高炭素クロム軸受鋼の超高サイクル軸荷重疲労特性に及ぼす 応力比の影響†

塩 澤 和 章* 長谷川 貴 之** 西 野 精 一*

Effect of Stress Ratio on Axial-Loading Fatigue Characteristics of High Carbon-Chromium Bearing Steel in Very High Cycle Fatigue Regime

by

Kazuaki SHIOZAWA *, Takayuki HASEGAWA ** and Seichi NISHINO *

Axial-reversed loading fatigue tests under three applied stress ratios of -1 , 0 and 0.5 were carried out in air at room temperature using hour-glass shaped specimen of high carbon-chromium bearing steel, JIS SUJ2, to investigate fatigue fracture characteristic in very high cycle regime. A granular bright facet (GBF) was observed around sub-surface inclusion in all specimens ruptured at long-life fatigue over 10^6 cycles. Three types of fracture mode were observed from the fracture surface, such as surface-induced fracture, subsurface inclusion-induced fracture without GBF area and that with GBF area. Number of cycles to transition in the fracture mode depended on the applied stress ratio. Shape of the $S-N$ curve obtained from the axial loading fatigue was a smooth and continuous in spite of the occurrence on three types of fracture mode, and was different from that of rotary bending fatigue. The characteristic of fatigue fracture behavior was discussed from point of view in fracture mechanics and also residual stress distribution on the specimen surface.

Key words : Very high cycle fatigue, Axial loading, Stress ratio, Subsurface crack, Fracture mode, Residual stress, High carbon-chromium bearing steel

1 緒 言

各種金属材料の疲労試験において、長寿命域での疲労破壊が材料内部の微小欠陥を起点として生ずることが報告されており、^{1)~14)}機械要素部材の長寿命域における高信頼性・安全性を考慮した疲労設計法の確立や保守・点検技術の向上の必要性が指摘されている。高強度鋼の疲労においては、高応力振幅・短寿命域における表面き裂発生型疲労破壊から、低応力振幅・長寿命域における非金属介在物を起点とする内部き裂発生型破壊に破壊モードが遷移することが認められている。^{1), 2), 7), 15)~20)}とりわけ、超長寿命域における疲労破壊には、き裂発生起点となった介在物近傍に凹凸の大きな粒状の領域(著者らはGBF領域と命名)が形成され、超長寿命域の疲労破壊を支配する重要な因子であることを報告してきた。回転曲げ疲労試験の結果によれば、破壊モードの遷移に対応して二重 $S-N$ 曲線或いは二段折れ曲り $S-N$ 曲線の現れることが報告されている。^{1), 2), 15), 16)}一方、軸荷重疲労試験の結果からはこれらの特異な $S-N$ 曲線は認められず、破壊モードが変化しても連続的な $S-N$ 曲線となる傾向にあ

ることが報告^{21)~23)}されているが詳細は不明である。

本研究では、超長寿命域の疲労破壊機構を明らかにすることを目的として、高炭素クロム軸受鋼の 10^9 回を打ち切り繰返し数とする超長寿命域の軸荷重疲労試験を三種類の負荷応力比条件下で行った。得られた破面の詳細観察を通して、内部疲労破壊に及ぼす応力比の影響、GBF領域形成の機構および破壊モードの遷移について考察を行い、また回転曲げ疲労試験結果との比較検討を行った。

2 供試材および実験方法

2・1 供試材

本研究で用いた試験片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 1 に示す。供試材は、真空炉中で $1008\text{K}-2.4\text{ks}$ 加熱保持後油中 (353K) 冷却の焼入れおよび $453\text{K}-1.2\text{ks}$ 加熱保持後空冷の焼戻しの熱処理を施した。試験片は Fig. 1 に示す形状・寸法であり、最小断面部直径 3mm の砂時計型試験片で、弾性応力集中係数 $K_t = 1.029$ である。試験片標点部表面を #2000 までのエメリー紙とバフによる研磨後、疲労試験に供した。試験片の引張強さ σ_B は 2316MPa 、ビッカ-

Table 1 Chemical compositions of tested 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

† 原稿受理 平成 19 年 1 月 11 日 Received Jan. 11, 2007 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 富山大学大学院理工学研究部 〒930-8555 富山市五福, Graduate School of Sci. and Eng., Univ. of Toyama, Gofuku, Toyama, 930-8555

** 富山大学大学院 〒930-8555 富山市五福, Graduate Student, Univ. of Toyama, Gofuku, Toyama, 930-8555

Fig. 1 Shape and dimension of specimen used.

ス硬さは749HVであった。また、試験片標点部表面の残留応力をX線法(Cr- K_{α} 線, 管電圧40kV, 管電流30mA, $\sin^2\psi$ 法)によって測定した結果, 試験片加工時で $\sigma_r = -622\text{MPa}$, 研磨処理後で $\sigma_r = -373\text{MPa}$ であった。

Fig. 2に供試材の微視的組織写真を示す。図(a)はナイトール液によるエッチング, 図(b)は電解エッチングによる観察結果である。図より, 金属組織は焼もどしマルテンサイト組織であり, 旧オーステナイト粒径は平均 $5.7\mu\text{m}$ であった。また, 組織中には微細な球状炭化物が分布しており, その粒径は $0.2 \sim 2.0\mu\text{m}$ の範囲にあり, 平均粒径は $0.8\mu\text{m}$ であった。

2・2 実験方法

本実験には試験軸数が4軸の多連式軸荷重疲労試験機(東京衡機製)²⁴⁾を用いた。疲労試験は室温・実験室環境下で正弦波の荷重波形による繰返し速度 $f = 80\text{Hz}$ で実施した。負荷応力比 $R (= \sigma_{\min}/\sigma_{\max})$ は-1, 0および0.5の3条件とした。なお, 試験片取付け時の偏心量を確認するため, 4枚のひずみゲージを試験片肩部($\phi 12\text{mm}$)の円周方向に等間隔に貼り付けて荷重負荷時の変位量を測定した。その結果, 試験片肩部上下部を含めて変位量の差異は $\pm 1\%$ 以内であった。したがって, 引張・圧縮負荷時における試験片の偏心は無視できる程度であった。本測定は試験片毎の全てに対しては実施していないが, 実験中の適当な間隔・時期に実施して正確さを期した。

3 実験結果

3・1 S-N曲線

3種類の負荷応力比条件で実施した疲労試験から得られたS-N曲線をFig. 3に示す。後述する破面観察の結果, 破壊モードは表面き裂発生型と内部介在物を起点とする内部き裂発生型の二種類に大別されたが, $R = -1$ および0の条件下では内部介在物の周囲にGBF領域を形成する場合とそれを形成しない場合があり, 前者は後者に比べて長寿命領域で観察された。また, $R = 0.5$ の条

(a) Nitral-etching

(b) Electro-etching

Fig. 2 Microstructure of tested material, JIS SUJ2.

Fig. 3 S-N curves obtained under the axial-loading fatigue test.

件では表面き裂発生型破壊とGBF領域を形成する内部き裂発生型破壊のみが認められた。したがって, 図中にはこれら三種類の破壊モードを区別して示してある。図より, S-N曲線は応力比ごとに異なり, 応力比が低いほど疲労強度が高いことがわかる。また, 応力比が低くなるほど短寿命域で内部き裂発生型破壊を生じる傾向が見られ, これまでに報告した高速度工具鋼JIS SKH51と同様な傾向であった。²³⁾

Fig. 4はこれまでに報告した片持ち回転曲げ疲労試験から得られたS-N曲線^{1), 16)}と軸荷重疲労試験結果($R = -1$)を再記して比較した結果である。回転曲げ疲労試験結果では破壊モードに対応して異なるS-N曲線, すなわち二重S-N曲線或いは二段折れ曲りS-N曲線が認められた。これに対して, 軸荷重疲労試験結果にはこれらの現象は明確には認められず, 破壊モードの変化が連続的に現れて1本のS-N曲線で表示できる傾向を示す。また, 表面き裂発生型破壊の寿命には両試験結果に差異は認められないが, 内部き裂発生型破壊の疲労寿命には両試験結果に差異が認められ, 軸荷重疲労寿命は回転曲げ疲労寿命に比較して短寿命となっている。これは荷重負荷様式の相違, 即ち負荷応力勾配の有無と疲労損傷に対する危険断面積の違いによるものであり, 詳細は後述する。

Fig. 4 Comparison of S-N curve obtained under axial-loading with that of rotary bending fatigue.

3・2 破面観察結果とその定量的評価

3・2・1 破面観察結果 SEMによる破面観察結果の一例をFig. 5に示す。何れの応力比条件においても、高応力振幅・短寿命域においては試験片表面近傍の介在物を起点とする表面き裂発生型破壊であった(図(a))。一方、低応力振幅・長寿命域では試験片内部の介在物を起点とする内部き裂発生型破壊であり、 10^6 回を越える寿命で破壊した試験片には介在物周囲にGBF領域が観察された。しかし、その様相は応力比 R によって異なり、 R が大きくなるに伴って粒状の凹凸が不鮮明となる傾向を示した(図(b)~(d))。

疲労破壊の起点となった介在物の種類をEPMAによる成分分析によって分類した結果、Fig. 6に示すようにTiC系、 Al_2O_3 系、MnC系およびCaC系の4種類が観察された。 Al_2O_3 系の介在物は基材からはく離して、破面上にその形状が保存されている様子が認められた。他方、

Fig. 5 Typical SEM observation of fracture surface.

Fig. 6 Classification of nonmetallic inclusion on fracture surface by EPMA.

TiC系、MnC系およびCaC系の介在物(巨大炭化物)は破壊を生じており、両破面に介在物の痕跡が観察された。

Fig. 7は内部き裂発生起点となった介在物近傍のEPMAによる炭素濃度分布の測定結果である。著者らは介在物周囲のGBF領域にはその外側領域に比較して高濃度の炭素が検出されることをこれまでに報告し、GBF領域形成の機構として「微細炭化物の離散はく離説」を提案した^{19), 20)}図より、介在物周囲に高濃度の炭素が検出され、その領域はSEMで観察される凹凸の大きいGBF領域と対応する。また、 $R = 0.5$ の条件でGBF領域が不鮮明な破面においても高濃度の炭素分布領域が認められることから、炭素濃度分布を測定することによってGBF領域を特定することが可能であると考えられる。

GBF領域で高濃度の炭素が検出される理由は、介在物近傍の微細炭化物が疲労過程にはく離し、破面上に露出するためであることをこれまでに示してきた。Fig. 8に走査型プローブ顕微鏡(SPM)でGBF領域を観察した結果を示す。いずれの応力比条件においても粒状の凹凸が観察される。これは炭化物のはく離によるものであると推察され、GBF形成機構「微細炭化物の離散はく離説」が異なる応力比条件の下でも成立すると考えられる。

3・2・2 破壊起点近傍の定量的評価 破壊起点となった介在物の面積 $area_{inc}$ を測定し、その大きさ $\sqrt{area_{inc}}$ と破壊繰返し数 N_f との関係を示す。介在物の大きさに N_f および応力比の依存性は認められない。図中に

Fig. 7 EPMA analyzed results around an inclusion on fracture surface.

Fig. 8 SPM observation of the GBF area on fracture surface of specimen obtained from fatigue tests under stress ratio of -1, 0 and 0.5.

Fig. 9 Experimental relationship between size of inclusion and number of cycles to failure.

Fig. 10 Experimental relationship between depth of inclusion and number of cycles to failure.

は回転曲げ疲労試験から得た結果を併記した。軸荷重疲労における介在物の大きさ (9 ~ 43 μm) は回転曲げ疲労のそれ (9 ~ 17 μm) に比較して大きくばらついている。図中の実験点の添字は Fig. 6 に示した介在物の分類を示したものである。Al₂O₃ 系の介在物は TiC 系の介在物に比較して大きく、また 10⁶ 回以下の短寿命域に現れる傾向が認められる。一方、TiC 系、MnC 系および CaC 系介在物は 10⁶ 回以上の長寿命域の破壊に対して現れており、いずれも GBF 領域を形成している。

Fig. 10 は内部き裂発生型破壊の起点となった介在物位置の試験片表面からの距離 (深さ) d_{inc} と N_f の関係を求めた結果である。図中には上記と同様、介在物の種類別を示し、また、回転曲げ疲労試験結果を併記した。介在物の位置は 40 ~ 1240 μm に分布しており、回転曲げ疲労試験結果の 20 ~ 240 μm に比較して広い範囲に分布していることがわかる。なお、介在物位置に寿命および応力比の影響は認められない。Al₂O₃ 系介在物は他の介在物に比較して試験片内の深い位置に存在する傾向が認められる。

以上の結果より、軸荷重疲労試験による内部介在物を起点とする疲労破壊寿命が回転曲げ疲労試験によるそれよりも短寿命となった理由は、負荷応力勾配の有無によ

る疲労損傷の危険断面積が異なることが考えられる。すなわち、前者は試験片断面に存在する最大の介在物から疲労破壊が発生するのに対して、後者は試験片表面部の限られた介在物から破壊が生ずるためである。Al₂O₃ 系介在物が TiC 系介在物などと比較して短寿命域の疲労破壊に現れる理由は疲労過程における介在物の破壊形態の違いによるものであると推察される。すなわち、高応力振幅域では基材と介在物の変形能や密着性の違いにより、Al₂O₃ 系介在物が基材からはく離してき裂発生起点となる。一方、TiC 系介在物などははく離を生じず、疲労過程に介在物の破壊と GBF の形成によってき裂が発生する。これら介在物種類の違いによる破壊の機構は更に検討する必要がある。

Fig. 11 は介在物周囲に形成された GBF 領域の大きさ $\sqrt{area_{GBF}}$ (図 (a))、およびそれと介在物の大きさ $\sqrt{area_{inc}}$ との比 (図 (b)) と N_f の関係を求めた結果である。なお、GBF の大きさは介在物の大きさを含んだものとして定義した。図より、GBF の大きさおよび介在物の大きさととの比は寿命の増加に伴って大きくなり、応力比の依存性は認められない。また、図中に併記した回転曲げ疲労試験結果との間に差異は認められない。

Fig. 11 Experimental measurement of GBF size (a) and ratio of the GBF size to inclusion size (b) relating to the number of cycles to failure.

4 考 察

4・1 き裂発生起点の破壊力学的検討

き裂発生起点となった介在物および GBF 領域の大きさを基に、次式により応力拡大係数幅を計算した。²⁵⁾その結果を Fig. 12 (a) に示す。

$$\begin{aligned}\Delta K_{inc,s} &= 0.65\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area_{inc,s}}} \\ \Delta K_{inc,i} &= 0.5\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area_{inc,i}}}\end{aligned}\quad (1)$$

なお、 $\Delta\sigma$ は全応力振幅 ($\sigma_{max}-\sigma_{min}$) である。図より、両応力拡大係数幅は応力比毎に N_f との間に一定の関係が得られたが、応力比の影響を統一して評価できない。そこで、式 (1) 中の $\Delta\sigma$ を引張側の応力変動幅 $\Delta\sigma^*$ ($R=-1$; $\sigma_{max}=\sigma_a$, $R=0$ および 0.5 ; $\sigma_{max}-\sigma_{min}=2\sigma_a$) を用いて、 $\Delta K_{inc,s}^*$, $\Delta K_{inc,i}^*$ および ΔK_{GBF}^* を求めた。得られた結果を Fig. 12 (b) に示す。表面および内部介在物の大きさから求めた応力拡大係数幅 $\Delta K_{inc,s}^*$ および $\Delta K_{inc,i}^*$ は多少のばらつきはあるものの応力比の依存性を示さず、 N_f の増加に伴って減少する傾向を示す。また、図中に併記した回転曲げ疲労試験結果とも良い対応を示す。 $N_f=10^6$ 回以下で破壊した試験片の $\Delta K_{inc,i}^*$ は全て $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上の値であり、一方、 $N_f=10^6$ 回以上では $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下である。この領域で破壊した試験片には GBF が形成されており、GBF の大きさから求めた ΔK_{GBF}^* は $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上の値となり、回転曲げ疲労試験から求めた結果とも一致する。

本供試材の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} は $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Fig. 12 Stress intensity factor range at inclusion and GBF area relating to number of cycles to failure.

程度であることを既報^{1), 16)}の回転曲げ疲労試験で明らかにしたが、本研究の軸荷重疲労試験においても同様であると考えられる。即ち、低応力振幅域において、試験片表面近傍の介在物からのき裂発生・進展が困難となった場合、試験片内部の介在物周囲に形成された GBF 領域寸法が ΔK_{th} を越えることによって内部き裂が進展して疲労破壊を生ずることになる。また、上記の実験結果より、内部き裂の発生・進展に有効な応力 (力学量) は引張側の応力変動、即ち有効応力拡大係数に相当する量であることが理解でき、き裂の開閉口挙動を考慮する必要のあることが推察される。

4・2 GBF 領域の粗さに及ぼす応力比の影響

長寿命域の内部疲労破壊の特徴は介在物周囲に形成される凹凸の大きな GBF 領域を形成することである。破面観察の結果、GBF 領域の様相は応力比の影響によって異なることが認められた。本研究では、SEM に附属の表面粗さ測定装置を用いて GBF 領域の粗さ測定を行い、GBF 領域形成に及ぼす応力比の影響を考察した。Fig. 13 に全ての試験片の GBF 領域で求めた粗さ R_{max} , R_a および凹凸の山の間隔 S と応力比との関係を示す。両粗さ値は応力比の増加に伴って単調に減少し、一方、 S 値は増加する傾向を示す。この傾向は SEM 観察によって GBF 領域が応力比の増加によって不鮮明となることと対応する。Fig. 14 は介在物寸法から式 (1) を用いて求めた応力拡大係数幅 $\Delta K_{inc,i}$ と粗さ値および S 値との対応を整理し

Fig. 13 Effect of applied stress ratio on roughness of GBF area.

Fig. 14 Relationship between roughness of GBF area and stress intensity factor range.

た結果である。何れの値も応力比に依存せず、応力拡大係数幅によって整理できることがわかる。GBF領域の形成は供試材中の微細炭化物が疲労過程にはく離することによって生ずるとする「微細炭化物の離散はく離説」に従えば、このはく離は介在物周囲に形成される繰返し塑性域寸法に依存することが推察される。しかし、その詳細は不明であり更に検討する必要がある。

4・3 破壊モードの遷移に及ぼす残留応力の影響

Fig. 3のS-N曲線に示したように、三種類の疲労破壊モード、すなわち表面き裂発生型（S型破壊）、介在物近傍にGBF領域を形成しない内部き裂発生型（I型破壊）およびGBF領域を形成する内部き裂発生型（IG型破壊）が観察され、これらの遷移する寿命は応力比によって異なる。Fig. 15は破壊モードの遷移する疲労寿命と応力比の関係を整理した結果である。なお、図中の実験点はFig. 3のS-N曲線において破壊モードの遷移が現れる平均の寿命として求めた結果である。図より、 $R = -1$ および0の場合にはS型破壊からI型破壊とI型破壊からIG型破壊が明瞭に分離し、前者は R が大きくなると遷移する疲労寿命は増加するが、後者のそれは一定である。一方、 $R = 0.5$ ではS型破壊からIG型破壊に遷移してI型破壊は現れず、遷移する疲労寿命は長寿命域となる。同様の傾向は図中に併記した高速度工具鋼 JIS SKH51にも認められる。本節では破壊モードの遷移について考察する。

Fig. 15 Experimental relationship between applied stress ratio and transition of fracture mode.

式(1)から明らかなように、表面および内部介在物の大きさが等しいと考えた場合、表面介在物の応力拡大係数幅 $\Delta K_{inc,s}$ は内部介在物のそれ $\Delta K_{inc,i}$ と比較して常に大きくなる。すなわち、Fig. 16の応力拡大係数幅と応力振幅の関係の模式図で示すように、一点鎖線で示す $\Delta K_{inc,s}$ は破線の $\Delta K_{inc,i}$ よりも大きく表面き裂発生型疲労破壊（S型破壊）が常に生ずることになる。このS型破壊は表面き裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に達して疲労限度を生ずる（図中のC点）。この疲労限度以下において、試験片内部の介在物周囲にGBF領域を形成し、GBF領域の大きさを基に計算した応力拡大係数幅が ΔK_{th} を越えることによって内部き裂発生型疲労破壊が生ずる。従って、疲労破壊はS型破壊とIG型破壊の二種類が観察されることになり、I型破壊は生じない。

一方、試験片表面部に圧縮残留応力が存在する場合には、表面介在物の応力拡大係数幅は低下する。この残留応力（ σ_r ）が平均応力として作用すると考え、式(1)の $\Delta\sigma$ を $\Delta\sigma^*$ （引張側の応力変動幅）と σ_r の和として $\Delta K_{inc,s}^*$ を求めるとFig. 16中の実線となる。高応力振幅域においてS型破壊を生ずるが、図中の点Aで内部き裂発生型疲労破壊に遷移する。この場合、 $\Delta K_{inc,i}$ は ΔK_{th} 以上のためGBF領域を形成すること無く内部破壊を生じてI型破壊となる。応力振幅が低下して点Bで ΔK_{th} に達した後はGBF領域を形成するIG型破壊に遷移して、低応力

Fig. 16 Schematic diagram for transition of fracture mode.

振幅域で疲労破壊を生ずる。即ち、試験片表面に圧縮残留応力が存在する場合には、負荷応力振幅に応じて S 型、I 型および IG 型の 3 種類の破壊モードが現れることになる。なお、内部介在物に対しては表面残留応力の影響は及ばないものと仮定した。また、点 A は残留応力の大きさによって変化し、圧縮残留応力が大きくなるに伴って高応力振幅側に移動し、内部破壊が高応力振幅で生ずることになる。

Fig. 16 の点 A および B に対応する応力振幅を各応力比で求め、応力比 R との関係で整理した結果を Fig. 17 に示す。なお計算には、試験片表面で実測した残留応力値 (-373MPa) およびき裂発生起点となった介在物寸法の平均値 ($17\mu\text{m}$) を用い、また、 $\Delta K_{th} = 4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とした。図から明らかなように、S 型破壊から I 型破壊 (図中の実線) および I 型破壊から IG 型破壊 (同、破線) への遷移応力振幅は応力比 R の増加に伴って低下し、 R がほぼ 0 以上では S 型から IG 型破壊 (同、実線) へ遷移する。図中には、本実験の S-N 曲線から求めた遷移応力振幅 (破壊モードの遷移する平均値) および他の研究者らの結果²²⁾を併記したが、計算結果と良い対応を示すことがわかる。なお、図中には表面圧縮残留応力の無い場合の遷移応力振幅 (S 型から IG 型破壊, Fig. 16 中の点 C) を一点鎖線で示したが、 $R = 0.5$ の結果を除いて実験結果とは対応しない。以上の考察より、破壊モードの遷移には試験片表面の圧縮残留応力が影響していることが明らかであり、表面圧縮残留応力の存在により破壊モードの遷移は高応力振幅域で生じ、S-N 曲線の形状に影響を及ぼすことになる。

5 結 言

高炭素クロム軸受鋼を用いて室温・大気中における軸荷重疲労試験を行い、超高サイクル域の疲労挙動およびそれに及ぼす負荷応力比の影響を検討した結果、以下の結論を得た。

(1) 疲労破壊は表面き裂発生型 (S 型)、GBF 領域を形成しない内部き裂発生型 (I 型) および GBF 領域を形成する内部き裂発生型 (IG 型) の 3 つの破壊モードに分類された。

(2) 3 種類の破壊モードの出現する応力振幅および線

Fig. 17 Diagram of transition in fracture mode relating to applied stress ratio.

返し数は負荷応力比に依存する。また、破壊モードの遷移する応力振幅は表面圧縮残留応力の影響を受けることが推察された。

(3) 軸荷重疲労試験から得られた S-N 曲線は破壊モードが変化するにも関わらず連続的な一本の曲線となり、明確な二重または二段折れ曲がり S-N 曲線を示さず、回転曲げ疲労試験のそれとは異なる様相を示した。

(4) 内部き裂発生型破壊の疲労寿命は回転曲げ疲労に比較して軸荷重疲労の方が短寿命であった。これは負荷応力勾配の有無による危険断面積の違いに起因するものである。

(5) 内部き裂発生型破壊の様相は軸荷重疲労と回転曲げ疲労の両者に差異は無く、長寿命域で内部き裂発生起点となった介在物周囲に GBF 領域の形成が観察された。なお、GBF 領域の様相は負荷応力比によって異なり、応力比が大きくなると GBF 領域の粗さは小さくなり、不鮮明な様相を呈した。

終わりに、本研究の実施に協力を得た富山大学工学部技術専門職員・友坂敏信氏、並びに当時富山大学学生・山崎裕次、柳憲一郎の両氏に謝意を表す。本供試材は材料強度確率モデル研究会 (主査: 酒井達雄立命館大学教授) の共同研究として提供を受けたものである。また、本研究は科学研究費補助金 (基盤研究 (C) 15560065) を受けて実施したものである。関係各位に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) K. Shiozawa, L. Lu and S. Ishihara, "S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behavior in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.24, No.12, pp.781-790 (2001).
- 2) T. Sakai, M. Takeda, N. Tanaka, M. Kanemitsu, N. Oguma and K. Shiozawa, "S-N property and fractography of high carbon chromium bearing steel over ultra wide life region under rotating bending", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.67, No.663, pp.1805-1812 (2001).
- 3) Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda and M. Ohtori, "Analysis of the mechanism of super long fatigue failure by optical microscope and SEM/AFM observations", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.48, No.10, pp.1112-1117 (1999).
- 4) Y. Murakami, T. Nomoto and T. Ueda, "Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol.22, pp.581-590 (1999).
- 5) Q. Y. Wang, Y. Berard, A. Dubarre, G. Baudry, S. Rathery and C. Bathias, "Gigacycle fatigue of ferrous alloys", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol.22, pp.667-672 (1999).
- 6) S. Nishijima and K. Kanazawa, "Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue", *Fatigue and Fracture of*

- Engineering Materials and Structures, Vol.22, pp.601-607 (1999).
- 7) T. Sakai, M. Takeda, K. Shiozawa, Y. Ochi, M. Nakajima, T. Nakamura and N. Oguma, "Experimental reconfirmation of characteristic S-N property for high carbon-chromium bearing steel in wide life region in rotating bending", *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol.49, No.7, pp.779-785 (2000).
 - 8) K. Shiozawa, S. Nishino, T. Ohtani and S. Mizuno, "Subsurface fatigue crack initiation and growth of plasma-assisted duplex surface-treated tool steel", In : K. S. Ravichandran, R. O. Ritchie and Y. Murakami editors, *Small Fatigue Cracks. Mechanics, Mechanisms and Applications*, Amsterdam, Elsevier Science, pp.39-47 (1999).
 - 9) K. Shiozawa, "Characteristics of fatigue behavior of surface modified materials", In : S-I. Nishida Editor, *Macro and Microscopic Approach to Fracture*, UK, WIT Press, pp.117-170 (2003).
 - 10) H. Oguma, T. Nakamura, S. Yokoyama and T. Noguchi, "Very high cycle fatigue properties and fracture type of Ti-6Al-4V alloy", *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol.52, No.11, pp.1298-1304 (2003).
 - 11) H. Oguma, T. Nakamura, S. Yokoyama and T. Noguchi, "Effects of stress ratio on initiation and initial propagation of interior-originating crack in Ti-6Al-4V alloy", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.70, No.696, pp.1116-1123 (2004).
 - 12) K. Yamada and S. Miyakawa, "Extra long life fatigue properties of aluminum die casting materials", *Journal of the Society of Materials Science Japan*, Vol.55, No.3, pp.295-300 (2006).
 - 13) K. Yamada and S. Miyakawa, "Super-long life fatigue properties of Al-Si-Cu die casting alloy by using ultrasonic fatigue tests", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.72, No.717, pp.749-756 (2006).
 - 14) K. Shiozawa, Y. Kuroda and S. Nishino, "Effect of stress ratio on subsurface fatigue crack initiation behavior of beta-type titanium alloy", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.64, No.626, pp.2528-2535 (1998).
 - 15) L. Lu, K. Shiozawa and Y. Morii, "Gigacycle fatigue behavior and fracture morphology of high speed tool steel, JIS SKH 51", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.69, No.679, pp.662-670 (2003).
 - 16) K. Shiozawa and L. Lu, "Very high-cycle fatigue behavior of shot-peened high carbon-chromium bearing steel", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.25, No.8/9, pp.813-822 (2002).
 - 17) L. Lu and K. Shiozawa, "Effect of two-step load variation on super-long life fatigue and internal crack growth behavior of high carbon-chromium bearing steel", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.68, No.675, pp.1666-1073 (2002).
 - 18) L. Lu and K. Shiozawa, "Effect of surface treatment on super-long-life fatigue behavior in high speed tool steel, JIS SKH51", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.69, No.684, pp.1195-1202 (2003).
 - 19) K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino and L. Lu, "Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime", *International Journal of Fatigue*, Vol.28, No.11, pp.1520-1532 (2006).
 - 20) K. Shiozawa, Y. Morii and S. Nishino, "Subsurface crack initiation and propagation mechanism under the super-long fatigue regime for high speed tool steel (JIS SKH51) by fracture surface topographic analysis", *JSME International Journal, Ser. A*, Vol.49, No.1, pp.1-10 (2006).
 - 21) T. Sakai, Y. Sato, Y. Nagano, M. Takeda and N. Oguma, "Effect of stress ratio on long life fatigue behavior of high carbon chromium bearing steel under axial loading", *International Journal of Fatigue*, Vol.28, No.11, pp.1547-1554 (2006).
 - 22) T. Sakai, R. Takizawa, T. Furusawa, M. Nakajima, K. Shiozawa and N. Oguma, "Reliability evaluation of SUJ2 in long life regime by the multi-type axial fatigue testing machine", *Proc. of the 21st National Symposium on the Reliability of Materials and Structures*, pp.75-80 (2005).
 - 23) K. Shiozawa, S. Nishino and Y. Yachi, "Effect of stress ratio on subsurface fatigue fracture of high-speed tool steel, SKH51", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.72, No.720, pp.1153-1160 (2006).
 - 24) T. Furukawa, T. Sakai, R. Takizawa, M. Nakajima, K. Shiozawa, N. Oguma, K. Okada, Y. Ochi, A. Sugeta, N. Kawagoishi, A. Sakaida and H. Sakamoto, "Development of multi-type testing machine in axial loading and verification of its fundamental performance", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.70, No.718, pp.886-894 (2006).
 - 25) Y. Murakami, S. Kodama and S. Konuma, "Quantitative evaluation of effect of nonmetallic inclusions on fatigue strength of high strength steel", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Ser. A*, Vol.54, No.500, pp.688-695 (1988).