

高炭素クロム軸受鋼の超広寿命域における回転曲げ疲労特性と破面形態*

酒井達雄^{*1}, 武田光弘^{*2}, 田中伸明^{*3}
金光 学^{*4}, 小熊規泰^{*5}, 塩澤和章^{*6}*S-N* Property and Fractography of High Carbon Chromium Bearing Steel
over Ultra Wide Life Region under Rotating BendingTatsuo SAKAI^{*7}, Mitsuhiro TAKEDA, Nobuaki TANAKA,
Manabu KANEMITSU, Noriyasu OGUMA and Kazuaki SHIOZAWA^{*7} Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University,
1-1-1 Nojihigashi, Kusatsu shi, Shiga, 525 8577 Japan

In order to clarify the fatigue behavior in a wide life region, fatigue tests in the life region of $N = 0.5 \sim 10^9$ were performed for high strength steel of SUJ 2, by means of a multi-type testing machine developed here. Thus, it was found that the *S-N* curve in the medium life region can be straightforwardly extrapolated to the low cycle region and connected to the static strength which provides the fatigue strength at $N=0.5$. It is another finding that *S-N* property of this steel in such a wide life region was successfully explained as duplex *S-N* characteristics corresponding to the surface induced fracture and interior inclusion induced fracture with a fish-eye, respectively. Characteristic fracture surface so-called fine granular area (FGA) was formed in the vicinity at the inclusion at the center of the fish-eye. Consequently, the long life fatigue fracture of this steel was caused through three different processes of (1) formation of FGA, (2) crack propagation to form the fish-eye and (3) rapid crack propagation to cause the catastrophic fracture.

Key Words: Fatigue, Fractography, Fish-Eye, Low Cycle Fatigue, Long Life Fatigue, Bearing Steel

1. 緒 言

近年, 各種高強度鋼や表面処理金属材料が開発され, 幅広く設備構成部材に適用されているが, 最近になって, これらの金属材料について *S-N* 曲線の二段折れ曲り現象^{(1)~(7)}がしばしば報告されており, その破壊機構に大きな関心が集まっている. そこで, 著者らは先に材料強度確率モデル研究会の共同研究の一環として4連式回転曲げ疲労試験機を独自に開発し, 高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 の砂時計型試験片について $N=10^4 \sim 10^9$ 程度の寿命域における疲労試験を実施した. その結果, 長寿命域におけるこの特異な現象が表面起点型破壊と内部起点型破壊の各破壊モードに対する個別の *S-N* 曲線が別の位置にずれて現れることに起因する二重 *S-N* 特性であることを示した. しかし, 前報⁽⁸⁾では疲労き裂発生起点の識別のみに着目した破面観察を行い, 破面性状についてそれ以上の解析は加えなかった. また, $N < 10^3$ なる低サイクル領域における本材料の疲労特性

については, これまでにほとんど報告がみられないようである.

以上の観点から, 本研究では同じく高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 に関し, 静的曲げ試験を含めた $N=0.5 \sim 10^9$ の極めて広い寿命域にわたる疲労試験を実施し, 広範な寿命域における本材料の疲労特性の全体像の解明を試みた. また, 低サイクル域からギガサイクルに至る高サイクル域にわたる広範な寿命域で破断した試験片の破面観察を行って, 疲労き裂発生に対する表面起点・内部起点の識別だけでなく, 特に, き裂を誘発した介在物の寸法や位置, 破面の各領域の寸法等と疲労寿命の関係に着目した定量的解析を行い, 本材料の疲労破壊機構について考察を加えた.

2. 供試材および実験方法

2-1 供試材

本研究に用いた材料は, 前報⁽⁸⁾と同一の高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 である. その化学成分を表1に, 試験片の形状寸法を図1に示す. 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 $1108\text{K}-2.4\text{ks}$ 保持後油冷(353K)の焼入れを行い, さらに $453\text{K}-7.2\text{ks}$ 保持後空冷の焼戻しを行った. この熱処理後にメッシュ#100の研削加工により最終寸法に仕上げ, 疲労試験に供した. 焼戻し後の

* 原稿受付 2000年12月28日.

^{*1} 正員, 立命館大学理工学部(☎525 8577 草津市野路東1-1).^{*2} 正員, 立命館大学大学院.^{*3} 学生員, 立命館大学大学院.^{*4} 正員, 金沢工業高等専門学校(☎921-8164 金沢市久安2).^{*5} 正員, 光洋精工(株)総合技術研究所(☎582-8588 柏原市岡分東条町).^{*6} 正員, 富山大学工学部(☎930 8555 富山市五福).

E-mail: sakai@se.ritsumeikan.ac.jp

金属組織は焼戻しマルテンサイト地に微細な球状炭化物が均一に分布した組織になっている。本材料のビッカース硬さの測定値は $HV=750\sim 795$ の範囲に収まっており平均値は $HV=778$ であった。また、本材料の引張強さについては別報⁶⁾に示したとおり $\sigma_B=2316\text{MPa}$ である。

なお、試験片加工法や試験片断面上の硬さ分布、さらに本材料の清浄度等については、すべて、前報⁶⁾に示したので適宜参照されたい。

Table.1 Chemical composition of material (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

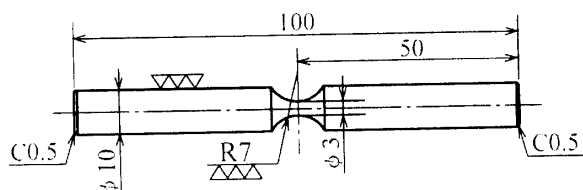


Fig.1 Shape and dimensions of specimen.

2・2 疲労試験方法

疲労試験は独自に開発した4連式片持ち回転曲げ疲労試験機⁵⁾を用い、温度・湿度は特に制御することなく、室温大気中で実施した。なお、同一タイプの疲労試験機を立命館大学と金沢高専に設置して、共通試験片で共同実験を行った。最初に $N=10^4\sim 10^7$ 程度の高サイクル域における疲労特性を調べるため、応力振幅 $\sigma_a=1800\text{MPa}$ より 100MPa 間隔で順次応力振幅を低下させながら一応力レベル当たり 4~6 本の試験片を割り当てて試験を実施し、 10^7 回で未破断データが現れた時点でステアケース法により疲労限度を求めた。ここで、ステアケース法における打ち切り繰返し数を 10^7 回とし、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ステアケース試験を実施した。なお、 10^7 回で未破断の試験片はその後、試験片が破断するまで実験を継続した。

次に、立命館大学ではここで得られた疲労限度以下の応力域においても順次、負荷応力を低下させながら疲労試験を実施し、 $N=10^7\sim 10^9$ なる超高サイクル領域の疲労特性を調べた。その後、両機関とも $N=0.5\sim 10^4$ 程度の低サイクル領域における疲労試験を行った。このような低サイクル域の疲労試験は負荷応力が極めて高いので、正確な疲労試験を実施する上で、負荷方法と破断繰返し数の検出に関し、特別な工夫が必要となる。

この観点から、本研究ではこのような低サイクル域

の疲労試験を正確に行うため、図2に示すような負荷装置を独自に開発した。すなわち、試験片先端に重錘を吊す際にダッシュポットとバネを組み合せ、くさびを外すことにより重錘が静かに下降し、試験荷重に達した時点で主軸が回転を開始する方式にした。なお、破断繰返し数はフォトセンサーにより、主軸の回転数を1回毎に計測し、これを電氣的に累積する手法をとった。

さて、本研究で対象とした極めて広範な寿命域 ($N=0.5\sim 10^9$) における疲労試験を行う場合、試験速度を一定に保持することはほとんど不可能である。したがって、本研究では $10^4 < N$ なる広範な寿命域では 3150rpm なる一定の試験速度としたが、 $N=10^2\sim 10^4$ 程度の寿命域では 1050rpm 、 $N=10^2$ 以下の短寿命域では極低速の 470rpm とした。なお、 $N < 10^4$ の低サイクル域の疲労試験にあたり、一応力レベル当たり 2 本以上の試験片を割り当て、応力振幅 $\sigma_a=1800\text{MPa}\sim 2100\text{MPa}$ では応力階差を $\Delta\sigma=50\text{MPa}$ 、応力振幅 $\sigma_a=2100\text{MPa}\sim 2900\text{MPa}$ では応力階差を $\Delta\sigma=100\text{MPa}$ 、応力振幅 $\sigma_a=2900\text{MPa}\sim 4500\text{MPa}$ では応力階差を $\Delta\sigma=200\text{MPa}$ として応力を順次上げながら実験を行った。

なお、今後、疲労寿命および疲労強度の分布特性を定量解析する目的で、本実験では通常の疲労試験より多数の試験片を準備して、負荷応力を小刻みに変化させた疲労試験を実施した。

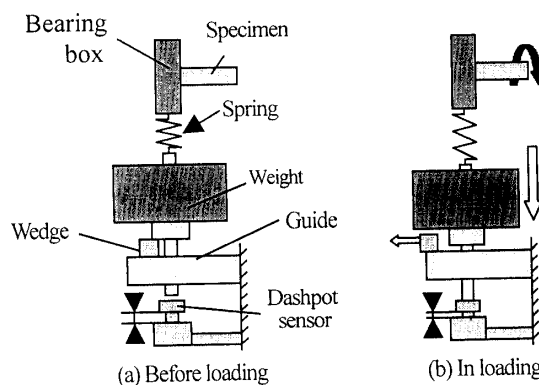


Fig.2 Schematics of loading system in low cycle fatigue testing machine.

2・3 静的曲げ試験方法

低サイクル疲労における短寿命側の極限は静的単一負荷に対応すると考えられる。そこで、本研究では疲労試験と同一の負荷条件で静的曲げ強度を調べるため、図3に示すような装置を準備して、静的曲げ試験を実施した。すなわち、疲労試験で用いたものと同一の形状寸法の試験片を図のように水平に固定し、試験片の

左端部に自動調心型ボールベアリングを取付け、これをオルゼン型万能試験機の負荷台に載せてラムを上方から下降させながら試験片左端部に下向きの負荷を与え、曲げ試験を行う方式とした。

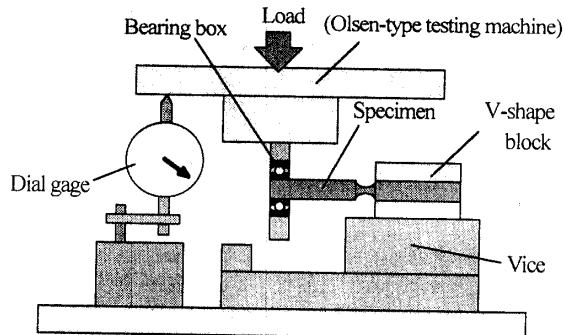


Fig. 3 Schematics of static bending machine.

3. 実験結果および考察

3・1 S-N特性

前節の手法に従って実施された疲労試験結果を S-N 線図として示したのが図 4 である。本材料では、 $N=10^5$ 回付近において S-N 曲線が水平に折れ曲った後、 $N=10^7$ 回付近から S-N 曲線が再び低下する明確な特徴が見られる。ここで、低サイクル域を対象として応力 $\sigma_a=1800\text{MPa}$ 以上の高応力域で得た実験結果に着目すると、 10^4 回以上の高サイクル域を対象とした疲労試験で得られている S-N 曲線をさらに高応力域（短寿命側）へ延長した直線上に現れている。なお、図 4 の縦軸上の実験点は静的曲げ試験結果を $N=1/2$ サイクルのデータとしてプロットしたもので、S-N 曲線傾斜部の延長上にほぼ合致している。

次に、すべての破断試験片について破面観察を行い、疲労き裂の発生起点の確認を行った結果、次節以降で詳述するように試験片表面を起点とする破壊ならびに介在物等の内部欠陥を起点とする Fish-eye 破壊の 2 種類に大別された。図 4 において Fish-eye を伴う内部起点型破壊を●印で、表面起点型破壊を○印で区別してプロットした。図より、 $N=10^5$ 付近の第一の折れ曲り点以前の S-N 曲線傾斜部では、すべてが表面起点型破壊を示しており、一旦水平になった S-N 曲線が $N=10^7$ 付近から再び低下する超高サイクル領域では内部起点型破壊が支配的である。

さて、図 5(a)は「金属材料疲労強度データ集」⁽⁹⁾から検索された、SCMV3 鋼および S10C 鋼に関する低サイクル領域を含む疲労試験結果を比較のために示したものである。このように通常の金属材料について低サイクル域の S-N 曲線は逆 S 字形の曲線状を呈する傾向

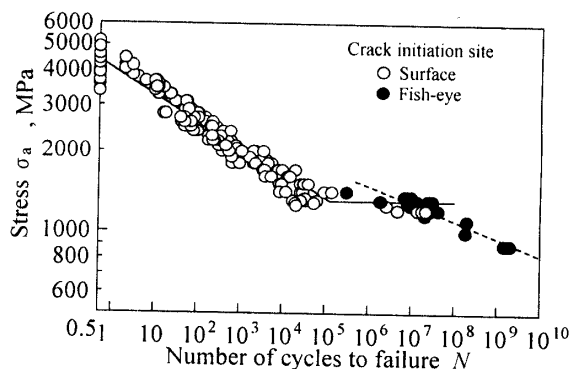
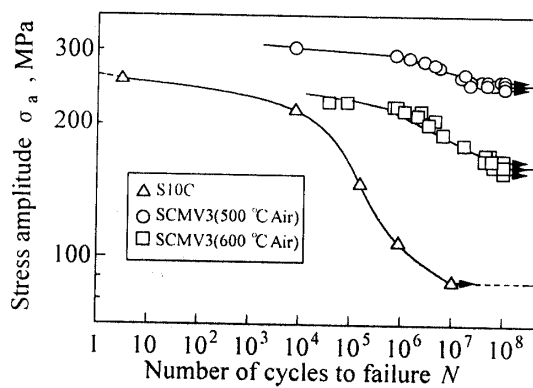
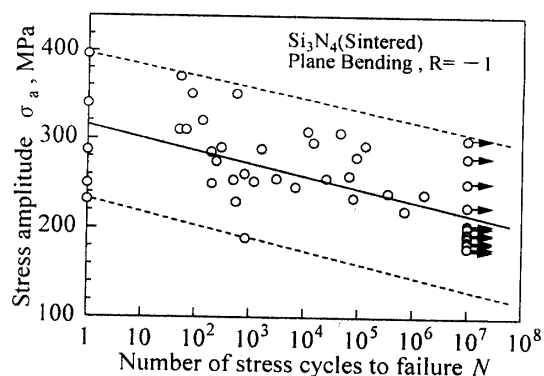


Fig. 4 S-N plots for SUJ2 steel given from Ritsumeikan Univ. and Kanazawa College of Tecnology.



(a) Steels of S10C and SCMV3.



(b) Ceramic material (Silicon nitride).

Fig. 5 S-N diagrams for some other materials.

がある。

本研究で用いた SUJ2 鋼は別報⁽⁸⁾に述べた通り、破断伸びが 1%程度で引張破断の際に巨視的な塑性変形をほとんど示さない。したがって、図 4 のような低サイクル域の疲労特性はこのことに起因する現象と思われる。

一方、脆性材料の一種である窒化珪素⁽¹⁰⁾に対する疲労試験結果を図 5(b)に示した。図より、実験結果の

ばらつきが著しく大きい、 $1 \sim 10^7$ 程度の幅広い寿命域において $S-N$ 曲線がほぼ直線状を呈し、逆 S 字形を示さないことがわかる。したがって、本報の SUJ2 鋼の低サイクル域における特異な $S-N$ 特性が静的破断時に巨視的な塑性変形を伴わない脆性材料に共通した、特有の特性と考えられる。

3・2 静的曲げ試験の破面様相

静的曲げ試験における破面の観察結果の一例を図 6 に示す。同図(a)は破面全体の低倍率写真で、き裂進展方向に沿う放射状の模様から最上部にき裂の発生起点があることがわかる。このき裂発生起点を拡大して観察した結果が同図(b)である。これらの写真より、このような静的曲げ破面ではき裂が表面から発生し、発生とともに急速に成長するため、後掲の中・長寿命疲労破面のき裂発生起点付近に見られる平坦な領域は形成されず、同図(b)に見られるようにき裂発生起点から不規則な凹凸が形成されることがわかる。



(a) Entire view of fracture surface.

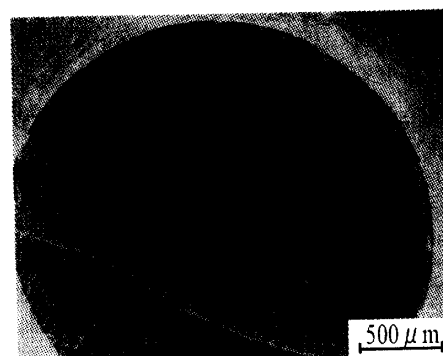


(b) Fracture origin on the surface.

Fig.6 An example of fracture surface in static bending test (Bending strength=4254MPa).

3・3 表面起点型疲労破面の特徴

極低サイクル域 ($\sigma_a=3500\text{MPa}$, $N=8$) における疲労破面の観察結果の一例を図 7 に示した。同図(a)は破面全体の低倍率写真で最上部に疲労き裂の発生起点があることがわかる。このき裂発生起点を拡大して観察した結果が同図(b)であり、これらの写真より、このような低サイクル疲労ではき裂が表面に発生して、き裂進展の初期段階からかなり凹凸の激しい破面を形成



(a) Entire view of fracture surface.



(b) Fracture origin on the surface.

Fig.7 An example of fracture surface in low cycle fatigue ($\sigma_a=3500\text{MPa}$, $N=8$).



Fig.8 An example of fracture surface in high cycle fatigue ($\sigma_a=1400\text{MPa}$, $N=93830$).

していることがわかる。これは前節で示した静的曲げ試験の破面と酷似しており、疲労き裂が発生するとともに急速に進展して破断したことに対応している。

次に $\sigma_a=1400\text{MPa}$, $N=93830$ で破断した通常の高サイクル領域における疲労破面の観察結果を図 8 に示す。この破面においても疲労き裂は表面から発生しているが、き裂進展の初期段階は比較的平滑な破面であった。これは疲労き裂が発生した直後はき裂が極めて徐々に進展し、かなりの領域で平滑な疲労破面が形成され、その後、き裂進展速度の増大に伴って破面の凹凸が徐々に顕著になったことによるものと思われる。

以上のことから、表面起点型破壊における破面様相については、高応力域 (低サイクル領域) ではき裂進展の初期段階から激しい凹凸が形成される特徴があり、他方、通常の高サイクル疲労で対象とする中応力域では、き裂進展の初期段階は比較的平滑な破面を形成するが、き裂進展に伴って破面の凹凸が徐々に顕著となる特徴が認められる。

3・4 内部起点型疲労破面の特徴

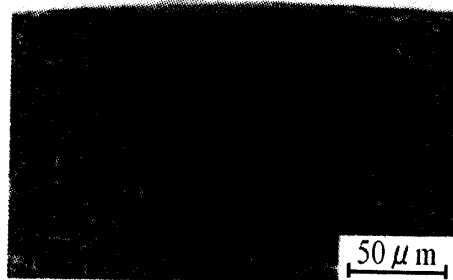
S-N 曲線の二段折れ曲がり部以降の長寿命域における疲労破壊は、そのほとんどが内部起点型の破断形態を呈する。図 9(a)は $\sigma_a=1300\text{MPa}$ の負荷応力の下で $N=9950520$ にて破断した試験片の破面写真であり、表面直下の介在物を起点にして疲労き裂が発生し、コイン状の形状を保ちながら徐々に進展し、表面に接する円形の Fish-eye を形成することがわかる。き裂が表面に達するまでは真空中でき裂が進展するが、一旦表面に達するとその後は大気中でき裂が進展することになり、環境が激変する。真空中では大気中に比較し、き裂進展速度が著しく低いことが知られており⁽¹¹⁾、き裂前縁が試験片表面に達する前後で急激に進展速度が変化すると推察される。また、表面に達した後は内部き裂の段階と比較してき裂前縁の応力拡大係数も大きくなるため、き裂進展速度も著しく増大する。そのため、この条件を境界にき裂進展速度が不連続的に上昇し、これに起因して破面様相が顕著に変化するので表面に接する Fish-eye が形成されると考えられる。

次に、Fish-eye 中央部の介在物の付近をさらに拡大して観察した写真を同図(b)に示した。図からわかるように介在物周辺の限られた領域において微細な粒状破面を呈しており、その外周部とは破面性状が明らかに異なっている⁽⁶⁾。内部起点型破断を示したすべての試験片の破面において、Fish-eye の中央部付近で疲労き裂を誘発した介在物の周辺には、必ず同様の細粒状領域が観察された。本報ではこの領域を「細粒状領域 (Fine Granular Area: FGA)」と名付けることにする。この FGA の形成機構はまさに長寿命域における疲労き裂発生機構と直結するものであるが、現在、まだ十分に明らかではない。

FGA の形成機構については前報で (1) 介在物周縁の不均一な応力集中により複数の場所にき裂が発生するが、き裂発生点は一平面上にないため凹凸の激しい破面となる (2) 介在物の縁からき裂が発生するのではなく、周縁の有限微小領域に疲労損傷が蓄積して Porous な領域が現れ、剥離部が複雑に連結するので細粒状破面となる (3) 村上ら⁽¹²⁾が指摘するように介在物周縁の溶存水素による水素脆化に起因して細粒状破面が形成される とする 3 つの可能性を指摘したが、現時点でも残念ながらこれらの可能性を指摘する域を脱しない。

上述の通り、FGA の形成機構はまだ明らかでないが、本材料の超長寿命域における疲労破壊の過程は、①内部き裂を誘発する介在物周辺の FGA 形成過程、②コイン状の内部き裂の進展による Fish-eye 形成過程、③

表面き裂として比較的高速でき裂が進展する過程の 3 段階に大別できることがわかった。疲労破断寿命に対してこれらの各段階が占める比率については、別報⁽¹²⁾でも述べた通り、FGA 形成過程が占める比率が高いと推察されるが、今後、何らかの方法で各段階の推移を直接観察する必要があると考えている。



(a) Fish-eye fracture ($\sigma_a=1300\text{MPa}$, $N=9950520$).



(b) Inclusion and FGA of fish-eye.

Fig.9 An example of fracture surface with Fish-eye.

3・5 破面上の諸量と疲労特性に関する考察

3・5・1 破面上の諸量の定義

前節に示した通り、内部起点型疲労破壊を示した試験片破面のき裂発生起点には介在物が存在し、明瞭な Fish-eye が観察された。そこで、このような内部起点型疲労破面について図 10 の模式図に示すように、介在物の存在場所、介在物寸法、細粒状領域 (FGA) 寸法および Fish-eye 寸法を定義する。

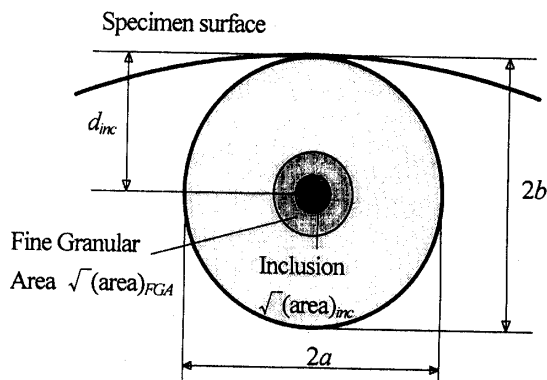


Fig.10 Definition of size and dimensions for Fish-eye.

すなわち, d_{inc} は試験片表面から介在物中心までの距離 (介在物深さと呼ぶ) を示し, $\sqrt{(area)_{inc}}$ は介在物断面積の平方根を, $\sqrt{(area)_{FGA}}$ は FGA の面積の平方根を示す. ここで, $\sqrt{(area)_{FGA}}$ はその内側にある介在物も含めた面積の平方根を表す. また, Fish-eye 寸法 $2a$ は図中に示したように, 試験片円周方向に測った Fish-eye の直径を示し, $2b$ は試験片半径方向に測った直径を示す.

3・5・2 介在物の位置と疲労寿命 図11は介在物深さ d_{inc} と疲労寿命 N の関係を図示したものである. d_{inc} は $10 \sim 260 \mu\text{m}$ の広い範囲で大きくばらついているが, 図中の斜線部に含まれている. すなわち, 短寿命を与える高応力域では比較的浅い表層部の介在物だけが疲労き裂の発生源となり, 長寿命を与える低応力域では浅い介在物も深い介在物もき裂発生源になり得ることを意味している. これは回転曲げの場合に高応力域では応力勾配が急峻で極めて浅い表層部の介在物のみがき裂発生源となるが, 低応力域では応力勾配が緩やかになり, やや深い介在物まで疲労き裂の発生源として作動することに起因するものと考えられる. なお, この場合でもき裂発生源となるのは $250 \mu\text{m}$ 程度以内の介在物に限られることがわかる. しかし, 図からわかるように介在物深さ d_{inc} と疲労寿命の間には明確な相関は認められない. 特に疲労寿命が 10^8 以上の領域では, 実験結果が少ないので, 今後さらに実験結果の蓄積が必要である.

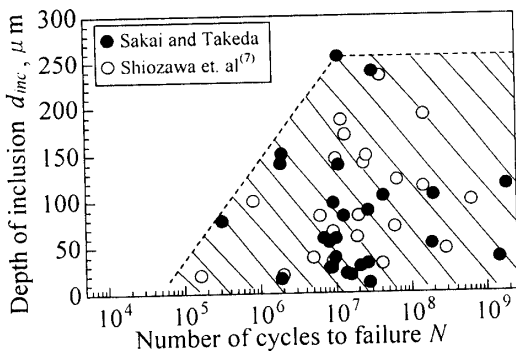


Fig. 11 Correlation between depth of inclusion and N .

3・5・3 Fish-eye 形状と疲労寿命 Fish-eye の直径比 $2a/2b$ および介在物深さ比 $d_{inc}/2b$ と疲労寿命 N の関係を図12に示す. 同図より, $2a/2b$ は疲労寿命に依らずほぼ1程度の値を示し, Fish-eye 形状はほぼ円形を呈することがわかる. 他方, $d_{inc}/2b$ の平均は0.6程度であり, これは介在物の位置が Fish-eye の中心よりやや深い位置に存在することを意味する. これらの値は

いずれも疲労寿命 N に依存せずほぼ一定値を示している.

ここで, $2a/2b$ および $d_{inc}/2b$ の両者について介在物深さ d_{inc} との関係を再プロットしたのが図13である. 図より $2a/2b$ については表面から $30 \mu\text{m}$ 程度以上内部に位置する場合はほぼ $2a/2b=1$ の一定値を示すが, $30 \mu\text{m}$ 以内の表層部にある介在物がき裂発生源となった場合は $2a/2b$ の値が急に増大する. また, $d_{inc}/2b$ については $30 \mu\text{m}$ 以上の深さに対して $d_{inc}/2b=0.6$ 程度の一定値を示すが, 上記の表層部ではこの値が急減する傾向がある.

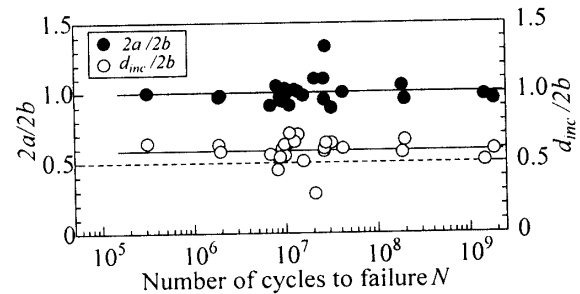


Fig. 12 Relationships of $2a/2b$ vs. N and $d_{inc}/2b$ vs. N .

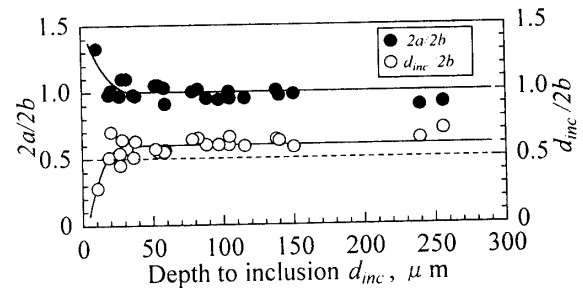


Fig. 13 Relationships of $2a/2b$ vs. d_{inc} and $d_{inc}/2b$ vs. d_{inc} .

別報⁽¹⁵⁾に述べたように, 本試験片には研削加工の過程で表面層に約 500MPa の圧縮残留応力が生じており, この残留応力は $20 \mu\text{m}$ 程度の深さでほぼ0になるような急峻な応力勾配をもっている. したがって, 上記のような表層部で現れる特異な現象はこの残留応力に誘発されたものと考えられる. 例えば, 表層部の介在物から疲労き裂が発生した場合, 試験片内部方向へはき裂が容易に進展するが, 圧縮残留応力のため外側方向のき裂進展は抑制されるから, 表層部では $d_{inc}/2b$ が著しく低下する筈である. また, 圧縮残留応力の顕著な応力勾配のため, 表層部のき裂進展は外側方向より試験片円周方向の方が優勢となり, $2a/2b$ についても表層部に限ってその値が増大することになる.

なお, このような現象は圧縮残留応力層付近のみに現れるもので, $50 \mu\text{m}$ 程度以上内部に位置する介在物

がき裂発生源となった場合は、コイン状のき裂前縁上で試験片断面の最深部より最浅部（表面最近接部）の応力拡大係数が大きく⁽¹⁴⁾、外側方向のき裂進展が内部方向の進展より優勢となって介在物の位置が Fish-eye の中心よりさらに内奥部になり、 $d_{inc}/2b=0.6$ なる値を与えている。

3・5・4 破壊力学パラメータと疲労寿命 図 14 は疲労き裂発起点各部の寸法 \sqrt{area} と疲労寿命 N の関係を図示したものである。なお、疲労き裂発起点各部の寸法 \sqrt{area} については、村上らの手法⁽¹⁵⁾に基づき、介在物、細粒状領域、Fish-eye の寸法より面積を計算し、その平方根をそれぞれ $\sqrt{area_{inc}}$ 、 $\sqrt{area_{FGA}}$ 、 $\sqrt{area_{fish-eye}}$ とした。いずれも種々の応力レベルでの実測結果を同一図内にプロットしたものであり、 $\sqrt{area_{inc}}$ はすべて $15\mu\text{m}$ 以下の領域に集中しており、図中で疲労寿命に対する依存性はみられない。これは、高い製鋼技術により本供試材の介在物寸法を極力小さく抑えた結果であると考えられる。

一方、 $\sqrt{area_{FGA}}$ については変化の程度は小さいが、疲労寿命の増加に伴い増大する傾向にあり、これは超長寿命域における疲労破壊機構を解明する上で重要な因子であると考えられる。なお、介在物周辺の細粒状領域は必ず現れるわけではなく、比較的寿命の短い場合に現れないという報告もある⁽¹⁶⁾。

次に、 $\sqrt{area_{fish-eye}}$ と疲労寿命 N の関係については $\sqrt{area_{fish-eye}}$ が介在物深さ d_{inc} と直結しているので、図 11 の結果に対応して大きくばらついており、疲労寿命に対する明確な依存性は認められない。

ここで、介在物寸法 $\sqrt{area_{inc}}$ と細粒状領域(FGA)寸法 $\sqrt{area_{FGA}}$ の応力レベル依存性を図示したのが図 15 である。 $\sqrt{area_{inc}}$ はかなりばらつきはあるが、応力レベルに依存せずほぼ一定値を示している。これは、介在物の寸法が材料内で均一に分布しておれば疲労き裂発生源となる介在物の寸法は負荷応力に無関係に決まることに対応する当然の結果と思われる。他方、 $\sqrt{area_{FGA}}$ については負荷応力の上昇に伴って低下する傾向が認められる。これは図 14 で▲印の結果において疲労寿命が短い程、 $\sqrt{area_{FGA}}$ が低下することに対応している。

最後に介在物寸法 $\sqrt{area_{inc}}$ と細粒状領域(FGA)寸法 $\sqrt{area_{FGA}}$ について、負荷応力の効果も考慮して、村上ら⁽¹⁷⁾による次式で計算される応力拡大係数 ΔK と疲労寿命 N の関係を図 16 に図示した。

$$\Delta K = 0.5 \Delta \sigma_{at} \sqrt{\pi \sqrt{area}} \cdots (1)$$

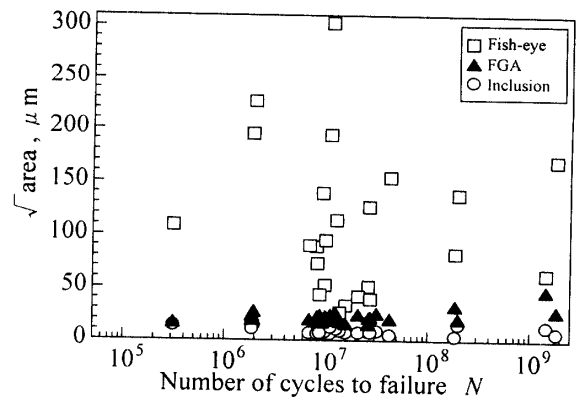


Fig.14 Relationships of $\sqrt{area_{inc}}$ vs. N , $\sqrt{area_{FGA}}$ vs. N and $\sqrt{area_{fish-eye}}$ vs. N .

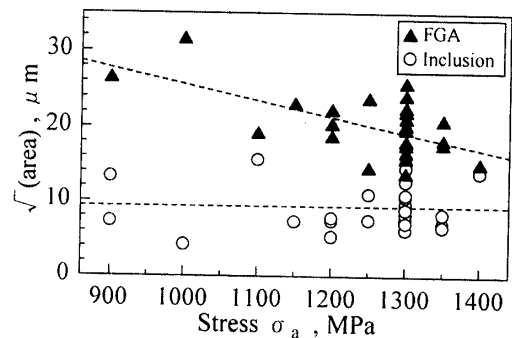


Fig.15 Relationships of $\sqrt{area_{inc}}$ vs. σ_a and $\sqrt{area_{FGA}}$ vs. σ_a .

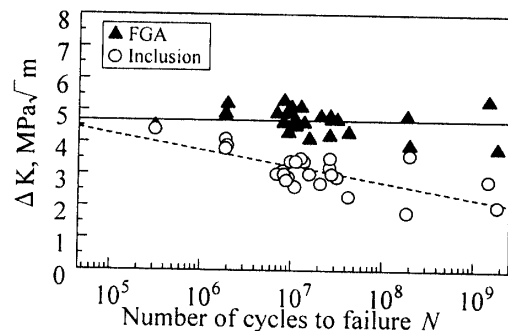


Fig.16 Relationships between ΔK and N .

ただし、 $\Delta \sigma_{at}$ は介在物位置における応力振幅を示す。上式に $\sqrt{area_{inc}}$ を代入して得られる応力拡大係数 ΔK_{inc} 、 $\sqrt{area_{FGA}}$ を代入した結果を ΔK_{FGA} と表記する。図より、 ΔK_{inc} は $5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下の領域で ΔK_{inc} の低下とともに疲労寿命 N が増大している。すなわち、応力レベルを無視した図 14 の図では観察できなかったが、同一負荷応力では介在物寸法が小さい程、疲労寿命は

増大し、介在物寸法が同じであれば負荷応力が低い程、疲労寿命が増大することを意味している。

一方、 ΔK_{fcid} は広範な寿命域にわたり $5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度の一定値を示しており、これは応力レベルに依らず ΔK_{fcid} が一定値に達した段階で平滑な Fish-eye 破面に移行することを意味している。

なお、本節において疲労破断寿命 N と破壊力学パラメータの関係を検討したが、疲労破断寿命は介在物周辺に FGA が形成されるまでの寿命 N_{fcid} 、Fish-eye が形成されるまでの寿命 $N_{fish-eye}$ 、表面に達したき裂が進展して最終破断を引き起こすまでの寿命 N_{final} に分割される。そして、疲労破断寿命 N はこれらの各成分の和として次式で与えられる。

$$N = N_{fcid} + N_{fish-eye} + N_{final} \dots (2)$$

したがって、本材料のような高強度鋼の内部起点型疲労破壊機構の解明のためには、今後、これらの各寿命成分を何らかの方法で分離検出するとともに、疲労き裂進展の各段階のメカニズムを順次明らかにする必要がある。

4. 結 言

本研究で得られた主な結論を以下に要約する。

- (1) 単一負荷に対応する静的強度から 10^9 回に及ぶ極めて広範な寿命域にわたる SUJ2 鋼の回転曲げ疲労特性を実験的に明らかにした。その結果、本材料の $S-N$ 特性が表面起点型破壊および内部起点型破壊に関する個別の $S-N$ 曲線が別の位置にずれて現れる二重 $S-N$ 特性としてよく把握でき、表面起点型 $S-N$ 曲線の傾斜部は静的強度レベルまで直線的に延長される顕著な特性を持つことが確認された。
- (2) 表面起点型破壊の破面に関して、高応力域ではき裂進展の初期段階から激しい凹凸が形成される特徴があり、他方、通常の高サイクル疲労で対象とする中応力域では、き裂発生直後は比較的平滑な破面を形成するが、き裂進展に伴って、破面の凹凸が徐々に顕著となる特徴が認められた。
- (3) 内部起点型破壊の破面には、試験片表面に内接する Fish-eye が観察され、Fish-eye の中心付近にはき裂発生源となった介在物が観察された。なお、高応力域の介在物深さは比較的浅く、応力の低下とともに介在物深さにばらつきが現れる傾向があるが、本報の回転

曲げの場合はこの介在物深さが $250\mu\text{m}$ 以下の表面層に限られることがわかった。

(4) 上記 Fish-eye の中心付近にみられる介在物の周辺に限られた領域に細粒状領域(FGA)が観察され、FGA 寸法 $\sqrt{(\text{area}_{fga})}$ と負荷応力 $\Delta\sigma_{at}$ から計算された応力拡大係数 ΔK_{fcid} は $5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度のほぼ一定値を示す。他方、介在物寸法 $\sqrt{(\text{area}_{inc})}$ に対応する応力拡大係数 ΔK_{inc} については、 ΔK_{inc} の低下とともに疲労寿命が増大する明確な相関が確認された。

文 献

- (1) 江村秀樹, 浅見克敏, 機論, 55-509, A(1989), 45-50.
- (2) T.Naito, H.Ueda and M.Kikuchi, Metal Trans., 15A, (1984), 1431-1436.
- (3) 阿部孝行, 金澤健二, 材料, 40, (1991), 1447-1452.
- (4) Q.Y.Wang, J.Y.Berard, A.Dubarré, G.Baudry, S.Rathery and C.Bathias, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 22, (1999), 667-672.
- (5) 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, 材料, 49, (2000), 779-785.
- (6) 黒島義人, 斎藤康弘, 清水真佐男, 川寄一博, 機論, A-60, (1994), 2710-2715.
- (7) 塩澤和章, 魯連涛, 石原外美, 材料, 48, (1999), 1095-1100.
- (8) T.Sakai, K.Okada, N.Oguma and K.Mori, Proceedings of the 6th Japan international symposium, Vol.1, (1999), 361-364.
- (9) K.Shiozawa, T.Sakai et al., JSMS & Elsevier, Databook on Fatigue Strength of Metallic Materials, Vol.1, (1996), 58-65.
- (10) T.Sakai and T.Hoshide, Cyclic Fatigue in ceramics, CJMR, Vol.14, (1995), 189-206.
- (11) 日本材料学会編, 疲労設計便覧, (株) 養賢堂, (1995), 256.
- (12) 村上敬宣, 野本哲志, 植田徹, 村上保夫, 大堀学, 材料, 48, (1999), 1112-1117.
- (13) 小熊規泰, 酒井達雄, 材料, 50, (2001), 516-523.
- (14) Y.Murakami et al., Stress Intensity Factors Handbook, Pergamon, Vol.1, (1987), 81.
- (15) 村上敬宣, 石田誠, 機論, 51-464, A(1985), 1050-1056.
- (16) 中島正貴, 酒井達雄, 清水利弘, 機論, 65-640, A(1999), 2504-2510.
- (17) 村上敬宣, 児玉昭太郎, 小沼静代, 機論, 54-500, A(1988), 688-696.