高炭素クロム軸受鋼の S-N 曲線と内部き裂発生挙動[†]

塩 澤 和 章^{*} 魯 連 涛^{**} 石 原 外 美^{*}

Subsurface Fatigue Crack Initiation Behavior and S-N Curve Characteristics in High Carbon-Chromium Bearing Steel

by

Kazuaki SHIOZAWA^{*}, Lu Lian TAO^{**} and Sotomi ISHIHARA^{*}

In order to investigate high cycle long life fatigue characteristics, cantilever-type rotary bending fatigue tests were conducted in an open environment at room temperature using hourglass shaped specimens of high carbon-chromium bearing steel. The S-N curve obtained was clearly classified fracture modes into two groups of different crack origin. One was governed by a crystal slip on the specimen surface which occurred in the region of short fatigue life and high stress amplitude level. The other was governed by nonmetallic inclusion at subsurface which occurred in the region of long fatigue life and low stress amplitude. The inclusion governed fish-eye fracture mode was distributed in a wide range of stress amplitude not only below the fatigue limit defined as the threshold of fracture due to the slip governed mode but also above the fatigue limit. This remarkable shape of the S-N curve was different from a step-wise one reported in previous literature and was characterized as duplex S-N curves which composed of two different S-N curves corresponding to the respective fracture modes. An examination of the initial stress intensity factor range of fracture origin, ΔK_{ini} , showed that the ΔK_{ini} of the slip governed fracture mode was larger than the threshold stress intensity factor range of the surface crack growth, ΔK_{th} . On the other hand, cracks originate and propagate from inclusion at subsurface with smaller ΔK_{ini} than the slip-originating crack and the ΔK_{th} .

Key words : Fatigue, High cycle fatigue, Fish eye, Nonmetallic inclusion, S-N curve, Surface crack, Bearing steel

1 緒 言

通常、鉄鋼材料の大気中疲労試験から得られる S-N 曲線は $10^6 \sim 10^7$ 回近傍で水平に折れ曲がり明瞭な疲労限度を呈することが知られており、この疲労限度を基準とした機械・構造物の疲労設計が行われてきている。しかし、近年における機器の高効率化、高性能化、高信頼性の要求や高齢化設備の増加に伴って、 10^7 回を越える超長寿命域における疲労挙動が注目されてきている。^{1), 2)} これは疲労強度を含む材料強度の向上を図った高強度鋼や表面改質鋼^{3)~7)} さらに時効処理を施したチタン合金^{8)~10)} において、超長疲労寿命域で材料内部の欠陥や介在物を起点として破壊すること、その結果 S-N 曲線が二段折れ曲がり示す実験結果が報告されてきたことによる。これら超長寿命域において現れる特異な疲労特性の理由は明らかになっておらず、その疲労機構の解明は工学的興味のみならず、安全性・信頼性向上を目指した疲労設計や材料開発に係わる技術的課題でもある。超長寿命域における疲労挙動の解明や実験データの蓄積は時間的、設備的な制約のために困難なことが多いが、積極的な取り組みが必要であると考えられる。

本研究では、 10^7 回を越える超長寿命域における疲労データの蓄積と疲労挙動を明らかにすることを目的として、高強度・高硬度鋼の一種である高炭素クロム軸受鋼

SUJ2 を用いて広領域の疲労試験を行い、ほぼ 10^9 回までの疲労データを得た。得られた本供試材の S-N 曲線は通常認められる二段折れ曲がり示す S-N 曲線とは趣を異にするものであり、試料表面の結晶のすべりをき裂発生起点とする S-N 曲線と内部の介在物をき裂発生起点とする S-N 曲線の 2 本の S-N 曲線の存在が認められた。破面の詳細な検討を通して、この S-N 曲線の生じる理由について考察した。

2 供試材および実験方法

本研究に用いた材料は高炭素クロム軸受鋼 (JIS SUJ2) であり、その化学組成を Table I に示す。試験片は Fig. 1 に示す形状の最小断面部直径 3mm の砂時計型試験片であり、弾性応力集中係数は $K_t = 1.06$ である。試験片は $\phi 14.3\text{mm}$ の丸棒より切出し、仕上げ寸法より 0.1mm 大きめに旋削した後、真空炉中で 1108K-2.4Ks 保持後油冷 (353K) の焼入れ、453K-7.2Ks 保持後空冷の焼戻しを行った。その後、研磨により所定の寸法に仕上げた。熱

Table I. Chemical compositions of tested material, JIS SUJ2 (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni	Mo	[O]
1.01	0.23	0.36	0.012	0.007	1.45	0.06	0.04	0.02	8ppm

[†] 原稿受理 平成 11 年 1 月 12 日 Received Jan. 12, 1999

^{*} 正 会 員 富山大学工学部機械知能システム工学科 〒930-8555 富山市五福, Dept. of Mech. Sys. Eng., Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930-8555

^{**} 富山大学大学院工学研究科 〒930-8555 富山市五福, Graduate Student, Toyama Univ., Gofuku, Toyama, 930-8555

Fig. 1. Shape and dimensions of specimen tested.

処理後の試験片のビッカース硬さは試験片表面より内部までほぼ均一であり、 $HV750 \pm 13.4$ であった。

疲労試験は4連式片持回転曲げ疲労試験機¹¹⁾を用い、室温・大気中の実験室雰囲気の下で、繰返し速度3150 rpm ($f = 52.5\text{Hz}$)で実施した。先ず応力振幅 $\sigma_a = 1700\text{MPa}$ より100MPa間隔で、一応力振幅当たり2本の試験片を割り当てて実験を実施し、 10^7 回で破断に至らない応力振幅を得た時点でステアケース法による疲労限度の推定実験に切り替えた。ステアケース法は 10^7 回を打ち切り繰返し数とし、応力階差を $\Delta\sigma = 50\text{MPa}$ に設定して10本の試験片について実施した。なお、 10^7 回で未破断の試験片は実験を継続し、試験片が破断するまで実験を行った。その後、 $\sigma_a = 1400, 1250$ および 1200MPa で複数本の疲労実験を行うと共に、上記のステアケース法で推定された疲労限度（表面き裂発生型疲労破壊の限界）以下の応力振幅で実験を行った。

疲労破面の観察は走査型電子顕微鏡 (SEM) を用い、また破面の定量的測定は画像処理装置を用いて行った。

3 実験結果

3・1 S-N 曲線

実験より得られたS-N曲線をFig. 2に示す。実験結果は白丸で示すように、 $\sigma_a = 1700\text{MPa}$ から 1200MPa へ応力振幅の減少によって疲労寿命が増加する比較的短寿命域 ($N_f = 10^6$ 以下)に存在する実験点の一群と、黒丸で示す $\sigma_a = 1500 \sim 950\text{MPa}$ の長寿命域に存在する実験点の一群の二つに分離されることがわかる。

Fig. 3はステアケース法による実験結果を示す。試験片の本数が少ないために疲労限度の推定には不十分ではあるが、本実験の範囲内において、疲労限度の平均値 $\sigma_w = 1255\text{MPa}$ 、標準偏差 $s = 21.8\text{MPa}$ を得た。Fig. 2中の水平な実線はこの σ_w を示すものである。

Fig. 2. S-N curve of bearing steel, JIS SUJ2.

Fig. 3. Experimental results of fatigue limit by stair case method.

Fig. 4. An example for SEM observation of surface crack initiation site ($\sigma_a = 1400\text{MPa}$, $N_f = 1.59 \times 10^6$). (a) Fish eye, $\sigma_a = 1000\text{MPa}$, $N_f = 1.38 \times 10^8$ (b) Around an inclusion, $\sigma_a = 1250\text{MPa}$, $N_f = 2.61 \times 10^7$

Fig. 5. An example for SEM observation of fish-eye type fracture surface.

3・2 疲労き裂の発生起点

破面のSEM観察により、疲労き裂の発生起点を観察した。その結果、疲労き裂の発生起点は2つのタイプに分類された。その一つはFig. 4に示すように、試験片表面における結晶のすべりに起因するき裂発生であり、その起点に欠陥や介在物などは観察されなかった。他の一

つは試験片内部の介在物を起点として明瞭なフィッシュ・アイを呈するものであり、その一例を Fig. 5 に示す。

破断試験片をこれら二つの疲労き裂発生起点に分類した結果を Fig. 2 に示した。S-N 曲線の短寿命側に示した白丸は結晶のすべりに起因したき裂発生であり、また長寿命側の黒丸はフィッシュ・アイを呈する内部き裂発生型である。き裂発生起点の違いにより実験点が明瞭に二つの群に分離される点は興味深い。また、Fig. 3 にも破壊起点の種別を *S* (表面き裂発生型) および *F* (内部き裂発生型) として添記した。疲労限度近傍では表面き裂発生型破壊と内部き裂発生型破壊の両者が現れ、疲労限度以下では内部き裂発生型破壊が支配的である。しかし、疲労限度以上の応力振幅域においても内部き裂発生型疲労破壊を生じており、興味深い実験結果である。すなわち、高応力振幅域においても表面き裂発生型と内部き裂発生型の両破壊機構が混在することになる。

3・3 き裂発生起点近傍の定量的評価

内部き裂発生型疲労破壊を示した試験片の破面には Fig. 5 (b) に示したように介在物が存在し、明瞭なフィッシュ・アイが観察された。破面観察を基に、Fig. 6 に模式的に示したフィッシュ・アイの寸法を測定して定量的評価を行った。Fig. 7 は試験片表面から介在物中心までの距離 d_{inc} と破壊繰返し数 N_f との関係である。 d_{inc} は 20 ~ 240 μm の広い範囲にあり、 N_f との相関性は認められない。介在物を起点として発生したき裂はほぼ同心円

Fig. 6. Definition of size and dimensions for fish-eye.

Fig. 7. Experimental results for depth of inclusion initiated crack from specimen surface relating with N_f .

Fig. 8. Experimental results for measurement in size and dimensions of fish-eye on fracture surface.

状に進展してフィッシュ・アイを形成する。このフィッシュ・アイの試験片半径方向長さ $2b$ 、 $2b$ と接線方向長さ $2a$ の比 $2a/2b$ 、および $d_{inc}/2b$ と N_f の関係を Fig. 8 に示す。図 (a) より、フィッシュ・アイの大きさ $2b$ は 40 ~ 380 μm の範囲にわたって分布しており N_f の依存性はないことがわかる。 $2a/2b$ の値は図 (b) に示すように若干ばらつきが認められるもののほぼ 1 であり、フィッシュ・アイは円形である。また図 (c) より、 $d_{inc}/2b$ の平均は 0.6 程度であり、介在物の位置はフィッシュ・アイの中心よりやや深い位置に存在する。これらの値は破壊繰返し数 N_f に依存せず、ほぼ一定値を示し、高応力振幅域と低応力振幅域の間に有為な差違は認められない。

Fig. 9 は疲労き裂発生起点の寸法 $\sqrt{\text{area}}$ と応力振幅 σ_a の関係である。なお、内部き裂発生起点の介在物に対しては SEM 写真からその面積 (area_{inc}) を求め、また表面き裂発生起点としては、結晶のすべりに起因する Stage I 型き裂部の面積 (area_s) を同様に求めた。図より、介在物の寸法 $\sqrt{\text{area}_{inc}}$ 6 ~ 12 μm であり、その平均値は 9 μm で σ_a に依存せず一定であることがわかる。一

Fig. 9. Experimental relationship between size of crack initiation site and stress amplitude.

方, 表面き裂発起点の寸法 $\sqrt{area_s}$ は $20 \sim 60 \mu\text{m}$ であり, σ_a の増加に伴って単調に増加する傾向を示す。

内部き裂発起点の介在物の周囲には Fig. 5 (b) に示すように粒状を示す破面領域が観察され, その外周部とは異なった破面様相を呈する。この領域の面積 $area_{facet}$ を求め, Fig. 9 中に粒状領域寸法 $\sqrt{area_{facet}}$ として併記した。図より, $\sqrt{area_{facet}}$ は σ_a の低下によって大きくなる傾向を示す。介在物周りの粒状領域形成の機構は明らかではないが, 介在物を起点として発生したき裂の初期進展過程として形成されるものと推察され, 応力振幅に依存してその大きさが決まるものと思われる。

4 考 察

4・1 き裂発起点の初期応力拡大係数

本供試材の S-N 曲線は表面き裂発生型と内部き裂発生型の両破壊機構の混在する特異な形状を呈した。本節ではき裂発起点に注目して両破壊機構を検討する。

前節で求めたき裂発起点の寸法から, 村上ら¹²⁾ による次式によって初期応力拡大係数範囲 ΔK_{ini} を求めた。

表面き裂発起点に対して,

$$\Delta K_{ini,s} = 0.65 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{area_s}} \quad (1)$$

内部き裂発起点に対して,

$$\Delta K_{ini,inc} = 0.5 \sigma_{at} \sqrt{\pi \sqrt{area_{inc}}} \quad (2)$$

なお, $\Delta K_{ini,inc}$ は介在物位置における応力振幅 σ_{at} を用いて計算した。Fig. 10 に ΔK_{ini} と N_f の関係を示す。表面き裂発生型の $\Delta K_{ini,s}$ は $15 \sim 6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ にあり, ばらつきは大きい。 N_f の増加に伴って減少する。一方, 内部き裂発生型の $\Delta K_{ini,inc}$ は $4 \sim 2 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ の範囲にあり, N_f の増加に伴って単調に減少するが, その程度は $\Delta K_{ini,s}$ に比較して緩やかである。また, $\Delta K_{ini,inc}$ のばらつきは $\Delta K_{ini,s}$ に比較して小さく, さらに疲労寿命 N_f のばらつきと比較しても小さい。

Fig. 10 より, 表面き裂発生型の初期応力拡大係数 $\Delta K_{ini,s}$ と内部き裂発生型のそれ $\Delta K_{ini,inc}$ との間に明瞭な差があり, 前者に比較して後者は小さな値を示し, その境界は $4 \sim 6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ であることがわかる。中村ら⁷⁾ は低温焼戻しクロム・モリブデン鋼の疲労試験を行い, 本実験結果と同様な傾向のあることを報告している。すなわち, 塩浴熱処理時に生じた表面欠陥を起点とする表

Fig. 10. Experimental relationship between stress intensity factor range at crack initiation site and number of cycles to failure.

面き裂発生型疲労破壊と介在物を起点とする内部き裂発生型のそれに分離され, それぞれのき裂発起点の応力拡大係数は $5.2 \sim 7.4$ および $1.5 \sim 3.1 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ に分布し, その境界は $3 \sim 4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ であることを見出している。なお, Fig. 10 より, 疲労限度以上の高応力振幅域で観察された内部き裂発生型の $\Delta K_{ini,inc}$ と低応力振幅のそれとの間に特異性は認められない。

表面き裂発生型疲労破壊の限界は結晶のすべりに起因するき裂発生またはき裂進展の限界とみることができる。表面き裂進展挙動を明らかにするために, 本研究では疲労過程中的表面き裂長さ a をレプリカ法によって測定した。 $\sigma_a = 1400 \text{ MPa}$ (1本) および 1500 MPa (2本) の2応力振幅レベルで3本の試験片より得たき裂進展速度 da/dN と ΔK ($= 0.65 \sigma_a \sqrt{\pi a}$, 半円表面き裂を仮定) の関係を Fig. 11 に示す。図より, 表面き裂進展の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は 5 MPa と見積もられる。高強度鋼のき裂進展の ΔK_{th} が $3 \sim 6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 程度 (応力比 $R=0$ の実験) に分布¹³⁾ することを考えると, 本実験結果は妥当な値である。したがって, 先に述べた表面き裂発起点の $\Delta K_{ini,s}$ の最小値 $6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ は表面き裂進展の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} に対応し, 表面き裂発生型疲労破壊の限界 (疲労限度) は結晶のすべりに起因して発生したき裂の進展限界とみることができる。

内部き裂発起点の $\Delta K_{ini,inc}$ が表面き裂進展の ΔK_{th} より小さいことは, 表面き裂発生に起因する疲労破壊の限界以下において内部き裂の発生・進展に基づく疲労破壊が生起することを意味している。なお, ΔK_{th} 以下においても内部き裂の進展が可能であることは興味深く, その機構は現時点では不明である。

前節で求めた介在物周囲の粒状破面領域寸法 $\sqrt{area_{facet}}$ から式 (2) と同様な手法により求めた応力拡大係数範囲 ΔK_{facet} を Fig. 10 に併記した。この値も $\Delta K_{ini,s}$ (ΔK_{th}) より小さく, $6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ に境界をもつ。また, ΔK_{facet} は $\Delta K_{ini,inc}$ に比べて N_f の依存性が低下する傾向を示す。介在物を起点として発生したき裂が粒状領域を形成した後, さらにき裂が進展すると考えると, 粒状領域の大きさ (これによって求まる応力拡大係数範囲) がその後のき裂進展の可否を決定するパラメータとなることが推察される。

Fig. 11. Surface crack propagation rate relating with stress intensity factor range.

4・2 き裂発生起点とS-N曲線

本供試材のS-N曲線から、応力振幅 $\sigma_a = 1500\text{MPa}$ 以下の領域において表面き裂発生と内部き裂発生の両破壊機構が混在する傾向を示した。これまでに報告されている二段折れ曲がり性を示すS-N曲線では疲労限度を境として表面き裂発生型から内部き裂発生型に破壊機構が遷移すること^{3)~10)}と比較して、本実験結果は趣を異にする。

Fig. 12は $\sigma_a = 1400, 1250$ および 1200MPa で実施したそれぞれ10~14本の試験片に対する破壊機構別の生起確率 P を σ_a との関係で表した結果である。内部き裂発生型疲労破壊の生起確率は応力振幅の低下によって増加し、一方、表面き裂発生型破壊のそれは減少する。本供試材の破壊形態は負荷応力振幅の広い範囲にわたって内部き裂発生と表面き裂発生の両者が存在し、混合(複合)分布を示す。また図より、二つの破壊様式の確率が等しくなる($P=50\%$) σ_a は 1260MPa となる。この値は先にステアケース法で求めた疲労限度の平均値 $\sigma_w = 1255\text{MPa}$ と良い対応関係にある。すなわち、 10^7 回を打ち切り回数として求めた本供試材の疲労限度は表面き裂発生型と内部き裂発生型の疲労破壊の生起確率が等しく50%であることを意味している。このことは内部き裂発生型疲労破壊が 10^7 回を越えて発生し易くなることを考慮すれば当然の結果であるが、表面き裂発生型疲労の疲

Fig. 12. Relationship between rupture probability of surface crack mode and subsurface crack mode, and applied stress amplitude.

労限度の平均値を求めたことの証明でもある。なお、介在物や欠陥が無く結晶のすべりに起因して疲労破壊を生ずる試験片の疲労限度の経験式¹⁴⁾

$$\sigma_w = (HV \times 9.8) / 6 \quad (3)$$

を用いて求めた疲労限度の推定値は $1225 \pm 22\text{MPa}$ であり、実験値と比較して若干低い値を示すが $\pm 0.1\text{HV}$ の範囲内である。

上記の表面き裂発生型疲労破壊の限界である疲労限度の正確な値に関係無く、内部き裂発生型による疲労破壊はこの疲労限度の上下の広い応力振幅域で生ずる。したがって、内部き裂発生型疲労のS-N曲線を本供試材の持つもう一本のS-N曲線とみなすのが自然であると考えられる。内部き裂発生に基づくS-N曲線に疲労限度があるか否かは現時点では明確でなく、 10^9 回付近までは疲労限度が確認されなかったとする報告¹⁵⁾、材料内部の介在物界面の剥離による応力集中によって 10^4 回以前の極低繰返し数領域ですでにき裂が発生しているとする観察結果^{16), 17)}がある。ここでは試みに、内部の介在物を起点とする試験片の疲労限度を村上らによって提案されている式¹⁴⁾

$$\sigma_w = 1.56(HV + 120) / (\sqrt{\text{area}_{inc}})^{1/6} \quad (4)$$

を用いて推定した。その結果、 $(\sqrt{\text{area}_{inc}})$ を $6 \sim 12\mu\text{m}$ とすると $1007 \sim 897\text{MPa}$ となった。したがって、内部き裂発生型疲労破壊に対する疲労限度が存在するとすれば、本実験で行った最小の応力振幅 ($\sigma_a = 950\text{MPa}$, $N_f = 6.34 \times 10^8$) 以下で、かつ 10^9 回を越える超長寿命域で現れる可能性もあり、今後の実験によって明らかにされることが期待される。

本供試材の材料特性として表面き裂発生型破壊と内部き裂発生型破壊の二つのS-N曲線が共存(二重S-N曲線¹¹⁾)すると考えた場合、これら2本のS-N曲線の内のどちらが現れるかは供試材の表面状況と介在物寸法、さらには残留応力分布などの諸因子に依存する。すなわち、表面き裂の発生・進展抵抗と内部き裂のそれらの大小・競合関係によっていずれが現れるかが決まることになる。結晶のすべりや表面欠陥によるき裂の発生限界またはき裂進展の停留を生ずる条件があれば内部き裂発生型の疲労破壊に遷移することになる。表面処理などによって表面層の強化を図った場合にはこの典型的な例である。^{3), 19)} また、低繰返し数領域の疲労過程で試験片の表面を逐次電解研磨することによって疲労強度の改善が図られ、内部き裂発生へ遷移するとする実験結果¹⁸⁾もその一例である。なお、この実験における表面から内部へのき裂発生の遷移は残留破断延性が表面に比べて内部で低下することによって生ずる内部疲れ損傷によるものであり、内部き裂発生起点は介在物では無い。さらには、大気中疲労では内部き裂発生型疲労破壊を生ずる材料も腐食疲労では腐食ピットによる表面き裂発生型破壊を生ずる²⁰⁾ことになり、これは上述と逆の例であり、環境因子によっても影響を受ける。

本実験では試験片の表面状況や実験環境条件が同一の

下で2本のS-N曲線の共存する領域が認められたことは、上記の例とは異なる。表面き裂発生起点と内部き裂発生起点の応力拡大係数に明らかな大小関係が存在するにも係わらず、このような現象の現れる理由は力学的に説明できず現時点では明らかでない。考えられることは、二種類のき裂発生起点からのき裂進展抵抗に大きな差が無く、き裂の存在する環境の違い、すなわち表面か内部か、によってき裂進展の抑止と加速が微妙に作用して両破壊機構が確率的に生ずる可能性がある。表面き裂発生型破壊の疲労限度は酸化雰囲気によるき裂の閉口によるき裂の停留現象であるとする、この現象が疲労限度以上の高応力振幅域で生じて内部き裂発生型破壊が現れる。疲労限度近傍やそれ以下では表面き裂の停留が顕著となり、内部き裂発生型破壊の確率が増加する。以上の考察より、最も生じ易い一つの破壊機構が生じなくなった時点で、次に弱い破壊機構が現れることは十分に予想され、材料は複数本のS-N曲線を本質的に有していると考えられる。これまでに報告されている二段折れ曲がりS-N曲線は表面き裂と内部き裂の発生および進展抵抗の差が環境因子の影響を含めて大きいために生ずる現象であると考え、材料特性として有する2本のS-N曲線の一種類であるとして理解できる。

5 結 言

超長寿命域における疲労挙動を明らかにする研究の一環として、高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 を用いて広領域にわたる片持回転曲げ疲労試験を大気中で行った。得られた主な結論は以下の通りである。

(1) 本供試材の疲労破壊は結晶のすべりに起因する表面き裂発生型と内部の介在物を起点とする内部き裂発生型の両者が現れ、前者は後者に比較して短寿命領域に現れる。

(2) S-N 曲線において、内部き裂発生型疲労破壊と表面き裂発生型疲労破壊の両者が混在する領域があり、前者は表面き裂発生型疲労破壊の疲労限度よりも高い応力振幅を含めて広い応力振幅域で生ずる。

(3) 上記の点から、本供試材のS-N曲線は従来の二段折れ曲がりを示すS-N曲線とは異なり2本のS-N曲線(二重S-N曲線)の存在が示唆された。

(4) き裂発生起点の初期応力拡大係数範囲 ΔK_{ini} を求めた結果、内部き裂発生起点の ΔK_{ini} は表面き裂発生起点のそれよりも明らかに小さい値を示し、両者に明確な境界が認められた。表面き裂発生起点の ΔK_{ini} は表面き裂の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} 以上であったが、内部き裂はこれ以下でも発生・進展する。

本研究結果から示唆されるように、材料には複数の種類の疲労き裂発生起点が存在する可能性があり、その場合にはそれぞれのき裂発生起点とき裂進展機構に対応したS-N曲線が存在する。これら複数本のS-N曲線のうちの最も短寿命側に位置するものが実際には現れ、力学的条件や環境条件などの諸因子の影響を受けて別のS-N曲線に遷移することが考えられる。これらの点に関しては

今後の研究によって明らかにされることが期待される。

本研究は材料強度確率モデル研究会(代表:立命館大学・酒井達雄教授)の共同研究の一環として実施したものである。この研究会では複数の研究機関によって、本供試材と同一の多数本の疲労試験が実施されてきており、¹¹⁾ 超長寿命域における疲労挙動が確率論的検討を含めて明らかにされることが期待できる。²¹⁾ 本研究の実施に際して、同研究会会員の方々より有益なご助言とご指導を頂いた。記して謝意を表す。また、試験片の作製に御協力を頂いた光洋精工(株)小熊規泰氏、実験に御協力頂いた富山大学工学部技官・友坂敏信氏に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 城野政弘, 日本機械学会講演論文集, No.96-1, 414 (1996).
- 2) 日本機械学会編, 日本機械学会研究協力部会 RC130 高サイクル疲労に関する調査研究分科会成果報告書 (1994).
- 3) 日本機械学会編, データ集 (1995).
- 4) 金澤健二, 西島 敏, 材料, **46**, 1396 (1997).
- 5) 村上敬宜, 高田昌幸, 鳥山寿之, 材料, **46**, 1149 (1997).
- 6) 中村 孝, 金子 真, 田辺智明, 神保勝久, 永井文雄, 日本機械学会論文集, A-61, 441 (1995).
- 7) 中村 孝, 金子 真, 野口 徹, 神保勝久, 日本機械学会論文集, A-64, 1820 (1998).
- 8) A. Atrens, W. Hoffelner, T. W. Duerig and J. E. Allison, Scripta Metallurg., **17**, 601 (1983).
- 9) K. Shiozawa and H. Matsushita, Fatigue '96, **1**, 301 (1996).
- 10) 塩澤和章, 黒田泰嗣, 西野精一, 日本機械学会論文集, A-64, 2528 (1998).
- 11) 酒井達雄, 武田光弘, 塩澤和章, 越智保雄, 中島正貴, 中村 孝, 小熊規泰, 日本材料学会第24回疲労シンポジウム講演論文集, p.61 (1998).
- 12) 村上敬宜, 児玉昭太郎, 小沼静代, 日本機械学会論文集, A-54, 688 (1988).
- 13) 田中紘一, 鉄と鋼, **67**, 245 (1981).
- 14) 村上敬宜, 遠藤正浩, 材料, **35**, 911 (1986).
- 15) 江村秀樹, 浅見克敏, 日本機械学会論文集, A-55, 45 (1989).
- 16) 黒島義人, 齊藤康弘, 清水真佐男, 川崎一博, 日本機械学会論文集, A-60, 2710 (1994).
- 17) 原田三徳, 黒島義人, 原田昭治, 日本機械学会講演論文集, No.96-1 (II), 420 (1996-4).
- 18) 菊川 真, 大路清嗣, 大久保尚義, 横井玉雄, 森川 隆, 日本機械学会論文集, 第1部, **38**, 8 (1972).
- 19) 塩澤和章, 大谷利宏, 西野精一, 岡根正樹, 河村新吾, 長縄 毅, 日本機械学会論文集, A-64, 3050 (1998).
- 20) 塩澤和章, 田中尚樹, 河村新吾, 長縄 毅, 西野精一, 岡根正樹, 日本機械学会講演論文集, No.977-1, 81 (1997).
- 21) 酒井達雄, 榊原正仁, 武田光弘, 塩澤和章, 越智保雄, 中島正貴, 中村 孝, 日本材料学会第24回疲労シンポジウム講演論文集, p.65 (1998).