肉厚方向に温度分布を有する Ni 基超合金製円筒試験片 の熱疲労き裂進展挙動[†]

寄 川 盛 男^{*} 松 田 憲 昭^{*} 安 部 実^{**}
増 野 浩 一^{**} 磯 部 展 宏^{***} 吉 成 明^{****}

Thermal Fatigue Crack Growth Behaviors in a Cylindrical Specimen of Nickel-Base Superalloys with a Rapid Temperature Gradient in Thickness

by

Morio YORIKAWA^{*}, Noriaki MATSUDA^{*}, Minoru ANBE^{**}, Kouichi MASUNO^{**},
Nobuhiro ISOBE^{***} and Akira YOSHINARI^{****}

This paper studies crack growth behaviors in thermal fatigue tests for René80 conventional cast and YH61 single crystal nickel base superalloys. A cylindrical specimen with 19.5mm outer diameter and 2mm thickness was used in the thermal fatigue tests. A rapid temperature gradient in cylinder thickness was realized by induction heating of the outer surface and water cooling of the inner surface. Thermal fatigue tests were conducted by changing the outer surface temperature from 303 to 1173K and temperature holdings of 10 and 60minits were inserted at 1173K. Temperature gradient in thickness was 650K. Crack growth behaviors were inspected with interrupting tests. Crack initiation sites coincided with the <100> direction on the outer surface whereas <110> direction on the inner surface. It was confirmed that crack initiation sites coincide with stress distribution obtained from a structural analysis considering the anisotropy of the single crystal. Cracks were arrested at the depth of approximately 1.0mm due to stress gradients in the specimen.

Key words : Thermal fatigue, Nickel-base superalloy, Single crystal, Crack growth

1 緒 言

高温で使用される機械構造物では、機器の信頼性確保のため、起動、停止に伴う熱疲労損傷や定格運転中に生じるクリープ損傷の評価が重要である。従来、高温構造物の寿命評価に際しては、丸棒標準試験片により得た疲労強度やクリープ疲労強度を用いて行うのが通例であった。しかし、薄肉構造物では部材の肉厚が標準試験片寸法より小さいため、丸棒標準試験片により得た破損寿命を寿命評価に適用することは問題があると考えられる。また、内面冷却、外面加熱される薄肉構造物では、高温の外表面側は圧縮応力場となる。¹⁾このような構造物の寿命評価では、応力、温度こう配を有する条件下での熱疲労き裂進展挙動、および加熱保持の影響を把握する必要がある。熱疲労条件下でのき裂進展挙動に関しては、いくつか研究例が有り実験的な検証も行われている。^{2), 3)}しかし、薄肉構造物を対象とした研究については、円筒状試験片の軸方向温度分布による熱疲労試験が報告されているが、⁴⁾肉厚方向温度分布を与えた熱疲労試験はほとんど行われていない。

本研究では、薄肉構造物の肉厚方向に大きな温度こう配を有する高温機器の寿命評価技術の高度化のために、

肉厚方向に大きな温度こう配が存在する時のき裂進展挙動を明確にすることを目的として、薄肉円筒試験片を外表面から高周波加熱し、内表面を水冷却することで、肉厚方向に大きな温度こう配を与えることができる熱疲労試験装置を製作した。この装置により、Ni 基単結晶超合金 (YH61⁵⁾) ならびに普通鑄造超合金 (René80) 製の円筒試験片による、繰返し加熱と温度保持を与える熱疲労試験を行い、両材料のき裂進展挙動を観察した。また、単結晶材は結晶方位に起因する立方晶の強度異方性を有していることから、^{6), 7)}強度異方性がき裂発生、進展挙動に及ぼす影響について検討した。

2 試験片および試験方法

本研究で用いた供試材の化学成分を Table I に、試験片形状を Fig. 1 に示す。供試材は、Ni 基単結晶超合金 (YH61) ならびに普通鑄造超合金 (René80) である。まず、外径 24.5mm、内径 15.0mm の円筒素材を精密鑄造法にて製作し、平行部外径 19.5mm、内径 15.5mm、肉厚 2mm の試験片に機械加工した。単結晶材は、試験片軸方向を <001> 方位と一致させた。なお、試験片平行部の内外表面は 1000 番までのエメリー紙による研磨を実施した。

[†] 原稿受理 平成 16 年 11 月 4 日 Received Nov. 4, 2004

^{*} 正 会 員 日立エンジニアリング(株) 〒317-8511 日立市幸町, Hitachi Eng. Ltd., Saiwai-cho, Hitachi, 317-8511

^{**} 日立エンジニアリング(株) 〒317-8511 日立市幸町, Hitachi Eng. Ltd., Saiwai-cho, Hitachi, 317-8511

^{***} 正 会 員 (株)日立製作所日立研究所 〒317-8511 日立市幸町, Hitachi Res. Lab., Hitachi Ltd., Saiwai-cho, Hitachi, 317-8511

^{****} (株)日立製作所日立研究所 〒317-8511 日立市幸町, Hitachi Res. Lab., Hitachi Ltd., Saiwai-cho, Hitachi, 317-8511

Table I. Chemical compositions (mass%).

(a) YH61

C	Cr	Co	Mo	W	Re	Ta	Nb	Al	Hf	B	Ni
0.07	7.1	1.0	0.8	8.8	1.4	8.9	0.8	5.1	0.25	0.02	Bal.

(b) Ren680

C	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	B	Ni
0.15	13.9	9.2	4.0	4.0	4.9	3.0	0.014	Bal.

Fig. 1. Shape and dimensions of the specimen. (mm)

円筒試験片の加熱、冷却方法は、Fig. 2, 3 に示すように内表面に常時 150ℓ/min の純水を流しつつ、外表面側から高周波誘導加熱装置により加熱し、肉厚方向の温度こう配を発生させた。この際、肉厚方向の温度分布により発生する熱応力のみを作用させるため、試験片上端は固定せず、軸方向の熱膨張による伸びを拘束しない構造とした。試験温度は外表面温度のみを制御し、平行部中心にスポット溶接した R 熱電対により実施した。なお、周方向にも 90° ごとに K 型熱電対をスポット溶接し、温度分布が ±10K 以内となるよう温度分布を調整し試験を行った。試験片に与えた温度波形を Fig. 3 に示す。303K から 1173K の間の昇温を 20 秒で行い、最高温度での保持時間を、0, 10, 60 分とした。その後、1173K から 303K の間の昇温を 20 秒で行い、303K にて 10 秒保持して 1 サイクルとした。

円筒試験片に発生している軸方向および肉厚方向の温度分布を確認するため、温度分布測定用試験片 (YH61 製) を用いて、Fig. 2 に示す箇所に熱電対を埋め込み発生する温度を測定した。軸方向温度分布は外表面に 6mm または 12mm 間隔に 9 箇所熱電対をスポット溶接し測定した。肉厚方向温度分布は外表面から溝を加工し、

Fig. 2. Temperature measurement points. (mm)

シース型熱電対を埋め込み測定した。熱電対の径を考慮し、測定された温度は熱電対中心位置とみなし、外表面から 0.75, 1.25, 1.5, 1.625mm の位置である。

Fig. 3 に外表面 (A 点) と内表面近傍 (B 点) の実際の測定温度の時間変化を示しており、制御波形と外表面温度に若干の時間差が生じているが、ほぼ設定どおりに温度を制御できた。図より明らかなように、外表面と内表面近傍の温度差が最大となるのは、外表面が最高加熱された時である。なお、試験の実施に際しては個々の試験片外表面平行部中心付近 (標点部 12mm) が温度分布測定結果と同等になるように温度分布を調整した。

外表面のき裂長さは、適宜試験を中断しレプリカ法により測定した。内表面のき裂発生状況は試験終了後、試験片を切断して観察した。肉厚方向のき裂は、内外面それぞれのき裂中央部で切断し、これをき裂深さとした。

3 伝熱解析

伝熱解析により、円筒試験片に発生している軸方向ならびに肉厚方向の温度分布を求めた。解析は ANSYS による有限要素法 3 次元ソリッドモデルを用い、肉厚方向に 20 分割の要素を作成した。

本試験は高周波誘導加熱装置にて加熱しており、円筒状の物体の誘導加熱においては、表皮効果により外表面側により多く電流が流れ、内部に行くほど電流値が小さくなる。この電流分布は次式⁸⁾で表される。

$$I_x = I_0 \cdot e^{-\frac{x}{\delta}} \quad (1)$$

$$P = 503 \sqrt{\left(\frac{\rho}{\mu_r}\right)} \cdot f \quad (2)$$

ここで、 ρ : 抵抗率 ($\mu\Omega \cdot \text{cm}$), μ_r : 比透磁率, f : 周波数 (Hz) であり、本試験では $\rho = 174\mu\Omega \cdot \text{cm}$, $\mu_r = 1.002$, $f = 93\text{kHz}$ である。また、円筒試験において内表面は純水、外表面は空気に接触している。そこで、内表面の熱伝達係数は Dittus-Boelter の円管乱流の式を用いて算出した。⁹⁾外表面は高周波誘導加熱からの入熱のみを考慮した。解析では、各温度での熱伝達率、比熱を用い、内表面の熱伝達係数を $50.3\text{kW/m}^2 \cdot \text{K}$ 、純水温度 288K と固定し、外表面の温度が 1173K になるように、式 (1) で求めた発熱分布の比率を変化させ温度分布を求めた。求め

Fig. 3. Temperature waveform.

られた温度分布を Fig. 4, Fig. 5 に示す。これより、実験結果と解析結果は良好な一致を示し、軸方向の温度は試験片中央部から離れるにつれて低下している。肉厚方向の温度は外表面が加熱され、内表面が冷却されているため、外表面から内表面に近くなるにしたがって低下している。外表面が 1173K であるのに対して内表面は約 523K となっており、2mm の肉厚において約 650K の温度差を生じさせていることが分かる。また、高周波誘導加熱では肉厚方向の電流分布が存在するため、曲線的な温度分布となっている。

4 熱応力解析

前節で求めた温度分布、解析モデルを用いて、試験片に発生する熱弾性応力を求めた。ここで、単結晶材は弾性定数異方性を有しており、応力解析を実施するにあたっては、この異方性を考慮する必要がある。本研究に用いた Ni 基単結晶材は立方晶系の異方性を有しているため、ANSYS の直交異方性解析機能¹⁰⁾を用いて解析を実施した。具体的には、Fig. 6, Fig. 7 に示したヤング率、剛性率、ポアソン比に依存する弾性コンプライアンス係数と線膨張係数の値を用いて、最大応力発生（内外表面温度差が最大）時の熱弾性応力解析を実施した。

肉厚方向の応力分布を Fig. 8 に示す。高温となる外表面では圧縮応力、低温となる内表面では引張応力が作用しており、肉厚中心部でほぼ応力は 0 となっている。したがって、外表面は 303K ~ 1173K の温度範囲における、

Fig. 4. Temperature distribution in axial direction.

Fig. 5. Temperature distribution in thickness direction.

Fig. 6. Temperature dependency of young's modulus and shear modulus.

Fig. 7. Temperature dependency of poisson's ratio and coefficient of linear thermal expansion.

Fig. 8. Stress distribution in thickness direction by elastic analysis.

圧縮片振りの Out-of-phase 波形となる。内表面は 303K ~ 523K の温度範囲における、引張片振りの In-phase 波形になっていると考えられる。Fig. 9 に円筒試験片中央部の円周に沿った応力分布を示す。これより、YH61 では円周方向で温度一定にもかかわらず、応力に 90° 周期の分布が生じている。外表面では肉厚方向の方位が <100>, <010> となる位置で最大圧縮応力、内表面では <110> 方位で最大引張応力が作用している。一方、等方性材料である Rene80 は円周方向に応力分布は発生せず、一定

Fig. 9. Relationship between stress distributions in circumferential direction of YH61.

となっている。試験片加熱時は高温となる外表面では圧縮、内表面では引張応力は発生し、2mmの肉厚に約3000MPaの応力分布が生じる。そのため、内外表面近傍は降伏域となり、試験片が完全に冷却されたときには、外表面で引張応力、内表面で圧縮応力が発生する。¹⁾

次章では、部材内に急峻な温度、応力こう配が生じる条件での熱疲労き裂進展挙動を観察し、丸棒標準試験片のき裂進展挙動との相違を保持時間などの試験条件を合致させることにより、直接的に比較した。また、等方性材料と異方性材料のき裂進展挙動の相違についても調査した。

5 実験結果および考察

5.1 外表面のき裂進展挙動

円筒試験片外表面のき裂進展挙動を Fig. 10 に示す。本試験で用いた試験片の肉厚は2mmであり、アスペクト比を1とした場合、表面き裂が4mmに達するとき裂は貫通する。そこで、本試験の破損寿命 N_f は表面き裂長さが4mmに到達した繰返し数と定義した。この場合、同じ保持時間で比較すると René80 の破損寿命は YH61 より短く、保持がない場合には前者は後者の約 1/2 であり、保持がある場合には両者の比は約 1/4 まで低下していた。また、両材料ともに保持時間の増加に伴い寿命が低下していることがわかる。これは、外表面は高温保持

Fig. 10. Outer surface crack growth behaviors of René80 and YH61.

中の圧縮ひずみ保持状態で生じる応力緩和のため、冷却時に引張残留応力が発生し、平均応力が上昇するためと考えられる。この平均応力の上昇は Ni 基超合金のような高温においても高耐力を有する材料で顕著^{11)~16)}に現れる。

今回の試験では熱応力のみを与えているので、変位制御の負荷条件となる。また、本試験材料では高温においても高耐力を有するため、弾性解析により求められる応力をヤング率で除した値を負荷全ひずみとみなしても、十分評価できると考えられる。本試験条件において、YH61 円筒試験片の外表面の圧縮応力は熱弾性解析結果から -906MPa である。これを $\langle 100 \rangle$ 方位のヤング率で除すると圧縮ひずみは -0.95% となり、外表面では、この圧縮ひずみが繰返し負荷される片振り疲労状態にある。そこで YH61 丸棒中実試験片を用いて、ひずみ制御による圧縮片振り波形のクリープ疲労試験を行い、円筒試験片による熱疲労試験のき裂進展挙動との比較を行った。その結果を Fig. 11, 12 に示す。これより、4mm のき裂に到達する繰返し数は保持時間にかかわらず、丸棒中実試験片によるクリープ疲労試験の方が肉厚方向の温度分布を与えた熱疲労試験よりも短く、約 1/2 となる。

Fig. 13 に YH61, René80 両材料の熱疲労試験における肉厚方向き裂と表面方向き裂の関係を示す。これより、

Fig. 11. Comparison of crack growth behaviors in round bar specimen and cylindrical specimen of YH61.

Fig. 12. Relationship between total strain range and number of cycles to failure.

Fig. 13. Relationship between crack depth and surface length.

両材料ともに表面方向き裂は長くなっているが、肉厚方向のき裂は約 0.8 ~ 1.0mm で停留していることが確認できる。これは、Fig. 8 の肉厚方向の応力分布に示すように、き裂が進むにつれて応力が低下し、肉厚方向のき裂進展速度が、表面方向のき裂進展速度よりも低下したためと考えられる。

5・2 き裂観察結果

Fig. 14 に René80 のき裂観察結果を示す。内外表面ともに、熱応力場での疲労き裂の特徴である亀甲状き裂が発生しており、粒内破壊であった。外表面は高温にさらされるため、き裂面上に酸化膜が形成されていた。一方、内表面は温度が低いため、酸化膜はほとんど形成されていない。

Fig. 15 に YH61 のき裂観察結果を示す。酸化膜の形成は René80 同様に外表面で顕著であった。同図(a)より、外表面に発生したき裂は、試験片の軸方向に進展していた。また、外表面き裂はデンドライト境界に発生した微小き裂が連結して進展していくことがわかった。また、同図 (b) に示すように、肉厚方向のき裂は試験片周方向と垂直に進展している。一方、同図 (c) より内表面き裂は方位によってき裂の進展方向が変化しており、 $\langle 110 \rangle$ 方位では軸方向に垂直に、 $\langle 100 \rangle$ 方位では軸方向に対し、斜め 45° 方向に進展していた。また、(d), (e) の内表面の肉厚方向き裂でも角度をもって進展し、外表面とは異なるき裂進展挙動を示している。そこで、き裂の進展方向と結晶方位との関係をデンドライトパターンにより判定した。その結果、外表面き裂は試験片の径方向方

Fig. 14. Cracks of René80 observed in 10min hold test.

位が $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$ 方位となる部位から、内表面き裂は $\langle 110 \rangle$ 方位となる部位から発生していた。このき裂発生位置は、Fig. 9 に示した外表面の最大圧縮応力発生位置、内表面の最大引張応力発生位置と一致する。また、内表面き裂の発生面と進展方向は、本材料のすべり面である $\{111\}$ 面と、すべり方向である $\langle 110 \rangle$ 方向であることが分かった。

YH61, René80 両材料ともに、保持時間の増加に伴い外表面では酸化が進み、微小き裂の数が増加する傾向にあった。しかし、内表面では保持時間の増加に伴うき裂発生形態に明確な相違は確認出来なかった。

6 結 言

Ni 基単結晶超合金 (YH61) ならびに普通鑄造超合金 (René80) の薄肉円筒試験片を用いて、肉厚方向に温度こう配を与えた熱疲労試験を実施し、以下のことを明らかにした。

(1) YH61 および René80 の外表面き裂進展速度は、両者とも保持時間の増加に伴い加速し、破損寿命は短くなった。

(2) 単結晶材である YH61 は、直交異方性を有するため、軸方向および周方向応力は、円周方向に 90° の位相で周期的に分布した。き裂の発生箇所は、外表面では $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$ 方位、内表面では $\langle 110 \rangle$ 方位であり、構造解析による外表面の最大圧縮応力発生位置、内表面の最大引張応力発生位置と一致する。

(3) 円筒試験片に肉厚方向の温度分布を与えた熱疲労試験での表面長 4mm のき裂発生寿命は、丸棒中実試験片によるクリープ疲労試験の約 2 倍となっていた。

(4) 両材料ともに、き裂深さは $a = 0.8 \sim 1.0\text{mm}$ で停留した。これは、肉厚方向の応力分布の影響である。

Fig. 15. Cracks of YH61specim observed and crystallographic direction in 10min hold test.

(5) YH61の内表面は527Kの低温域であり、き裂はすべり面である{111}面の<110>方向に発生、進展した。一方、外表面は1173Kの高温域であり、き裂はすべり面よりもデンドライト境界での発生、進展が支配的となった。

参 考 文 献

- 1) 松田憲昭, 市川国弘, 福田嘉男, 吉 成明, 鳥谷 初, 日本ガスタービン学会誌, **23**, 84 (1995).
- 2) H. Kaneko and T. Sakon, International Conference on Power Engineering, **2**, 113, (1997).
- 3) 石川博司, 金子秀明, 佐近淑郎, 吉野 伸, 寺前哲夫, 日本材料学会第36回高温強度シンポジウム前刷集, 88 (1998).
- 4) 市川国弘, 松田憲昭, 材料, **45**, 1102 (1996).
- 5) H. Tamaki and A. Yoshinari, Superalloys 2000, 757 (2000).
- 6) 長谷部忠司, 坂根政男, 大南正瑛, 材料, **43**, 10 (1994).
- 7) M. Kanda, M. Sakane, M. Ohnami and T. Hasebe, Transactions of the ASME Journal of Engineering Materials and Technology, **119**, 153 (1997).
- 8) 高橋勘次郎, “高周波の工業への応用”, p.2 (1977) 東京電機大学出版局.
- 9) 日本機械学会編, “伝熱工学資料改訂第4版” p.56 (1994) 丸善.
- 10) Ansys Inc., Ansys エlementリファレンス (Ansys ver8.1), Sec.2-4 (2004).
- 11) 磯部展宏, 桜井茂雄, 日本機械学論文集, A-**66**, 73 (2000).
- 12) C. H. Wells and C. P. Sullivan, ASM Transaction Quarterly, **60**, 217 (1967).
- 13) C. H. Wells and C. P. Sullivan, ASTM STP, **459**, 59 (1968).
- 14) D. C. Lord and L. F. Coffin, Jr., Metallurgical Transaction A, **4**, 1647 (1973).
- 15) H. L. Bernstein, T. S. Grant, R. C. McClung and J. M. Allen, ASTM STP, **1186**, 212 (1993).
- 16) K. D. challenger, A. K. Miller and C. R. Brinkman, Transactions of the ASME Journal of Engineering Materials and Technology, **103**, 7 (1981).