

富山大学 正 塩澤 和章 富山大学・院 学 魯 連涛

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を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。

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を示す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 (mass%)は1.01C、0.23Si、0.36Mn、0.012P、0.007S、1.45Cr、0.06Cu、0.04Ni、0.02Moである。試験片はFig. 1に示す形状の最小断面直径3mmの砂時計型試験片であり、

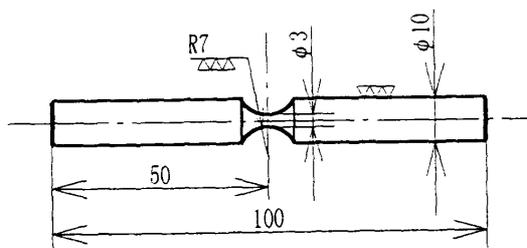


Fig.1 Shape and dimensions of specimen tested.

弾性応力集中係数は $K_t = 1.06$ である。試験片はφ14.3mm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・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3150rpm ($f = 52.5$ Hz)で実施した。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 $\Delta\sigma = 50$ 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。

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、 $\sigma_a = 1700$ 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 $\sigma_a = 1500 \sim 950$ 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。

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 $\sigma_w = 1255$ MPa、標準偏差 $s = 21.8$ 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。

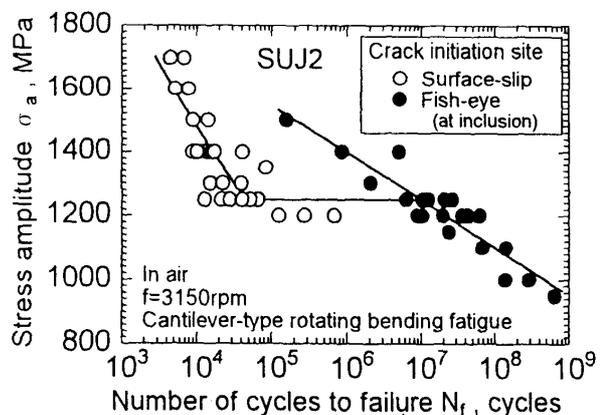


Fig.2 S-N curve of bearing steel, JIS SUJ2.

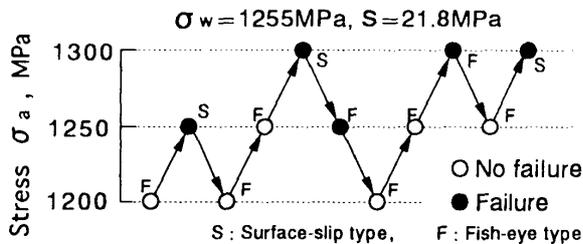


Fig.3 Experimental results of fatigue limit by stair case method.

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、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. 4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、

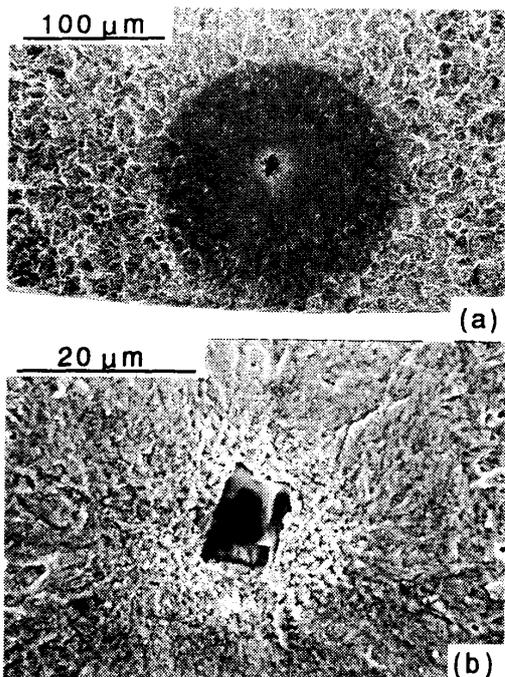


Fig.4 An example for SEM observation of fish-eye type fracture surface.

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。なお、本実験の範囲内 ($\sigma_a = 950 \text{ MPa}$, $N_f = 6.34 \times 10^8$ 回まで) では内部き裂発生型疲労破壊の限界は見出されていない。

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. 4 (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. 5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 $20 \sim 240 \mu\text{m}$ 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 $2b$ 、および $2b$ と接線方向長さ $2a$ の比 $2a/2b$ と N_f の関係をFig. 6に示す。図(a)より、フィッシュ・アイの大きさ $2b$ は $40 \sim 380 \mu\text{m}$ の範囲にわたって分布しており N_f の依存性はない。 $2a/2b$ 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、 $d_{inc}/2b$ 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とが認められた。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. 7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 $\sqrt{\text{area}_{inc}}$ は $6 \sim 12 \mu\text{m}$ であり、その平均値は $9 \mu\text{m}$ で σ_a に依存せず一定である。一方、表面き裂発生起点の寸法 $\sqrt{\text{area}_s}$ 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。

内部き裂発生起点の介在物の周囲にはFig. 4 (b)に示すように粒状を示す破面領域が観察され、そ

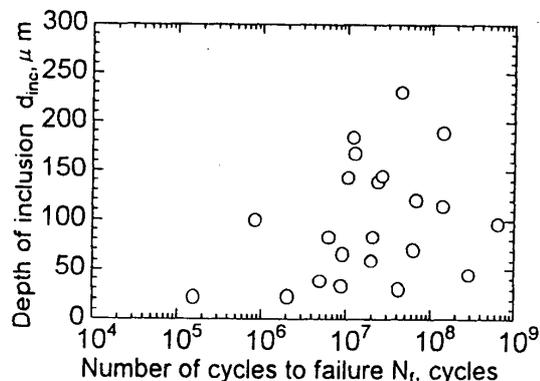


Fig.5 Experimental results for depth of inclusion initiated crack from specimen surface relating with N_f .

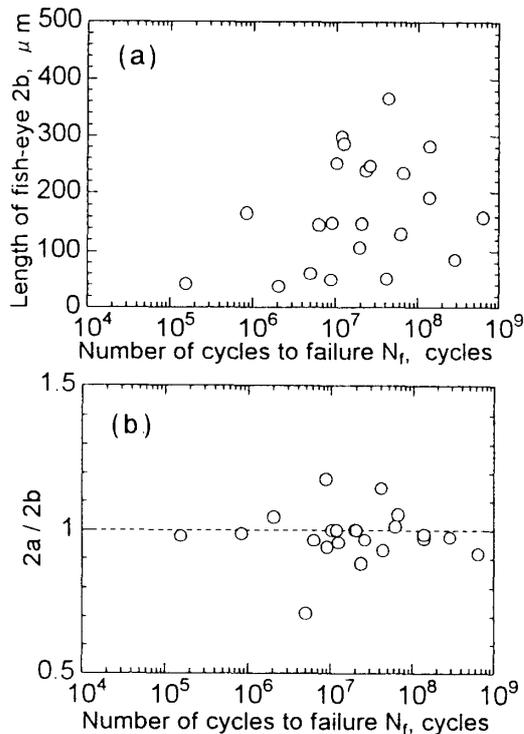


Fig.6 Experimental results for measurement in size and dimensions of fish-eye on fracture surface.

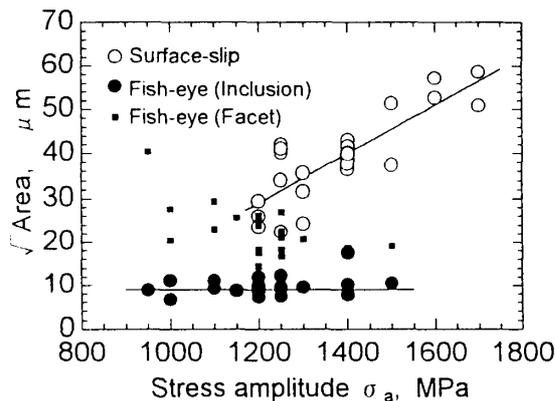


Fig.7 Experimental relationship between size of crack initiation site and stress amplitude.

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 $\text{area}_{\text{facet}}$ を求め、Fig. 7中に粒状領域寸法 $\sqrt{\text{area}_{\text{facet}}}$ として併記した。図より、 $\sqrt{\text{area}_{\text{facet}}}$ 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 き裂発生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。本節ではき裂発生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生起点の寸法から、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。

表面き裂発生起点に対して、

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

内部き裂発生起点に対して、

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

なお、 $\Delta K_{\text{ini},inc}$ 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. 8に ΔK_{ini} と N_f の関係を示す。表面き裂発生型の $\Delta K_{\text{ini},s}$ は $15 \sim 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲にあり、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 $\Delta K_{\text{ini},inc}$ 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 $\Delta K_{\text{ini},s}$ に比較して緩やかである。

Fig. 8より、表面き裂発生型の初期応力拡大係数 $\Delta K_{\text{ini},s}$ と内部き裂発生型のそれ $\Delta K_{\text{ini},inc}$ 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。この差は表面き裂発生起点の大きさをStage I型き裂の領域としたことにより、き裂発生起点を過大に評価したことが一因と考えられる。しかし、表面傷を有するクロム・モリブデン鋼を用いた中村らの実験⁷⁾においても同様な傾向のあることが報告されており、本実験結果は初期欠陥の寸法の定義に依存した現象では無いと思われる。なお、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 $\Delta K_{\text{ini},inc}$ 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での表面き裂長さ 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 ($0.65\sigma_a \sqrt{\pi a}$) の関係をFig. 9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}

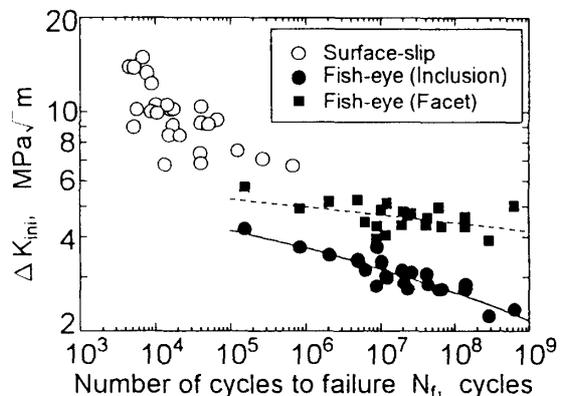


Fig.8 Experimental relationship between stress intensity factor range at crack initiation site and number of cycles to failure.

は5 MPaと見積られる。高強度鋼のき裂進展の ΔK_{th} が3~6 MPa \sqrt{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生起点の $\Delta K_{ini,s}$ の最小値6 MPa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するき裂発生とそのき裂進展の限界とみることができる。

内部き裂発生起点の $\Delta K_{ini,inc}$ 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. 8に併記した。この値も $\Delta K_{ini,s}$ (ΔK_{th})より小さく、6 MPa \sqrt{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。

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 $\sigma_a=1500$ MPa以下の領域において表面き裂発生と内部き裂発生と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. 10は $\sigma_a=1400, 1250$ および 1200 MPaで実施し

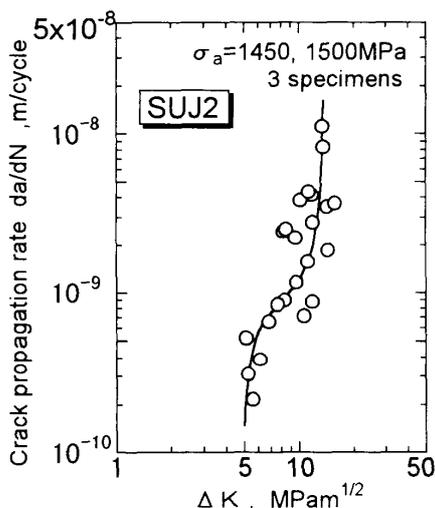


Fig.9 Surface crack propagation rate relating with stress intensity factor range.

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との両者が存在し、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 $\sigma_w=1255$ 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 ± 22 MPaであり、実験値と比較して若干低い値を示すが ± 0.1 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、この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⁾、

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

を用いて推定した。その結果、 $(\sqrt{area_{inc}})$ を6~

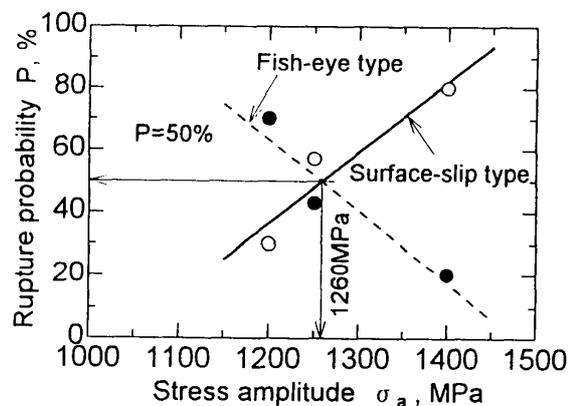


Fig.10 Relationship between rupture probability of surface crack mode and subsurface crack mode, and applied stress amplitude.

12 μm とすると1007~897MPa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に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。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ると、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。

参 考 文 献

- 1) 城野政弘, 日本機械学会講演論文集, No. 96-1, 414 (1996-4).
- 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).
- 3) 同上, データ集 (1995-3).
- 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編, **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編, **64**, 1820 (1998).
- 8) A. Atrens, W. Hoffelner, T.W. Ducrig and J.E. Allison, Scripta Metallur., **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編, **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, 61 (1998-10).
- 12) 村上敬宜, 児玉昭太郎, 小沼静代, 日本機械学会論文集, A編, **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編, **55**, 45 (1989).
- 16) 黒島義人, 斉藤康弘, 清水真佐男, 川崎一博, 日本機械学会論文集, A編, **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(11), 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編, **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 (1997-9).