้องกันเสียหาย ทำให้ผิววัสดุเกิดออกซิเดชัน อีกทั้งผลการวิจัยของ Li และคณะ [20] ยังเสนอแนะว่าการมีชั้น Al_2O_3 สามารถป้องกันการแพร่ผ่านของธาตุผสมและยับยั้งปฏิกิริยาที่สามารถเกิดขึ้นได้ระหว่างชั้นเคลือบและเนื้อวัสดุได้อย่างมีประสิทธิภาพ ดังนั้น ผลการทดลองนี้จึงสามารถสันนิษฐานได้ว่าชั้นทสอที่ปรากฏเฟส Al_2O_3 จะมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันได้ดีกว่าชั้นทสอที่ปรากฏเฟส Cr_2O_3 บนชั้นเคลือบ



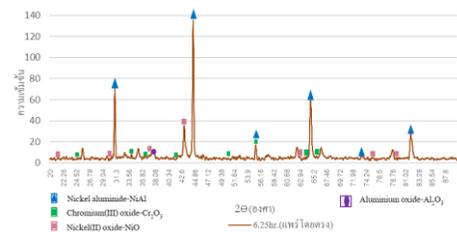
รูปที่ 9 ผลการตรวจสอบชั้นเคลือบของชั้นทสอที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนเตชันในที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง



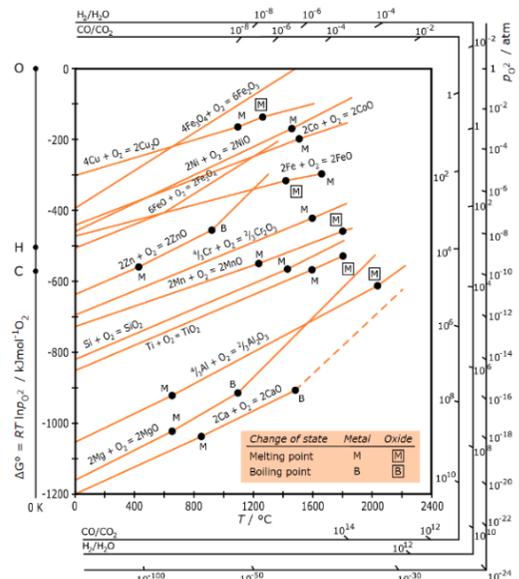
รูปที่ 10 ผลการตรวจสอบชั้นเคลือบของชั้นทสอที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนเตชันที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง อบเป็นเนื้อเดียวกันที่ 1,150 องศาเซลเซียส และการอบทดสอบการเกิดออกซิเดชันที่ 950 องศาเซลเซียส



รูปที่ 11 ผลการตรวจสอบชั้นเคลือบของชั้นทสอที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนเตชันที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6.25 ชั่วโมง



รูปที่ 12 ผลการตรวจสอบชั้นเคลือบของชั้นทสอที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนเตชันที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6.25 ชั่วโมง อบเป็นเนื้อเดียวกันที่ 1,150 องศาเซลเซียส และการอบทดสอบการเกิดออกซิเดชันที่ 950 องศาเซลเซียส



รูปที่ 13 Ellingham diagram (18)

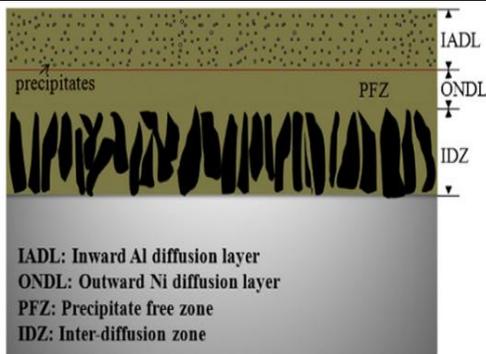
ตารางที่ 5 ผลการประมาณอัตราส่วนของเฟสเชิงปริมาณ (Semi-Quantitative Estimation) จากผลการทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอกซ์

สภาวะการทดลอง	อัตราส่วนของเฟส (%)			
	NiAl	NiO	Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃
เคลือบผิวอะลูมิเนียมเป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง	77.74	21.20	0.71	0.35
เคลือบผิวอะลูมิเนียมเป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง อบอุ่นเนื้อเดียวกัน และทดสอบออกซิเดชันเป็นเวลา 64 ชั่วโมง	65.22	24.15	9.66	0.97
เคลือบผิวอะลูมิเนียมเป็นเวลา 6.25 ชั่วโมง	88.24	7.56	2.52	1.68
เคลือบผิวอะลูมิเนียมเป็นเวลา 6.25 ชั่วโมง อบอุ่นเนื้อเดียวกัน และทดสอบออกซิเดชันเป็นเวลา 64 ชั่วโมง	73.77	19.13	5.46	1.64

การเกิดขึ้นของชั้นเคลือบอะลูมิเนียมสอดคล้องกับการอธิบายด้วยภาพจำลองในรูปที่ 14 ซึ่งเรียบเรียงโดย Jo และคณะ [16] ตามแนวคิดของ Das และคณะ [15] โดยชั้นนิกเกิลอะลูมิเนียมไนต์สามารถแบ่งย่อยออกเป็นชั้นการแพร่ของอะลูมิเนียมเข้าสู่ภายในชั้นงาน (Inward Al diffusion layer: IADL) และชั้นการแพร่ของนิกเกิลออกสู่ผิวชั้นงาน (Outward Ni diffusion layer: ONDL) โดยชั้นการแพร่ของอะลูมิเนียมเข้าสู่ภายในชั้นงานเกิดขึ้นบริเวณเหนือชั้นนิกเกิลอะลูมิเนียมไนต์ และมีเฟส 2 เฟส ที่สามารถเกิดขึ้นได้ ประกอบด้วย เฟส Ni₂Al₃ (ไม่ตรวจพบในงานวิจัยฉบับนี้) และเฟส NiAl (ตรวจพบในงานวิจัยฉบับนี้) อีกทั้งอนุภาคขนาดเล็กสามารถตกผลึกจากผลของการมีปริมาณอะลูมิเนียมภายในชั้นปริมาณมากเกินขีดจำกัดการละลายที่จำกัดของเฟส Ni₂Al₃ (ไม่ตรวจพบในงานวิจัยฉบับนี้) และเฟส NiAl (ตรวจพบในงานวิจัยฉบับนี้) ทั้งนี้ เฟส NiAl มีแนวโน้มที่จะตรวจพบมากกว่าเฟส Ni₂Al₃ เนื่องจากมีเสถียรภาพทางความร้อนที่สูงกว่าทั้งในเชิงเทอร์โมไดนามิกส์และจลนพลศาสตร์ โดยเฟส NiAl จะมีความเสถียรจนถึงจุดหลอมเหลว(1,638 องศาเซลเซียส) ในขณะที่เฟส Ni₂Al₃ มีความเสถียรน้อยกว่าที่อุณหภูมิสูง โดยเฉพาะช่วงอุณหภูมิเหนือจุดหลอมเหลว (1,133 องศาเซลเซียส) ซึ่งต่ำกว่าของเฟส NiAl [21, 22] แผนภูมิสมมูลของเฟส Ni-Al (7) (รูปที่ 1) ยังแสดงให้เห็นว่าเฟส NiAl ยังคง

เสถียรในช่วงองค์ประกอบและอุณหภูมิที่กว้างกว่า โดยเฉพาะในบริเวณอุณหภูมิสูง ทำให้เฟส NiAl มีโอกาสเกิดขึ้นได้มากกว่าภายใต้เงื่อนไข [21, 23] การคำนวณทางอุณหพลศาสตร์ซึ่งว่าพลังงานอิสระของกิบส์ (Gibbs Free Energy) ในการเกิดขึ้นของเฟส NiAl มีค่าต่ำกว่าของเฟส Ni₂Al₃ ทำให้เฟส NiAl สามารถเกิดขึ้นได้ง่ายกว่า [21, 24]

โครงสร้างจุลภาคบริเวณพื้นที่หน้าตัดชั้นทดสอบหลังผ่านการทดสอบความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส เป็นระยะเวลา 80 ชั่วโมง พบว่าสอดคล้องกับแบบจำลองของ Jo และคณะ [16] ดังภาพถ่ายอิเล็กตรอนของชั้นทดสอบที่มีสมบัติการต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดีที่สุด ซึ่งแสดงองค์ประกอบของชั้นต่างๆ (รูปที่ 15) อีกทั้งผลการตรวจสอบปริมาณธาตุผสมด้วยเทคนิคการวิเคราะห์ธาตุเชิงพลังงานในบริเวณต่างๆ กล่าวคือ บริเวณชั้น IADL ปรากฏเฟสที่ประกอบด้วยการตกผลึกของอนุภาคที่มีส่วนผสมของโครเมียมและโมลิบดีนัมเข้มข้น ชั้น ONDL ปรากฏเฟสที่มีส่วนผสมของนิกเกิลและอะลูมิเนียมเข้มข้น และชั้นการแพร่ระหว่างชั้นปรากฏการตกตะกอบของอนุภาคที่มีส่วนผสมของโครเมียมและโมลิบดีนัมเข้มข้น โดยผลการวิเคราะห์ธาตุสามารถสรุปได้ดังตารางที่ 6 ทั้งนี้ ลักษณะโครงสร้างจุลภาคบริเวณชั้นเคลือบของชั้นทดสอบที่มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดีที่สุด (รูปที่ 15) และชั้นเคลือบของชั้นทดสอบที่มีความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ด้อยที่สุด (รูปที่ 16) มีองค์ประกอบคล้ายคลึงกัน ผลการทดสอบดังกล่าวสามารถอนุมานได้ว่าทุกชั้นทดสอบเกิดปรากฏการณ์การแพร่ของผสมในลักษณะที่คล้ายคลึงกัน หากแต่มีความหนาของแต่ละชั้นหรือปริมาณส่วนผสมของธาตุแตกต่างกัน (ตารางที่ 6 และตารางที่ 7) จึงส่งผลให้แต่ละชั้นทดสอบมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่แตกต่างกัน



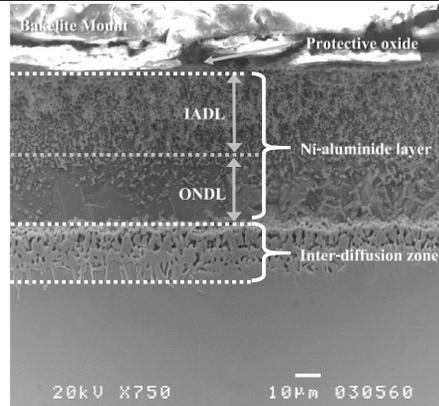
รูปที่ 14 ภาพจำลององค์ประกอบของโครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมนิกเกิล 617 ที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยอะลูมิเนียมและการใช้งานที่อุณหภูมิสูง (16)

ตารางที่ 6 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุผสมของชั้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้นที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง อบเป็นเนื้อเดียวกันที่ 1,150 องศาเซลเซียส และการอบทดสอบการเกิดออกซิเดชันที่ 950 องศาเซลเซียส

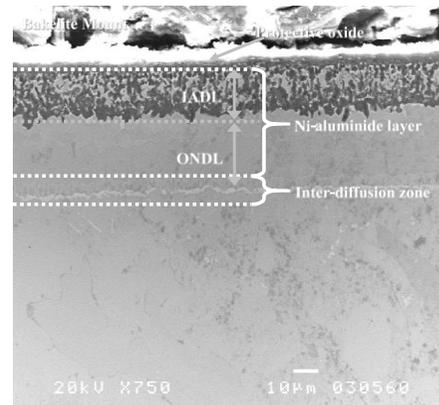
บริเวณ	ปริมาณธาตุผสม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)					
	Al	Cr	Fe	Co	Ni	Mo
IADL	4.39	76.55	0.70	4.38	8.46	5.52
ONDL	36.26	6.19	0.61	8.29	47.65	0.99
Inter-diffusion	0.58	59.57	0.67	5.28	5.70	28.20
ได้ชั้นเคลือบ	2.33	22.69	1.14	12.65	50.94	10.26

ตารางที่ 7 ผลการตรวจสอบปริมาณธาตุผสมของชั้นทดสอบที่ผ่านการเคลือบผิวด้วยกระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้นที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 6.25 ชั่วโมง อบเป็นเนื้อเดียวกันที่ 1,150 องศาเซลเซียส และการอบทดสอบการเกิดออกซิเดชันที่ 950 องศาเซลเซียส

บริเวณ	ปริมาณธาตุผสม (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก)					
	Al	Cr	Fe	Co	Ni	Mo
IADL	74.07	11.23	0.55	3.49	6.87	3.79
ONDL	24.00	4.45	0.75	8.14	61.94	0.72
Inter-diffusion	1.69	14.50	0.39	9.89	16.64	54.37
ได้ชั้นเคลือบ	2.84	21.57	1.27	13.46	51.86	8.99



รูปที่ 15 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนโครงสร้างจุลภาคบริเวณผิวเคลือบชั้นทดสอบ 2.25 ชั่วโมง ที่ผ่านการทดสอบความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน



รูปที่ 16 ภาพถ่ายอิเล็กตรอนโครงสร้างจุลภาคบริเวณผิวเคลือบชั้นทดสอบ 6.25 ที่ผ่านการทดสอบความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน

การเชื่อมโยงผลการวิเคราะห์การทดสอบการเลี้ยวเบนของรังสีเอ็กซ์และผลการทดสอบความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันพบว่าชั้นทดสอบที่ใช้เวลาการเคลือบ 6.25 ชั่วโมง ซึ่งมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันดีที่สุดในส่วนประกอบของเฟส Cr_2O_3 ในขณะที่ชั้นทดสอบที่ใช้เวลาการเคลือบ 2.25 ชั่วโมง ซึ่งมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันสูงที่สุด มีส่วนประกอบของเฟส Al_2O_3 โดยหากพิจารณา แผนภูมิ Ellingham [18] (รูปที่ 13) พบเฟส Al_2O_3 ซึ่งเป็นผลจากการรวมตัวของอะลูมิเนียมกับออกซิเจน มีพลังงานที่ต่ำกว่าเฟส Cr_2O_3

แสดงให้เห็นถึงความสามารถในการจับออกซิเจนและป้องกันการเกิดออกซิเดชันบนชั้นทดสอบของเฟส Al_2O_3 ที่เหนือกว่าเฟส Cr_2O_3 ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิจัยของ Dong และคณะ [19] ในการศึกษาโครงสร้างจุลภาคและพฤติกรรมการเกิดออกซิเดชันของโลหะผสมนิกเกิล 718 แนะนำว่าชั้นเคลือบ Cr_2O_3 สามารถระเหยได้ที่อุณหภูมิสูงและอาจส่งผลให้ชั้นป้องกันเสียหาย ทำให้ผิววัสดุเกิดออกซิเดชัน อีกทั้งผลการวิจัยของ Li และคณะ [20] ยังเสนอแนะว่าการมีชั้น Al_2O_3 สามารถป้องกันการแพร่ผ่านของธาตุผสมและยับยั้งปฏิกิริยาที่สามารถเกิดขึ้นได้ระหว่างชั้นเคลือบและเนื้อวัสดุได้อย่างมีประสิทธิภาพ ดังนั้น ผลการทดลองนี้จึงสามารถสันนิษฐานได้ว่าชั้นทดสอบที่ปรากฏเฟส Al_2O_3 จะมีความสามารถในการต้านทานการเกิดออกซิเดชันได้ดีกว่าชั้นทดสอบที่ปรากฏเฟส Cr_2O_3 บนชั้นเคลือบ

4. สรุปผลการทดลอง

การปรับปรุงพื้นผิวของโลหะผสมนิกเกิล 617 สามารถดำเนินการได้สำเร็จโดยใช้กระบวนการอะลูมิเนียมแพ็คซีเมนต์ชั้นที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 1, 2.25, 4 และ 6.25 ชั่วโมง ตามด้วยการอบเป็นเนื้อเดียวกันที่อุณหภูมิ 1,150 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 30 นาที ผลการทดลองพบว่าระยะเวลาในการเคลือบส่งผลต่อความหนาของชั้นเคลือบ โดยการเคลือบเป็นเวลา 6.25 ชั่วโมงให้ความหนาของชั้นเคลือบมากที่สุด

ผลการทดสอบออกซิเดชันที่อุณหภูมิ 950 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 64 ชั่วโมง พบว่าชั้นทดสอบที่เคลือบเป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง ให้ความต้านทานการเกิดออกซิเดชันที่ดีที่สุด โดยมีการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักต่ำที่สุดในขณะที่ชั้นทดสอบที่เคลือบเป็นเวลา 6.25 ชั่วโมง มีแนวโน้มการเปลี่ยนแปลงน้ำหนักมากกว่า แสดงให้เห็นว่าความหนาของชั้นเคลือบที่มากเกินไปอาจส่งผลให้เกิดความเค้นภายใน [25, 26] และปริมาณเฟส NiO ที่มากขึ้น ลดประสิทธิภาพของชั้นเคลือบในการป้องกันออกซิเดชัน

การวิเคราะห์โครงสร้างจุลภาคพบว่า ชั้นเคลือบ 2.25 ชั่วโมงมีเฟส $NiAl$ เป็นองค์ประกอบหลัก และมีเฟส

Al_2O_3 ซึ่งช่วยเพิ่มความทนทานต่อการเกิดออกซิเดชันได้ดีกว่าเฟส Cr_2O_3 เนื่องจาก Al_2O_3 มีความสามารถในการกักเก็บออกซิเจนที่สูงกว่า ช่วยป้องกันการเกิดปฏิกิริยาออกซิเดชันที่พื้นผิวโลหะได้อย่างมีประสิทธิภาพ

เมื่อพิจารณาสมรรถนะด้านความต้านทานการเกิดออกซิเดชันของชั้นเคลือบและความคุ้มค่าทางเศรษฐศาสตร์ ระยะเวลาเคลือบ 2.25 ชั่วโมงเป็นเงื่อนไขที่เหมาะสมที่สุด สำหรับการปรับปรุงสมบัติพื้นผิวของโลหะผสมนิกเกิล 617 ทั้งในแง่ของประสิทธิภาพการป้องกันออกซิเดชัน ความเป็นไปได้ทางเทคนิค และต้นทุนการผลิตที่เหมาะสม

การประเมินความคุ้มค่าของกระบวนการอบเคลือบผิวในเชิงพลังงาน โดยใช้เตาอบที่ใช้กำลังไฟ 2,000 วัตต์ ให้ความร้อนแก่ชั้นทดสอบที่อุณหภูมิ 800 องศาเซลเซียส เป็นเวลา 2.25 ชั่วโมง และ 6.25 ชั่วโมง พบว่า การใช้พลังงานรวมอยู่ที่ 4.5 กิโลวัตต์ชั่วโมง สำหรับการอบเคลือบ 2.25 ชั่วโมง และ 12.5 กิโลวัตต์ชั่วโมง สำหรับการอบเคลือบ 6.25 ชั่วโมง ตามลำดับ ซึ่งแสดงให้เห็นว่าการอบชุบเป็นเวลานานกว่านั้น มีค่าใช้จ่ายด้านพลังงานสูงกว่า 2.78 เท่า

งานวิจัยในอนาคตควรศึกษาการปรับแต่งตัวแปรการเคลือบเพื่อเพิ่มความต้านทานการเกิดออกซิเดชัน ร่วมกับการลดต้นทุนการใช้พลังงานเพื่อให้เกิดการใช้ทรัพยากรการผลิตที่คุ้มค่า

กิตติกรรมประกาศ

ขอขอบคุณขอบคุณภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยมหิดล และห้องปฏิบัติการงานเชื่อม ภาควิชาวิศวกรรมอุตสาหกรรม คณะวิศวกรรมศาสตร์ มหาวิทยาลัยเทคโนโลยีพระจอมเกล้าธนบุรี ที่สนับสนุนการทำงานวิจัยฉบับนี้

เอกสารอ้างอิง

- [1] Brill U, inventor High temperature oxidation resistant ductile nickel alloy. Germany 2001.
- [2] Dewa RT, Kim SJ, Kim WG, Kim ES. Low cycle fatigue behaviors of alloy 617 (INCONEL 617) weldments for high temperature applications. *Metals*. 2016;6(5).
- [3] Ibupoto FA, Lim J, Kim S, Kim BJ, Baik S, Kim MK. Inconel 617 alloy creep life augmentation by graphene transfer coating. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2019;33(12):5809-15.
- [4] Bai CY, Luo YJ, Koo CH. Improvement of high temperature oxidation and corrosion resistance of superalloy IN-738LC by pack cementation. *Surface and Coatings Technology*. 2004;183(1):74-88.
- [5] Afshar A, Sabour A, Saremi M, Ghasemi D. Improving high temperature oxidation and hot corrosion resistance of Ni-base super alloy IN738LC with Cr-Si-RE modified aluminide coatings produced by single step pack cementation process. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2012;48(1): 120-7.
- [6] Cabet C, Carroll L, Wright R. Low cycle fatigue and creep-fatigue behavior of alloy 617 at high temperature. *Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of the ASME*. 2013;135(6).
- [7] Biswas A, Roy SK, Gurumurthy KR, Prabhu N, Banerjee S. A study of self-propagating high-temperature synthesis of NiAl in thermal explosion mode. *Acta Materialia*. 2002;50(4):757-73.
- [8] Sivakumar M, Sinha SK, Dasgupta A, Shaikh SM. Structure and Texture of Oxide Dispersion Strengthened Alloy 617 for Very High Temperature Applications. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2021;52(11):4974-86.
- [9] Cho H, Lee BW, editors. High temperature stability of aluminide-coated Inconel 617. *Modern Physics Letters B*; 2015.
- [10] Atapek SH, Gencay CK, Yener T, Kahrlman F, Çelik GA. Effect of pack characteristics and process parameters on the properties of aluminide-coated Inconel 625 alloy. *Materialpruefung/Materials Testing*. 2023;65(11):1657-67.
- [11] Du B, Liu Z, Yin H, Xiao P, Zhang H, He X, et al., editors. OXIDATION BEHAVIOR AND TENSILE PROPERTY OF INCONEL 617 IN THE SIMULATION ENVIRONMENT OF THE VERY-HIGH-TEMPERATURE REACTOR. *Proceedings of 2024 31st International Conference on Nuclear Engineering, ICONE 2024*; 2024.
- [12] Bates BL, Zhang Y, Dryepondt S, Pint BA. Creep behavior of pack cementation aluminide coatings on Grade 91 ferritic-martensitic alloy. *Surface and Coatings Technology*. 2014;240: 32-9.
- [13] Priest M. Synthesis of reactive element-modified aluminide coatings on single-crystal nickel-based superalloys by a pack cementation process [M.S.]. United States -- Tennessee: Tennessee Technological University; 2009.

- [14] Hays PA, Thompson RA. A processing method enabling the use of peak height for accurate and precise proton NMR quantitation. *Magnetic Resonance in Chemistry*. 2009;47(10):819-24.
- [15] Das OK, Singh V, Joshi SV. Evolution of aluminide coating microstructure on nickel-base cast superalloy CM-247 in a single-step high-activity aluminizing process. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 1998;29(8):2173-88.
- [16] Jo TS, Kim SH, Kim DG, Park JY, Kim YD. Thermal degradation behavior of inconel 617 alloy. *Metals and Materials International*. 2008;14(6):739-43.
- [17] Wagner C. Theoretical Analysis of the Diffusion Processes Determining the Oxidation Rate of Alloys. *Journal of The Electrochemical Society*. 1952;99(10):369.
- [18] Ellingham HJT. Transactions and Communications. *Journal of the Society of Chemical Industry*. 1944;63(5):125-60.
- [19] Dong C, Huang J, Cui S, Luo J, Zhou Z, Cheng H, et al. Microstructure and high-temperature oxidation behavior of Al₂O₃ / Cr composite coating on Inconel 718 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*. 2024;28:4498-507.
- [20] Li HQ, Wang QM, Jiang SM, Ma J, Gong J, Sun C. Oxidation and interfacial fracture behaviour of NiCrAlY/Al₂O₃ coatings on an orthorhombic-Ti₂AlNb alloy. *Corrosion Science*. 2011;53(3):1097-106.
- [21] Ben F, Olubambi PA, editors. Thermo-Calc determination of phase diagram and thermodynamic properties of Ni-Al binary system. *Materials Today: Proceedings*; 2022.
- [22] Yi P, Falk ML, Weihs TP. Intermetallic formation at deeply supercooled Ni/Al multilayer interfaces: A molecular dynamics study. *Journal of Applied Physics*. 2018;124(16).
- [23] Wołczyński WS, Okane T, Senderowski C, Zasada D, Kania B, Janczak-Rusch J. Thermodynamic justification for the Ni/Al/Ni joint formation by diffusion brazing. *International Journal of Thermodynamics*. 2011;14(3):97-105.
- [24] Sanati M, Albers RC, Pinski FJ. ω -phase formation in NiAl and Ni₂Al alloys. *Journal of Physics Condensed Matter*. 2001;13(22):5387-98.
- [25] Seidl WM, Bartosik M, Kolozsvári S, Bolvardi H, Mayrhofer PH. Influence of coating thickness and substrate on stresses and mechanical properties of (Ti,Al,Ta)N/(Al,Cr)N multilayers. *Surface and Coatings Technology*. 2018;347:92-8.
- [26] Heidarinejad A, Ashrafizadeh F. Influence of surface texture and coating thickness on adhesion of nickel plated coatings to aluminium substrate. *Journal of Manufacturing Processes*. 2024;120:435-48.