

一方向Ni基超合金の冷却孔周囲の破損モード予測法の提案

Failure Mode Prediction Method Around Cooling Hole in A Directionally Solidified Ni-Base Superalloy

與那國 優希^{*1}
YONAKUNI Yuki岡崎 正和^{*2}
OKAZAKI Masakazu

ABSTRACT

Introduction of renewable energies into the energy grid line may impel the land base gas turbine systems expose more frequent load change, which promotes the thermal stress cycles in the structural components. Under this condition, it is essential to know or predict the component lives more precisely, after understanding what type of failure mode is the most pronounced in several types of failures; e.g. fatigue, creep, and oxidation. In this work, the experiments were performed under two different conditions to investigate possible failure modes around cooling hole, around which the transient thermal stress as well as creep were significant. The experiments showed that the failure mode was sensitivity changed to the temperature and the load condition around cooling hole. A new method was proposed to predict to the predominant failure mode, taking account of loading frequency, mean stress and thermal stress.

キーワード：Ni基超合金，クリープ疲労，重畳負荷，冷却孔，破損モード

Key words：Ni-base Superalloy, Creep Fatigue, Superimposed load, Cooling Hole, Failure Mode

1. 緒言

Ni基超合金は高温において優れた耐クリープ特性を有することからガスタービン動翼などに必須の材料である。その一方で、ガスタービンの燃焼ガス入口温度は熱効率向上のために年々増加しており、現在では1700℃の領域にまで達している⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾。この温度はNi基超合金の耐用温度に匹敵するため、ガスタービン翼には様々な冷却技術が導入されている^{(4),(5)}。たとえば翼表面の多数の冷却孔から圧縮空気を噴出させることで翼周りに冷却フィルムを形成させ、翼壁表面温度を許容値以下に保っており、その冷却システムは高度化・複雑化の一途にある。一般に、ガスタービン翼の冷却孔周りにおいては温度勾配に起因した熱応力が生じているのが通常である。この熱応力がガスタービン翼に作用する機械的負荷と重畳した場合、冷却孔周囲の応力集中効果も相まって、従来の知見からは想定しがたい破損を生じることが懸念されている^{(1),(6)}。

一方、近年では、従来の化石燃料由来のエネルギーシステムに加えて再生可能エネルギーの大量導入時代になって

いる。再生可能エネルギーシステムの出力は季節や天候に強く依存するため、それらがいったん電源系統に接続されると、既存の発電用ガスタービンは頻繁かつ急激な負荷変動を余儀なくされる。この変動が顕著でかつ高速である場合には、構造体の過渡的応答に起因した熱応力（熱過渡応力）による破損を考慮した設計が求められる⁽⁶⁾⁻⁽¹⁰⁾。熱過渡応力は定常的熱応力や遠心力による定常応力との重畳によりクリープを加速させる可能性もある。その一方で、熱過渡応力の高い負荷周波数は疲労破損を加速させる側面もある。これらのことは、特にガスタービン翼の冷却孔周囲で、どのような破損が顕在化するかを予測した上で、支配破損モードに立脚した寿命推定法の確立が望まれていると言えよう。

本研究の目的は冷却孔周囲の破損モード予測法の提案である。まず、破損モードの予測方法を調査するにあたって、熱過渡応力が機械的なクリープ負荷波形に重畳した場合における冷却孔周囲の力学的状態をシミュレートした条件下での破損挙動を実験的に調査した。そこでは、冷却孔周囲の非定常温度変動によって生じる顕著な熱過渡応力が繰返される条件（条件A）と、低サイクルクリープ疲労負荷の上に、熱過渡応力を模擬した高サイクル疲労負荷を重畳させた条件（条件B）の2種類の条件下のき裂伝ば試験を実施した。これらの結果を基に、破損モードを考慮したNi基超合金の冷却孔周囲における寿命予測法について検討した。

原稿受付 2019年10月18日

査読完了 2020年5月18日

* 1 長岡技術科学大学

〒940-2188 長岡市上富岡町1603-1

E-mail: s155012@stn.nagaokaut.ac.jp

* 2 同上

2. 供試材および実験方法

2.1 試験片および実験装置

供試材はCM247LC一方向凝固材（DS材）とした。ここでDS材の負荷軸方向は結晶方位<001>から5°以内となっている。試験片形状をFig. 1に示す。中空円筒状の試験片の標点部中央に7 mm間隔で合計3つの模擬冷却孔（直径2 mm）を加工している。後述する条件Aの実験では、この穴を通じて試験片内側から外側に向かって圧縮空気を噴出させている。

本研究では、定常的な低サイクルクリープ疲労負荷（LC-TMCF）の上に冷却孔周囲の温度勾配と熱変動により誘起される過渡的な高サイクル熱疲労（HC-TMF）負荷が重畳された状態を模擬できるように自作した試験装置を用いた⁽⁸⁾。その概略図をFig. 2に示す。本試験装置は油圧サーボ試験機（株式会社島津製作所製）および高周波数誘導加熱装置（株式会社東京高周波電気炉製（130kHz, 5kW））から構成され、低サイクルクリープ疲労負荷の上に、冷却用の圧縮空気を試験片に加工した冷却孔から間欠的に噴出させることにより、高サイクル熱疲労負荷が重畳できる試験系としている⁽⁸⁾。この試験系の採用により、DS材の凝固方向、遠心力で生じる主応力方向および冷却孔周囲に生じる試験片負荷軸方向の熱応力が同軸上になるような状態での疲労試験系としていることになる。

2.2 試験方法

本研究の目的は、Ni基超合金DS材の冷却孔周囲の破

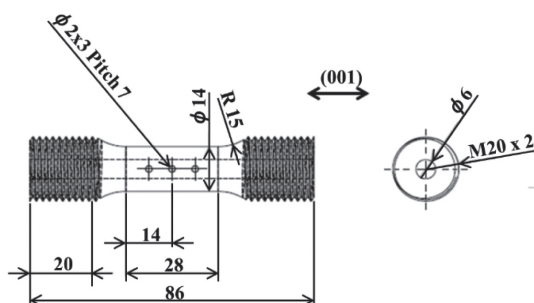


Fig. 1 Geometry of hollow specimen with cooling holes.

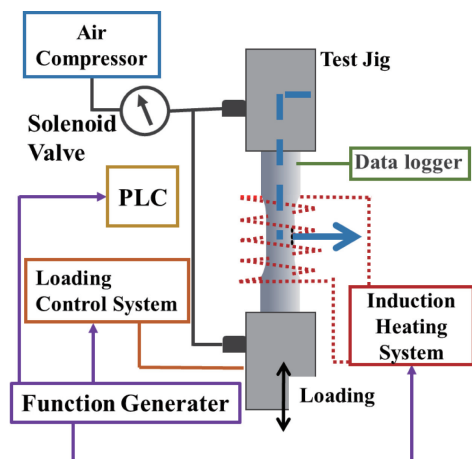


Fig. 2 Illustration of the test system used in the experiment.

損モードを予測した上で寿命を予測する方法を提案することにある。従来、ガスタービンの起動・停止によって生じる負荷モード、つまりFig. 3 (a)に示すような台形波の負荷波形を想定し、その寿命予測の観点から議論がな

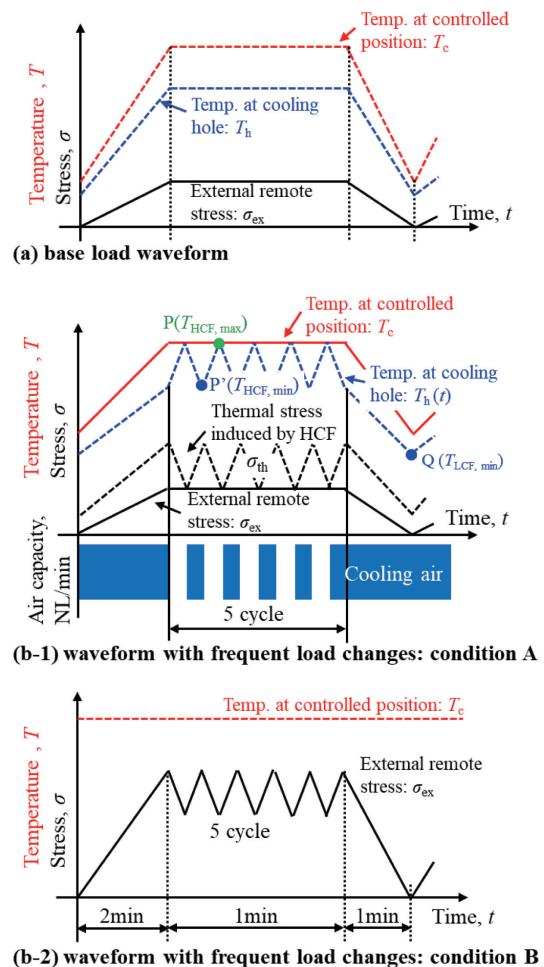


Fig. 3 Illustration in-service condition of gas turbine structure. (a) base load waveform caused by gas turbine start/shut-down, and (b) waveform with frequent load changes.

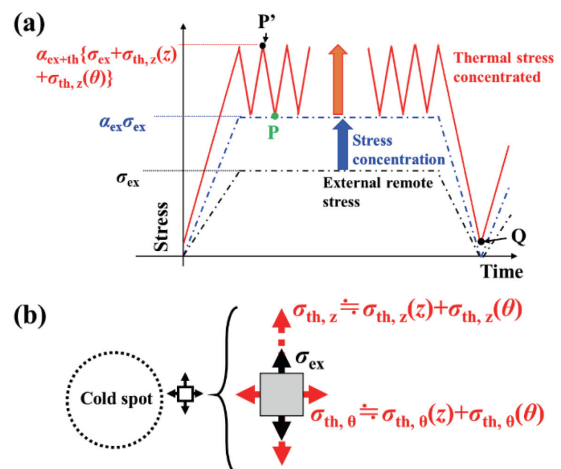


Fig. 4 (a) Schematic diagram on local thermal stress under the Condition A when thermal stress is superimposed on mechanical stress and (b) remote thermal stress near the cold spot at point P'.

されてきた^{(11),(12)}。この負荷の形態はクリープ疲労 (CF) 負荷と称され、数多くの研究者によって、破損寿命推定方法が調査されてきた。その一方で、近年では、第一章でも述べたように再生可能エネルギーシステム大量導入に伴い生じる急速かつ急激な負荷変動を考慮したガスタービン構造体の設計が求められている。そこで本研究では、高速/高負荷変動によって生じる熱過渡応力を従来の負荷波形 (Fig. 3 (a)) に導入した新しい負荷波形 (Fig. 3 (b-1)) に注目した。熱的および機械的な高速/高負荷変動を意識した負荷波形として Fig. 3 (b-1) および Fig. 3 (b-2) に示すような 2 つの異なる波形を想定することにした。すなわち、従来までの負荷波形における負荷保持中に冷却孔周囲の温度勾配を人為的に作り出し、それによって生じる熱過渡応力の繰返しが有意となる波形 (条件 A) と、冷却孔周囲の温度変動はないが、Fig. 3 (a) の負荷保持中に機械的な応力変動が重畳され、かつクリープの効果も有意となる波形 (条件 B) の 2 種類である。

各試験の条件を Table 1 に示す。条件 A の試験においては Fig. 3 (b-1) に示す In-Phase 型の低サイクル熱機械的クリープ疲労負荷 (LC-TMCF) を与えた上で、その負荷サイクル中の外力保持期間中に常時流している冷却空気を間欠的に閉鎖する方式としている。この場合、冷却空気が流れていない期間中は試験片の遠方部と冷却孔部はほぼ同じ温度となる一方で、それが流れている期間では冷却孔周囲が強制的に冷却されるため局所的な熱応力が発生し、それが繰返される原理となっている⁽¹⁰⁾ (Fig. 4)。この時、LC-TMCF 期間中の応力範囲は 240 MPa、応力比は $R=0$ で、負荷保持時間を 60 秒および周波数を 1/240 Hz とし、冷却空気の停止間隔は 6 秒、空気流量を 100 NL/min とした。なお、冷却孔周囲の温度分布を測定するために取り付けられた K 型熱電対によって、LC-TMCF 期間中の最高温度 $T_{\max}$ ($=900^{\circ}\text{C}$) において、圧縮空気供給中の冷却孔周囲温度が 770°C であることを確認している⁽¹⁰⁾ (Table 2 参照)。

Table 1 Test conditions of conditions A and B.

Test condition	Condition A	Condition B
Temperature at controlled position	900 °C	950 °C
Temperature around cooling hole	770 °C	950 °C
Applied remote stress in LCF part	240 MPa	300 MPa
Applied remote stress in HCF part	0 MPa	130 MPa
number of cycle in HCF	5	5

Table 2 Temperature gradient under the condition A.

Max. Temperature at controlled position, $T_{c,\max}$	Temperature at cooling hole at $T_{c,\max}$	Min. Temperature at controlled position, $T_{c,\min}$	Temperature at cooling hole at $T_{c,\min}$
900 °C	770 °C	300 °C	220 °C

Table 3 Temperature gradient under the condition B.

In axial direction around cooling hole	In hoop direction around cooling hole	In thickness direction around cooling hole
$\sim 10^{\circ}\text{C}$	$\sim 10^{\circ}\text{C}$	$\sim 5^{\circ}\text{C}$

一方、条件 B の試験においては、冷却孔周囲が冷却されず、かつその温度が十分高くしてクリープの影響が顕在化すると想定される条件下で、低サイクルクリープ疲労 (LCCF) 負荷と高サイクル疲労 (HCF) 負荷を重畳させた負荷を加えた (Fig. 3 (b-2))。この時、LCCF 期間中の応力範囲は 300 MPa (応力比 $R=0$) で、HCF 期間中の応力範囲は 130 MPa、その期間中の繰返し数 N_{HCF} は 5 cycle、試験温度は 950°C とした。この条件は、クリープの影響が条件 A よりも顕在化する温度条件とする一方で、その負荷レベルが前報で算出した条件 A の HCF 期間中に生じる熱応力範囲と同程度の大きさになる条件⁽¹⁰⁾として設定した。

一連の試験期間中には、試験片標点部の伸びを伸び計によって測定すると同時に、冷却孔上下端の開口変位 δ の時間履歴も光学顕微鏡を介して計測・モニターした。

3. 実験結果

3.1 熱過渡応力がクリープ疲労負荷に重畳した際のき裂伝ば挙動

Table 1 中の条件 A の試験により、冷却孔周囲からのき裂の発生が観察された。き裂の形態として冷却孔の肉厚中心部から生じた Crack 1 と試験片内側の冷却孔コーナーから生じた Crack 2 が観察された (Fig. 5)。これらの挙動を解析するにあたり 1 ブロックの負荷サイクルあたりのき裂進展速度 $(da/dN)_{\text{block}}$ に注目し、応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{LCF,app}}$ との関係で調査した。 $\Delta K_{\text{LCF,app}}$ は暫定的に次式により評価した。

$$\Delta K_{\text{LCF,app}} = F(a,b) \Delta \sigma_{\text{ex}} \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

ここで $\Delta \sigma_{\text{ex}}$ は外負荷による応力範囲である。また $F(a,b)$ は冷却孔周囲で発生するき裂のき裂長さ a とき裂深さ b の比率 a/b に依存する補正係数であり⁽¹³⁾、ここではき裂のアスペクト比を $a/b=1$ と仮定し、アスペクト比による影響を無視した上で $\Delta K_{\text{LCF,app}}$ を求めた。

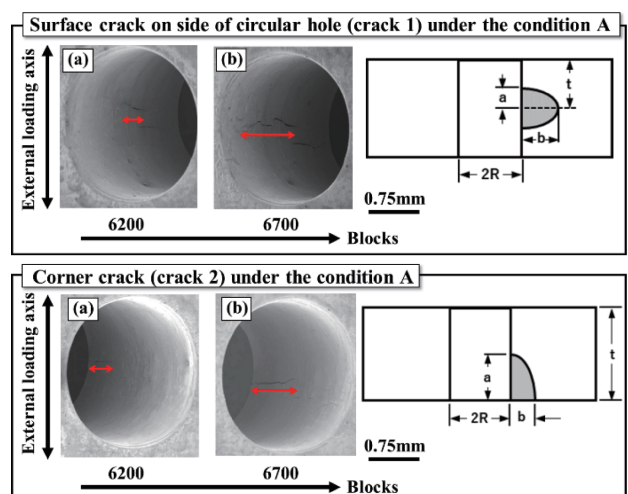


Fig. 5 Crack initiation and propagation around the cooling hole under the condition A.

1 ブロックの負荷あたりのき裂進展速度 $(da/dN)_{\text{block}}$ と応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{LCF,app}}$ の関係をFig. 6に示す。図中には比較のため、750℃から1000℃の間でこれまでに報告されている等温疲労き裂伝ば挙動の結果も併せて示した。Fig. 6より本研究の結果を $\Delta K_{\text{LCF,app}}$ で評価した場合、き裂進展速度 $(da/dN)_{\text{block}}$ は一定温度下の疲労き裂進展速度よりも非常に大きいことがわかる。

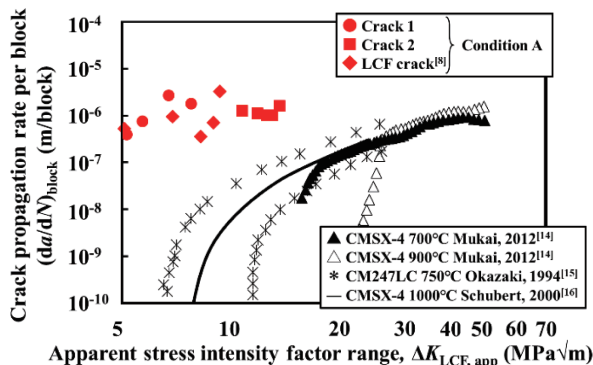


Fig. 6 Relationship between the crack propagation rate and the stress intensity factor range evaluated by Eq. (1).

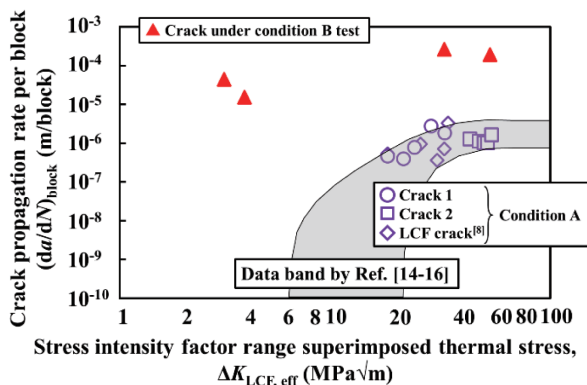


Fig. 7 Relationship between the crack propagation rate and the corrected stress intensity factor range by Eq. (2).

以上の結果を精査するにあたって、冷却孔周囲に生じている2つの事柄を考慮する必要がある。1つは冷却孔による応力集中効果、もう1つは冷却孔周囲と遠方部との間に生じている温度勾配による熱応力の効果である。以下、これらの効果を順次考慮していく。まず、簡単化のため、厚さ方向の温度勾配を無視し、試験片軸方向と周方向の温度差によって生じる熱応力に注目する。条件Aの下で生じる熱応力にはLCF区間中の熱応力とHCF区間中の熱応力の2種類がある。そして、そこでは冷却孔周りで生じる周方向と軸方向の温度分布によって誘起された熱応力が生じている。Fig. 4に示すようにこれらの熱応力は、外力との重畳により、(i) 疲労負荷中の応力範囲と(ii) 応力比を変化させる効果、および(iii) 応力の多軸度を変化させる効果をもつと考えられるため、本来の応力拡大係数範囲 ΔK ではこれらの影響を考慮して補正すべきである。これらの補正事項の詳細については著者らの前報である文献(10)において議論をしているた

め、ここではこれら3つの影響の考慮方法について簡単に説明する。冷却孔周囲に温度分布が生じる条件Aでは、試験片の軸方向および周方向の温度分布により生じる軸方向熱応力振幅 $(\Delta\sigma_{\text{th},z}(z) + \Delta\sigma_{\text{th},z}(\theta))$ がLCF中の応力振幅 $\Delta\sigma_{\text{ex}}$ に重畳すると考えられる。これらの応力の総和 $(\Delta\sigma_{\text{ex}} + \Delta\sigma_{\text{th},z}(z) + \Delta\sigma_{\text{th},z}(\theta))$ は冷却孔の応力集中によってさらに割増させられる。この割増度を $\alpha_{\text{ex+th}}$ と表記すると、 $\alpha_{\text{ex+th}}$ は主応力の多軸度を表す係数 λ ($=\sigma_2/\sigma_1$, σ_1 と σ_2 は外力方向とそれに垂直な方向の主応力を表す代表記号) を用いて $\alpha_{\text{ex+th}}(\lambda) = 3 - \lambda$ と表記できる⁽¹⁷⁾。この割増度を用いることで試験片軸方向に生じた熱応力 $\sigma_{\text{th},z}$ および周方向に生じた熱応力 $\sigma_{\text{th},\theta}$ による多軸度への影響を ΔK に考慮することにする。また、 $\sigma_{\text{th},z}$ の作用による応力比の変化がおよぼすき裂伝ばへの影響は、有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の概念を導入することで簡易的に評価することにした⁽¹⁸⁾。

以上の方法によって熱応力の影響を考慮した応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{LCF,eff}}$ を評価すると次式のようにになる。

$$\Delta K_{\text{LCF,eff}} = [\alpha_{\text{ex+th}}(\lambda_P) \{ \sigma_{\text{ex}} + \sigma_{\text{th},z}(\theta, P') + \sigma_{\text{th},z}(z, P') \} - \alpha_{\text{ex+th}}(\lambda_Q) \{ \sigma_{\text{th},z}(\theta, Q) + \sigma_{\text{th},z}(z, Q) \}] F(a, b) \sqrt{\pi a} / (1 - R_{\text{LCF}})^{\gamma} \quad (2)$$

ここで式中の P' および Q はFig. 4 (a)中の記号と対応しており、 R_{LCF} はLCF期間における熱応力を考慮した応力比、 γ は応力比 R の影響の程度を示す材料定数である。

式(2)を用いてFig. 6を再整理した結果をFig. 7に示す⁽¹⁰⁾。Fig. 7より、温度勾配に誘起された熱応力が及ぼす3つの力学的な効果を考慮することにより、それらの進展速度は一定温度下の疲労き裂進展速度と概ね一致するようである。すなわち、条件Aのき裂進展挙動は一定温度下の疲労き裂進展速度の知見からある程度予測できると考えられる。なお、2.1節の末尾において述べたように、本研究ではDS材の凝固方向が遠心力による主応力方向と冷却孔周囲に生じる熱応力と同軸上になる形の試験としているが、実機の冷却孔周囲では凝固と垂直方向の熱応力とともに周方向の熱応力も発生するため、材料の強度的異方性の観点からの検討も必要になる。これについては、今後さらに検討が必要である。

3.2 冷却孔周囲の冷却効果がない時のクリープ疲労き裂伝ば挙動

条件Bの試験は、冷却孔周囲の冷却効果が消失した上で、クリープの影響が顕在化した際の状態をシミュレートするために実施したものである。実験によりこのような条件下においても冷却孔周囲から発生するき裂が観察された (Fig. 8)。同図より、Fig. 5に示した条件Aのき裂の様相と大きく異なり、冷却孔形状が負荷方向に大きく変形し、主き裂は小さなき裂との合体を伴いながら伝ばしている。この条件で得られたき裂進展速度を、3.1節と同様に式(2)に示す応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{LCF,eff}}$ で評価した結果をFig. 7に示す。ただし式(2)中の熱応力項は0としている。これより、条件Bのき裂進展速度は条件A

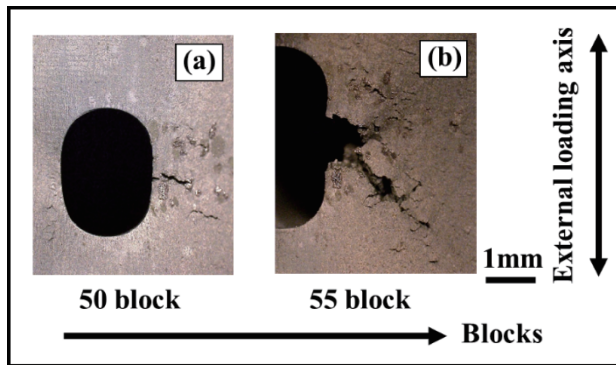


Fig. 8 Crack initiation and propagation around the cooling hole under the condition B.

のき裂進展速度よりも明らかに高くなっており、条件Aと同じ力学的な取り扱いが困難なようである。高温での破損においては、負荷波形の平均応力や試験温度に依存して、繰返し依存型もしくは時間依存型に変化することが知られていることから、この結果は、引張の平均応力が作用する負荷波形において冷却孔周囲の温度が高くなり、時間依存性の破損モード（クリープ）が顕在化し、通常の線形破壊力学的取り扱いができなくなった結果と考えることができる⁽¹⁹⁾。

一般にクリープ破損に対しては、非線形破壊力学パラメータであるクリープJ積分範囲 ΔJ_c で評価できることが知られていることから⁽²⁰⁾、条件Bのき裂進展速度を、 ΔJ_c を介して整理することを試みた。1ブロックあたりのクリープJ積分範囲 $\Delta J_{c,block}$ の算出にあたっては、試験中にモニターした荷重P-き裂開口変位 δ の関係（Fig. 9）を用いて次式のように求められる⁽²⁰⁾。

$$\Delta J_{c,block} = \frac{n-1}{n+1} \frac{S_{B,block} - S_{rap}}{2Wc} \quad (3)$$

式(3)中の n はクリープ指数、 W は試験片の肉厚、 c はリガメント長さ、 $S_{B,block}$ は条件Bの試験中に計測された P_B - δ 曲線と横軸 δ とが囲む面積、 S_{rap} はひずみ速度が十分に大きい時に計測される P_{rap} - δ 曲線と横軸が囲む面積である⁽²⁰⁾（Fig. 9参照）。本研究ではFig. 9中の δ は冷却孔の上下端の伸びより計測した。条件BのLCF期間中における冷却孔の開口変位量を δ_{LCF} 、HCF期間中におけるそれを δ_{HCF} 、rapid strainingの時のそれを δ_{rap} とすると、 $S_{B,block}$ と S_{rap} はそれぞれ次式のように示される。

$$S_{B,block} = \int_0^{\delta_{LCF}} P_B(\delta) d\delta + \int_{\delta_{LCF}}^{\delta_{LCF} + \delta_{HCF}} P_B(\delta) d\delta \quad (4)$$

$$\equiv S_{B,LCF} + S_{B,HCF}$$

$$S_{rap} = \int_0^{\delta_{rap}} P_{rap}(\delta) d\delta \quad (5)$$

本条件の1ブロック中のLCF期間中におけるクリープJ積分範囲 $\Delta J_{c,LCF}$ は、式(4)と式(5)から直接求めることができる。一方、HCF期間においては負荷周波数が高いため、HCF1サイクルあたりの開口挙動は十分な精度で求めることが困難である。いまHCF区間中はクリープ

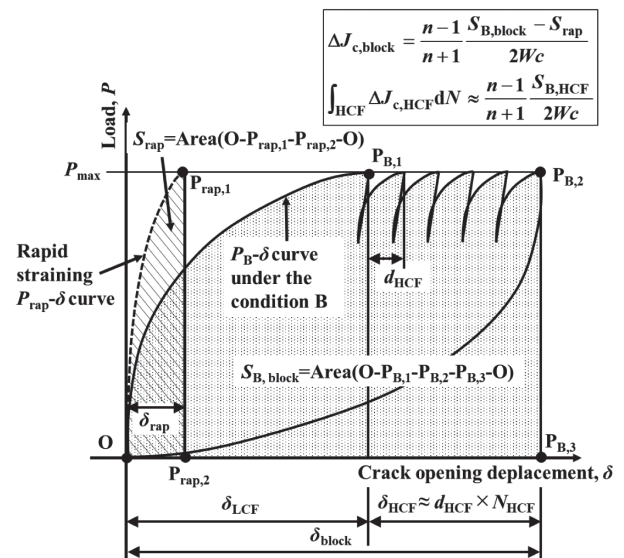


Fig. 9 Evaluation method of creep J-integral range, $\Delta J_{c,block}$ and $\Delta J_{c,HCF}$ on the basis of P- δ curve.

が支配的で、かつHCFの除荷過程において非弾性変形は進行せず、負荷中のクリープ支配型のラチェットによりき裂が開いていくと仮定すると、HCF全区間中のクリープJ積分 $\int_{HCF} (\Delta J_{c,HCF}) dN$ はその間に生じた開口量 δ_{HCF} を介して

$$\int_{HCF} \Delta J_{c,HCF} dN \approx \frac{n-1}{n+1} \frac{S_{B,HCF}}{2Wc} \quad (6)$$

と近似評価できよう。ここで $\Delta J_{c,HCF}$ はHCF1サイクルあたりのクリープJ積分範囲であり、 $S_{B,HCF}$ は、式(4)の右辺第二項の積分式で表される面積である。

き裂進展速度の観点から、条件BにおけるLCFとHCF期間を含めた1ブロック中のき裂進展速度 $(da/dN)_{Block}$ は、LCFおよびHCF期間中のき裂進展速度を包含したもので、HCF期間中のHCF1サイクルあたりのき裂進展速度 $(da/dN)_{HCF}$ を用いて次式のように表すことができる。

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{block} = \left(\frac{da}{dN} \right)_{LCF} + \int_{HCF} \left(\frac{da}{dN} \right)_{HCF} dN \quad (7)$$

ここで積分 $\int_{HCF}$ はHCF期間内のき裂伝ば量の積分を意味している。

式(3)、式(6)および式(7)に基づいて求めた $(da/dN)_{Block}$ - $\Delta J_{c,Block}$ および $(da/dN)_{HCF}$ - $\Delta J_{c,HCF}$ 関係をFig. 10に示す。図には比較のため、他の超合金によって得られたクリープき裂伝ば曲線⁽²¹⁾⁻⁽²³⁾も陰付きバンドで示している。これより条件B下では1ブロックあたりの進展速度 $(da/dN)_{Block}$ のみならず、HCF区間中のそれ $(da/dN)_{HCF}$ もクリープ支配下の伝ば曲線とほぼ一致していることがわかる。換言すれば、この条件では負荷ブロック全体にわたってクリープが破損モードを支配していたことが示唆される。

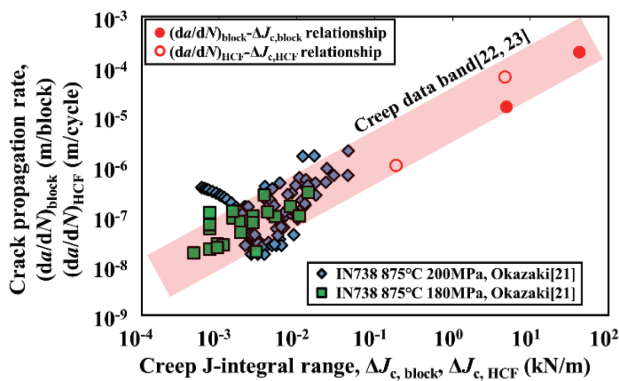


Fig. 10 Relationship between crack growth rate and J-integral range per block and per cycle in HCF under the condition B.

4. 考察

本研究で測定されたき裂進展速度は、条件Aでは応力拡大係数範囲によって、一方、条件BではクリープJ積分範囲によって良好に相関づけることができた。この結果は、同じ高サイクルの負荷が加わった場合でも、き裂先端がおかれる条件によって挙動が異なり、冷却孔周囲の破損を議論する際には、き裂先端がおかれた破壊力学的条件に依存して変化する破損モードを予測した上で、何らかの統一的な考えに従って寿命を予測する必要があることを示している。本章では、この観点から、材料の破損モードを予測した上で、それらの挙動の予測方法を考えてみたい。

負荷周波数 ν がおよぼす破損モードの違いについて、SolomonはFig. 11のような考えを示している²⁴⁾。すなわち、負荷周波数によって材料の破損モードが変わり、破損寿命 t_f は負荷周波数 ν との関係で次式により表せることを示している。

$$\nu^k t_f = \begin{cases} t_{cf} & (k=0 \text{ のとき}) \\ N_{ff} & (k=1 \text{ のとき}) \end{cases} \quad (8)$$

ここで k は材料定数で、時間依存型の破損に対しては $k=0$ 、繰返し依存型の破損に対しては $k=1$ の値となるパラメータである。式(8)の右辺の値は、時間依存型の破損モード($k=0$)に対してはクリープ破断時間 t_{cf} となり、一方、繰返し依存型の破損モード($k=1$)に対しては破損繰返し数 N_{ff} となる。この知見は負荷周波数が材料の破損モードに直接影響を与える因子であることを示している。一方、Paulsonらは疲労負荷波形の最大応力を一定の値として最小応力を変化させたときの破損寿命の調査を行っている²⁵⁾。そして、応力振幅を小さくしていく、つまり平均応力を増加させていくと、ある応力振幅で最大の破損寿命となり、その応力振幅よりも小さくなると破損寿命が短くなるという結果を報告している。このことを考慮し、Paulsonらは上述の自らの結果に対し、応力振幅が小さくなる(平均応力が増加する)につれて疲労支配型の破損からクリープ支配型の破損に遷移したためであると結論づけている。以上の知見から、少なくとも負荷波形の周波数、平均負荷の大きさが材料の破損

モードに影響を与える因子であると考えるのが合理的である。また、一般に、クリープ変形挙動は温度と密接に関連しており、温度が高くなるとクリープ破損が加速される²⁶⁾。

以上のことを総括し、温度 T を T_1 と T_2 で変化させた場合の破損寿命と負荷周波数の関係をFig. 11に模擬的に示す。温度が変化すると、材料の破損モードが疲労支配型からクリープ支配型へと遷移すること、その際の遷移負荷周波数も変化することが予想できる。ここで材料の破損モードを予測するためには、負荷周波数、応力振幅(平均応力)および温度の3つの因子を考慮した統一的な予測方法が必要となる。クリープにより破損する時間を t_{cf} とし、疲労により破損する時間を t_{ff} (負荷周波数 ν と破損繰返し数 N_{ff} との関係で $t_{ff}=N_{ff}/\nu$ が成立する)とすると、 t_{cf} と t_{ff} のうち短い方の破損モードが顕在化するはずである。すなわち、 $t_{cf}>t_{ff}$ であるならば疲労支配型の破損、 $t_{cf}<t_{ff}$ であるならばクリープ支配型の破損となることが予見される。以上の判断基準に基づき、任意の負荷波形および温度条件より、クリープ破損寿命 t_{cf} および疲労破損寿命 t_{ff} を定量的に求めていくことにする(Fig. 12)。

クリープ破損寿命 t_{cf} は負荷波形に依存して進行するクリープ変形速度を表す式(式(9))とそれによって相関づけられるパラメータ(式(10))を組み合わせて求めることができる²⁶⁾。

$$\dot{\epsilon}_m = \frac{\int_0^r A \sigma(t)^n dt}{\tau} = A \sigma_{eq,m}^n \quad (9)$$

$$LMP = (T + 273)(\log t_{cf} + C) \quad (10)$$

ここで τ は負荷周波数 ν の逆数であり、 A は材料定数、 $\sigma_{eq,m}$ は平均クリープひずみ速度 $\dot{\epsilon}_m$ をNorton則で関連付けた平均相当応力である。また、式(10)のラーソンミラーパラメータ(LMP)はクリープ破断時間と温度を統一的に表すことができるパラメータであり、負荷される相当応力 $\sigma_{eq,m}$ と LMP を実験的に相関づけることで、その関係式から様々な温度および負荷波形条件下でのクリープ破損時間を推測できる²⁶⁾。

一方、Fig. 11中に表れる疲労破損寿命時間 t_{ff} は、負荷波形の応力比(平均応力)を考慮した修正Goodman則を介して推測することができる。本研究ではCM247LC-DS合金に対して作成した修正Goodman線図(Fig. 13)²⁷⁻²⁹⁾を介して t_{ff} を負荷周波数 ν の関数として求めることにした。

$$t_{ff} = \frac{N_{ff}}{\nu} \quad (11)$$

本試験で採用したようなLCF区間とHCF区間が重畳された負荷波形に対しては(Fig. 3)、破損に至るブロック数をどのように予測するかが課題となるが、ここではLCFおよびHCF区間中での疲労破損サイクル数(それぞれ N_{LCF} および N_{HCF})を求め、次の損傷則に当てはめ

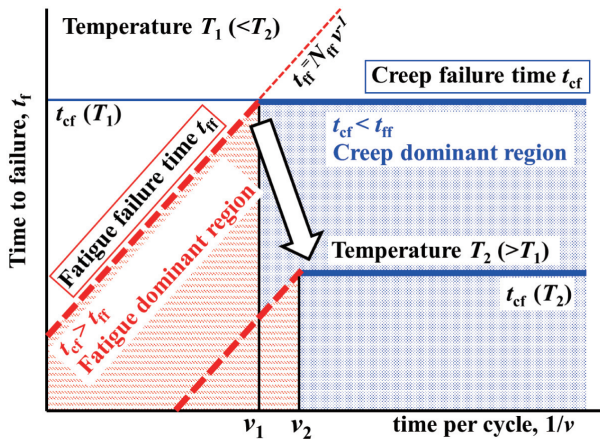


Fig. 11 Relationship between the time to failure and the loading frequency.

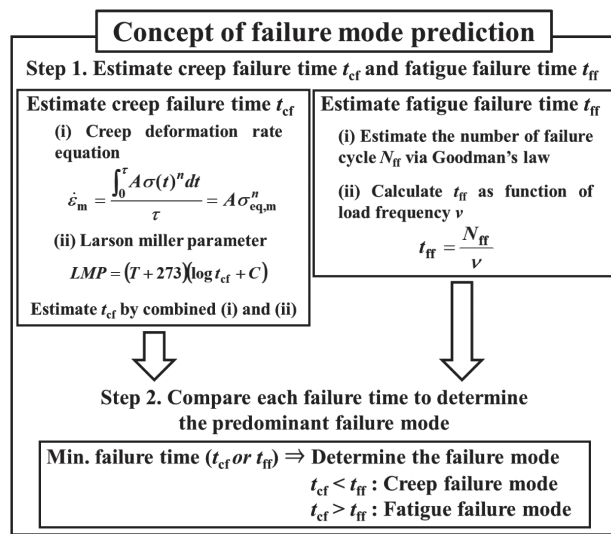


Fig. 12 Concept to predict of predominant failure mode.

ることLCF区間とHCF区間を包含した疲労破損サイクル数 N_{ff} を求めることができよう。

$$\frac{1}{N_{ff}} = \frac{1}{N_{f,LCF}} + \frac{N_{HCF}}{N_{f,HCF}} \quad (12)$$

ここで破損サイクル数 $N_{f,LCF}$ および $N_{f,HCF}$ は修正Goodman線図を介してそれぞれ推測することができる。

以上の行程で予測した破損モード予測曲線をFig. 14に示す。なお、本試験で用いた試験片には冷却孔があり、応力集中の影響を考える必要があるため、クリープ破損に対しては応力集中係数 $\alpha_c (\approx 1.5)^{30})$ を、疲労破損に対しては応力集中係数 $\alpha = 3$ を用いた⁽¹⁷⁾。Fig. 14 (a)には破損部位の温度と応力振幅の関係の下で、条件A ($\sigma_a = 240 \text{ MPa}$, $T = 770^\circ \text{C}$)と条件B ($\sigma_a = 300 \text{ MPa}$, $T = 950^\circ \text{C}$)の結果を対比する形で示している。この図より条件Aでは疲労支配型の破損であること、条件Bではクリープ支配型の破損であることが予測される。一方、Fig. 14 (b)には負荷周波数と破損時間の関係の下で条件Aおよび条件Bの結果を対比している。これらの図から条件AではLCF期間中およびHCF期間中ともに疲労支配

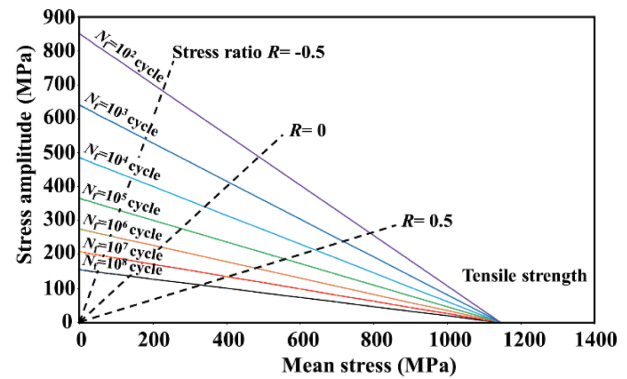


Fig. 13 The Goodman diagram used to determine the number of cycle to failure N_{ff} considering the stress ratio ⁽²⁷⁾⁻⁽²⁹⁾.

型の破損に、また、条件Bでは両者ともクリープ支配型の破損となることが予測される。この結果は第3章で示した結果 (Fig. 7およびFig. 10) とも矛盾しない。

以上の考え方が、異なる負荷波形や合金に対しても適用できるか確認するため、Paulsonら (Ni基超合金 Udimet115) および平ら (SUS316) が行った高温疲労に関する研究への適用を試みた。その結果をTable 4にまとめた^{(20), (25)}。表より、本研究の結果のみならず他の研究者の結果も、ここで提示した考えにより良好に予想できることがわかる。

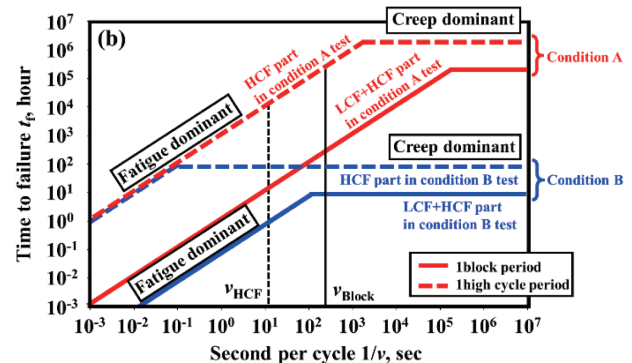
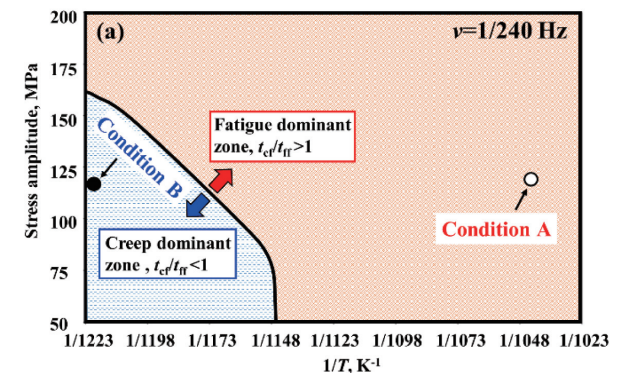


Fig. 14 Failure mode prediction curve (a) at cyclic frequency $v = 1/240 \text{ Hz}$ (1block), and (b) relationship between time to failure and cyclic frequency under conditions A and B.

Table 4 Applicability of the present life prediction method to the results by other researchers^{25), 26)}.

Material	Stress amplitude	Temperature	Frequency	Failure mode in ref. (by experiments)	Predicted failure mode
Udimet 115	936 MPa	760 °C	1 Hz	Fatigue	Fatigue
Udimet 115	660 MPa	760 °C	1 Hz	Creep	Creep
Udimet 115	316 MPa	760 °C	1 Hz	Creep	Creep
SUS 316	166.7 MPa	650 °C	1/12 Hz	Fatigue	Fatigue
SUS 316	166.7 MPa	650 °C	1/3 Hz	Fatigue	Fatigue
SUS 316	166.7 MPa	650 °C	1/600 Hz	Creep	Creep
SUS 316	215.8 MPa	600 °C	1/600 Hz	Creep	Creep

5. 結言

本研究では、クリープ疲労負荷に熱過渡応力が重畳した際の冷却孔周囲における破損挙動への影響およびその破損モード予測法の考察を行った。その結果以下の結論を得た。

- (1)台形波状のクリープ疲労負荷波形に高サイクル疲労負荷を重畳させた結果、冷却孔周囲の温度および負荷条件によって破損モードが異なった。その際のき裂進展速度は疲労支配となる条件下では応力拡大係数範囲によって、クリープ支配となる条件下ではクリープJ積分範囲を介して有効に整理できた。
- (2)Solomonの提示した破損モードに対する周波数への影響の考え方に基づいて、負荷周波数、平均応力および温度を考慮した破損モード予測法の提案を行った。任意の負荷条件下での時間依存のクリープモードと繰返し依存の疲労モードを想定し、最短の寿命を与えるモードが全体の破損モードを決めるとする考え方に従って寿命予測法を提案した。提案した予測法は本研究の結果のみならず他の研究者の結果に対しても良好に適用可能であった。

謝辞

本研究の遂行にあたり、科学研究費補助金（基盤（A）（Category A, No. 16H02304.））の援助を受けた。記して感謝の意を示す。

参考文献

- (1) H.Kazempour-Liacy, S. Abouali and M. Akbari-Garakani, Failure Analysis of a First Stage Gas Turbine Blade, Engineering Failure Analysis, Vol. 18 (2011), pp. 517-522.
- (2) K. Mukai and Y. Itoh, Hydraulic Energy System to Improve Quality of Energy Grit, Toshiba Review, 58 (2003).
- (3) T. Brendel, E. Affeldt, J. Hammer and C. Rummel, Temperature Gradients in TMF Specimens Measurement and Influence on TMF Life, International Journal of Fatigue, Vol. 30 (2008), pp. 234-240.
- (4) 佐伯祐志, 松下政裕, 福山佳孝, 吉田豊明, 横川忠晴, 原田広史, 1700℃級仮想タービンの構築, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 36, No. 4 (2008), pp. 283-288.
- (5) 吉田豊明, 冷却技術, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 25, No. 97 (1997), pp. 29-34.
- (6) H. L. Bernstein, T. S. Grant, R. C. McClung and J. M. Allen, Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP 1186 (1993), pp. 212-238.
- (7) N. Kasahara, H. Takasho and A. Yacumpai, Structural Response Function Approach for Evaluation of Thermal Striping Phenomena, Nuclear Engineering and Design, Vol. 212 (2002), pp. 281-292.
- (8) M. Okazaki, S. Yamagishi, M. Milton and M. Sekihara, Small Crack Propagation Behavior During Thermo-Mechanical Creep-Fatigue Loading of Ni Based Superalloy Specimen Under Non-Uniformly Distributed Temperature Condition, Materials at High Temperature, Vol. 32, No. 3 (2015), pp. 293-297.
- (9) 與那國優希, 岡崎正和, 熱過渡現象を考慮した遮熱コーティング部材の熱疲労破損寿命評価技術, 日本ガスタービン学会誌, Vol. 45, No. 6 (2017), pp. 458-464.
- (10) 與那國優希, 吉崎伸, 岡崎正和, Ni基超合金一方向凝固材の冷却孔周囲の微小き裂進展に及ぼす高サイクルと低サイクル疲労負荷の重畳効果, 材料, Vol. 68, No. 2 (2019), pp. 129-135.
- (11) E. L. Robinson, Effect of Temperature Variation on the Long-Time Rupture Strength of Steels, ASME Transactions, Vol. 74 (1952), pp. 777-781.
- (12) S. S. Manson, G. R. Halford, M. H. Hirschberg, Design for Elevated Temperature Environment, ASME (1971), pp. 12-28.
- (13) J. C. Newman, Jr. and I. S. Raju, Stress Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies, NASA Technical Memorandum 83200 (1981), pp. 1-49.
- (14) H. Hasegawa and Y. Mukai, The Effect of Crystal Orientation and Temperature on Fatigue Crack Growth of Ni-Based Single Crystal Superalloy, Superalloys 2012 (2012), pp. 225-233.
- (15) M. Okazaki, H. Yamada and S. Nohmi, Temperature Dependence of the Intrinsic Small Fatigue Crack Growth Behavior in Ni-Base Superalloys Based on Measurement of Crack Closure, Metallurgical and Materials Transaction, Vol. 27, No. 4 (1996), pp. 1021-1031.
- (16) F. Schubert, T. Rieck and P. J. Ennis, The Growth of Small Cracks in the Single Crystal Superalloy CMSX-4 at 750 and 1000°C, Superalloys 2000 (2000), pp. 341-346.
- (17) W. D. Pilkey and D. F. Pilkey, Stress Concentration Factors, Wiley (2008).
- (18) K. Walker, The Effect of Stress Ratio During Crack Propagation and Fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminm, ASTM STP 462 (1970), pp. 1-14.
- (19) V. Dimopoulos, K. M. Nikbin and G. A. Webster, Influence of Cyclic to Mean Load Ratio on Creep/Fatigue Crack Growth, Metallurgical Transactions A, Vol. 19, No. 4 (1988), pp. 873-880.
- (20) 平修二, 大谷隆一, 北村隆行, 山田勝彦, クリープ・疲労重畳下のき裂伝ばに関するJ積分による検討, 材料, Vol. 28, No. 308 (1979), pp. 414-420.

- (21) 岡崎正和, 山岸郷志, 杉原一興, 與那國優希, 超合金模擬冷却孔からのクリープ・疲労微小き裂の進展, 第45回日本ガスタービン学会定期講演会講演論文集, (2017).
- (22) 田淵正明, 久保清, 八木晃一, NCF800H合金のクリープ破壊機構に基づくクリープき裂成長挙動の評価, 鉄と銅, Vol. 79, No. 6 (1993), pp. 732-738.
- (23) K. Sadananda and P. Shahinian, Creep Crack Growth Behavior of Several Structural Alloys, Metallurgical Transactions A, Vol. 14, No. 7 (1983), pp.1467-1480.
- (24) H. D. Solomon, Frequency dependent low cycle fatigue crack propagation, Metallurgical Transactions, Vol. 4, No. 1 (1973), pp. 341-347.
- (25) R. R. Paulson, L. G. Fritzemeier and J. K. Tien, S-N Curve Inversion of a Nickel-Base Superalloy at Elevated Temperature, Metallurgical Transactions A, Vol. 14, No. 3 (1983), pp. 727-731.
- (26) M. Maldini, M. Marchionni, M. Nazmy, M. Staubli and G. Osinkolu, Creep and Fatigue Properties of a Directionally Solidified Nickel Base Superalloy at Elevated Temperature, Superalloys 1996 (1996), pp. 327-334.
- (27) G. L. Erickson, K. Harris and R. E. Schwer, Directionally Solidified DS CM 247 LC - Optimized Mechanical Properties Resulting from Extensive γ' Solutioning, ASME 1985, International Gas Turbine Conference and Exhibit, 18-21 (1985).
- (28) 伊藤洋茂, 犬飼隆夫, 一方向凝固および単結晶超合金切欠材の773Kにおける高サイクル疲労強度評価, 日本機械学会論文集 (A編), Vol 69, No. 682 (2003), pp. 1015-1020.
- (29) T. Hasebe, M. Sakane, M. Ohnami, High Temperature Low Cycle Fatigue and Cyclic Constitutive Relation of MAR-M247 Directionally Solidified Superalloy, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 114 (1992), pp. 162-167.
- (30) 大谷隆一, 切欠き材のクリープにおける応力集中とひずみ集中, 材料, Vol. 25, No. 270 (1976), pp. 14-19.