

High Temperature Properties of wrought Nickel base Superalloy in creep – fatigue conditions

Panyawat WANGYAO¹, Ekasit NISARATANAPORN¹, Jozef ZRNIK², Vladimir VRCHOVINSKY², Peter HORNAK²

¹Department of Metallurgical Engineering Faculty of Engineering Chulalongkorn University ,

²Department of Materials Science Technical University of Kosice

Abstract

This research was aimed to investigate the three types of creep behaviour on a wrought nickel base superalloy grade EI 698 VD. Three creep tests were categorised as follows : 1) Normal creep with constant applied load and temperature. 2) Isothermal cyclic creep. 3) Cyclic creep with additional thermomechanical fatigue stress component. Creep tests in article 2) and 3) were abbreviated to the simpler names as cyclic creep I and cyclic creep II respectively in this report. In addition, the effect of varring parameters, such as individual tensile hold periods (holding time) with a constant temperature and hold period with the thermomechanical fatigue stress, was studied. The results of deformation behaviour from both tests mentioned above were compared with that of normal creep (article 1). The results indicated that the fracture life time of cyclic creep I was longer than that of normal creep. Whereas an increase in the fracture life time was proportional to the duration of the individual hold periods. For cyclic creep II test it was found that the fracture life time was highest in comparis on with those normal creep and cyclic creep I.

คุณสมบัติของนิกเกิลเบสซูเปอร์อัลลอยด์ที่ผ่านกระบวนการ รีดร้อน ในสภาวะผสมระหว่างความคืบและความล้า

ปัญญาวัชร วัชยาว¹, เอกสิทธิ์ นิสารัตนพร¹, โจเซฟ เซรอนนิค², วราดิเมียร์ เคอะวีนสกี², ปีเตอร์ ฮอนยัค²
¹ภาควิชาวิศวกรรมโลหการ คณะวิศวกรรมศาสตร์ จุฬาลงกรณ์มหาวิทยาลัย, ²ภาควิชาวัสดุศาสตร์ มหาวิทยาลัยโคซิช

บทคัดย่อ

การศึกษาวิจัยนี้มีจุดประสงค์ที่จะศึกษาพฤติกรรมของโลหะผ่านการรีดร้อนนิกเกิลเบสซูเปอร์อัลลอยด์ เกรด EI 698 VD ที่ได้รับการทดสอบความคืบต่างๆกัน 3 แบบ ดังนี้ 1) ความคืบปกติ (Normal creep) ที่มีแรงดึงและอุณหภูมิ คงที่ 2) ความคืบที่มีแรงดึงคงที่มากกระทำเป็นช่วงๆที่อุณหภูมิสูง (Isothermal cyclic creep) 3) ความคืบที่มีการเปลี่ยนแปลงแรงดึงคงที่มากกระทำเป็นช่วงๆพร้อมกับที่มีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ (Cyclic creep with additional thermomechanical fatigue stress component) ความคืบในแบบที่ 2 และ 3 ในรายงานวิจัยฉบับนี้จะเรียกว่า Cyclic creep I และ Cyclic creep II ตามลำดับ นอกจากนี้ยังศึกษาถึงผลกระทบของการเปลี่ยนแปลงตัวแปรต่างๆ ใน Cyclic creep I และ Cyclic creep II เช่น ระยะเวลาในการดึงแต่ละช่วง (Holding time) ในกรณีอุณหภูมิคงที่และในกรณีอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงขึ้นลง ตามขนาดของแรงดึง ผลการทดสอบทั้งสองแบบนี้ได้นำไปเปรียบเทียบกับผลที่ได้จากการทดสอบความคืบปกติ (แบบที่ 1) ผลการศึกษาวิจัยนี้แสดงว่า Cyclic creep I จะมีอายุถึงจุดแตกหักสูงกว่าแบบความคืบปกติ โดยที่อายุการทดสอบแบบนี้จะแปรผันกับระยะเวลาในช่วงการให้แรงดึงคงที่กระทำ (Holding time, Dt) ผลการทดสอบ Cyclic creep II พบว่าจะมีอายุถึงจุดแตกหักสูงกว่าการทดสอบความคืบทั้งแบบปกติและ Cyclic creep I

คำนำ

นิกเกิลเบสซูเปอร์อัลลอยด์ เป็นโลหะนิกเกิลผสมที่ใช้ในอุณหภูมิสูงเป็นส่วนมากเพราะคุณสมบัติเชิงกลด้านความแข็งแรงสูงอันเนื่องมาจากเฟสที่สองมีขนาดเล็กละเอียดและกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอในเนื้อโลหะพื้น (Matrix) และทำหน้าที่ไปขัดขวางการเคลื่อนที่ของดิสโลเคชันทำให้เพิ่มความต้านทานความเค้นโดยจะไปเพิ่มค่าความเค้น (Flowstress) และ/หรือเพิ่มการสะสมของดิสโลเคชันในกรณีของ Work hardening และ / หรือโดยการลดอัตราความคืนตัว (Recovery)[1]

โลหะชนิดนี้ส่วนใหญ่ จะถูกผลิตเป็นชิ้นส่วนเพื่อรับแรง และอุณหภูมิสูงในเครื่องยนต์ก๊าซเทอร์โบนิกเกิลผสมที่ใช้ในการศึกษาวิจัยนี้คือโลหะนิกเกิลผสมเกรด EI 698 VD ที่ผ่านกระบวนการรีดร้อน และการอบชุบความร้อนซึ่งใช้เป็นส่วนประกอบของเครื่องยนต์ในเครื่องบินเจ็ต ดังนั้นชิ้นส่วนต้องมีคุณสมบัติในด้านความต้านทานต่อความเค้น ความล้า หรือสภาวะผสมระหว่างความเค้นและความล้าที่อุณหภูมิสูงรวมถึง Thermal shock แต่ในสภาพการทำงานจริง ๆ ชิ้นส่วนจะรับแรงที่มีการเปลี่ยนแปลงตลอดเวลา ทั้งที่อุณหภูมิสูงคงที่และที่อุณหภูมิที่มีการเปลี่ยนแปลงตามจังหวะของแรง ดังนั้นในการทดสอบความเค้นปกติและความล้าปกติจึงจำลองสภาวะการทำงานที่ไม่สมจริง ซึ่งในสภาวะการทำงานจริงจะมีการเปลี่ยนรูปเกิดขึ้นได้ภายใต้สภาวะผสมระหว่างความเค้นและความล้าทั้งที่อุณหภูมิสูงคงที่ และอุณหภูมิเปลี่ยนแปลงขึ้นลงตามจังหวะของแรง

ในการทดสอบแบบสภาวะผสมระหว่างความเค้นและความล้าทั้งสองแบบนี้จะมีการศึกษาของผลกระทบของระยะเวลา (Holding time, Δt) ที่กระทำต่อพฤติกรรมเปลี่ยนรูปของโลหะผสมชนิดนี้จากการศึกษาที่ผ่านมา

[2 – 6] พบว่าผลของแรงดึงคงที่กระทำเป็นช่วง ๆ สามารถส่งผลทั้งในการหน่วงและการเร่งของอัตราความคืบ (Creep rate) ดังนั้นในงานวิจัยนี้จะเน้นศึกษาลักษณะ/พฤติกรรมเปลี่ยนรูปของโลหะโดยการจำลองการทดสอบแบบ Cyclic creep I และ II นี้จะมีลักษณะคล้ายกับสภาวะจริงที่ชิ้นส่วนต้องรับในการทำงานของเครื่องยนต์ เครื่องบินโดยมีขั้นตอนจำลองสภาวะเริ่มต้นที่เครื่องยนต์ทำงานจนถึงสภาวะที่เครื่องยนต์รักษาเพดานบินในระยะเวลาดังกล่าว กัน ดังตารางการทดสอบและสภาวะสุดท้ายที่ชลอการทำงานของเครื่องยนต์จนถึงจุดหยุดทำงาน

ขั้นตอนการทดสอบ

ส่วนผสมทางเคมี(โดย นน.%) ของโลหะนิกเกิลผสมเกรด EI 698 VD แสดงไว้ในตารางที่ 1

ขั้นตอนการอบชุบที่ผ่านกระบวนการอบชุบทางความร้อน 3 ขั้นตอนดังนี้คือ

1. การทำ Solutionising ที่ 1100°C นาน 8 ชม. หลังจากนั้นใช้อากาศเป่าให้เย็นตัว จะได้โครงสร้างที่มีเนื้อโลหะพื้นเป็นเฟสแกมมา (γ) และคาร์ไบด์ขนาดใหญ่อยู่ในเนื้อโลหะพื้นนี้
2. การทำ Primary precipitation annealing ที่ 1000°C นาน 4 ชม. หลังจากนั้นใช้อากาศเป่าให้เย็นตัวในขั้นตอนนี้จะได้เฟสแกมมาไพรม์ (γ') แยกตัวออกมาโดยมีขนาดเฉลี่ย 20 nm ปนอยู่ในเนื้อโลหะพื้น
3. การทำ Secondary precipitation annealing ที่ 775°C นาน 16 ชม. หลังจากนั้นใช้อากาศเป่าให้เย็นตัวจะได้เฟสแกมมาไพรม์(γ')โตขึ้นมีขนาดใกล้เคียงกันโดยมีขนาดเฉลี่ย 50 nm และทำให้คาร์ไบด์มีขนาดเล็กลง

ตารางที่ 1 ส่วนผสมทางเคมีของโลหะนิกเกิลผสมเกรด EI 698 VD

ธาตุผสม	C	Cr	Al	Ti	Mo	Nb	Fe	Si	Mn	S	P	Ni
wt%	0.08	13-16	1.3-1.7	2.3-2.7	2.8-3.2	1.8-2.2	max 2.0	max 0.6	max 0.4	max 0.007	max 0.015	bal

ผลจากการทำการอบชุบความร้อนทำให้ได้โครงสร้างจุลภาคที่พหุผลึกมีขนาดสม่ำเสมอเฟสแกมมาไพร์ม(γ') มีรูปร่างทรงกลมขนาดประมาณ 50 nm กระจายตัวอย่างสม่ำเสมอและมีการยึดเหนี่ยวอย่างสมบูรณ์(Full coherency) กับเนื้อโลหะพื้น [7] อัตราส่วนเฟสแกมมาไพร์มต่อเนื้อโลหะพื้นมีมากกว่า 40% โดยปริมาตร ภาพโครงสร้างจุลภาคตรวจสอบโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (Transmission electron microscope, TEM) แสดงไว้ในรูปที่ 1

การทดสอบความเค้นปกติได้ทำขึ้นภายใต้สภาวะบรรยากาศ โดยอยู่ในเตาอบของเครื่องทดสอบความเค้นชนิดดึงซึ่งจะให้แรงดึงคงที่ตลอดเวลาของการทดสอบจนกว่าชิ้นทดสอบจะแตกขาด โดยใช้แรงดึงเริ่มต้นที่เทียบเป็นค่าความเค้นเท่ากับ 612 706 740 760 และ 850 MPa ตามลำดับ โดยค่าความเค้นเริ่มต้นจะเปลี่ยนแปลงไปตามการเปลี่ยนแปลงพื้นที่หน้าตัดของชิ้นทดสอบ เนื่องจากการเปลี่ยนรูปของวัสดุอุณหภูมิที่ใช้คือ 650 °C โดยกำหนดตำแหน่งติดตั้งเทอร์โมคัปเปิลไว้ตรงกึ่งกลางของชิ้นทดสอบ ระยะยึดของชิ้นทดสอบวัดโดยใช้ Extensometer ที่มีขาจับยึดติดกับหัวท้ายของชิ้นทดสอบ

ในการทดสอบสภาวะผสมระหว่างความเค้นความล้าใน Cyclic creep I และ II มีรายละเอียดดังนี้

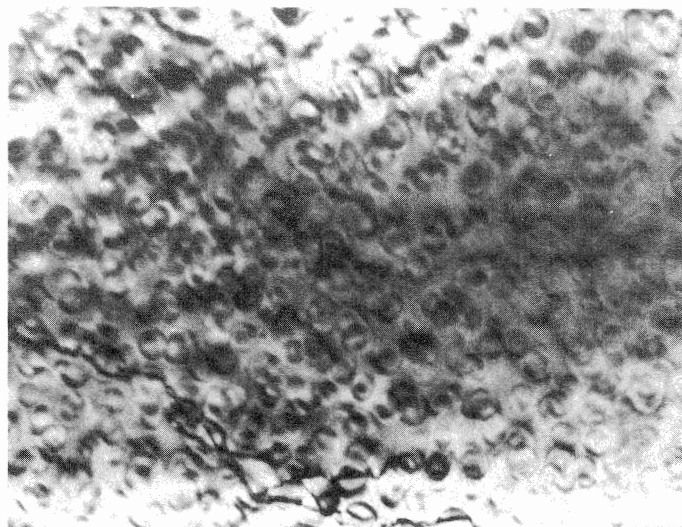
Cyclic creep I

การทดสอบแบบนี้ทำขึ้นโดยมีสภาวะที่ใช้แรงดึงคงที่มากกระทำเป็นช่วงเป็นระยะเวลาแต่ละช่วงเท่ากันและทำการ

เปลี่ยนแปลงช่วงเวลา 3 ค่าคือ 1,3 และ 5 ชม. ตามลำดับ กำหนดให้ความเค้นสูงสุดเริ่มแรก (R_{max}) 740 MPa และอุณหภูมิคงที่ 650 °C โดยจะทดสอบในเครื่องทดสอบความเค้นแบบดึงที่มีอุปกรณ์ปรับระดับแรงที่ใช้ดึงได้ภาพเล็กใน รูปที่ 2 แสดงถึงแผนภูมิของสภาวะการทดสอบและผลการทดสอบทางด้านการแปรรูปเวลาสำหรับการเพิ่มและลดแรงดึงเท่ากับ 1 นาที ในทุกขั้นตอนสุดท้ายของการให้แรงดึงคงที่จะลดความเค้นเหลือ(R_{min}) 20 MPa เพื่อรักษาสถานะทดสอบให้อยู่ในสภาวะดึงเพื่อป้องกันการบิดงอของชิ้นทดสอบ

Cyclic creep II

การทดสอบแบบนี้จะคล้ายกับแบบ Cyclic creep I เพียงแต่จะมีการเพิ่มในส่วนของการควบคุมอุณหภูมิ โดยจะมีการเปลี่ยนแปลงอุณหภูมิตามลักษณะของแรงดึงที่กระทำ (ภาพเล็กในรูปที่ 3) การเพิ่มอุณหภูมิจะเริ่มจากต่ำสุด (T_{min}) 50 °C ถึงสูงสุด (T_{max}) 650 °C ก่อนที่จะมีการเพิ่มแรงดึงถึง R_{max} (0→1) จากนั้นจะคง T_{max} และ R_{max} ไว้ตามระยะเวลา (Δt) ที่กำหนด(1→2) แล้วจึงลดอุณหภูมิจาก T_{max} ไปสู่ T_{min} และลดแรงดึงเหลือ R_{min} (2→3) แล้วจึงเริ่มวัฏจักรใหม่ซ้ำไปเรื่อยๆ จนกว่าชิ้นทดสอบแตกขาด การทำให้ชิ้นทดสอบเย็นตัวทำได้โดยใช้พัดลมเป่าระยะเวลาที่ใช้ในการทำให้ชิ้นทดสอบเย็นตัวและ



รูปที่ 1 โครงสร้างจุลภาคอิเล็กตรอนแบบส่องผ่านแสดงถึงเนื้อพื้นและเฟสแกมมาไพร์ม (x 50000 เท่า)

ทำการลดแรงดึงประมาณ 3 นาที ส่วนระยะเวลาการเพิ่มอุณหภูมิและแรงดึงใช้เวลาประมาณ 2 นาที การเพิ่มอุณหภูมิทำได้โดยใช้เครื่องมือทดสอบแบบความต้านทานไฟฟ้า (Resistant heating) และควบคุมอุณหภูมิโดยเทอร์โมคัปเปิลที่เชื่อมต่อกับตอนกลางของชิ้นทดสอบสำหรับเป็นสัญญาณป้อนกลับ การยึดตัวเนื่องจากการเปลี่ยนรูปวัดได้โดยใช้ Extensometer ยึดติดกับส่วน หัวท้ายของชิ้นทดสอบ

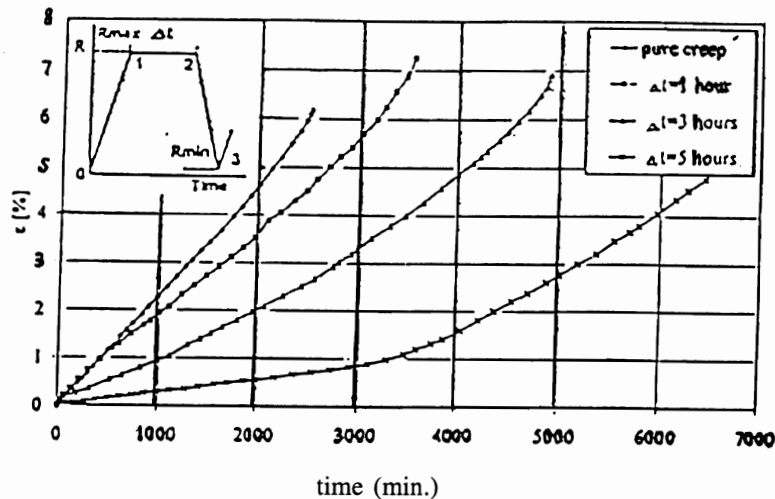
ลักษณะของโครงสร้างจุลภาคศึกษาได้โดยใช้กล้องจุลทรรศน์แบบแสง (Optical microscope) และกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM) ชิ้นทดสอบที่หักขาดหลังการทดสอบแล้วจะถูกนำไป ตัดขนาดนกับแกนของชิ้นงานเพื่อศึกษาถึงการเปลี่ยนแปลงลักษณะโครงสร้างจุลภาคขนาด และรูปร่างของเฟสแกมมาไพร์ม และโครงสร้าง

ของดิสโลเคชันผิวของการแตกหักจะถูกศึกษาโดยกล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอน แบบส่องกวาด (Scanning electron microscope, SEM)

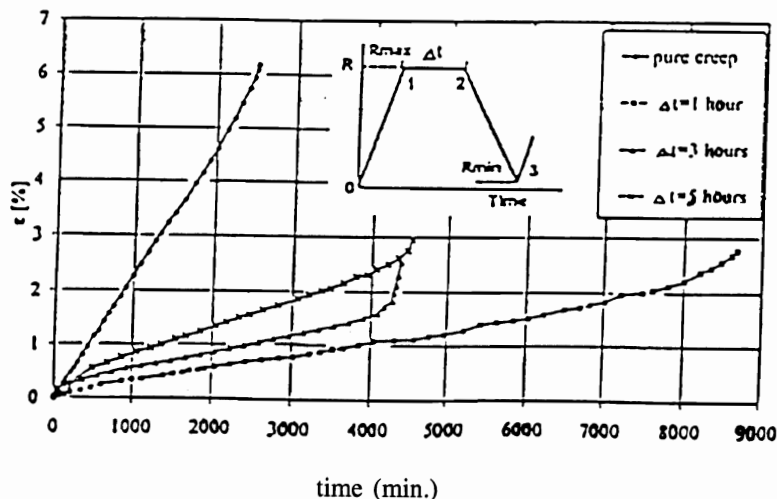
ผลการทดสอบและการวิเคราะห์

การทดสอบความคืบแบบปกติ

การทดสอบความคืบแบบแรงดึงคงที่โดยมีระดับความเค้นเริ่มแรกต่างๆ ดังกล่าวข้างต้น พบว่าการเพิ่มความเค้นเริ่มต้นส่งผลให้อัตราความคืบ (Creep rate) เพิ่มขึ้น (รูป 4) ซึ่งผลที่ได้นี้สอดคล้องกับงานศึกษาที่ผ่านมา [8-11] กราฟระหว่างความเค้นกับเวลาของความคืบที่มีระดับความเค้นเริ่มแรก 740 MPa ได้แสดงไว้ในรูปที่ 2 และ 3 ด้วยเพื่อเปรียบเทียบกับ Cyclic creep I และ II



รูปที่ 2 แผนภูมิของสภาวะทดสอบและผลการทดสอบแบบ Cyclic creep I



รูปที่ 3 แผนภูมิของสภาวะการทดสอบและผลการทดสอบแบบ Cyclic creep II

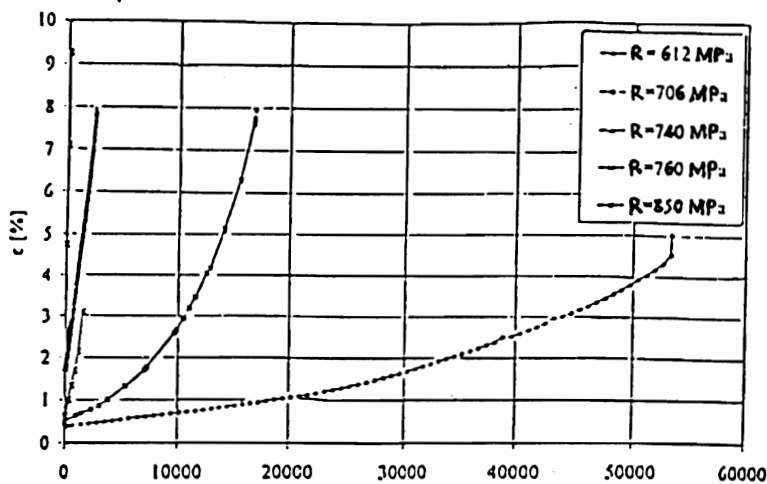
Cyclic creep I

รูปที่ 2 แสดงถึงความสัมพันธ์ระหว่างความเครียดและอายุขันทดสอบ (Life time) ผลกระทบของระยะเวลาที่ให้แรงดึงคงที่ในช่วงเวลา (Holding time, Δt) 1 3 และ 5 ชม. พบว่าอายุขันทดสอบเพิ่มขึ้นเมื่อกำหนดช่วงระยะเวลา (Δt มากขึ้น เมื่อเปรียบเทียบกับความเค้นปกติอายุขันทดสอบแบบ Cyclic creep I ที่ Δt ต่างๆ จะมีค่าสูงกว่า ในขณะที่อัตราความเค้นก็จะต่ำกว่าด้วย พฤติกรรมแบบนี้คล้ายกับการทดสอบใน IN 738 LC [6] ที่ Δt มากขึ้นทำให้อายุขันทดสอบเพิ่มขึ้นตาม จากผลการทดลองสามารถวิเคราะห์ได้ว่าการแตกหักนี้เกิดขึ้นเนื่องจากผลการสะสมความเค้นที่เกิดขึ้นในแต่ละช่วงของการให้แรงดึงคงที่กระทำแต่จะไม่สอดคล้องกับสมการของ Linear cumulative law [11] ของการคำนวณหาอายุที่สภาวะผสมระหว่างความเค้นกับความล้า ($N/N_f + t/t_f = 1$)

โดยที่ N_f = จำนวนรอบถึงการแตกหักเนื่องจากความล้าอย่างเดียว
 N = จำนวนรอบถึงการแตกหักเนื่องจากสภาวะผสม
 t = ระยะเวลาถึงการแตกหักในแต่ละ Δt รวมกัน
 t_f = ระยะเวลาถึงการแตกหักเกิดขึ้นเนื่องจากความเค้นอย่างเดียว

ผลการทดลองที่ได้จะไม่เป็นสมการเส้นตรงโดยเฉพาะ t/t_f จะมีค่ามากกว่า 1 เสมอที่เกิดขึ้นใน Cyclic creep I ของทุกช่วง Δt (1 3 และ 5 ชม.) พฤติกรรมที่ไม่เป็นไปตามสมการ Linear cumulative law นี้จะสอดคล้องกับผลที่ได้จากการทดสอบที่ผ่านมาของสภาวะผสมระหว่างความเค้นกับความล้าของ Nimonic 75 และ IN 738 LC [4,6]

พฤติกรรมที่เกิดขึ้นในการทดลอง Cyclic creep I นี้เทียบกับความเค้นปกติ อาจอธิบายได้โดยกลไกของ Static softening process ที่เกิดขึ้นในช่วงที่ปลดแรงกระทำ (Unload interval) แต่ไม่เปลี่ยนแปลงอุณหภูมิ (T คงที่ = 650°C) เพราะในช่วงเวลาดังกล่าว ความหนาแน่นของดิสโลเคชันที่เกิดขึ้นในช่วง Δt มีปริมาณลดลง ดังนั้นการสะสมของดิสโลเคชันก็มึ้น้อยทำให้ความเครียดเกิดขึ้นน้อยนั่นก็คือยังมีจำนวนช่วงปลดแรงกระทำมากขึ้นก็จะทำให้เกิดอัตราการเกิดความเครียดน้อยลงซึ่งสอดคล้องกับการศึกษาที่ผ่านมา [2-6] อย่างไรก็ตามจากกราฟรูปที่ 2 พบว่าการเพิ่ม Δt เช่นที่ ($\Delta t=1$ ชม. ไปยัง 5 ชม.) ของโลหะผสมชนิดนี้กลับไม่สอดคล้องกับพฤติกรรมที่กล่าวข้างต้น ซึ่งอาจจะอธิบายได้ในกรณีผลของอิทธิพลความเค้นแบบปฐมภูมิ (Primary creep) เกิดมากยิ่งขึ้นเมื่อ Δt ต่ำ ดังนั้นอัตราการคืบ (Strain rate ของกราฟ) จึงสูงขึ้นตามซึ่งเรียกว่าการเกิด Cyclic creep accelerate



รูปที่ 4 กราฟแสดงความสัมพันธ์ระหว่างการแปรรูปและเวลาของความเค้นที่ระดับความเค้นต่างๆ ณ อุณหภูมิ 650°C

สิ่งนี้ส่งผลให้อายุของชิ้นงานลดลง อาจกล่าวได้อีกลักษณะหนึ่งว่ายิ่งช่วง Δt มาก เช่น ($\Delta t = 5$ ชม. จะทำให้เกิดผลของความคืบแบบปฐมภูมิน้อยลง เพราะมีความคืบแบบทุติยภูมิ (Secondary creep) เกิดร่วมพร้อมกับกลไก การเกิด Dynamic softening [12] และอิทธิพลของ Static softening ในช่วงปลดแรงกระทำ (Unload interval or Stress relaxation) ด้วย การศึกษานี้สรุปได้ว่ากลไกที่มีผลต่อความเครียดและอายุถึงการแตกหักของโลหะขึ้นอยู่กับ Static softening process ในช่วงปลดแรงกระทำ Dynamic softening process (recovery) ในช่วง Δt และจำนวนการเกิดความคืบแบบปฐมภูมิ (Primary creep) นอกจากนี้ผลของความคืบแบบปฐมภูมิที่เกิดขึ้นมากในแต่ละช่วงของวัฏจักรทำให้เกิดการเปลี่ยนรูปร่างอย่างรวดเร็ว และเกิดปรากฏการณ์ Dislocation bowing ขึ้นอย่างรวดเร็ว ดังนั้นลักษณะความเครียดแบบแอนอีลาสติก (Anelastic strain storage) จึงเกิดขึ้นและตามด้วย ความคืบชนิด nonrecoverable เกิดขึ้นได้นานทำให้ค่าความเครียดและอัตราความคืบสูงกว่า Cyclic creep II

Cyclic creep II

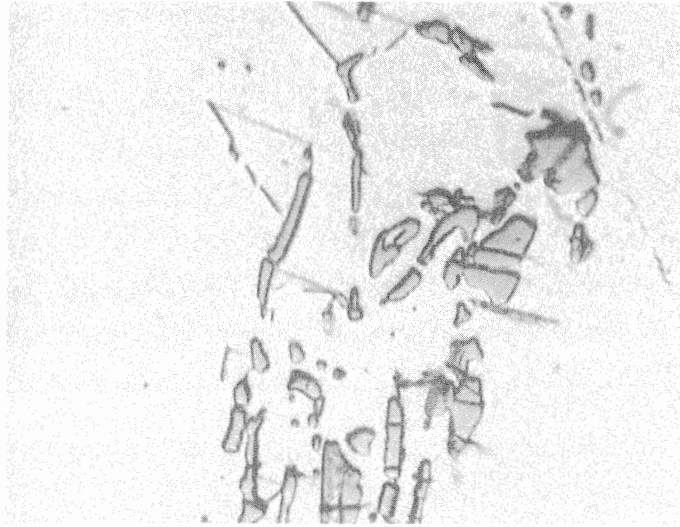
รูปที่ 3 แสดงผลการทดลองที่มีพฤติกรรมความคืบแตกต่างไปจากกรณีของ Cyclic creep I กล่าวคือ ในช่วงการปลดแรงกระทำจะไม่มีเกิดการปรากฏการณ์รีคอฟเวอรี่ (Recovery) เนื่องจากปลดแรงกระทำที่อุณหภูมิต่ำประมาณ 50°C ปริมาณดิสโลเคชันเปลี่ยนแปลงน้อยมาก ดังนั้นเมื่อทำการใส่แรงกระทำอีกในช่วงการเริ่มวัฏจักรอีกวงหนึ่ง ผลของ work hardening ยังมีค้างอยู่ (โครงสร้างจุลภาค แข็งแรง) จะทำให้เกิดช่วงความคืบแบบปฐมภูมิน้อยมาก และเกิดความคืบแบบทุติยภูมิอย่างรวดเร็วจึงส่งผลให้ค่าความเครียดและอัตราความคืบต่ำกว่าการทดสอบ

แบบ Cyclic Creep I ที่ Δt เท่ากัน นอกจากนี้ปรากฏการณ์ลักษณะนี้เรียกว่าการยับยั้งการเกิดความคืบ (Cyclic creep retardation) ซึ่งเกิดจากผลของ Storage และ Recovery ของความเครียดแบบแอนอีลาสติก ปรากฏการณ์ของ anelastic strain storage เกิดขึ้นโดยการโบว์ (Bowling) ของดิสโลเคชัน และความคืบชนิด nonrecoverable ไม่เกิดจนกระทั่งดิสโลเคชันเกือบจะโบว์เต็มที ซึ่งจะกินเวลาระยะหนึ่ง ดังนั้นที่ Δt ต่ำ เช่น 1 ชม. เวลาส่วนใหญ่ซึ่งใช้ไปสำหรับการเกิดดิสโลเคชันโบว์ ทำให้เวลาที่เหลืออยู่ในแต่ละช่วงวัฏจักรสั้นลงเป็นผลให้ความคืบชนิด nonrecoverable เกิดได้น้อยลง ดังนั้นความเครียดและอัตราความคืบจึงต่ำกว่า เมื่อเทียบกับ (Δt ที่ 3 และ 5 ชม. ผลของการปลดแรงกระทำบ่อยๆ (Δt น้อย) ยังทำให้เกิดการถ่วงหรือยับยั้งความคืบชนิด nonrecoverable เกิดซ้ำอีกด้วย

โครงสร้างจุลภาค

1. โครงสร้างจุลภาคโดยกล้องจุลทรรศน์แบบแสง

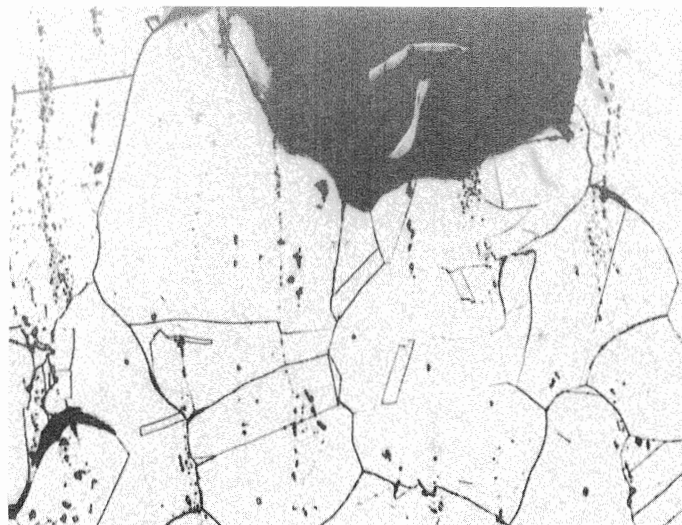
จากการศึกษาพบว่าโครงสร้างจุลภาคของชิ้นทดสอบหลังการแตกหักจากการทดสอบความคืบทั้ง 3 แบบ ให้โครงสร้างจุลภาคในลักษณะเดียวกัน กล่าวคือรูปร่างของเกรน (ผลึก) ยังคงมีลักษณะเป็นแบบ Equiaxed โดยที่ขนาดเกรนโดยเฉลี่ยจะมีขนาดใกล้เคียงกับขนาดของผลึกก่อนทำการทดสอบ นอกจากนี้ยังสามารถพบรอยแตกเล็ก ๆ เกิดขึ้นตรงตำแหน่งที่มีคาร์ไบด์ขนาดใหญ่และเรียงตัวเป็นลูกโซ่ (รูป 5) รอยแตกเล็ก ๆ เหล่านี้จะอยู่ในทิศทางตั้งฉากกับแนวของแรงดึงและจะไม่ขยายตัวผ่านเนื้อโลหะพื้น (Matrix) ดังนั้นจึงไม่เกิดการแตกหักแบบผ่านเกรน (Transgranular fracture)



รูปที่ 5 รอยแตกเล็ก ๆ (Microcrack) ที่ตำแหน่งคาร์ไบด์ขนาดใหญ่โดยคาร์ไบด์จะเรียงตัวเป็นลูกโซ่ตามแนวการรีดร้อน (x 500 เท่า)

ผลึกที่เกิดการเปลี่ยนรูปเกิดขึ้นที่บริเวณใกล้ผิวแตกหัก โดยที่ปริมาณการเปลี่ยนแปลงขนาดเกรนเกิดขึ้นน้อยมากเนื่องจากค่าความเครียดสูงสุด ณ จุดแตกหักในทุกการทดลองมีค่าน้อยกว่า 10% (รูป 6) ผิวของรอยแตกหักบ่งชี้ได้ว่าการแตกหักเริ่มต้นเกิดที่ผิวของชั้นทดสอบ และขยายเข้ามาภายในเนื้อชิ้นทดสอบในลักษณะแตกตามขอบเกรน

(Intergranular fracture) เมื่อพื้นที่ของชิ้นทดสอบลดลงจะทำให้ความเค้นที่กระทำต่อชิ้นทดสอบเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วเป็นสาเหตุให้เกิดการเปลี่ยนแปลงลักษณะการแตกหักไปเป็นแบบผ่านเกรนในบริเวณพื้นที่ที่เหลือ และสามารถเห็นการแปรรูปของเกรนอย่างชัดเจน การแตกหักแบบผ่านเกรนนี้จะมีทิศทางค่อนข้างตั้งฉากกับทิศของแรงกระทำ



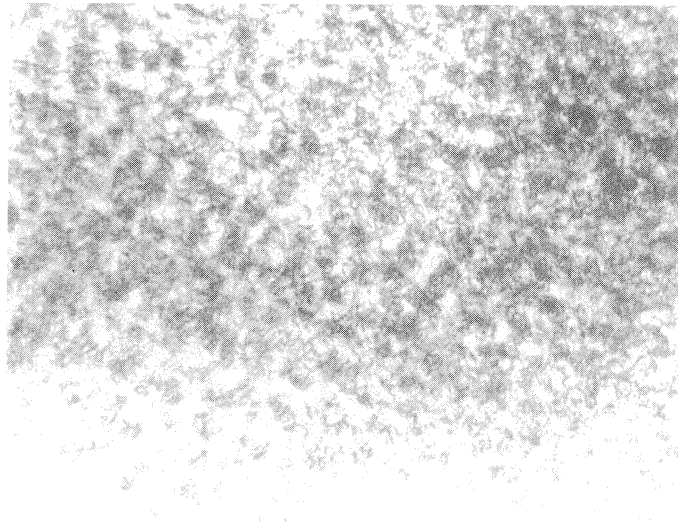
รูปที่ 6 ภาพโครงสร้างแสดงถึงผลึกมีการแปรรูปน้อยมากบริเวณใกล้ผิวรอยแตก (x 50 เท่า)

2. โครงสร้างจุลภาคโดยใช้กล้องจุลทรรศน์อิเล็กตรอนแบบส่องผ่าน (TEM)

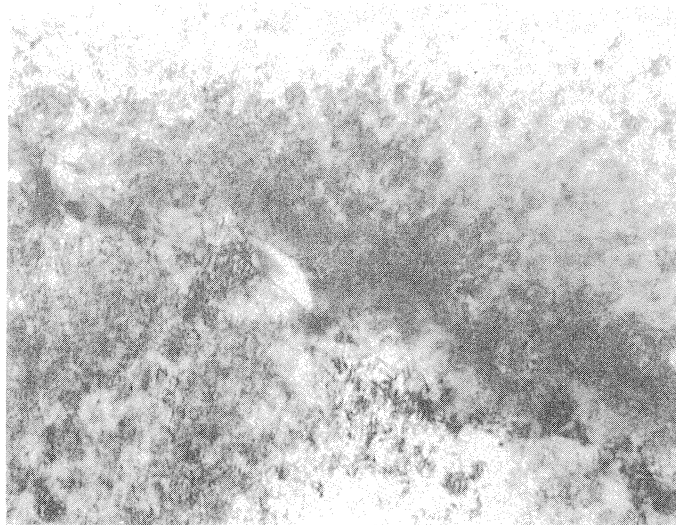
โดยทั่วไปโครงสร้างของดีสโลเคชันในชั้นทดสอบแบบความเค้นปกติที่ใช้ระดับความเค้นเริ่มต้น 740 MPa จะกระจายตัวอย่างหนาแน่นทุกบริเวณเนื่องจากผลของการแปรรูปอย่างสม่ำเสมอ (รูปที่ 7) อย่างไรก็ตาม โครงสร้างดีสโลเคชันที่ยุ่งเหยิงนี้จะอยู่สะสมกับเป็นกลุ่มก้อนล้อมรอบเฟสแกมมาไพร์มเนื่องจากผลของกระบวนการเพิ่มความแข็งแรงแบบ Work hardening นอกจากนี้ยังพบการสะสมของดีสโลเคชันอย่างหนาแน่นบริเวณใกล้ผิวแตกหัก และตาม

ขอบเกรน (รูปที่ 8) ถึงกระนั้นเฟสแกมมาไพร์มก็มีการกระจายตัวอย่างสม่ำเสมอ และไม่เกิดการเปลี่ยนแปลงขนาด [12]

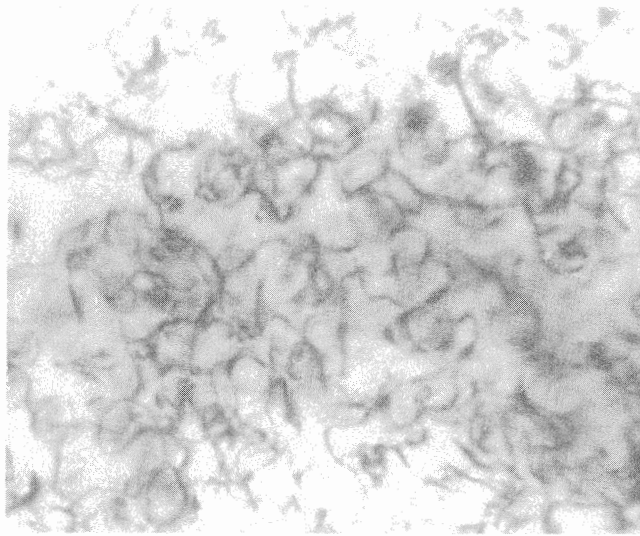
ในกรณีผลการทดสอบแบบ Cyclic creep I และ II พบว่าโครงสร้างการจัดเรียงตัวของดีสโลเคชันภายหลังการแตกหักจะมีลักษณะใกล้เคียงกับผลของความเค้นปกติดังแสดงในรูปที่ 9 รูปแบบของโครงสร้างดีสโลเคชันในชั้นทดสอบหลังการแตกหักจากการทดลองพบว่าดีสโลเคชันส่วนใหญ่แสดงพฤติกรรมเคลื่อนที่แบบ Orowan bowing โดยที่ดีสโลเคชันจะเคลื่อนที่โอบล้อมอนุภาคเฟสแกมมาไพร์ม



รูปที่ 7 ดีสโลเคชันที่กระจายตัวอย่างหนาแน่นเนื่องจากผลของการแปรรูปอย่างสม่ำเสมอในชั้นทดสอบความเค้นที่ระดับความเค้น 740 MPa (x 35000 เท่า)



รูปที่ 8 การสะสมของดีสโลเคชันเกิดขึ้นหนาแน่นใกล้ขอบเกรน (x 21000 เท่า)



รูปที่ 9 โครงสร้างดิสโลเคชันของชิ้นทดสอบหลังการแตกหักแสดงพฤติกรรมเคลื่อนที่แบบโบว์ริง(x 85000 เท่า)

กลไกการแตกหัก

ในกรณี Cyclic creep I การแตกหักของชิ้นทดสอบบ่งชี้ได้ว่ากลไกการแตกหักมีลักษณะเดียวกับกลไกการแตกหักแบบความคืบปกติ กล่าวคือพื้นผิวการแตกหักของการทดสอบแสดงการเริ่มต้นการแตกหักที่ขอบผิวของชิ้นทดสอบและรอยแตกขยายต่อตามกลไกการแตกหักแบบตามขอบเกรน (Intergranular brittle fracture) และในช่วงก่อนสุดท้ายของการแตกหักจะเป็นแบบผสม ระหว่างการแตกหักตามขอบเกรนและผ่านเกรน การแตกหักในขั้นสุดท้ายจะเป็นแบบผ่านเกรน

(Transgranular ductile fracture) อย่างเดียวเนื่องจากความเค้นเพิ่มขึ้นอย่างรวดเร็วในช่วงสุดท้าย (รูป 10)

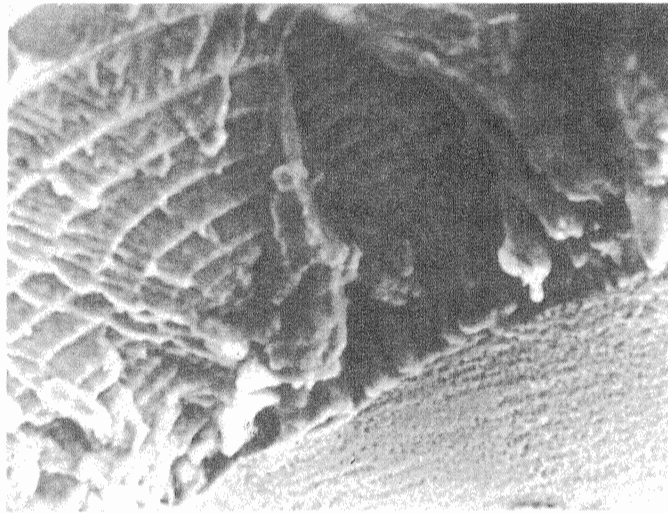
พฤติกรรมของกลไกในการแตกหักในการทดสอบแบบ Cyclic creep II ดังกล่าวก็คล้ายกับแบบ Cyclic creep I ดังแสดงไว้ในรูป 11 นอกจากนี้ยังตรวจพบว่าการเกิดรอยแยกเนื่องจากความล้าที่ขอบของผิวชิ้นทดสอบเฉพาะกรณี $\Delta t = 1$ ชม. (รูป 12) อย่างไรก็ตามการขยายตัวของรอยแตกจนกระทั่งแตกขาด ก็เป็นเหมือนการแตกหักเนื่องจากความคืบปกติ



รูปที่ 10 การแตกหักในขั้นสุดท้ายแบบผ่านเกรน (Transgranular ductile fracture) ใน Cyclic creep I (x 150 เท่า)



รูปที่ 11 การแตกหักในช่วงก่อนสุดท้ายเป็นแบบแตกหักตามขอบเกรน (Intergranular brittle fracture)
(x 86 เท่า)



รูปที่ 12 รอยแตกเนื่องจากความล้าของผิวชั้นทดสอบในกรณี Cyclic creep II และ $\Delta t = 1$ ชม.

สรุปผล

1. การเปลี่ยนแปลงขึ้นลงของแรงดึงคงที่ทั้งใน Cyclic creep I และ II มีผลดีโดยจะเพิ่มอายุ (Life time) เมื่อเปรียบเทียบกับความเค้นปกติในโลหะนิกเกิลผสมชนิดนี้

2. อัตราความเค้น (Creep rate) ของโลหะผสมภายใต้ Cyclic creep I ลดลงเมื่อ Δt เพิ่มขึ้น เป็นผลมาจากกลไก Dynamic และ Static softening รวมทั้งกลไกที่เกิดขึ้นในช่วงความเค้นแบบปฐมภูมิ

3. อัตราความเค้นของโลหะผสมภายใต้ Cyclic creep II จะลดลงเมื่อ Δt ลดลง

4. โครงสร้างของดิสโลเคชันภายหลังการแตกหักจะมีลักษณะเดียวกันทั้งในการทดสอบความเค้นทั้ง 3 แบบ และพฤติกรรมของดิสโลเคชันเป็นแบบ Orowan bowing ซึ่งเป็นกลไกการควบคุมการเกิดความเค้น

5. พฤติกรรมของกลไกการแตกหักใน Cyclic creep I และ II เป็นลักษณะเดียวกับกลไกการแตกหักแบบความเค้น ร่องรอยการแตกหักแบบความล้าเริ่มต้นจะพบเพียงเล็กน้อยที่บริเวณผิวชิ้นทดสอบความเค้นแบบ Cyclic creep II ที่ระยะเวลา (Δt) 1 ชม.

เอกสารอ้างอิง

- Bergman, B. 1975. Creep Deformation of γ hardened 80% Ni - 20% Cr Alloys Scandinavian. Journal of Metallurgy. 4 : 97-108.
- Cadek, J. 1988. Creep in Metallic Materials, Czechoslovak Academy of Sciences, Academia Prague. 60-64.
- Cadek, J., Liu, P.Y., Yu, Y.S., Pahutova, M., Sustek, V. and Zrnik, J. 1992. A study of Creep in a Nickel Base 16Cr-10W-4Mo - TiAl Heat Resistant Alloy. Acta Techn. CSAV 37 : 527-570.
- Dieter, G.E. 1988. Creep and Stress Rupture in Mechanical Metallurgy, McGraw - Hill, Materials Science & Metallurgy. 432-442.
- Evans, R.W. and Wilshire, B. 1993. An Introduction to Creep. The Institute of Materials, 16 - 22.
- Rodriguez, P. and Bhann Sankara Rao, K. 1993. Nucleation and Growth of Cracks and Cavities under Creep-Fatigue Interaction. Progress in Materials Science 37 : 403-480.
- Tien, J.K., Nair, S.V. and Nardone, V.C. 1989. Creep - Fatigue Interaction in Structural Alloys in Superalloys, Supercomposites and Superceramics. Academic Press, Inc. : 301 - 317.
- Wang, X., Wang, D.N. and Kong, Q.P. 1993. Creep and Fatigue Interaction in a Nickel - based Alloy. Scripta Metallurgica et Materialia. 28 : 401- 404.

- Yanqing, W., Debashis, M., Weiye, C., Thomas, K., Rajeshwar, P.W. and Hans, W. 1995. The Cyclic Creep Behaviour of Nickel-Base Superalloy IN738LC. *Z. Metallkd.*, 86 : 365- 370.
- Zrník, J. and Vrchovinsky, V. 1993. Heat Treatments Structure Modification of Wrought Nickel Based Superalloys and its Creep Resistance. *Journal de physique IV*, 3 : 283-288.
- Zrník, J., Wang, Z.G., Yu, Y., Wang, J.A. and Zitnansky, M. (in press). Creep - Fatigue Behaviour of Directionally Solidified Nickel Base Superalloy, to be published.
- Zrník, J., Wangyao, P., Vrchovinsky, V. and Hornak, P., (in press). Thermomechanical Fatigue of Wrought Nickel Base Superalloy, to be published in *EUROMAT97*.