

บทที่ 2

การศึกษาข้อมูลเบื้องต้น

2.1 โลหะผสมหล่อเหล็ก นิกเกิล โครเมียม

ท่อโลหะผสมหล่อทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียม ขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 6 นิ้ว ซึ่งทำการขึ้นรูปโดยวิธีหล่อเหวียง เพื่อนำไปใช้ในเตาปฏิกรณ์สลายไฮโดรคาร์บอน ส่วนผสมเคมีของท่อโลหะผสมหล่อทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียม ที่ทำการศึกษาแสดงในตารางที่ 2.1 และโครงสร้างจุลภาคของท่อโลหะผสมหล่อทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียม ที่ทำการศึกษาแสดงในรูปที่ 2.1 (ก)-(ข) และรูปที่ 2.2 (ก)-(ข)

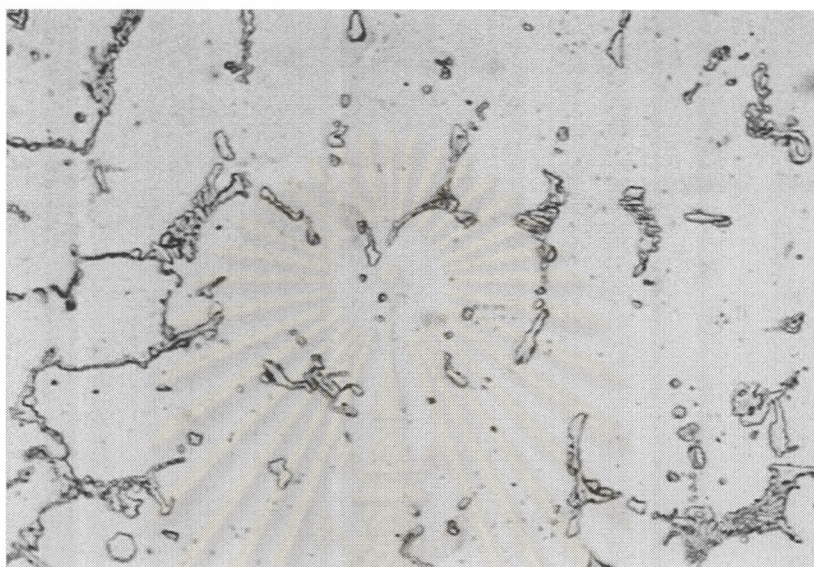
ตารางที่ 2.1 ส่วนผสมเคมี (เปอร์เซ็นต์โดยน้ำหนัก) ของโลหะผสมหล่อเหล็ก นิกเกิล โครเมียม ที่ทำการศึกษา (ทำการวิเคราะห์ด้วยเครื่อง Emission Spectroscopy)

%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Cu	%Co	%Al	%Nb	%Ti	%V	%Pb	%W	%Fe
0.30	1.43	1.40	26.6	30.8	0.050	0.17	0.003	0.68	0.054	0.049	0.005	0.25	38.2

จากตารางที่ 2.1 พบว่าส่วนผสมทางเคมีของท่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล 30.8% โครเมียม 26.6% ที่ทำการศึกษาไม่จัดอยู่ในกลุ่ม HP ตามเกรดมาตรฐาน ดังแสดงในตารางที่ 2.2 แต่ใกล้เคียงกับกลุ่ม HP-35Ni-25Cr ซึ่งเป็นกลุ่มที่ไม่จัดอยู่ในเกรดมาตรฐาน ดังแสดงในตารางที่ 2.3 เกรดที่ไม่เป็นไปตามมาตรฐานจะมีธาตุผสมในปริมาณที่มากกว่าและยังมีการผสมธาตุที่สามารถสร้างสารประกอบคาร์ไบด์ เช่น ไนโอเนียม โมลิบดีนัม ไทเทเนียม ทังสเตน และเซอร์โคเนียม และธาตุผสมที่ไม่สามารถสร้างสารประกอบคาร์ไบด์ เช่น อลูมิเนียม ทองแดง และ โคบอลต์ เพื่อช่วยเพิ่มความแข็งแรงและความทนทานต่อการเกิดคาร์บูไรซ์ การผสมซิลิคอนในปริมาณเล็กน้อยช่วยเพิ่มความทนทานต่อการเกิดคาร์บูไรซ์ได้ดี แต่จะลดการคืบ (creep) ความแข็งแรง และความเค้นแตกหัก (rupture strength) การผสมธาตุคาร์บอนแม้จะช่วยเพิ่มความแข็งแรงแต่บางครั้งก็เติมไม่มากเพราะจะลดความทนทานต่อการขยายและหดตัวเนื่องจากความร้อน (cyclic thermal shock)

โลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดมาตรฐานยังแบ่งตามปริมาณการเพิ่มขึ้นของธาตุผสมหลัก ออกเป็น 4 กลุ่ม คือ เหล็ก โครเมียม, เหล็ก โครเมียม นิกเกิล, เหล็ก นิกเกิล โครเมียม และ นิกเกิล เหล็ก โครเมียม โดยโลหะผสมกลุ่มเหล็ก นิกเกิล โครเมียม ยังแบ่งออกเป็น 4 เกรด คือ HN, HP, HT และ HU ซึ่งมีส่วนผสมของโครเมียมอยู่ในช่วง 15-25 % และนิกเกิลอยู่ในช่วง 23-41% โดยมีปริมาณ

ของนิกเกิลมากกว่าโครเมียมเสมอ ดังนั้นจึงมีโครงสร้างพื้นฐานเป็นออสเทนไนท์เสถียร มีความแข็งแรง
ดีที่อุณหภูมิสูง สามารถทนต่อการขยายตัวและการหดตัวเนื่องจากความร้อนได้ดี และสามารถทนต่อ
การออกซิไดซ์และการรีดิวซ์ได้ดีมาก ^(1,2,22)



(ก)

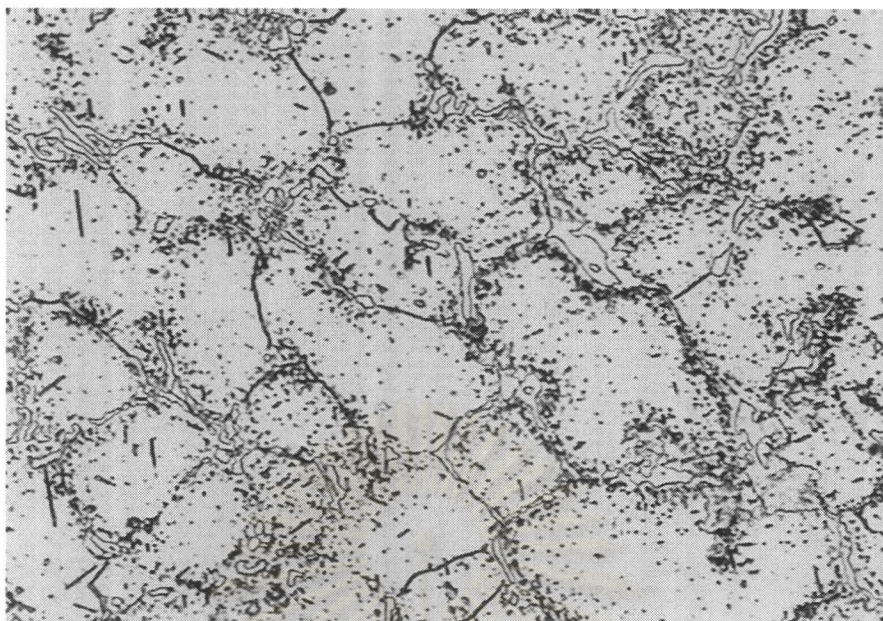
X200



(ข)

X500

รูปที่ 2.1 (ก)-(ข) โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของโลหะผสมเหล็ก
นิกเกิล 30.8% โครเมียม 26.6% ในสภาพที่ ได้รับ



(ก)

X200

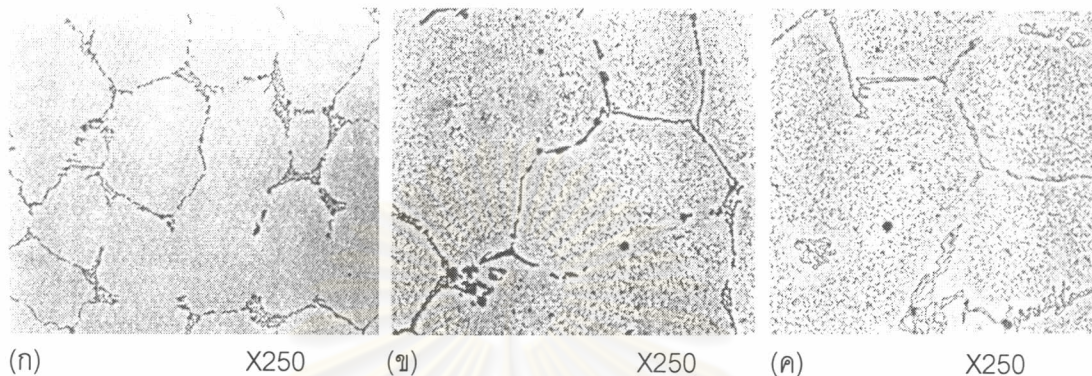


(ข)

X500

รูปที่ 2.2 (ก)-(ข) โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของโลหะผสมเหล็ก
 นิกเกิล 30.8% โครเมียม 26.6% ภายหลังจากอบที่อุณหภูมิ
 1100 °ซ 1 ชม

จากการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมีของท่อโลหะผสมเหล็ก นิกเกิล 30.8% โครเมียม 26.6% ดังแสดงในตารางที่ 2.1 พบว่ามีส่วนผสมใกล้เคียงกับโลหะผสมกลุ่มเหล็ก นิกเกิล โครเมียม เกรด HN และ HT และมีโครงสร้างจุลภาคคล้ายคลึงกันด้วย ดังจะได้ยกตัวอย่างโครงสร้างจุลภาคของเกรด HT มาแสดงเพื่อการเปรียบเทียบ ดังรูปที่ 3(ก)-(ค)



รูปที่ 2.3 (ก)-(ค) (ก) โครงสร้างจุลภาคของโลหะผสมหล่อทนความร้อน เกรด HT-44 ในสภาพหล่อ
 (ข) ภายหลังจากทดสอบการคืบที่ 760°C 1005 มม. และ 41 MPa
 (ค) ภายหลังจากทดสอบการคืบที่ 870°C 1001 มม. ⁽²¹⁾

2.2 ลักษณะโครงสร้างทางโลหวิทยา (Metallurgical Structure)

โลหะผสมหล่อ โครเมียม นิกเกิล และ นิกเกิล โครเมียม มีโครงสร้างพื้นฐานเป็นออสเทนไนท์ ทั้งหมดหรือเกือบทั้งหมดโดยมีเฟอร์ไรต์เล็กน้อย โลหะผสมในกลุ่มนี้จึงเหมาะสำหรับการใช้งานที่ต้องการสมบัติความทนทานต่อความร้อนได้ดี แต่โลหะผสมที่มีเหล็กเป็นส่วนผสมหลัก (iron-base alloy) โครงสร้างพื้นฐานสามารถเป็นได้ทั้งออสเทนไนท์ (เสถียร) เฟอร์ไรต์ (เสถียร แต่อ่อน ความแข็งแรงต่ำ และความเหนียวสูง) หรืออาจเป็นมาร์เทนไซต์ (ไม่เสถียร) ก็ได้ขึ้นกับปริมาณโครเมียม และ นิกเกิล ที่มีอยู่ในโลหะผสม ดังนั้นจึงจำเป็นต้องทำการควบคุมปริมาณของทั้งโครเมียมและนิกเกิล ให้เหมาะสมเพื่อที่จะได้ความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงที่ดี มีความทนทานต่อการเกิดคาร์บูไรส์สูง และมีความทนทานต่อการเกิดการกัดกร่อนในสภาพการใช้งานที่ต้องสัมผัสกับก๊าซร้อนได้ดี

โลหะผสมหล่อทนความร้อนจะผสมคาร์บอนในปริมาณสูงกว่าโลหะผสมหล่อทนการกัดกร่อน เพื่อให้เกิดการตกตะกอนคาร์ไบด์หรือเกิดสารประกอบเชิงโลหะ (intermetallic compound) ที่ละลายและกระจายตัวอยู่ในโครงสร้างพื้นฐานซึ่งจะช่วยเพิ่มความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูงได้ดี

ตารางที่ 2.2 ส่วนผสมเคมีของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดตามมาตรฐาน ACI (Alloy Casting Institute)⁽¹⁾

ACI designation	UNS number	ASTM specification (a)	Composition (b), %			
			C	Cr	Ni	Si(max)
HA	...	A217	0.20 max	8-10	...	1.00
HC	J92605	A297, A608	0.50 max	26-30	4 max	2.00
HD	J93005	A297, A608	0.50 max	26-30	4-7	2.00
HE	J93403	A297, A608	0.20-0.50	26-30	8-11	2.00
HF	J92603	A297, A608	0.20-0.40	19-23	9-2	2.00
HH	J93503	A297, A608, A447	0.20-0.50	24-28	11-14	2.00
HI	J94003	A297, A567, A608	0.20-0.50	26-30	14-18	2.00
HK	J94224	A297, A351, A567A, A608	0.20-0.60	24-38	18-22	2.00
HK-30	J94203	A351	0.25-0.35	23.0-27.0	19.0-22.0	1.75
HK-40	J94204	A351	0.35-0.45	23.0-27.0	19.0-22.0	1.75
HL	N08604	A297, A608	0.20-0.60	28-32	18-22	2.00
HN	J94213	A297, A608	0.20-0.50	19-23	23-27	2.00
HP	N08705	A297	0.35-0.75	24-28	33-37	2.00
HP-50WZ(c)	0.45-0.55	24-28	33-37	2.00
HT	N08605	A297, A351, A567, A608	0.35-0.75	13-17	33-37	2.50
HT-30	N08603	A351	0.25-0.35	13.0-17.0	33.0-37.0	2.50
HU	N08005	A297, A608	0.35-0.75	17-21	37-41	2.50
HW	N08006	A297, A608	0.35-0.37	10-14	58-62	2.50
HX	N06050	A297, A608	0.35-0.75	15-19	64-68	2.50

(a) ASTM designations are the same as ACI designation. (b) Rem Fe in all compositions. Manganese content : 0.35 to 0.65% for HA, 1% for HC, 1.5% for HD, and 2% for the other alloys. Phosphorus and sulfur content : 0.04%(max) for all but HP-50WZ. Molybdenum(max), (c) Also contains 4to6%W, 0.1%to 1.0%Zr, and 0.035%S(max) and P(max)

ตารางที่ 2.3 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดที่ไม่เป็นไปตามมาตรฐาน ACI (Alloy Casting Institute)⁽¹⁾

Generic alloy base	Composition, wt%									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	Nb	Co	Ti
35Ni-25Cr										
HP-Nb	0.45	1	1	25	35	1.25
HP-Nb-Si	0.45	1	1.7	25	35	1.25
HP-Nb-L.C	0.15	1	1	25	35	1.3
HP-Nb-Ti	0.5	1	1	26	25	0.5	...	0.1-0.3
HP-Nb-W	0.4	1	1.5	25	37	...	1.5	1.5
HP-Nb-W-Mo	0.45	1	1.6	25	35	0.5	1.3	1.3
HP-Mo	0.45	1.5	1.5	2	36	1.3
HP-W	0.45	1	1.5	26	36	...	4
HP-W-Co	0.5	0.5	1.3	26	35	...	5	...	15	...

Note : Sulfur and phosphorus typically specified at less than 0.03% of these alloys. Some alloys may also contain microalloying addition

ชิ้นงานหล่อขณะน้ำโลหะแข็งตัวจะเกิดแยกชั้นของอนุภาค (segregation) ออกมาในปริมาณสูงมาก และชิ้นงานที่เย็นตัวอย่างรวดเร็วจากอุณหภูมิใกล้จุดหลอมเหลวจะมีคาร์บอนจำนวนมากอยู่ในรูปของสารละลายของแข็งที่อิ่มตัวยิ่งยวด ดังนั้นเมื่อทำการอบให้ร้อนขึ้นอีก (reheat) ในภายหลังจะทำให้คาร์บอนส่วนเกินตกตะกอนในรูปของคาร์ไบด์ ถ้าให้อบให้ร้อนขึ้นอีกที่อุณหภูมิต่ำ ก็จะทำให้การตกตะกอนของคาร์บอนส่วนเกินในรูปคาร์ไบด์เกิดได้ช้า และอนุภาคคาร์ไบด์ที่เกิดขึ้นก็จะละเอียด ซึ่งอนุภาคคาร์ไบด์ที่ละเอียดจะช่วยเพิ่มความเค้นคืบ แต่จะลดค่าความเหนียว ในทำนองเดียวกันการมีสารประกอบเชิงโลหะ เช่น Ni_3Al ในโครงสร้างก็จะส่งผลเช่นเดียวกันกับการมีอนุภาคคาร์ไบด์อยู่ในโครงสร้างจุลภาค หากนำชิ้นงานที่มีอนุภาคคาร์ไบด์ละเอียดอยู่ในโครงสร้างแล้วมาทำการอบให้ร้อนขึ้นอีกในช่วงอุณหภูมิระหว่าง $980^{\circ} - 1200^{\circ}C$ อนุภาคตะกอนจะเกิดการรวมตัวกัน (agglomerate) และเกิดการเปลี่ยนแปลงลักษณะเป็นก้อนกลม (spheroidize) ซึ่งจะทำให้ความเหนียวเพิ่มขึ้น แต่ความเค้นคืบลดลง ที่อุณหภูมิสูงกว่า $1100^{\circ}C$ อนุภาคคาร์ไบด์ที่เล็กละเอียด จะเกิดการละลาย สลายตัวไปหรือเกิดการเปลี่ยนแปลงลักษณะเป็นก้อนกลม ซึ่งจะทำให้สูญเสียความแข็งแรงซึ่งเป็นคุณสมบัติที่สำคัญมากไป ดังนั้นสำหรับการใช้งานที่อุณหภูมิสูงกว่า $1100^{\circ}C$ จึงได้มีการพัฒนาโลหะผสมเหล็กนิเกิล โคโรเมียม โดยการผสมธาตุทั้งสแตนในโลหะผสมนี้เพื่อให้เกิดการตกตะกอนของทั้งสแตนคาร์ไบด์ อุณหภูมิสูงกว่า $1100^{\circ}C$ องศาเซลเซียส ซึ่งอนุภาคทั้งสแตนคาร์ไบด์จะมีเสถียรภาพสูงกว่าอนุภาคโคโรเมียมคาร์ไบด์

การอบที่อุณหภูมิต่ำ $760^{\circ}C$ เกิดการตกตะกอนคาร์ไบด์ละเอียดกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในโครงสร้างพื้นฐาน ทำให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้น อย่างไรก็ตามการที่จะทำให้ได้คุณสมบัติความเค้นคืบสูงสุดนั้นจะต้องทำการอบเพื่อละลายคาร์ไบด์ (solution treatment) หรือ อบอ่อนแล้วทำให้เย็นตัวอย่างรวดเร็วก่อนแล้วจึงทำการอบ ซึ่งโดยทั่วไปแล้วโลหะจะมีความแข็งแรงเพิ่มขึ้น ในขณะที่ความเหนียวลดลง โลหะผสมบางชนิดเมื่อทำการอบเพื่อเพิ่มความแข็งแรงแต่มักจะเปราะเนื่องจากเกิดโครงสร้างตาข่ายของคาร์ไบด์ที่บริเวณขอบเกรน อย่างไรก็ตามการอบเพื่อให้ได้คุณสมบัติที่ดีทั้งความแข็งแรงและความเหนียวต้องใช้ต้นทุนที่สูงมาก

โลหะผสมทนความร้อนที่มีเหล็กเป็นส่วนผสมหลัก (iron-base heat-resistant alloy) และผสมคาร์บอนในปริมาณสูง เมื่อปล่อยให้เย็นตัวอย่างช้าๆ จากอุณหภูมิสูง จะทำให้มีปริมาณคาร์บอนมากเกินพอในโครงสร้างพื้นฐานออสเทนไนท์ ดังนั้นคาร์บอนจะแพร่ออกมาที่ขอบเกรนในลักษณะที่เป็นโครงสร้างตาข่ายมากกว่าที่จะเป็นอนุภาคที่จัดกระจาย โครงสร้างตาข่ายนี้จะมีความเปราะมากหรือน้อยขึ้นกับความต่อเนื่องของตัวตาข่าย

คาร์ไบด์ที่มีลักษณะเป็นตาข่ายจะถูกกำจัดจากบรรยากาศและเกลือเหลวบางชนิดได้ง่าย ดังนั้นถ้าใช้งานในเกลือเหลวจะทำให้มันสูญเสียความแข็งแรงที่อุณหภูมิสูง ดังนั้นการเติมคาร์บอนประมาณ 0.08% สามารถช่วยเพิ่มความทนทานต่อการกัดกร่อนที่ขอบเกรนได้^(1,2,3,4,5)

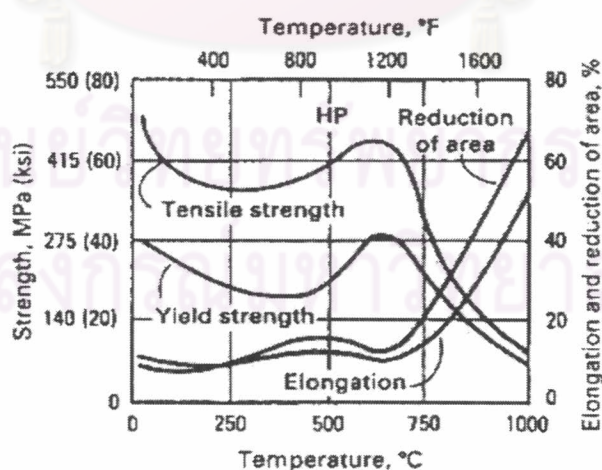
2.3 คุณสมบัติทางกล

2.3.1 คุณสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิห้อง

มาตรฐานอุตสาหกรรมจำนวนมากรวมถึงมาตรฐาน ASTM ได้กำหนดสมบัติแรงดึงขั้นต่ำของโลหะผสมหล่อทนความร้อนสูงที่อุณหภูมิห้องไว้ ซึ่งมีประโยชน์อย่างยิ่งในการนำไปใช้ควบคุมคุณภาพ แต่ทว่าค่าสมบัติที่กำหนดนี้ไม่สามารถนำมาใช้พิจารณาสมบัติของโลหะผสมหล่อทนความร้อนสูงขณะที่ใช้งานที่อุณหภูมิสูงๆ ได้ ยกตัวอย่างเช่น คุณสมบัติแรงดึงและค่าความแข็งแรงของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรด HP ตามมาตรฐาน ACI ในสภาพหล่อมีความเค้นดึง 490 MPa ความเค้นคราก 275 MPa การยืดตัว 11 เปอร์เซ็นต์ และความแข็ง 170 บริเนลล์ โดยค่าที่นำมาแสดงนี้มีไว้เป็นแนวทางในการพิจารณาเท่านั้น หากพิจารณาสมบัติ ณ ตำแหน่งต่างๆกัน ในชิ้นงานเดียวกัน ก็พบว่าแต่ละส่วนจะมีสมบัติต่างกัน เนื่องมาจากความหนา, อุณหภูมิเท และ ลักษณะการแข็งตัว ที่ต่างกัน

2.3.2 คุณสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิสูง (Elevated-Temperature Tensile Properties)

สมบัติแรงดึงจะมีการเปลี่ยนแปลงไปเป็นอันมากเมื่ออุณหภูมิสูงขึ้น โดยค่าความเค้นจุดครากและความเค้นแรงดึงจะมีค่าลดลง ในขณะที่ค่าเปอร์เซ็นต์การยืดตัว และค่าเปอร์เซ็นต์การลดลงของพื้นที่จะมีค่าสูงขึ้น การทดสอบสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิสูง ทำโดยการให้ความร้อนกับชิ้นทดสอบจนกระทั่งมีอุณหภูมิตามที่กำหนดไว้อย่างสม่ำเสมอทั่วทั้งชิ้น แล้วจึงเริ่มทำการทดสอบแรงดึงด้วยอัตราความเครียดตามที่มาตรฐานกำหนดจนกระทั่งชิ้นงานขาดออกจากกัน แล้วจึงทำการคำนวณ หาค่าความเค้นแรงดึงของวัสดุ ดังรูปที่ 2.4 และค่าความเค้นดึงของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดตามมาตรฐานและเกรดไม่เป็นไปตามมาตรฐานแสดงในตารางที่ 2.4 และ 2.5 ตามลำดับ



รูปที่ 2.4 ความสัมพันธ์ระหว่างอุณหภูมิ และความเค้นดึง และความเหนียวของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรด HP

2.3.3 คุณสมบัติการคืบและความเค้นแตกหัก (stress-rupture)

การคืบ คือ การให้ภาระกรรมกับวัสดุที่อุณหภูมิสูงแล้วปล่อยให้ทิ้งไว้ เมื่อเวลาผ่านไปวัสดุจะเกิดความเครียดสูงขึ้นเรื่อยๆ แม้ว่าภาระกรรมที่ให้จะมีค่าต่ำมากเมื่อเปรียบเทียบกับค่าภาระกรรมที่วัสดุสามารถรับได้ที่อุณหภูมิห้องหรือที่อุณหภูมิสูงก็ตาม แต่ภาระกรรมที่ต่ำนี้ก็อาจทำให้เกิดการคืบ ซึ่งทำให้วัสดุเกิดการผิดรูปสูงมากและเกิดการแตกหักได้ ถ้าแรงอัตราการผิดรูปให้สูงขึ้น ความเค้นที่วัสดุรับได้จะขึ้นกับค่าอัตราการคืบต่ำสุด ดังนั้นจึงมีการกำหนดค่าความเค้นที่ทำให้เกิดการคืบด้วยอัตราที่กำหนดของวัสดุหนึ่งๆ เรียกว่า Limiting stress หรือ limiting creep strength ดังแสดงในรูปที่ 2.5 สำหรับตารางที่ 2.6 แสดงคุณสมบัติการคืบของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดที่ไม่เป็นไปตามมาตรฐานที่อุณหภูมิต่างๆ พิจารณาค่าความเค้นที่ทำให้วัสดุเกิดการแตกหัก ค่าที่มักนำมาใช้ในการออกแบบคือค่าความเค้นต่ำสุดที่ทำให้วัสดุเกิดการแตกหักที่ 100,000 ชม. (11.4 ปี) ดังแสดงในรูปที่ 2.6 ซึ่งข้อมูลเหล่านี้ได้จากการจำลองการทดลองที่ช่วงเวลาสั้นๆ แล้วทำการประมาณค่าแบบนอกช่วงจากกราฟนั่นเอง สมการที่นิยมใช้มากที่สุดคือสมการของ Larson และ Miller อย่างไรก็ตามไม่ว่าจะใช้วิธีการประมาณค่านอกช่วงหรือวัดค่าโดยตรงจากการทดลอง คุณสมบัติที่ได้ก็ไม่ใกล้เคียงกับอายุการใช้งานจริงของชิ้นส่วนเครื่องจักรกลที่อุณหภูมิสูงเนื่องจาก

- ลักษณะและรูปแบบของภาระกรรมขณะใช้งานมีความยุ่งยากซับซ้อนแตกต่างจากการทดสอบในห้องปฏิบัติการซึ่งให้ภาระกรรมแบบคงที่ ไม่ซับซ้อน และรับภาระกรรมในแนวแกนเดียว
- ปัจจัยอื่นๆ เช่น ภาระกรรมแบบวัฏจักร การขึ้นลงของอุณหภูมิ และการสูญเสียเนื้อวัสดุเนื่องจากการกัดกร่อน

2.3.4 ความล้าเนื่องจากความร้อน (Thermal fatigue)

ความเสียหายมักมีสาเหตุจากการแตกหักเนื่องจากการการร้อนขึ้นและเย็นตัวลงอย่างเป็นวัฏจักรเป็นส่วนใหญ่ เนื่องจากข้อมูลจากการทดลองมีน้อย และยังไม่มียุทธวิธีทดสอบที่กำหนดเป็นมาตรฐาน ดังนั้นข้อมูลที่ได้มักมาจากการใช้งานจริงซึ่งพบว่า การเพิ่มปริมาณนิเกิลจะช่วยเพิ่มความทนทานต่อการล้าเนื่องจากความร้อนได้ดี

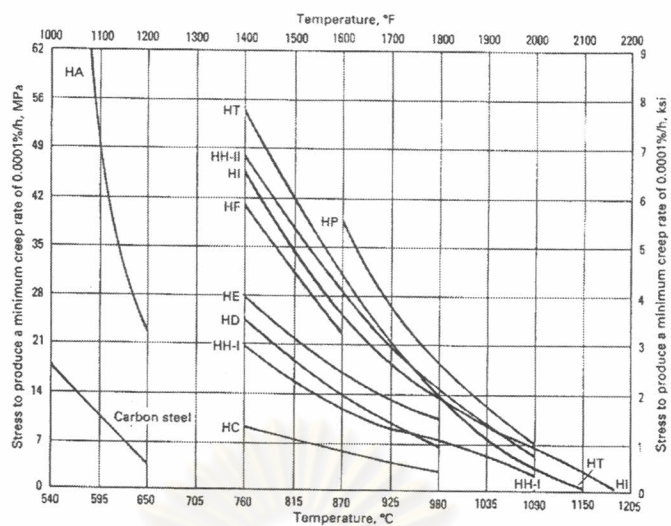
ตารางที่ 2.4 คุณสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิสูงของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดตามมาตรฐาน ACI⁽¹⁾

Alloy	Property at indicated temperature														
	760°C (1400°F)					870°C (1400°F)					980°C (1400°F)				
	Ultimate Tensile strength		Yield strength		Elongation %	Ultimate Tensile strength		Yield strength		Elongation %	Ultimate Tensile strength		Yield strength		Elongation %
	MPa	Ksi	MPa	Ksi		MPa	Ksi	MPa	Ksi		MPa	Ksi	MPa	Ksi	
HA	426(a)	67(a)	220(b)	32(b)
HD	248	36	14	159	23	18	103	15	40
HF	262	38	172	25	16	145	21	107	15.5	16
HH(type I)(c)	228	33	117	17	18	127	18.5	93	13.5	30	62	9	43	6.3	45
HH(type II)(c)	258	37.4	136	19.8	16	148	21.5	110	16	18	75	10.9	50	7.3	31
HI	262	38	6	179	26	12
HK	258	37.5	168	24.4	12	161	23	101	15	16	85.5	12.4	60	8.7	42
HL	345	50	210	30.5	129	18.7
HN	140	20	100	14.5	37	83	12	66	9.6	51
HP	296	43	200	29	15	179	26	121	17.5	27	100	14.5	76	11	46
HT	240	35	180	26	10	130	19	103	15	24	76	11	55	8	28
HU	275	40	135	19.5	20	69	10	43	6.2	28
HW	220	32	158	23	...	131	19	103	15	...	69	10	43	6.2	28
HX	310(d)	45(d)	138(d)	20(d)	8(d)	141	20.5	121	17.5	48	74	10.7	47	6.9	40

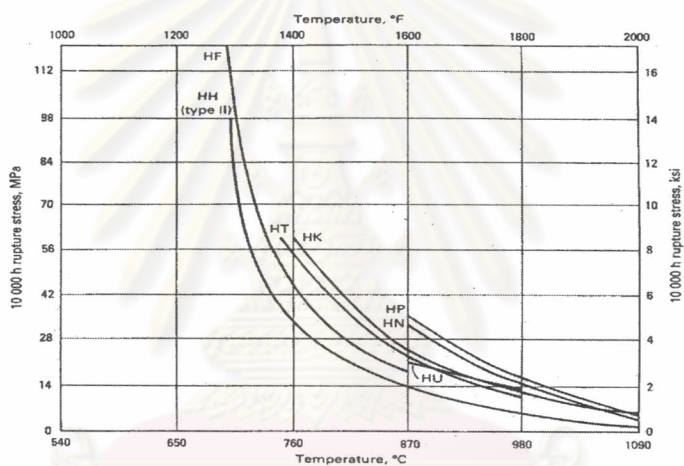
(a) In this instance, test temperature was 540 °C(1000 °F), (b) Test temperature was 590 °C(1100 °F), (c) Type I and II per ASTM A 447, (d) Test temperature was 650 °C(1200 °F)

ตารางที่ 2.5 คุณสมบัติแรงดึงที่อุณหภูมิสูงของโลหะผสมหล่อทนความร้อนที่ไม่เป็นไปตามมาตรฐาน ACI⁽¹⁾

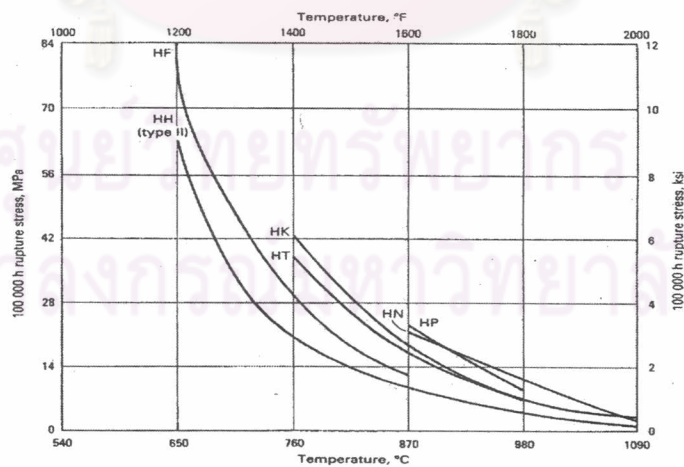
Alloy	Property at indicated temperature														
	760°C (1400°F)					870°C (1400°F)					980°C (1400°F)				
	Ultimate Tensile strength		Yield strength		Elongation %	Ultimate Tensile Strength		Yield strength		Elongation %	Ultimate Tensile strength		Yield strength		Elongation %
	MPa	Ksi	MPa	Ksi		MPa	Ksi	MPa	Ksi		MPa	Ksi	MPa	Ksi	
HP-Nb	310	45	138	20	22	193	28	97	14	36	110	16	66	9.5	48
HP-Nb-Si	303	44	145	21	20	193	28	97	14	29	117	17	62	9	34
HP-Nb-Ti	317	46	138	20	26	193	28	110	16	40	110	16	62	9	49
HP-Nb-W-Mo	317	46	159	23	26	200	29	110	16	40	110	16	62	9	50
HP-Mo	214	31	145	21	32	152	22	103	15	60
HP-W	228	33	21	159	23	37
HP-W-Co	248	36	193	28	18	165	24	124	18	21



รูปที่ 2.5 อัตราการคืบของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดมาตรฐานที่อุณหภูมิต่างๆ



(a)



(b)

รูปที่ 2.6 คุณสมบัติความเค้นแตกหัก (stress-rupture) ของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดมาตรฐาน
(a) ความเค้นแตกหักที่ 10,000 ชม. (b) ความเค้นแตกหักที่ 100,000 ชม.

ตารางที่ 2.6 คุณสมบัติการคืบของโลหะผสมหล่อทนความร้อนเกรดไม่เป็นไปตามมาตรฐาน ACI

Alloy	Temperature		Creep stress to produce 0.001%/h creep in 100,000 h		Stress to produce rupture in 100,000 h	
	°C	°F	MPa	Ksi	MPa	Ksi
25Cr-35Ni						
HP-Nb	700	1400	63.4	9.20
	870	1600	33.1	4.80
	980	1800	19.3	2.8	13.8	2.00
	1095	2000	4.3	0.63
HP-Nb-Si	700	1400
	870	1600	29.4	4.27
	980	1800	17.7	2.57	10.8	1.56
	1095	2000	3.2	0.46
HP-Nb-Ti	700	1400
	870	1600	40.7	5.90
	980	1800	19.3	2.8	16.5	2.40
	1095	2000	5.3	0.77
HP-Nb-W-Mo	700	1400	56.5	8.20
	870	1600	27.6	4.00
	980	1800	13.8	2.0	10.8	1.56
	1095	2000	5.4	0.78	3.0	0.43
HP-W	700	1400	6.4	9.3	62.7	9.10
	870	1600	38.6	5.6	32.1	4.56
	980	1800	17.9	2.6	13.2	1.92
	1095	2000	5.1	0.74	4.0	0.58
HP-W-Co	700	1400
	870	1600	34.5	5.0	31.0	4.50
	980	1800	15.2	2.2	12.1	1.75
	1095	2000	4.8	0.70	5.2	0.75

2.3.5 ความเสียหายเนื่องจากการขยายตัวและหดตัวเนื่องจากความร้อน

ความเสียหายชนิดนี้อาจเกิดจากการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างรวดเร็ว ฉับพลัน หรือเป็นวัฏจักรก็ได้ ซึ่งการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิอย่างรวดเร็วนี้จะเหนี่ยวนำให้เกิดความเค้นที่สูงเพียงพอที่จะทำให้เกิดความเสียหายแก่ชิ้นส่วนได้ โดยค่าความทนทานต่อขยายตัวและหดตัวเนื่องจากความร้อนนี้ขึ้นกับค่าสัมประสิทธิ์การขยายตัวทางความร้อนและการนำความร้อนของวัสดุ ดังนั้นวัสดุที่มีสัมประสิทธิ์การขยายตัวสูงหรือมีค่าการนำความร้อนต่ำจะทนต่อการขยายตัวและหดตัวเนื่องจากความร้อนได้น้อยลง

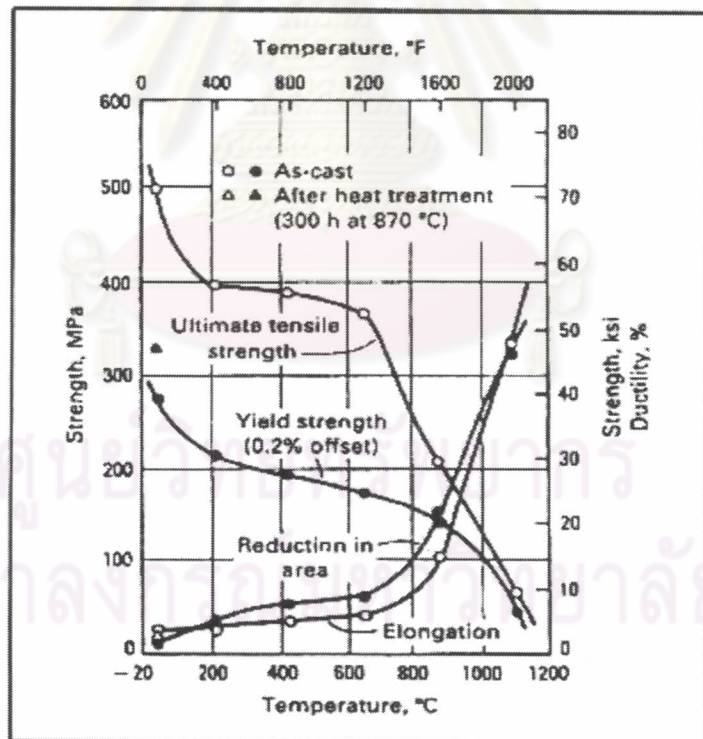
2.4 การใช้งานโลหะผสมหล่อทนความร้อนเหล็ก นิกเกิล โครเมียม

โดยทั่วไปโลหะผสมชนิดนี้มีโครงสร้างที่เสถียรกว่าโลหะผสมเหล็กและไม่พบการเปลี่ยนแปลงเฟสไปเป็นซิกม่าเฟสที่เปราะ ดังนั้นจึงใช้งานที่อุณหภูมิสูงได้ดี โดยมีหลักการพิจารณาดังนี้

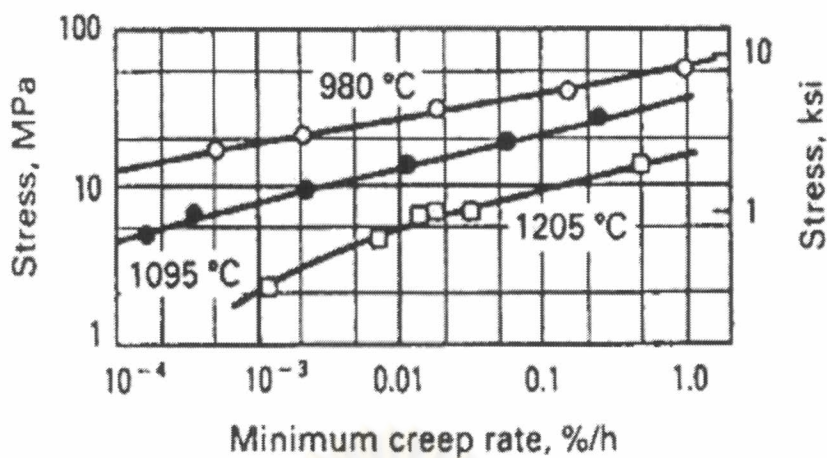
- ปริมาณนิกเกิลสูงขึ้นทำให้ความสามารถในการดูดซับคาร์บอนจากบรรยากาศคาร์บูไรซิ่งลดลง
- ปริมาณนิกเกิลสูงขึ้นทำให้ความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิต่ำลดลง แต่ความทนทานต่อการขยายตัวและหดตัวเนื่องจากความร้อนและความทนทานต่อความล้าเนื่องจากความร้อนเพิ่มขึ้น

- ปริมาณโครเมียมสูงขึ้นทำให้ความทนทานต่อการเกิดออกซิเดชันและการกัดกร่อนในสภาวะที่มีสารเคมีสูงขึ้น
- ปริมาณคาร์บอนสูงขึ้นทำให้ความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิสูงเพิ่มขึ้น
- ปริมาณซิลิกอนสูงขึ้นทำให้ความแข็งแรงดึงที่อุณหภูมิสูงลดลง แต่ความทนทานต่อการเกิดคาร์บูไรต์เพิ่มขึ้น

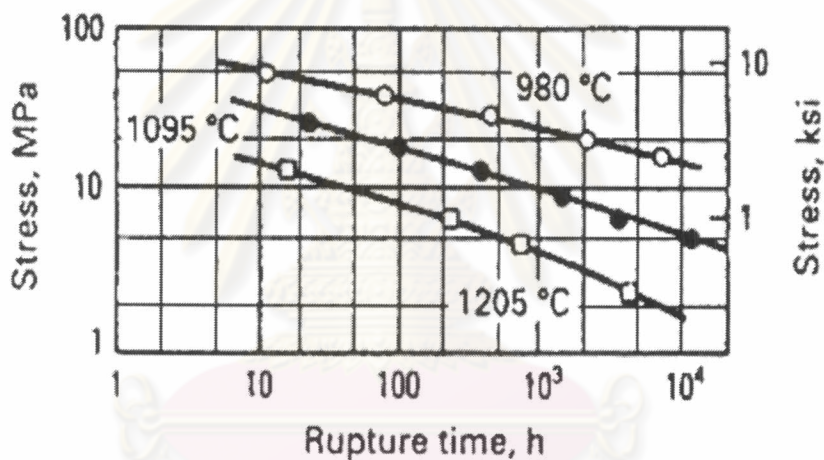
โลหะผสมเกรด HP มีโครงสร้างเป็นออสเทนไนท์ที่ทุกช่วงอุณหภูมิ และไม่อ่อนไหวต่อการเกิดซิกม่าเฟส โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยคาร์ไบด์ปฐมภูมิหยาบ (massive) บนโครงสร้างพื้นออสเทนไนท์ และอาจเกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิละเอียดในเกรนของออสเทนไนท์ในระหว่างการใช้งานที่อุณหภูมิสูง ซึ่งส่งผลให้ความแข็งแรงเพิ่มขึ้นในช่วงอุณหภูมิ 500 และ 750 °ซ ดังแสดงในรูปที่ 2.4 แต่เมื่อใช้งานที่อุณหภูมิสูงเป็นระยะเวลานานๆ ความแข็งแรงที่เพิ่มขึ้นก็จะลดลง ซึ่งปรากฏการณ์เช่นนี้อาจเกิดขึ้นกับเหล็กกล้าไร้สนิมหล่อได้เช่นเดียวกัน โลหะผสมเกรด HP - 50WZ ได้จากการปรับปรุงโลหะผสมเกรด HP ให้มีช่วงปริมาณคาร์บอนแคบลง และเติมธาตุทั้งสแตนเพื่อเพิ่มประสิทธิภาพการใช้งานที่อุณหภูมิสูง รูปที่ 2.7-2.9



รูปที่ 2.7 ความสัมพันธ์ระหว่างคุณสมบัติแรงดึงกับอุณหภูมิของโลหะผสม HP-50WZ



รูปที่ 2.8 ความสัมพันธ์ระหว่างอัตราการคืบต่ำสุด ความเค้น และ อุณหภูมิ ของโลหะผสม HP-50WZ



รูปที่ 2.9 ความสัมพันธ์ระหว่างเวลา ความเค้นแตกหัก และ อุณหภูมิ ของโลหะผสม HP-50WZ^(1,2,3)

2.5 งานวิจัยที่เกี่ยวข้อง

Luiz Henrique de Almeida และคณะ⁽¹⁵⁾ ได้ศึกษาการจำแนกเฟสต่างๆ ที่เกิดขึ้นในโลหะ 25Cr-35Ni ที่มีโลหะผสมแตกต่างกันสองชนิด คือ HP-Nb และ HP-NbTi นำมาขึ้นรูปด้วยกระบวนการหล่อเหวี่ยง ให้ได้ท่อมีขนาดเส้นผ่าศูนย์กลางด้านนอก 102.7 มม. โดยมีความหนา 7.5 มม. ส่วนผสมทางเคมีของท่อทั้งสองชนิด แสดงในตารางที่ 2.7

ตารางที่ 2.7 ส่วนผสมเคมีของท่อโลหะผสม HP-Nb และ HP-NbTi

โลหะผสม	%C	%Cr	%Ni	%Si	%Mn	%Nb	%Ti
HP-Nb	0.43	24.8	34.1	1.67	1.0	1.34	-
HP-Nb-Ti	0.41	25.5	34.9	1.91	1.0	0.78	0.04

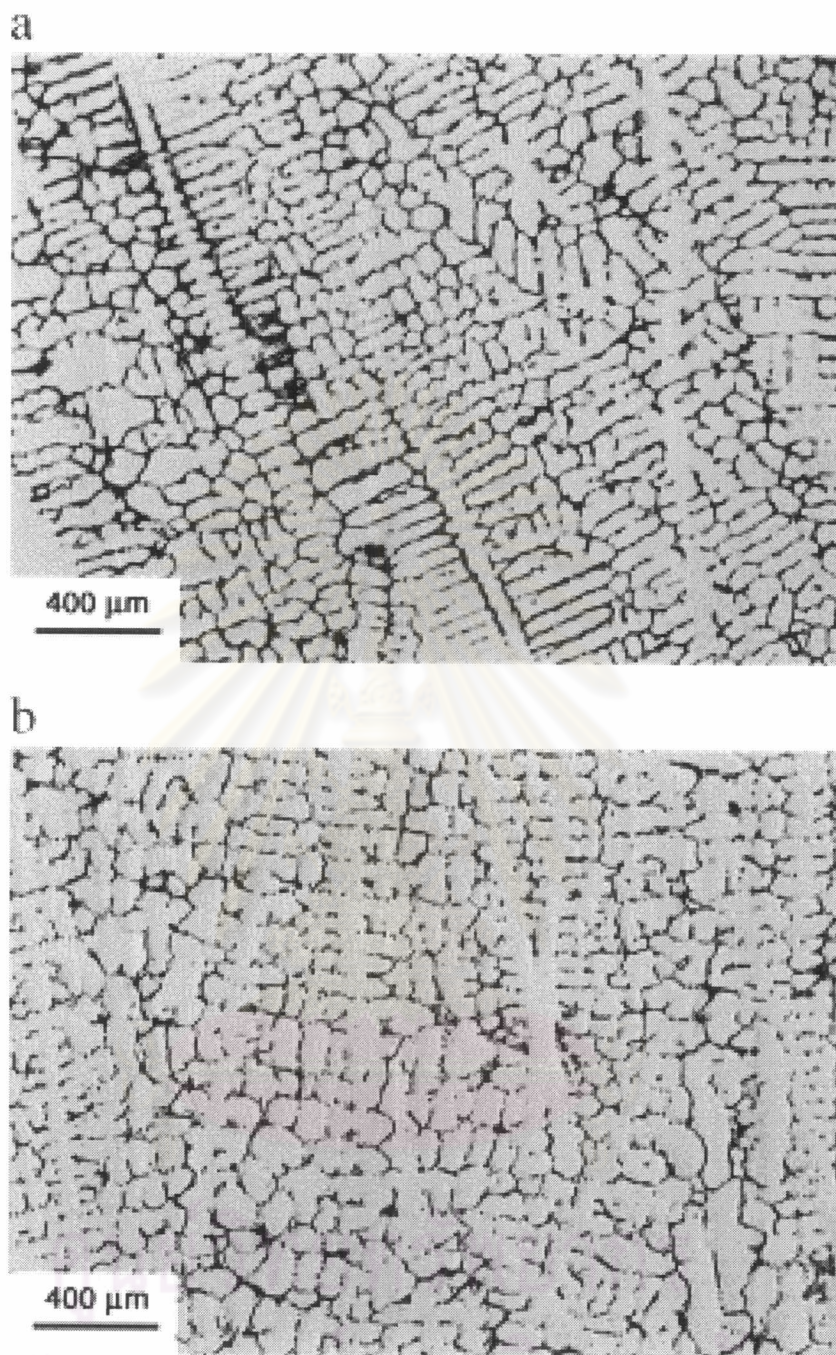
Balance: Fe.

นำชิ้นตัวอย่างทั้งสองมาบ่มที่อุณหภูมิ 1173 เคลวิน (900 °ซ) เวลา 1000 ชม. เพื่อศึกษาโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกวาดแบบใช้อิเล็กตรอนทุติยภูมิ (Secondary Electron) และ อิเล็กตรอนสะท้อนกลับ (Back Scattered Electron) ทั้งสภาพก่อนกัดกรด และหลังกัดกรดด้วยสารละลายกลีเซอรีย (glyceria) ซึ่งมีส่วนผสมดังนี้ 45% กรดไนตริก + 40% กรดไฮโดรคลอริก + 15% กลีเซอรอล (สารละลาย 1) หรือใช้การกัดในสารละลายที่มีกระแสไฟฟ้า (electrolytic etching) ด้วยสารละลาย 64% กรดฟอสฟอริก + 15% กรดซัลฟูริก + 21% น้ำ (สารละลาย 2) โดยใช้เหล็กกล้าไร้สนิมเป็นแคโทด และใช้ไฟกระแสตรง 5 โวลท์ ที่อุณหภูมิ 298 เคลวิน (25 °ซ) เวลา 4 วินาที

การตรวจสอบโครงสร้างจุลภาคด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องผ่าน (TEM) จะ ต้องเตรียมชิ้นตัวอย่างเป็นแผ่นบาง (foil) มีขนาดเส้นผ่านศูนย์กลาง 3 มม. จากนั้นขัดมันผิวทั้งสองด้านจนได้ความหนาประมาณ 60 ไมโครเมตร แล้วนำมากัดให้บริเวณตรงกลางเป็นหลุมด้วยเครื่องกัดไอออน (ion milling) ที่มีอัตราการกัดสูง (high angle sputtering) แล้วนำศึกษาโครงสร้างจุลภาคโดยใช้ลำแสงอิเล็กตรอนชนิด Bright field การกระจายของอิเล็กตรอน (selected area diffraction) และวิเคราะห์ส่วนผสมเคมีด้วยเทคนิค EDS (Energy Dispersive Spectroscopy)

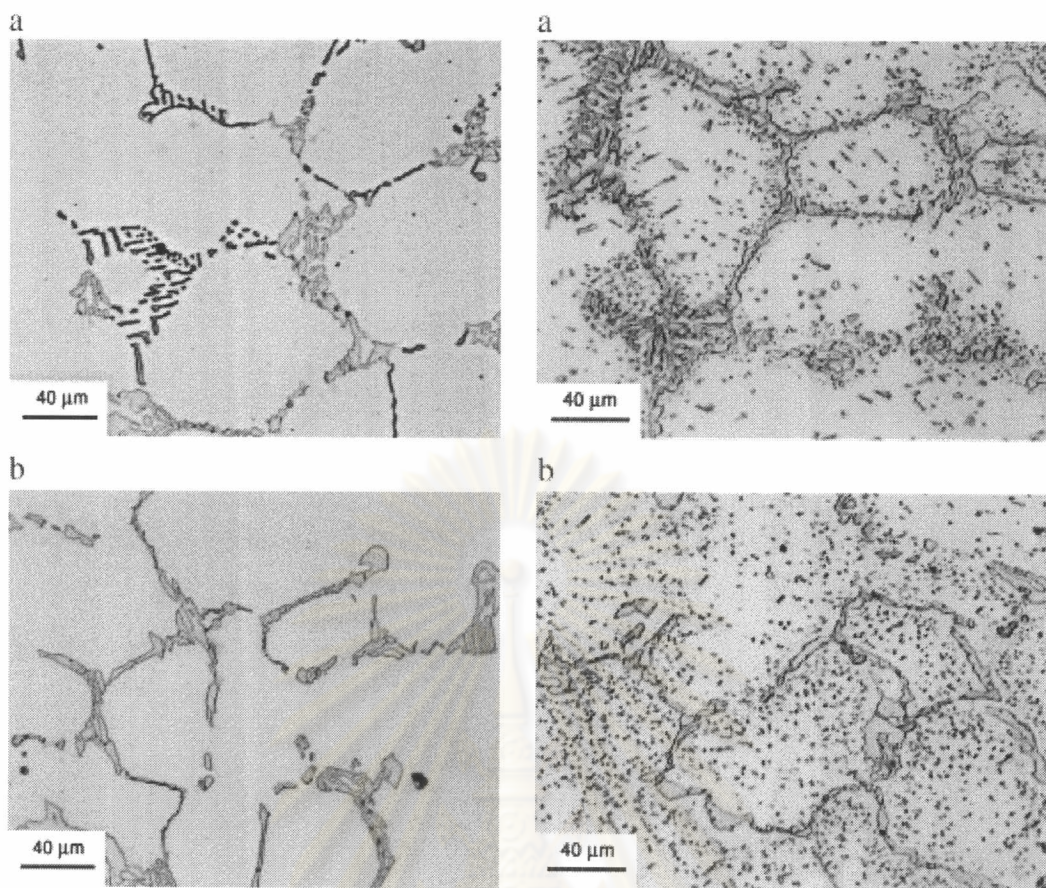
โครงสร้างจุลภาคของชิ้นตัวอย่างในสภาพที่ได้รับประกอบด้วยโครงสร้างพื้นฐานออกเทนไนท์กับเดนไดรท์ของโครงสร้างตาข่ายของคาร์ไบด์ โลหะผสม HP-NbTi โครงสร้างตาข่ายมีความต่อเนื่องน้อยกว่าโลหะผสม HP-Nb ทั้งนี้เป็นผลจากไทเทเนียมนั่นเอง และไม่มีอนุภาคของคาร์ไบด์บริเวณใจกลางเดนไดรท์ของโลหะผสมทั้งสองชนิด ดังรูปที่ 2.10 a-b และ 2.11 a-b ตามลำดับ

โครงสร้างจุลภาคภายหลังการบ่มของโลหะทั้งสองชนิดประกอบด้วยคาร์ไบด์ทุติยภูมิ ตกตะกอนภายในโครงสร้างพื้นฐานออกเทนไนท์ โลหะผสม HP-NbTi คาร์ไบด์ทุติยภูมิมีขนาดเล็กกว่าและกระจายตัวดีกว่าโลหะผสม HP-Nb ดังรูปที่ 2.12 a-b และ 2.13 a-b ตามลำดับ



รูปที่ 2.10 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์แสงของชิ้นตัวอย่างในสภาพหล่อ

(a) HP-Nb (b) HP-NbTi

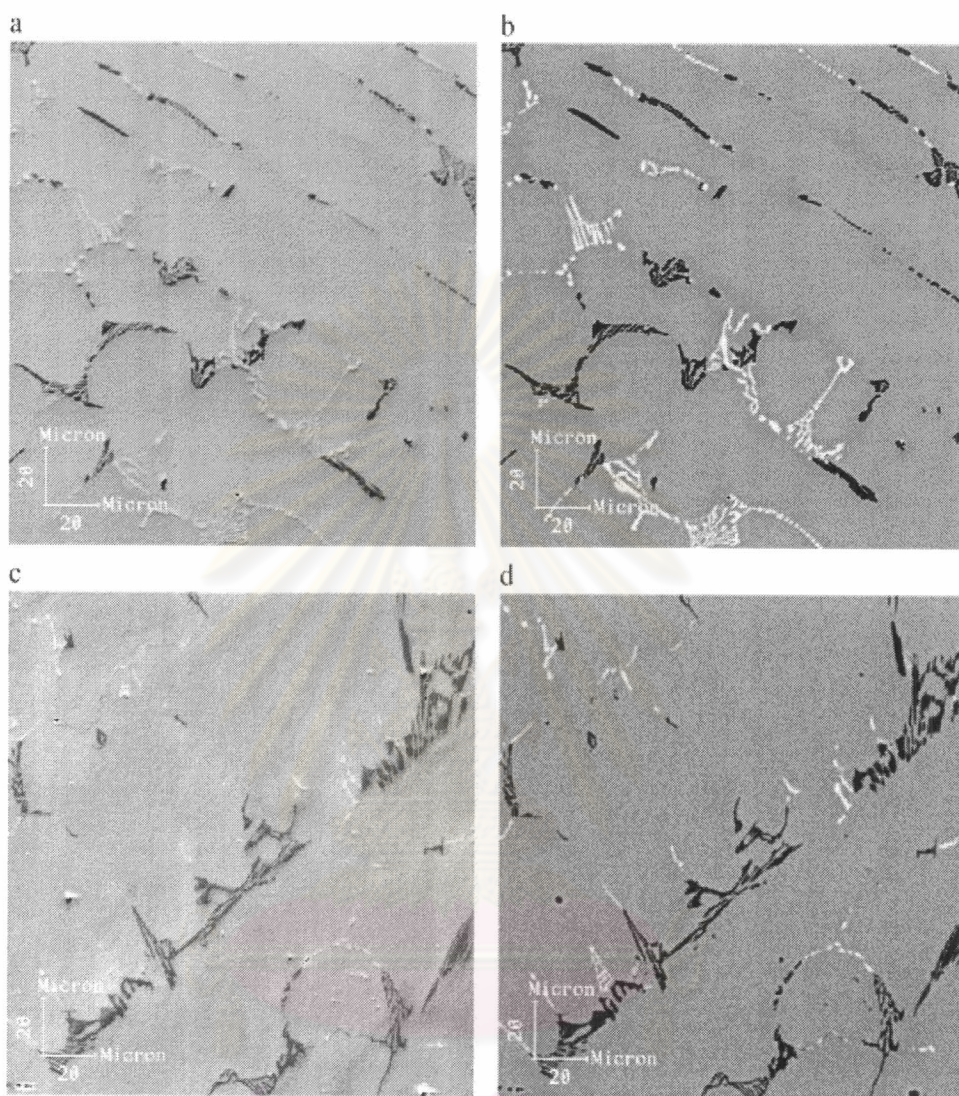


รูปที่ 2.11 โครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ
ด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงที่กำลังขยายสูง
(a) HP-Nb (b) HP-NbTi

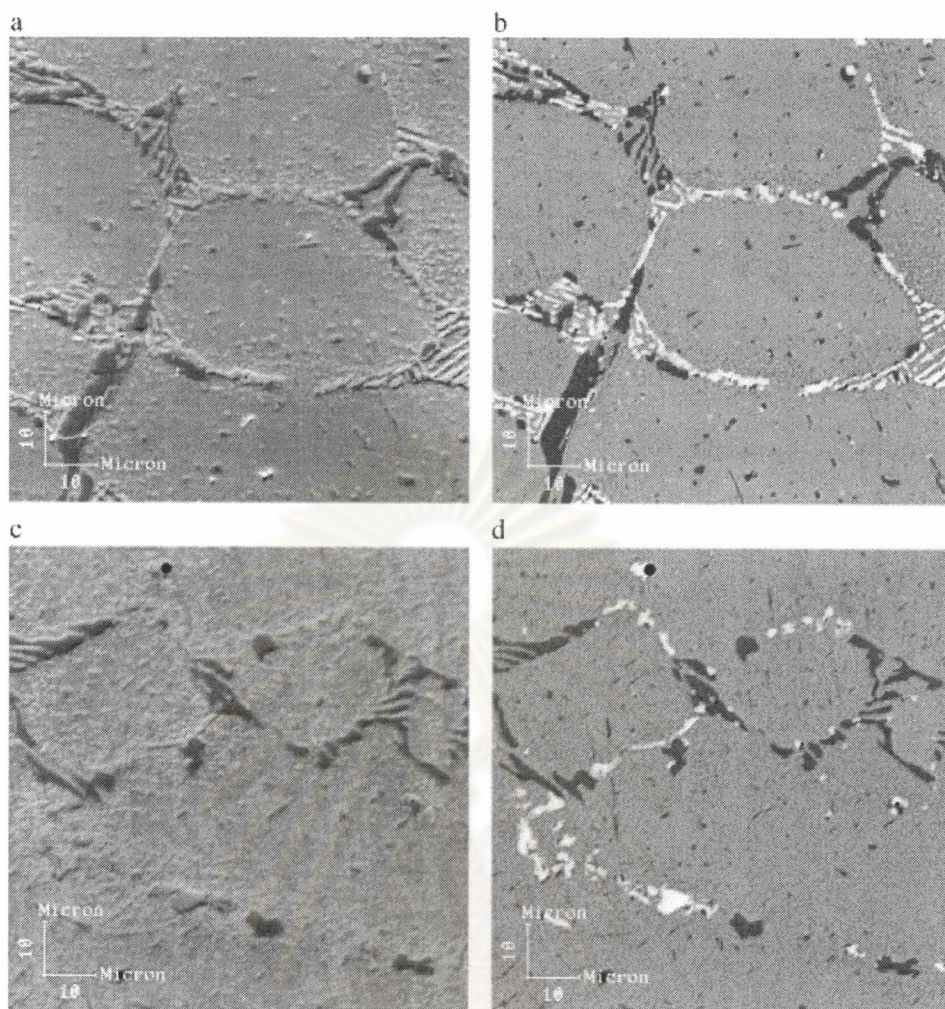
รูปที่ 2.12 โครงสร้างจุลภาคในสภาพที่ผ่านการ
บ่มแล้วด้วยกล้องจุลทรรศน์แสง
(a) HP-Nb (b) HP-NbTi

โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกวาดด้วยอิเล็กตรอนทุติยภูมิ และอิเล็กตรอนสะท้อนกลับ ทั้งสภาพก่อน และหลังการบ่ม โครงสร้างจุลภาคก่อนบ่มประกอบด้วยเฟสสีดำและสีขาว โดยสีดำเป็นเฟสที่มีโครเมียมสูง และสีขาวเป็นเฟสที่มีไนโอเบียม หรือไนโอเบียม+ไทเทเนียมสูง [NbC, (NbTi)C และ G-phase] ทั้งนี้เนื่องจากไนโอเบียมมีน้ำหนักอะตอมมากกว่าโครเมียม รูปที่ 2.14 a-d โครงสร้างจุลภาคภายหลังการบ่มประกอบด้วยตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์ทุติยภูมิ โดยโลหะผสม HP-Nb เกิดการตกตะกอนสองเฟส คือ โครเมียมคาร์ไบด์ และ G-phase ซึ่งเกิดจากความไม่มีเสถียรภาพของไนโอเบียมคาร์ไบด์ที่อุณหภูมินี้⁽³⁾ แต่ในทางตรงกันข้ามไทเทเนียมยับยั้งการเปลี่ยนเฟสของไทเทเนียมไนโอเบียมคาร์ไบด์ไปเป็น G-phase ดังนั้นโลหะผสม HP-NbTi ประกอบด้วยสามเฟส คือ โครเมียมคาร์ไบด์ G-phase และไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์ ดังแสดงในรูปที่ 2.15 a-d

เนื่องจาก G-phase และไนโอเบียมคาร์ไบด์ (NbC) หรือไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์มีน้ำหนักอะตอมใกล้เคียงกันมากจึงไม่สามารถแยกได้โดยใช้เทคนิคอิเล็กตรอนสะท้อนกลับ



รูปที่ 2.13 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกวาดของ HP -Nb และ HP -NbTi ในสภาพหล่อ
 (a) HP -Nb โดยเทคนิคอิเล็กตรอนทุติยภูมิ
 (b) HP -Nb โดยเทคนิคอิเล็กตรอนสะท้อนกลับ
 (c) HP-NbTi โดยเทคนิคอิเล็กตรอนทุติยภูมิ
 (d) HP -NbTi โดยเทคนิคอิเล็กตรอนสะท้อนกลับ

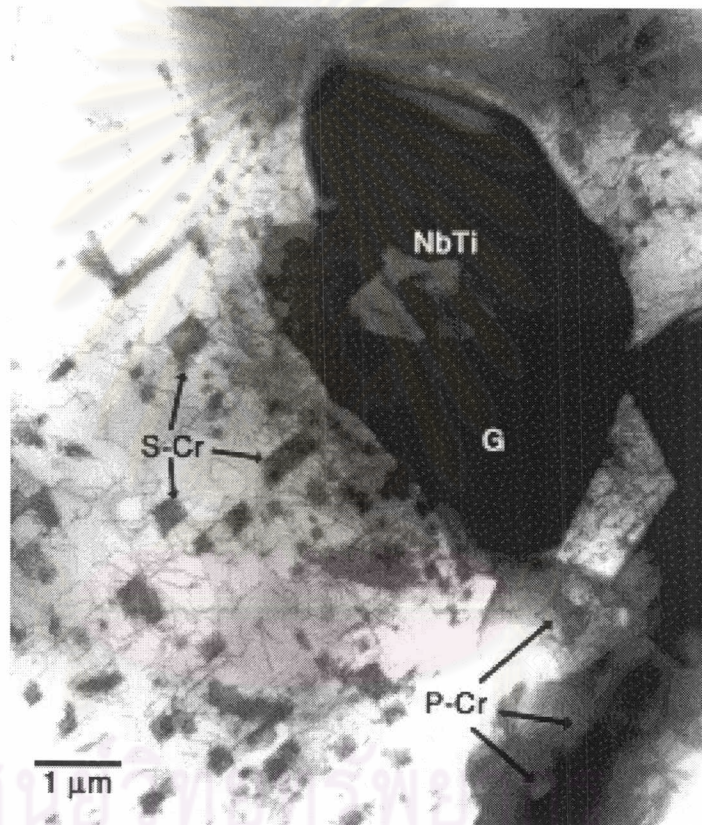


รูปที่ 2.14 โครงสร้างจุลภาคจากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกวาดของ HP-Nb และ HP-NbTi ภายหลังจากการบ่ม

- (a) HP -Nb โดยเทคนิคอิเล็กตรอนทุติยภูมิ
- (b) HP -Nb โดยเทคนิคอิเล็กตรอนสะท้อนกลับ
- (c) HP -NbTi โดยเทคนิคอิเล็กตรอนทุติยภูมิ
- (d) HP -NbTi โดยเทคนิคอิเล็กตรอนสะท้อนกลับ electron

ดังนั้นจึงต้องศึกษาด้วยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องผ่าน electron diffraction และวิเคราะห์ส่วนผสมเคมีด้วยเทคนิค EDS ซึ่งกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องผ่านนี้ยังสามารถตรวจสอบอนุภาคขนาดเล็กมากๆ ที่ไม่สามารถมองเห็นด้วยกล้องจุลทรรศน์แสงและกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกวาดได้ด้วย โดยโลหะผสม HP-NbTi โครงสร้างจุลภาคภายหลังจากการบ่มประกอบด้วยโครเมียมคาร์ไบด์ปฐมภูมิขนาดใหญ่ การเปลี่ยนรูปร่างบางส่วนของไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์ไปเป็น

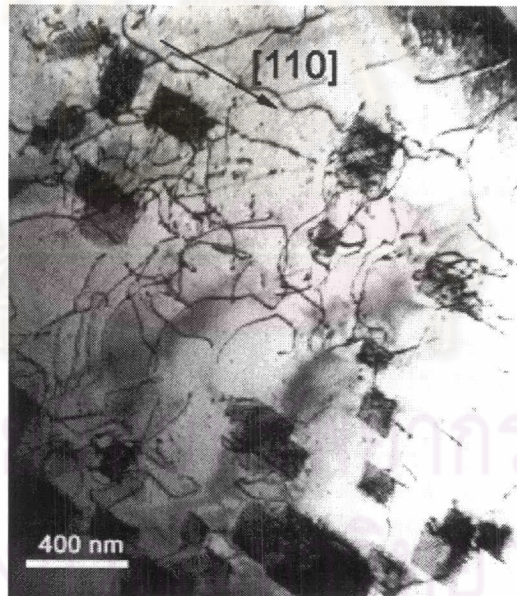
G-phase และสุดท้ายคือโครเมียมคาร์ไบด์ทุติยภูมิละเอียดในรูป cuboid-shaped ดังแสดงในรูป 2.15 และขยายบริเวณ G-phase ซึ่งล้อมรอบไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์ปฐมภูมิ ดังรูปที่ 2.16 และพบอนุภาคไทเทเนียมคาร์ไบด์ละเอียดตกตะกอนภายในเฟสนี้ด้วย นั่นคือไทเทเนียมไม่ละลายใน G-phase โครงสร้างจุลภาคของโครเมียมคาร์ไบด์ทุติยภูมิละเอียด ($M_{23}C_6$) มีทิศทางการตกตะกอนสัมพันธ์กับโครงสร้างพื้น $[110_{\text{carbide}}]//[110_{\gamma}]$ และอนุภาค quasi-cuboid ดังแสดงในรูปที่ 2.17 โครงสร้างพื้นฐานออสเทนไนท์, โครเมียม, ไนโอเบียม และไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์ โดยทั้งหมดมีโครงสร้างผลึกเป็น FCC ในขณะที่นิกเกิลไนโอเบียมซิลิไซด์มี superlattice เป็น FCC ที่ประกอบด้วย 116 อะตอมต่อหนึ่งหน่วยเซลล์



รูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาค bright field จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องผ่านของ HP-NbTi ภายหลังจากการบ่มโครงสร้างประกอบด้วยโครเมียมคาร์ไบด์ปฐมภูมิ (P-Cr), โครเมียมคาร์ไบด์ทุติยภูมิ (S-Cr) และ G-phase (G)

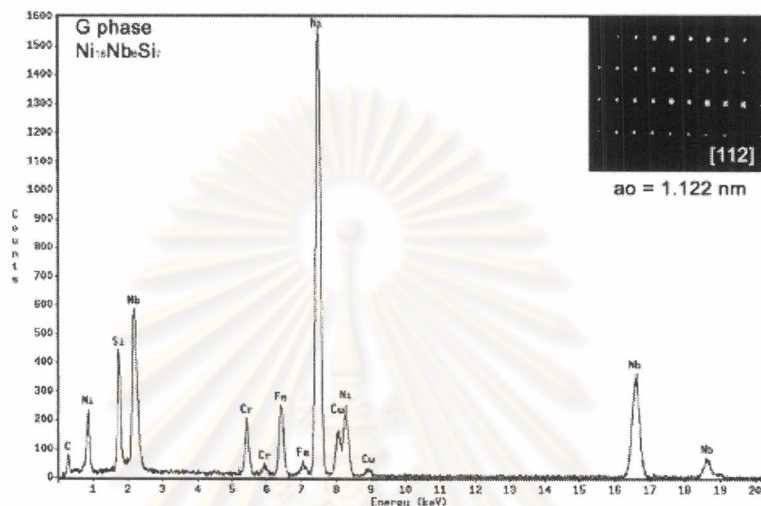


รูปที่ 2.16 ภาพขยายบริเวณ G-phase ในรูปที่ 2.15 โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยไทเทเนียมคาร์ไบด์ตกตะกอนบน G-phase

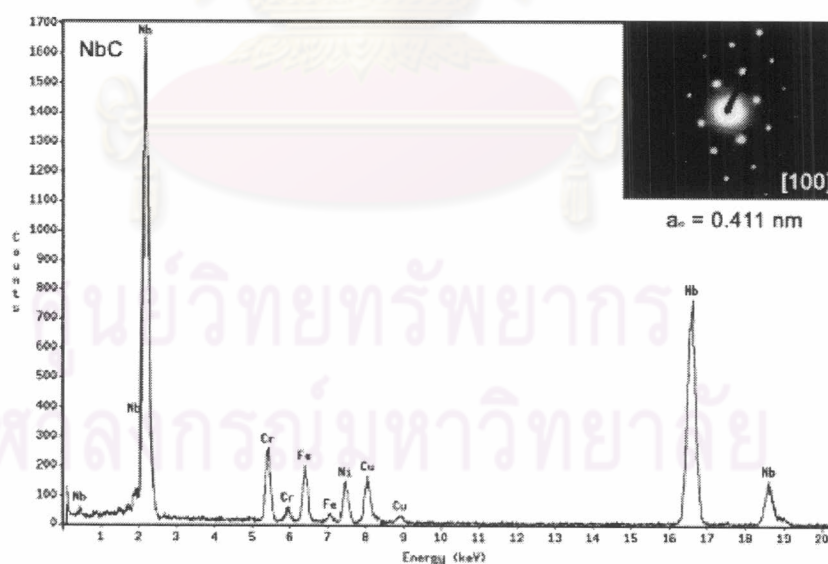


รูปที่ 2.17 โครงสร้างจุลภาค bright field จากกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องผ่านของ HP-NbTi ภายหลังจากการบ่ม แสดงทิศทางการตกตะกอนโครเมียมคาร์ไบด์ ทฤษฎีมินโครงสร้างพื้น $[110_{\text{carbide}}] // [110_{\gamma}]$

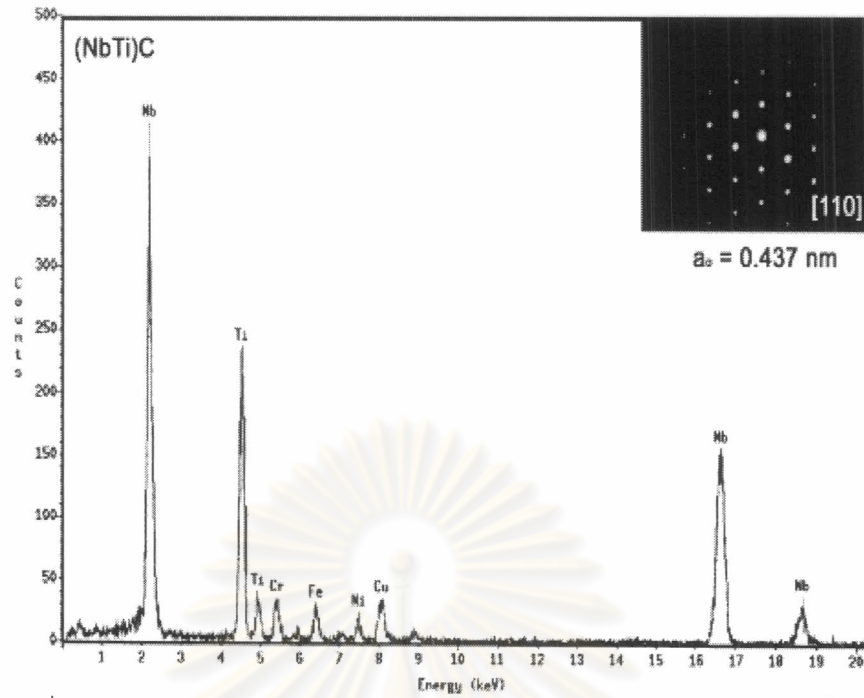
เพื่อให้การจำแนกเฟสต่างๆ สมบูรณ์ยิ่งขึ้นจำเป็นต้องใช้เทคนิค selected area diffraction และการคำนวณค่าคงที่ผลึกเข้าช่วย รูปที่ 2.18 แสดงสเปกตร้าของ G-phase ประกอบด้วยนิกเกิล, ไนโอเบียม และซิลิกอน และมีค่าคงที่ผลึกประมาณ 1.222 นาโนเมตร จากรูป diffraction pattern และจากผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมีด้วยเทคนิค EDS ก่อนหน้านี้ทำให้ทราบ stoichiometry ของเฟสนี้คือ $Ni_{16}Nb_7Si_6$



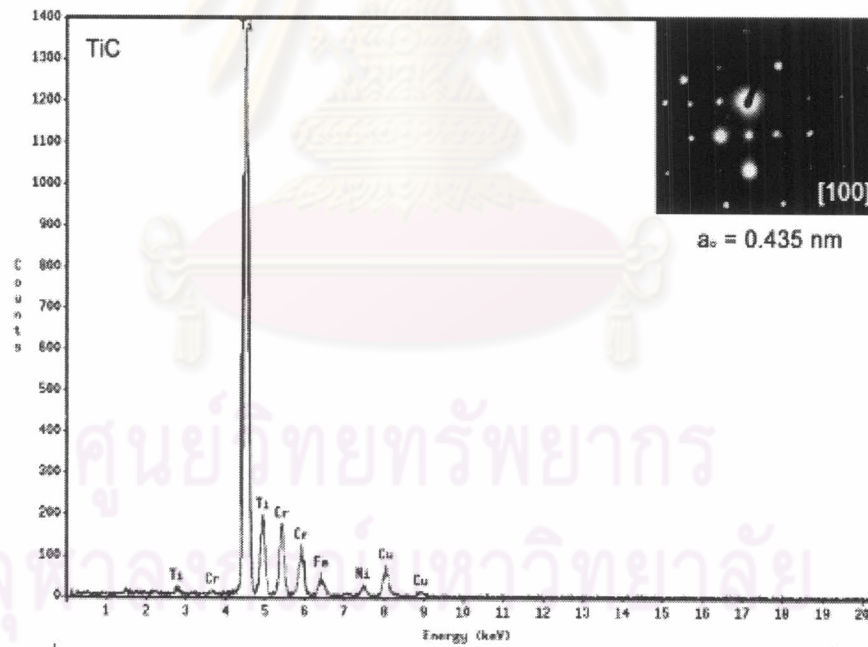
รูปที่ 2.18 สเปกตร้าของ EDS, ภาพ selected area diffraction และค่าคงที่ผลึกของ G-phase



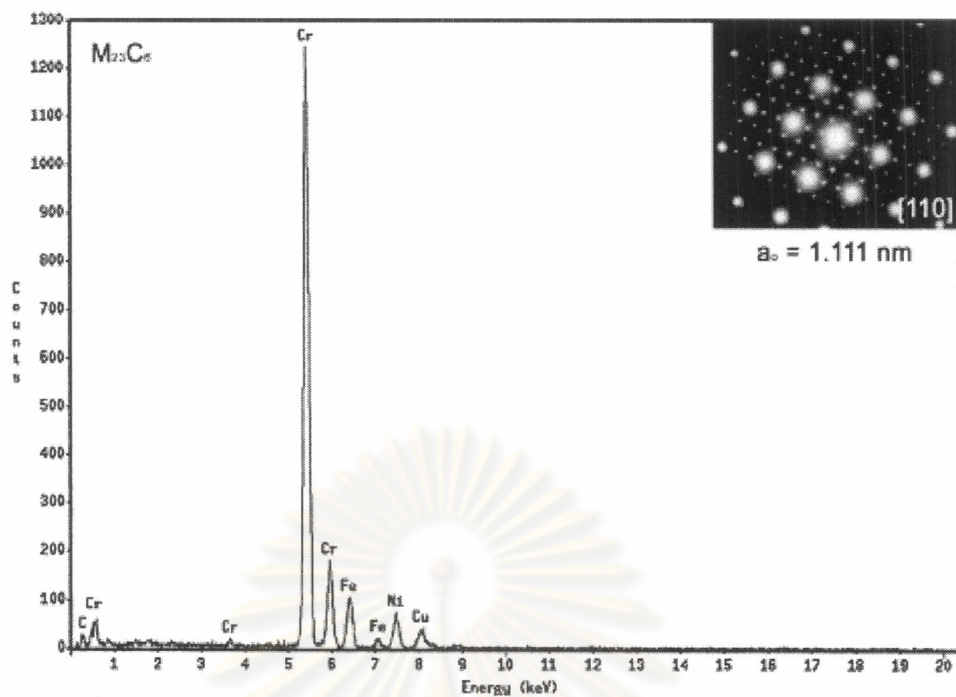
รูปที่ 2.19 สเปกตร้าของ EDS, ภาพ selected area diffraction และค่าคงที่ผลึกของ ไนโอเบียมคาร์ไบด์



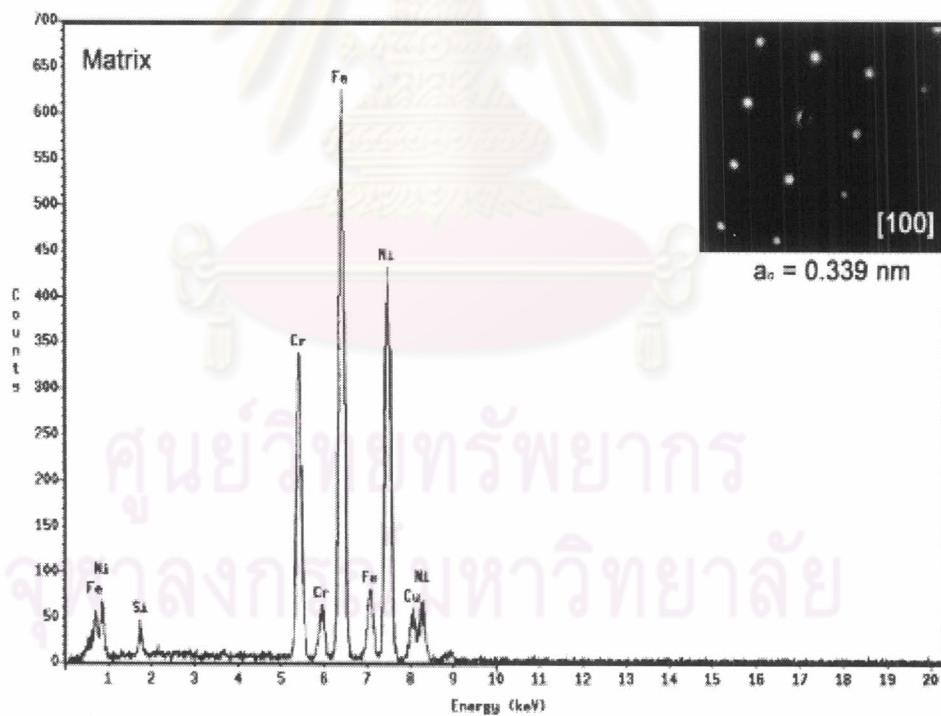
รูปที่ 2.20 สเปกตรัมของ EDS, ภาพ selected area diffraction และค่าคงที่ผลึกของไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์



รูปที่ 2.21 สเปกตรัมของ EDS, ภาพ selected area diffraction และค่าคงที่ผลึกของไทเทเนียมคาร์ไบด์



รูปที่ 2.22 สเปกตร้าของ EDS, ภาพ selected area diffraction และค่าคงที่ผลึกของโครเมียมคาร์ไบด์



รูปที่ 2.23 สเปกตร้าของ EDS, ภาพ selected area diffraction และค่าคงที่ผลึกของโครงสร้างพื้น

ลักษณะทางโลหวิทยาที่แสดงโดยกล้องจุลทรรศน์แสง กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องกวาดชนิดใช้เทคนิคอิเล็กตรอนสะท้อนกลับ และการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมีด้วยเทคนิค EDS กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนชนิดส่องผ่าน และภาพ selected area diffraction ทำให้สามารถแยกเฟสได้อย่างสมบูรณ์ทั้งในสภาพหล่อ และภายหลังการบ่ม ซึ่งผลที่ได้สอดคล้องกับธาตุไนโอเบียม และไนโอเบียมไทเทเนียมที่ผสมในโลหะผสม HP กล่าวคือ โลหะผสมในสภาพหล่อมมีส่วนผสมเคมีของโครเมียมคาร์ไบด์ปฐมภูมิชนิด $M_{23}C_6$ มีค่าคงที่ผลึก 1.111 นาโนเมตร ดังแสดงในรูปที่ 2.10 ถ้าเป็นโลหะผสม HP เดิม คาร์ไบด์จะเป็นชนิด M_7C_3 แต่เมื่อเติมไนโอเบียมและไทเทเนียมทำให้การแบ่งสัดส่วนของคาร์บอนทั้งหมดมีนัยสำคัญเนื่องจากจะถูกใช้ไปในการตกตะกอนไนโอเบียมคาร์ไบด์ และไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์ที่อุณหภูมิสูงกว่าช่วงอุณหภูมิการตกตะกอนของโครเมียมคาร์ไบด์ ผลที่ตามมาคืออัตราส่วน Cr/C จะสูงในช่วงที่มีการตกตะกอน ทำให้โครเมียมคาร์ไบด์ทุติยภูมิมี stoichiometric เหมือนคาร์ไบด์ปฐมภูมิ และมีการจัดเรียงตัวที่สัมพันธ์ (coherent) กับโครงสร้างพื้น

โลหะที่โมดิฟายโดยการเติมไนโอเบียมจะเกิดไนโอเบียมคาร์ไบด์และโครเมียมคาร์ไบด์ (รูปที่ 2.19) และ มีรูปร่าง "chinese script" ดังแสดงในรูปที่ 2.11 และรูปที่ 2.13 ในทางตรงกันข้ามโลหะผสมที่เติมทั้งไนโอเบียมและไทเทเนียมนั้น จะเกิดการตกตะกอนโครเมียมคาร์ไบด์และไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์ ดังแสดงในรูปที่ 2.20 แต่จะไม่พบไทเทเนียมคาร์ไบด์ในสภาพหล่อ แม้ว่าเติมทั้งไนโอเบียมและไทเทเนียมก็ตาม จากผลรวมของอะตอมของไนโอเบียมและไทเทเนียมในโลหะผสม HP-NbTi มีค่าน้อยกว่าอะตอมของไนโอเบียมในโลหะผสม HP-Nb จึงส่งผลให้มีสัดส่วนเชิงปริมาตรน้อยกว่า ดังนั้นจึงเกิด "chinese scrip" น้อยกว่า ดังรูปที่ 2.11 และ รูปที่ 2.13

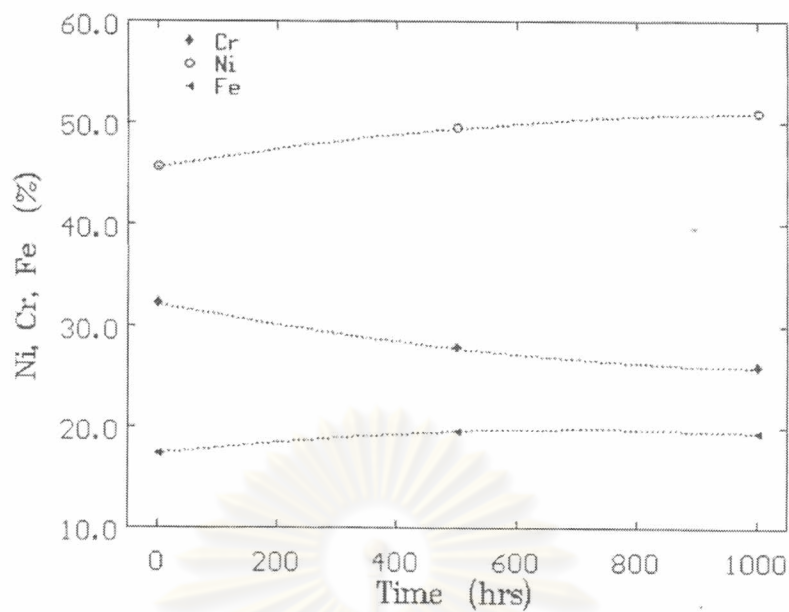
โลหะผสม HP-Nb ระหว่างการบ่มไนโอเบียมคาร์ไบด์ทั้งหมดจะเปลี่ยนรูปไปเป็น G-phase เนื่องจากไนโอเบียมคาร์ไบด์ไม่เสถียรในช่วงอุณหภูมินี้ สำหรับโลหะผสม HP-NbTi อนุภาคไนโอเบียมคาร์ไบด์จะเปลี่ยนรูปเพียงบางส่วนเท่านั้น ดังแสดงในรูปที่ 2.15 โดยใจกลางของอนุภาคยังคงมีไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์หลงเหลืออยู่ ขณะที่ด้านนอกจะเปลี่ยนไปเป็น G-phase และยังคงพบไทเทเนียมคาร์ไบด์ที่บริเวณนี้ด้วย ดังแสดงในรูปที่ 2.16 และ EDS spectrum ของ G-phase (รูปที่ 2.18) มีเฉพาะพีคของนิกเกิล ไทเทเนียม และไนโอเบียมซึ่งแสดงให้เห็นว่าไทเทเนียมไม่ละลายในเฟสนี้

โลหะผสม HP-NbTi เกิดการเปลี่ยนรูปบางส่วนไปเป็น G-phase เกิดการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุติยภูมิละเอียดกว่า กระจายตัวมากกว่า และเดนไดรท์ของโครงสร้างตาข่ายของคาร์ไบด์ต่อเนื่องน้อยกว่า ส่งผลให้พฤติกรรมการคืบของโลหะผสมชนิดนี้ดีกว่าโลหะผสม HP-Nb โดยผิวระหว่าง G-phase กับโครงสร้างพื้นเป็นบริเวณที่เกิดความเสียหายเนื่องจากการคืบได้ง่ายที่สุด และระหว่างการ

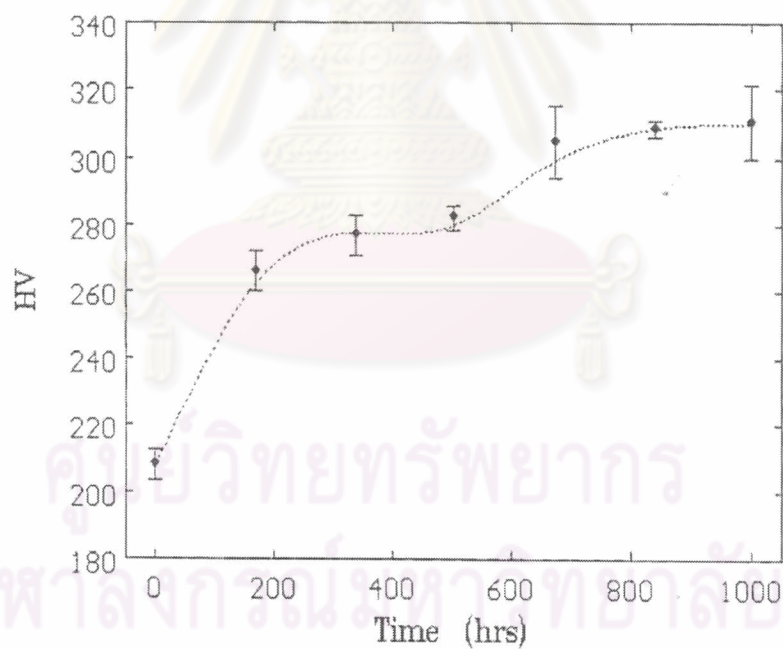
เปลี่ยนรูปปริมาตรของเฟสจะเพิ่มขึ้น ทำให้พลังงานระหว่างผิวเพิ่มขึ้น แต่โลหะผสม HP-NbTi มี ปริมาณของ G-phase น้อยกว่า ดังนั้นพลังงานระหว่างผิวก็น้อยกว่าด้วย

จากผลการทดลองทั้งหมดสามารถสรุปได้ว่าความเข้มข้นของไนโอเบียม และไทเทเนียมที่เติม ในโลหะ HP เป็นตัวกำหนดรูปร่างโครงสร้างจุลภาคในสภาพหล่อ และสภาพที่ผ่านการบ่มแล้ว และ ไนโอเบียมยังทำให้เกิดรูปร่าง "chinese script" ปฐมภูมิ สำหรับไทเทเนียมทำให้เกิดการตกตะกอนทุติย ภูมิมีขนาดละเอียดกว่าและกระจายตัวดีกว่า และทำหน้าที่เป็นตัวยับยั้งและควบคุมการเปลี่ยนรูปของ ไนโอเบียมไทเทเนียมคาร์ไบด์ไปเป็น G-phase โดยปฏิกิริยาการเปลี่ยนรูปนี้เริ่มเกิดจากด้านนอกแล้ว ต่อเนื่องเข้าสู่ใจกลางของเฟส และ G-phase ไม่สามารถละลายไทเทเนียมทำให้สัดส่วนเชิงปริมาตร ของ G-phase ที่พบในโลหะ HP-NbTi มีน้อยกว่า นอกจากนี้ไทเทเนียมยังช่วยให้การตกตะกอนทุติย ภูมิมีขนาดละเอียดกว่าและกระจายตัวดีกว่า และโครงสร้างตาข่ายของคาร์ไบด์มีความต่อเนื่องน้อย กว่า อีกทั้งสัดส่วนเชิงปริมาตรของ G-phase ก็น้อยกว่าด้วย ส่งผลให้มีสมบัติการคืบดีกว่าเมื่อ เปรียบเทียบกับโลหะที่ผสม Nb ธาตุเดียว

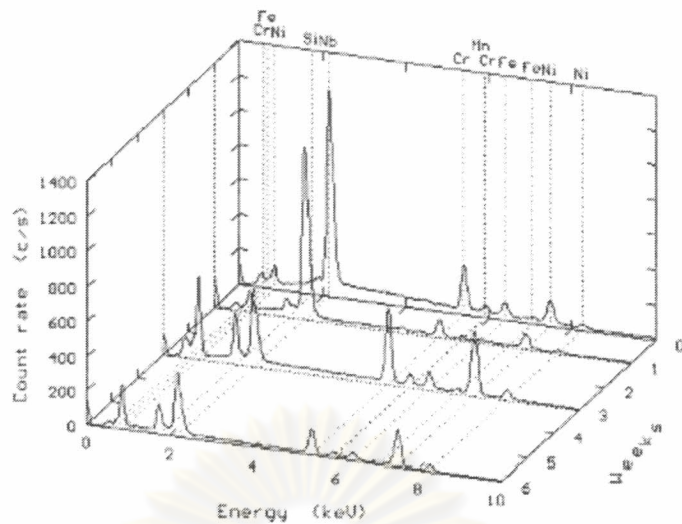
นาย Jolián Rodríguez และคณะ⁽¹³⁾ ได้ศึกษาโครงสร้างจุลภาคและความแข็งของโลหะผสม KHR45 ซึ่งมีส่วนผสมทางเคมีดังนี้ 0.39% C 1.30% Si 0.84% Mn 33.1% Cr 20.2% Fe 0.42% Nb และ Ni bal. wt% ภายหลังจากการบ่มเป็นเวลาหกสัปดาห์ที่อุณหภูมิ 750 °C พบว่าโครงสร้างจุลภาคใน สภาพที่รับประทานประกอบด้วยโครงสร้างพื้นออกสเทนไนท์เนื่องจากส่วนผสมที่มีนิกเกิลสูง และโครงสร้างตา ข่ายของคาร์ไบด์ปฐมภูมิสองชนิดคือโครเมียมและไนโอเบียม ภายหลังจากบ่มเป็นเวลาหนึ่งสัปดาห์ที่ อุณหภูมิ 750 °C โครงสร้างจุลภาคประกอบด้วยอนุภาคของคาร์ไบด์ทุติยภูมิในรูปเข็มในระนาบ 110 ซึ่งเป็นระนาบที่มักเกิดนิวเคลียสและการโตของนิวเคลียส $Cr_{23}C_6$ ซึ่งสอดคล้องกับผลการวิเคราะห์ สารประกอบด้วย XRD ในตัวอย่างที่ทำการบ่มที่อุณหภูมิ 850 °C และผลการวิเคราะห์ส่วนผสมเคมี บริเวณโครงสร้างพื้นซึ่งพบว่าโครเมียมลดลง ดังแสดงในรูปที่รูปที่ 2.24 นอกจากนี้พบว่าเกิดบริเวณที่ไม่ เกิดการตกตะกอน (precipitate free zone ;PFZ) ใกล้กับโครเมียมคาร์ไบด์ปฐมภูมิด้วย และจากผล การทดสอบความแข็ง (HV 200g) แบ่งความแข็งออกเป็นสองช่วงขึ้นกับเวลาของการบ่ม โดยช่วงแรก ที่เวลา 200-500 ชม. มีความแข็งประมาณ 270HV และช่วงที่สองมีความแข็งประมาณ 310HV จากรูปที่ 2.25 ขึ้นตัวอย่างที่บ่มเป็นเวลาสามและหกสัปดาห์พบว่าคาร์ไบด์ที่มีไนโอเบียมสูงเกิดการเปลี่ยนแปลง เฟส ซึ่งสังเกตได้จากปริมาณของไนโอเบียมที่ลดลงแต่ปริมาณของนิกเกิลและซิลิกอนเพิ่มขึ้น เรียกเฟส ใหม่ที่ว่า G-phase ดังแสดงในรูปที่ 2.26 สำหรับโครเมียมคาร์ไบด์ปฐมภูมิไม่ได้รับผลกระทบจาก การบ่ม ซึ่งสังเกตได้จากปริมาณของโครเมียมค่อนข้างคงที่ ดังแสดงในรูปที่ 2.27



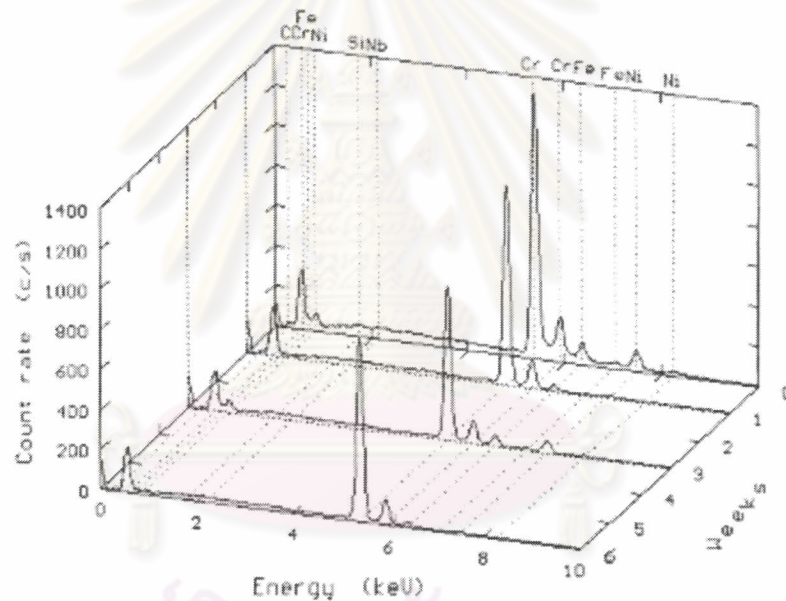
รูปที่ 2.24 การเปลี่ยนแปลงปริมาณธาตุผสมนิกเกิล โครเมียม และเหล็กบริเวณโครงสร้างพื้นของชิ้นตัวอย่างภายหลังจากการบ่มที่อุณหภูมิ 750 °ซ ที่เวลาต่างๆ



รูปที่ 2.25 ความแข็ง (HV200g) ของชิ้นตัวอย่างภายหลังจากการบ่มที่อุณหภูมิ 750 °ซ ที่เวลาต่างๆ



รูปที่ 2.26 สเปกตร้า EDS ของไนโอเบียมคาร์ไบด์ปฐุมภูมิของขึ้นตัวอย่างภายหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 750 °ซ ที่เวลาต่างๆ



รูปที่ 2.27 สเปกตร้า EDS ของโครเมียมคาร์ไบด์ปฐุมภูมิของขึ้นตัวอย่างภายหลังการบ่มที่อุณหภูมิ 750 °ซ ที่เวลาต่างๆ

จะเห็นว่างานวิจัยส่วนใหญ่จะให้ความสำคัญกับการจำแนกเฟสต่างๆ ที่เกิดขึ้น เนื่องจากเฟสเหล่านี้มีผลต่อคุณสมบัติกลและความสามารถใช้งานที่อุณหภูมิสูงของโลหะผสมเหล็กนิกเกิล โครเมียม ดังนั้นในงานวิจัยนี้ไม่เพียงสนใจคุณสมบัติกลภายหลังการอบด้วยความร้อนเท่านั้น แต่ยังให้ความสนใจต่อตัวแปรทางจลนพลศาสตร์ และสร้างแผนภูมิ TTP ของการตกตะกอนของคาร์ไบด์ทุกชนิดด้วย ซึ่งจะได้นำไปใช้ประโยชน์การอบด้วยความร้อนและการเชื่อมต่อไป