Ni 基超合金の室温および 500°C における疲労被害に及ぼす 応力振幅変動の影響*

後藤 真 宏^{*1}, 山 本 隆 栄^{*1}, 皮籠石 紀雄^{*2}

Effect of Change in Stress Amplitude on the Fatigue Damage of Ni-Base Superalloy at Room Temperature and 500°C

Masahiro GOTO^{*3}, Takaei YAMAMOTO and Norio KAWAGOISHI

^{*3} Department of Mechanical Engineering, Oita University,
700 Dan-noharu, Oita-shi, Oita, 870-1192 Japan

In order to study the fatigue damage of a Ni-base superalloy Inconel 718 at an elevated temperature, the plain specimens were fatigued at room temperature and 500°C. The crack initiation and crack growth behavior was monitored by the plastic replication method. Experimental results showed that the resistance for slip and crack initiation decreases due to the softening of matrix at elevated temperature. With regard to the crack growth at 500°C, the growth rate of large crack was accelerated, however the growth of microcracks less than 50 μm was suppressed. In addition to the fatigue tests under constant stress amplitudes, the fatigue tests under the two step loading was also performed to clarify the effect of change in stress amplitude on the fatigue damage. There was no effect of the change in stress amplitude on the crack growth behavior at room temperature. For low-to-high block loading at 500°C, the crack growth behavior was hardly affected by the change in stress amplitude. For high-to-low block loading at 500°C, however, the growth behavior of microcracks under a low stress amplitude was influenced by the high stress repetitions. The cumulative cycle ratio $\Sigma(N/N_f)$ was calculated. The values of $\Sigma(N/N_f)$ exhibit the distinct tendency determined by the load pattern and temperature. Above results were discussed from the viewpoints of the matrix softening and the oxide films formed at the elevated temperature.

Key Words: Fatigue, Ni-Base Superalloy, Elevated Temperature, Two-Step Loading, Small-Crack Propagation, Cumulative Cycle Ratio, Oxidation

1. 緒 言

高温環境下で使用される Ni 基超合金では、例えばジェットタービン静翼用材料として 1000°C を超える高温域で使用されるもの、タービンディスク用材料として主に 700 度以下の温度域で使用されるものなど、使用目的に応じて種々の合金が開発されている。これら合金は、稼動環境に対して要求される性能を発揮できる必要があり、強度・信頼性評価に必要な基本データを得るため、高温下の引張特性、疲労特性、クリープ特性など^{(1)~(6)}がさまざまな観点から検討されている。

ところで、Inconel 718, Nimonic 901, Waspaloy などのタービンディスク用材料は普通 600~700°C 以下の温度域で使用されるので、高温疲労特性に関する研究が多い。しかしながら、巨視的き裂の伝ば特性を検討したものが多く、き裂発生および微小き裂伝ば特性⁽⁷⁾について検討したものはあまり多くない。また、実際の機器に作用する応力振幅は変動するので、応力

振幅の変動が疲労挙動に及ぼす影響を把握する必要がある。常温下では、応力振幅の変動が疲労被害に及ぼす物理的意味を明らかにするため、二段二重変動応力振幅など基本的な負荷形式のもとで行われた多くの研究^{(8)~(12)}がある。一方、平滑材の疲労寿命の大部分はき裂発生および微小き裂伝ば寿命で占められるので、応力振幅の変動が疲労被害に及ぼす影響の本質を明らかにするためには、き裂発生および微小き裂伝ば挙動に着目した検討が必要となる。しかしながら、以上のような観点から Ni 基超合金の高温下における疲労被害に及ぼす応力振幅変動の影響を明らかにした研究は見当たらない。

本研究では以上のことを考慮して、Ni 基超合金 Inconel 718 を用いて平滑材の回転曲げ疲労試験を常温および 500°C にて行った。そして、レプリカ法による表面の連続観察を行い、試験片を破断に導いたき裂の発生および伝ば挙動を明らかにした。また、応力振幅の変動が疲労被害に及ぼす影響の物理的背景を検討するため、二段二重変動応力振幅下の実験を行い、微視的き裂との関係から応力振幅変動の影響を検討した。

2. 材料・試験片および実験方法

使用した材料は、Ni 基超合金 Inconel 718 である。

* 原稿受付 2001 年 3 月 15 日。

^{*1} 正員、大分大学工学部(〒870-1192 大分市旦野原 700)。

^{*2} 正員、鹿児島大学工学部(〒890-0065 鹿児島市郡元 1-21-10)。

E-mail: masagoto@cc.oita-u.ac.jp

Table 1 Chemical composition [wt.%]

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Cu	Al	Ti	B	Fe
0.02	0.07	0.09	0.005	0.001	52.52	18.64	3.08	0.16	0.02	0.53	0.96	0.004	BAL

Table 2 Mechanical properties

Temperature	MPa		
	$\sigma_{0.2}$	σ_U	σ_T
R.T.	1201	1444	1805
500°C	1030	1240	1420

Detail of partial notch

Fig. 1 Shape of the specimen

表 1 に化学成分を示す。この素材に溶体化処理 (982°C, 1 h 保持後水冷) を行った後、時効処理 (720°C, 8 h 保持後炉冷により 621°C に冷却, さらに 8 h 保持後空冷) を行い、試験片を機械加工した。表 2 に機械的性質を示す。

図 1 に試験片の形状および寸法を示す。試験片は部分切欠きを有するが、その切欠係数は 1 に近いので、実質的には平滑材とみなせる。試験片製作後表面を電解研磨にて 20 μm 程度除去した後、部分切欠部をバフ研磨にて鏡面に仕上げて (2~3 μm 除去) から実験に供した。

用いた試験機は、小野式高温回転曲げ疲労試験機 (回転数 3 000 rpm, 容量: 100 N·m) である。

表面の疲労被害の観察およびき裂長さの測定は、所定の繰返し数において採取したレプリカについて、金属顕微鏡 ($\times 400$) により行った。高温下の疲労試験の場合は、レプリカ採取のたびにその前後で冷却と加熱を繰返すことになるが、疲労寿命に関する限りこの影響はほとんど認められなかった。応力 σ_a は部分切欠きの存在を無視した試験片最小断面部の公称曲げ応力振幅で、またき裂長さ l は試験片表面に沿う円周方向長さで、それぞれ定義した。

3. 実験結果および考察

3.1 一定応力振幅下の疲労挙動 図 2 に、常温および高温 (500°C) における S-N 曲線を示す。10⁷ 回

Fig. 2 S-N curve at room temperature and 500°C

を基準とした疲労限度は、常温の場合が $\sigma_w = 450$ MPa であり、500°C の場合が $\sigma_w = 625$ MPa である。疲労限度は高温下のほうが大きい。疲労限度近傍の応力を除く高応力下では常温下の疲労寿命が大きい。

図 3 に、同一応力振幅 $\sigma_a = 750$ MPa を繰返したときの、常温下と高温下の主き裂 (破断に導いた最大寸法のき裂) 発生場所近傍の表面状態の変化を示す。常温下では $N = 4 \times 10^3$ においてすべり帯が認められこれがき裂となった後 (き裂発生時期: $N = 16 \times 10^3$)、伝ば拡大し $N_f = 55.1 \times 10^3$ にて破断した。一方、高温下では $N = 2 \times 10^3$ に多数のすべり帯が確認され、 $N = 4 \times 10^3$ ではすべり帯の 1 つがき裂となり伝ばしており、高温下のほうがき裂発生に要する繰返し数が常温下より小さい。また、すべり帯の発生密度も高温下が大きい。き裂の発生時期とすべり帯の密度が高温下のほうが大きいことは、母材の軟化によると思われる。なお、本材を 500°C にて加熱すれば、母材内部の硬さが加熱前に比べ低下した⁽¹³⁾。

図 4 に、常温下と高温下のき裂伝ば曲線 ($\ln l$ - N 関係) を比較したものを示す。いずれの応力振幅の場合も同一応力振幅下におけるき裂発生寿命は高温下が小さい。また、き裂長さの特により小さい範囲 ($l < 50 \mu\text{m}$) を除けば伝ば曲線の傾きは高温下が常温下より大きく、 $l > 50 \mu\text{m}$ のき裂の伝ば抵抗は高温下では減少する。なお、高温環境下では、 $l = 20 \sim 50 \mu\text{m}$ におけるき裂伝ば曲線の傾きが長いき裂に比べ小さい傾向が認められ、応力振幅が小さいほどこの傾向は顕著である。特に、500°C における $\sigma_a = 650$ MPa ではき裂が $l = 20$

Fig. 3 Change in surface state around a major crack under cycling of $\sigma_a = 750$ MPa

Fig. 4 Crack growth data at R. T. and 500°C

μm まで伝ばした後伝ば速度は急激に低下し(このときの伝ば速度は常温下より小さい)き裂伝ばの一時的な停留が認められる。しかし、その後伝ば速度は増加し、 $l=0.1\text{ mm}$ では常温下より伝ば速度は加速している。すなわち、高温環境は、き裂発生直後の非常に短いき裂に対しては伝ばの抑制作用、ある程度成長したき裂に対しては加速作用をもつことがわかる。また、抑制作用は応力振幅が小さいほど($\sigma_a < 700\text{ MPa}$) 顕著である。

高温環境の影響として、母材の軟化と高温酸化膜が考えられる。軟化はすべりおよびき裂の発生を促進するが、表面に形成される強固な酸化膜はこれらを抑制すると思われる。また、き裂伝ばに対しては、軟化は伝ば抵抗を減少させき裂伝ば速度を加速させるが、き

裂面上の酸化膜および塑性変形によるき裂閉口は特に微視的き裂の伝ば速度を低下させる効果をもつと考えられる。高温環境がき裂発生および伝ばに及ぼすメカニズムについては不明な点が多いが、本材料のすべりおよびき裂発生は高温環境により促進され、高温環境の抑制効果より促進効果が強く現れている。また、比較的長いき裂の伝ばも高温下では促進されるが、駆動力の小さい微視的き裂の伝ばに対しては抑制効果が強く現れ、これが疲労限度の上昇および低応力下の疲労寿命の増加をもたらしたと思われる。なお、使用材料・温度によっては酸化膜の生成状態が異なり、酸化膜がすべりおよびき裂発生を抑制することも考えられる。例えば、金澤ら⁽¹⁴⁾は、低合金鋼 SCM V 2 の高温疲労において、 $1\mu\text{m}$ 以上の高温酸化膜によりき裂発生が抑制され内部破壊を起こすことを、また、岡崎ら⁽¹⁵⁾は分散強化した Ni 基超合金 MA 758 において高温酸化膜により内部破壊が生じることを明らかにしている。本材のすべりおよびき裂発生がそれほど抑制されなかった理由の一つとして、酸化膜の厚さが比較的薄い(500°C の場合、1 時間の加熱で $0.48\mu\text{m}$ 、6 時間では $0.73\mu\text{m}$) ことが考えられる。

図 5 に、き裂伝ば曲線を N_f を基準とした相対繰返し数 N/N_f にて整理したものを示す。常温の場合は、相対的に応力振幅が大きければ($\sigma_a \geq 700\text{ MPa}$) 直線、小さければ($\sigma_a \leq 650\text{ MPa}$) 下に凸の曲線にて $\ln l -$

N/N_f 関係を近似できる。すなわち、常温中では高応力振幅下と低応力振幅下でのき裂伝ば特性が異なる。一方、高温中では $\sigma_a = 650$ MPa を除く $l > 50 \mu\text{m}$ の $\ln l - N/N_f$ 関係を直線で近似できる。 $\sigma_a = 650$ MPa の場合は、 $l = 20 \sim 30 \mu\text{m}$ におけるき裂伝ばの一時的停留が特に大きく、高応力振幅下の $\ln l - N/N_f$ 関係とは異なる。

高温環境による伝ば抑制効果の影響が認められなくなる $l = 0.1$ mm 以降の伝ば特性を明らかにするため、き裂長さが 0.1 mm に達してから破断するまでの寿命 $N_f - N_{0.1}$ を基準とした相対繰返し数 $(N - N_{0.1}) / (N_f - N_{0.1})$ とき裂長さの関係を調べた。図 6 に、 $\ln l - (N - N_{0.1}) / (N_f - N_{0.1})$ 関係を示す。いずれの応力振幅の場合も両者の関係は直線で近似できる。すなわち、 $\sigma_a = 650$ MPa の場合も $l \geq 0.1$ mm のき裂の伝ば特性は他の応力振幅下と本質的な違いは認められない。

図 7 に、き裂伝ば速度 dl/dN を $\sigma_a^5 l$ と応力拡大係数 ΔK にて整理したものを示す。常温中では、 $\sigma_a \geq 700$ MPa の dl/dN は $\sigma_a^5 l$ により、また $\sigma_a \leq 650$ MPa

の dl/dN は ΔK により決定できる。高温中では応力レベルに依らず dl/dN を $\sigma_a^5 l$ により整理できる。また、微小き裂伝ば則^{(16)~(19)}の n の値はいずれの環境も等しく $n = 5$ であり、これには $\sigma_a \geq 700$ MPa の範囲の $S-N$ 曲線の傾きが両環境ともほぼ等しいことが反映されている。なお、応力拡大係数幅は $\Delta K = (2/\pi)\Delta\sigma(\pi l/2)^{1/2}$ により近似して計算した。

3.2 二段二重変動応力振幅下の疲労挙動 応力振幅の変動が疲労被害に及ぼす基本的影響を明らかにするため、二段二重変動応力振幅下の疲労試験を行った。図 8 に応力の負荷形式を示す。すなわち、最初に一次応力 σ_1 を N_1 回繰返した後、応力振幅を切換え二次応力 σ_2 のもとで破断まで繰返した(二次応力下での繰返し数: N_2)。応力変動試験は、応力振幅上昇($\sigma_1 < \sigma_2$)および応力振幅下降($\sigma_1 > \sigma_2$)それぞれについて行

Fig. 5 $\ln l$ versus N/N_f relation

Fig. 6 $\ln l$ versus $(N - N_{0.1}) / (N_f - N_{0.1})$ relation at 500°C

(a) dl/dN versus $\sigma_a^5 l$ relation

(b) dl/dN versus ΔK relation

Fig. 7 Estimation of small crack growth rate at R.T. and 500°C

った。応力振幅変動下の疲労被害はマイナー則により評価し、連続観察による微視的き裂の挙動との関係で、応力振幅の切り換えが疲労被害に及ぼす物理的背景を検討した。以下に、常温下、高温下それぞれの結果を示す。

3・2・1 常温下における疲労被害 常温下での切

Fig. 8 Loading pattern for two-step loading

Fig. 9 Crack growth characteristics for $\sigma_a = 500, 700$ MPa at R. T.

Fig. 10 Value of cumulative cycle ratio ($\sigma_a = 500 \rightleftharpoons 700$ MPa) at R. T.

換えに使用した応力振幅は $\sigma_a = 500, 700$ MPa であり (それぞれ 10^7 回時間疲労限の約 11, 56% 増しの応力振幅), それぞれの一定応力振幅下での疲労寿命は $N_f = 6.92 \times 10^5$ 回 (3 本の平均) および 9.54×10^4 回 (3 本の平均) である。応力振幅上昇試験では, $\sigma_1 = 500$ MPa を繰返した後 $\sigma_2 = 700$ MPa にて破断させ, 応力振幅下降試験では, $\sigma_1 = 700$ MPa を繰返した後 $\sigma_2 = 500$ MPa にて破断させた。

図 9 に, $\sigma_a = 500, 700$ MPa の $\ln l - N/N_f$ 関係を示す。 $\sigma_a = 700$ MPa の場合は, 伝ば則が ΔK 支配から $\sigma_a^2 l$ 支配に変化する過渡的な伝ば特性を有する (図 5) が, $\ln l - N/N_f$ 関係に認められる $\sigma_a = 500$ MPa との差はそれほど大きくない。

図 10 に実験結果をマイナー則により整理したものを示す。累積繰返し数比 $\Sigma(N/N_f)$ の値は, 応力振幅上昇の場合が 1 よりやや大きめに, 応力振幅下降の場合が 1 よりやや小さめの傾向にあるが, いずれもほぼ 1 に近く破断寿命を基準としたマイナー則が成立する。

図 11 にき裂伝ば曲線を示す。↑印で応力振幅を切替えた位置を示す。また実線は, 初めから二次応力のみを繰返したときの伝ば曲線を応力切替位置から書

(a) Low-to-high block loading

(b) High-to-low block loading

Fig. 11 Crack growth curve under two-step loading at R. T.

き写したものである。応力振幅上昇試験, 応力振幅下降試験いずれの場合も実線とプロット点はほぼ一致しており, 二次応力繰返しのもとでの伝ば挙動に一次応力繰返しによる履歴の影響はないことがわかる。 $\sigma_a=500, 700$ MPa の間で応力振幅を切替えたとき, $\Sigma(N/N_f) \approx 1$ となったのは, 伝ば挙動に及ぼす一次応力繰返しによる履歴の影響が認められないこと, および両応力振幅下の $\ln l-N/N_f$ 関係(図 9)の差が小さいためである。このことは, $\ln l-N/N_f$ 関係の差が大きい応力振幅間で切換えを行えばマイナー則が成り立たなくなることを意味する。図 12 は, $\ln l-N/N_f$ 関係の差が大きい $\sigma_a=650, 900$ MPa を用いて二段二重変動応力振幅下の疲労試験を行い, 累積繰返し数比を調べたものである。応力振幅上昇では $\Sigma(N/N_f) > 1$, 応力振幅下降では $\Sigma(N/N_f) < 1$ となり, 応力振幅の上昇と下降では $\Sigma(N/N_f)$ の値に明らかな傾向の違いが認められる。

3.2.2 高温下における疲労被害 高温中での切

Fig. 12 Value of cumulative cycle ratio ($\sigma_a=650 \leftrightarrow 900$ MPa) at R. T.

Fig. 13 Crack growth characteristics for $\sigma_a=650, 800$ MPa at 500°C

換えに使用した応力振幅は $\sigma_a=650, 800$ MPa であり (それぞれ 10^7 回時間疲労限の約 4, 28% 増しの応力振幅), それぞれの一定応力振幅下での疲労寿命は $N_f=8.39 \times 10^4$ 回 (4 本の平均) および 1.50×10^4 回 (3 本の平均) である。応力振幅上昇試験では, $\sigma_1=650$ MPa を繰返した後 $\sigma_2=800$ MPa にて破断させ, 応力振幅下降試験では, $\sigma_1=800$ MPa を繰返した後 $\sigma_2=650$ MPa にて破断させた。

図 13 に, $\sigma_a=650, 800$ MPa の $\ln l-N/N_f$ 関係を示

Fig. 14 Value of cumulative cycle ratio ($\sigma_a=650 \leftrightarrow 800$ MPa) at 500°C

(a) Low-to-high block loading

(b) High-to-low block loading

Fig. 15 Crack growth curve under two-step loading at 500°C

す。 $\sigma_a=650$ MPa では $l=20\sim30\ \mu\text{m}$ において伝ば速度の一時的遅延および停留が存在するので、 $\ln l-N/N_f$ 関係は $\sigma_a=800$ MPa とかなり異なる。

図 14 に実験結果をマイナー則により整理したものを示す。累積繰返し数比 $\Sigma(N/N_f)$ は、応力振幅上昇の場合は $N_i/N_{f1}>0.3$ の範囲で 1 より多少大きく、応力振幅下降の場合は 1 より小さい。

図 15 にき裂伝ば曲線を示す。応力振幅上昇試験では、応力切換え後のき裂伝ば挙動は最初から二次応力のみを繰返した場合(実線)とほぼ一致し、一次応力の繰返しにより履歴の影響は認められない。一方、応力振幅下降試験では、応力を切換えた時点ですでに発生しているき裂長さにより、二次応力下の伝ば挙動が異なる。すなわち、き裂発生前に応力を切換えた●印では、切換え後の応力振幅下で発生したき裂の伝ば挙動に一次応力繰返しによる履歴の影響は認められない。 $l=4.2\ \text{mm}$ のき裂が発生してから応力を切換えた■印の場合も同様に履歴の影響は認められない。ところが、 $l=28\ \mu\text{m}$ のき裂が発生した時点で応力振幅を低下させた▲印の場合は、二次応力のみを繰返して発生・伝ばしたき裂に通常観察される微視的き裂の遅延・停留現象が認められない。さらに、 $l>50\ \mu\text{m}$ の範囲では二次応力のみにより発生したき裂の伝ば挙動と差がなく、また伝ば曲線は全体的に直線で近似でき $l<50\ \mu\text{m}$ の伝ば曲線は長いき裂の伝ば曲線のほぼ延長上にある。以上のことから、応力振幅下降後の微視的き裂の遅延・停留現象の消滅は、母材自体のき裂伝ば抵抗が減少したためでなく、微視的き裂の伝ばに対する抑制効果が低下したことによると思われる。高温酸化膜の抑制効果の詳細なメカニズムについては不明であるが、高応力振幅で発生したき裂ではき裂先端の開口量が多いこと、き裂発生までの繰返し数(時間)が少なくき裂面の酸化膜の厚さが小さいことなどによりき裂閉口が起きにくくなることが考えられる。

以上のことから、高温環境における応力振幅上昇試験において $\Sigma(N/N_f)>1$ となったのは、き裂伝ば特性が $\sigma_a=800$ MPa と $\sigma_a=650$ MPa では異なることに起因する。一方、応力振幅下降試験において $\Sigma(N/N_f)<1$ となるのは、き裂伝ば特性の応力レベル依存性に加えて、一次応力下で発生した $l=20\sim50\ \mu\text{m}$ のき裂が二次応力下で遅延および停留を生じることなく伝ばするためである。事実、 $l=20\sim50\ \mu\text{m}$ き裂発生に対応する $N_i/N_{f1}=0.1\sim0.3$ で応力振幅を低下させたときの累積繰返し数比は他の場合に比べて特に小さい [例えば、 $\Sigma(N/N_f)=0.45$, 図 14]。

以上のように、 $\Sigma(N/N_f)$ の値(図 10, 12, 14)は常温

の場合が $0.77<\Sigma(N/N_f)<1.42$ に、高温の場合が $0.45<\Sigma(N/N_f)<1.47$ にある。これはマイナー則の成立を事実上否定するものではないが、試験温度および応力の負荷順序により累積繰返し数比に明らかな傾向の違いが存在する。この事実は、Ni 基超合金の変動応力振幅下における疲労被害を検討する際に考慮されるべきである。

4. 結 論

Ni 基超合金 Inconel 718 の疲労試験を常温下および高温下(500°C)にて行い、一定応力振幅下および二段二重変動応力振幅下の疲労挙動を検討した。得られた主な結論を以下に示す。

(1) き裂発生寿命および $l=0.1\ \text{mm}$ を超えるき裂の伝ば寿命は、高温環境下の伝ば寿命のほうが常温下より小さい。一方、高温下の微視的き裂(特に、 $l=20\sim50\ \mu\text{m}$ 程度)の伝ば寿命は常温下より大きく、応力振幅が小さいほど伝ば抑制効果は顕著である。

(2) 常温下の $\ln l-N/N_f$ 関係は、 σ_a が大きければ直線で、 σ_a が小さければ下に凸の曲線で近似され、伝ば特性に応力振幅依存性がある。高温下の $\ln l-N/N_f$ 関係は、疲労限度近傍の応力を除けば、応力レベル依存性は認められず、 $l>50\ \mu\text{m}$ の範囲は直線で近似できる。

(3) き裂伝ば速度 dl/dN は、常温下では $\sigma_a^2 l$ ($\sigma_a>700$ MPa) および ΔK ($\sigma_a<650$ MPa) により整理できる。また、高温下では $\sigma_a^2 l$ により dl/dN を決定できる。なお、疲労限度付近の応力で微視的き裂の伝ばが高温環境の抑制効果を強く受ける場合でも、き裂長さが $l=0.1\ \text{mm}$ を超えれば $\sigma_a^2 l$ により dl/dN を決定できる。

(4) 常温下では、応力振幅上昇・応力振幅下降いずれの場合もき裂伝ば挙動に一次応力繰返しによる履歴の影響は認められない。したがって、結論(2)で述べた同一伝ば特性を示す応力間で応力振幅を切換えた場合の累積繰返し数比 $\Sigma(N/N_f)$ は 1 に近い。伝ば特性が異なる応力振幅間で切換えた場合は、応力振幅上昇では $\Sigma(N/N_f)>1$ 、応力振幅下降では $\Sigma(N/N_f)<1$ となる傾向にある。

(5) 高温下の応力振幅上昇試験では、切換え後のき裂伝ば挙動に一次応力繰返しによる履歴の影響は認められない。一方、応力振幅下降の場合は、一次応力(大応力振幅)により発生したき裂が $l=20\sim50\ \mu\text{m}$ の範囲で応力を切換えたとき、二次応力(小応力振幅)下で通常認められる伝ばの抑制効果が認められなくなる。このことと結論(2)に述べたき裂伝ば特性の応力

振幅依存性を反映して、応力振幅上昇では $\Sigma(N/N_f) > 1$, 応力振幅下降では $\Sigma(N/N_f) < 1$ となる (特に応力振幅下降において、き裂長さが $l = 20 \sim 50 \mu\text{m}$ の範囲で応力を切替えた場合、 $\Sigma(N/N_f) < 0.5$ になる場合もある)。

終わりに、実験・データ整理に、大分大学大学院学生・下青木剛君、工学部学生・江口康彦、三浦哲一君の協力を得た。また、本研究は大分大学 VBL プロジェクト研究(A)の一部として行われた。記して謝意を表する。

文 献

- (1) Brown, C. W., King, J. E. and Hicks, M. A., *Metal Science*, 18-7 (1984), 374-380.
- (2) Sims, C. T., Stoloff, N. S. and Hagel, W. C. 編, *Superalloys II*, (1987), A, Wiley-Interscience Publication.
- (3) King, J. E., *Mater. Sci. Technol.*, 3-9 (1987), 750-764.
- (4) Maccagno, T. M., Koul, A. K., Immariageon, J. P., Cutler, L., Allem, R. and L'esperance, G., *Mel. Trans.*, A, 21-12 (1990), 3115-3125.
- (5) 岡崎正和・大島茂・能美伸一郎, 材料, 43-490 (1994), 860-866.
- (6) 岡崎正和・山田英美・能美伸一郎, 材料, 44-498 (1995), 348-354.
- (7) 皮籠石紀雄・陳強・西谷弘信・後藤真宏・田中秀穂, 機論, 63-615, A (1997), 2298-2302.
- (8) 青木逸郎・国尾武・中村宏, 機論, 32-244 (1966), 1762-1769.
- (9) 西谷弘信・吉川義久, 機論, 34-263 (1968), 1190-1197.
- (10) 荻原芳彦・国尾武, 機論, 37-298 (1971), 1059-1069.
- (11) 中村宏・田中真一, 機械の疲れ寿命算出法, (1972), 101-118, 養賢堂.
- (12) 後藤真宏・西谷弘信・柳川恭黄・宮川浩臣, 機論, 55-511, A (1989), 453-459.
- (13) 皮籠石紀雄・大園義久・陳強・後藤真宏・田中秀穂・近藤英二, 機論, 64-620, A (1998), 839-844.
- (14) 金澤健二・西島敏, 材料, 46-12 (1997), 1396-1401.
- (15) 岡崎正和・山崎泰広・附田賢治, 機講論, No. 96-1 (1996-4), 444-445.
- (16) Nisitani, H. (Mura, T. 編), *Mechanics of Fatigue-AMD* ASME, (1981), 151-166.
- (17) Nisitani, H. and Goto, M. (Miller, K. J. and de los Rios, E. R. 編), *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, EGF-1, (1986), 461-478.
- (18) Nisitani, H., Goto, M. and Kawagoishi, N., *Eng. Fract. Mech.*, 41-4 (1992), 499-513.
- (19) Goto, M. and Knowles, D. M., *Eng. Fract. Mech.*, 60-1 (1998), 1-18.