Advance Publication by J-STAGE

日本機械学会論文集

Transactions of the JSME (in Japanese)

DOI:10.1299/transjsme.22-00021

Received date : 19 January, 2022

Accepted date : 21 February, 2022

J-STAGE Advance Publication date : 3 March, 2022

© The Japan Society of Mechanical Engineers

この記事はクリエイティブ・コモンズ [表示-非営利-改変禁止 4.0 国際]ライセンスの下に提供されています。
(<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/deed.ja>)

高強度鋼の超高サイクル疲労における内部き裂発生・進展挙動 に関する確率モデルの構成

小熊 規泰^{*1}, 中川 明義^{*2}, 中村 裕紀^{*3}, 堤 成一郎^{*4}, 酒井 達雄^{*5}

Construction of probabilistic model on interior crack initiation and growth behaviors for high strength steels in very high cycle fatigue

Noriyasu OGUMA^{*1}, Akiyoshi NAKAGAWA^{*2}, Yuki NAKAMURA^{*3}, Seiichiro TSUTSUMI^{*4}
and Tatsuo SAKAI^{*5}

^{*1} Faculty of Engineering, University of Toyama
Gofuku 3190, Toyama-shi, Toyama 930-8555 Japan

^{*2} Industrial Products Company, Hitachi, Ltd.
3-18 Nakanoshima 2-chome, Kita-ku, Osaka 530-0005 Japan

^{*3} National Institute of Technology, Toyota College
2-1 Eisei-cho, Toyota-shi, Aichi 471-8525 Japan

^{*4} Joining and Welding Research Institute, Osaka University
11-1, Mihogaoka, Ibaraki-shi, Osaka 567-0047, Japan

^{*5} Research Organization of Science and Technology, Ritsumeikan University
1-1-1 Nojihigashi, Kusatsu-shi, Shiga 525-8577, Japan

Abstract

In very high cycle fatigue for high strength steels, one can usually observe the fish-eye on the fracture surface and an inclusion is observed at the center of the fish-eye. The fine granular area (FGA) is also found in the vicinity around the inclusion at the crack initiation site on the fracture surface. If the stress cycles required to form the FGA occupies the predominant part of the final fatigue life of these steels, the FGA formation mechanism is one of the most important subjects in the very high cycle fatigue. From this point of view, the authors have attempted to construct the FGA formation model based on the current experimental results obtained by the authors. Supposing four different probabilistic models, the FGA formation is interpreted as intermittent micro-debondings and their coalescence during the long sequence of the cyclic loadings. After the FGA was accomplished, the penny-shape crack tends to grow steadily following the well-known Paris' law. Based on this analysis of the FGA formation, it was found that polygonization around the inclusion is more important behavior to govern the total fatigue life of the high strength steels.

Keywords : Very high cycle fatigue, Inclusion, Probabilistic model, Fine granular area(FGA), Crack growth law

1. 緒 言

近年、コストパフォーマンスの向上および低炭素社会実現の両面から、機械構造物の設計寿命や耐用年数の延長に対する社会的要求が高まっており、保守・管理技術と組み合わせながら、多くの実機についてこれまで以上に長期間使用される傾向にある(酒井, 天野, 2008, 酒井, 2018). このような背景の中で、工業製品の安全性・信

No.22-00021 [DOI: 10.1299/transjsme.22-00021]

^{*1} 正員, 富山大学学術研究部工学系 (〒930-8555 富山市五福 3190 番地)

^{*2} (株) 日立インダストリアルプロダクツ (〒530-0005 大阪市北区中之島二丁目 3-18 中之島フェスティバルタワー30F)

^{*3} 正員, 豊田工業高等専門学校 機械工学科 (〒471-8525 愛知県豊田市栄生町 2-1)

^{*4} 正員, 大阪大学 接合科学研究所 (〒567-0047 大阪府茨木市美穂ヶ丘 11 番 1 号)

^{*5} 正員, 立命館大学 総合科学技術研究機構 (〒525-8577 滋賀県草津市野路東 1-1-1)

E-mail of corresponding author: oguma@eng.u-toyama.ac.jp

頼性確保の観点から、従来の寿命域をはるかに超える長寿命域における金属材料の疲労特性の解明に大きな関心が集まり、国内外でギガサイクル領域まで対象とした超高サイクル疲労に関する研究が活発に展開されている(黒島他, 1998, 中島他, 2002, 酒井他, 2004, 魯, 塩澤, 2004, 秋庭他, 2004, Bathias, 2005, Sakai, 2009, Sakai et al., 2015).

金属材料の超高サイクル疲労における一つの特徴は、材料内部の介在物を起点にした疲労き裂の発生であり、疲労破面にはこの介在物を起点にした Fish-eye と呼ばれる比較的滑らかな円形に近い模様が観察されることが知られている(酒井他, 2004, Sakai, 2009, Sakai et al., 2016). また、き裂発生起点の介在物の周りには細粒状領域(Fine Granular Area: FGA)が形成されることが多く、全寿命に対する FGA 形成寿命の占める割合が極めて高いことが報告されている(黒島他, 1998, 小熊, 酒井, 2001, 中島他, 2002, 魯, 塩澤, 2004, 秋庭他, 2004). したがって、金属材料の疲労寿命評価の上で、この FGA 形成メカニズムの解明が最大の課題になっており、近年、多くの研究成果が蓄積されている(村上他, 1999, Shiozawa et al., 2006, 中村他, 2007, Shaniavsky, 2013, Paolino et al., 2014, Sakai et al., 2015, Sakai et al., 2016, Hong et al., 2016).

本研究では、高強度鋼の超高サイクル疲労において破壊起点部の介在物周辺にしばしば観察される細粒状領域(FGA)の形成プロセスに対する確率モデルを構成し、超高サイクル域における疲労き裂生成メカニズムに対する一つの物理的解釈を試みる。本確率モデルの基本的視点は、FGA 領域のき裂進展は介在物端部より連続的に進展するのではなく、以下のように離散的・不連続的にき裂が成長すると考える点にある。すなわち、長期間の応力繰返し過程において最初に介在物周辺で金属組織の細粒化が発生し、その後、こうして形成された細粒層と生地組織の境界が微細セル単位で離散的に剥離を生じ、これらの離散的な剥離セル数が増えるとともに、それらが互いに連結しながら剥離面積が徐々に増大し、FGA の全領域のセルがすべて剥離すると FGA 形成が完了すると考える。FGA 形成が完了した後は、疲労き裂は Paris 則⁽¹⁷⁾ にしたがって応力繰返しの 1 回ごとに連続的に進展し、破面上に Fish-eye が形成される。き裂長さが破壊靱性値に相当する限界寸法に達すると不安定急速成長に移行し、間もなく最終的に破壊すると考えることとする。このような疲労破壊過程を前提にして、本報ではとくに FGA 内部のき裂生成・成長挙動について、これまでの著者らの一連の実験結果(酒井他, 2001, 小熊他, 2003, 小熊他, 2004, Sakai, 2009, Oguma et al., 2010, Li et al., 2010, Sakai et al., 2015, Sakai et al., 2016) をもとに内部き裂発生・進展挙動の確率モデルを構成し、考察を加えた。

2. 内部起点型破壊の疲労き裂発生起点部の破面および組織の観察結果

高炭素クロム軸受鋼(SUJ2)の回転曲げ繰返し荷重下で破断した試験片の破面写真を図 1 に示す(Sakai et al., 2016). 同図(a)は破面全体が視野に収まる倍率で観察した破面であり、破面上端部に黒い円形の Fish-eye が観察される。この Fish-eye を高倍率で再度観察したものが同図(b)であり、試験片表面からの深さ ξ の位置に介在物が確認される。破壊起点となったこの介在物の付近をさらに高倍率で観察した結果が、同図(c)である(小熊他, 2003).

Fig.1 Typical examples of fracture surfaces near crack nucleation site for bearing steel(SUJ2).

(小熊他, 2003, Sakai et al., 2016)

この写真から分かるように、破壊起点となった介在物の周辺には明瞭な細粒状領域（Fine Granular Area : FGA）が確認される。図中の破線の内側では細かい粒状の破面が見られ、破線の外側は比較的滑らかで破線内側の様相とは大きく異なっている。

次に、同じく SUJ2 鋼の内部起点型破壊のき裂起点部において、FIB（Focused Ion Beam）切断により FGA 領域の外側（Fish-eye 領域）における縦断面と介在物を通る FGA 内の縦断面を準備し、SEM 観察した写真を図 2 に示す(Sakai et al., 2015). 写真(a)は FGA の外側の Fish-eye 部の平滑な部分の縦断面であり、写真の上端が破面を表し、FIB 切断の際にエッジが乱れないように炭素の蒸着膜で保護してある。写真より、FGA の外側の破面は極めて平滑な性状を呈している。一方、写真(b)は FGA 内部で介在物を通過するようにスライスした縦断面であり、介在物周辺の破面は不規則な凹凸が確認され、この細かい凹凸部が FGA に対応することが分かる。

Fig.2 SEM observations of two sections inside and outside of FGA. (Sakai et al., 2015)

Fig.3 Fracture surfaces and microstructures of a pair of failed specimen halves. (Sakai et al., 2015)

また、同種の軸受鋼に対する超高サイクル域における回転曲げ疲労破面のき裂起点部について、破断した相手側の破面とともに SEM 観察したマッチング写真を図 3(a)に示した(Sakai et al., 2015). ここで、両写真中に示した FGA を通る水平線は両破面における同一場所を示しており、この水平線に沿って FIB でスライスした縦断面の高倍率 SEM 写真が図 3(b)である(Sakai et al., 2015). 右側の写真には破面に沿って細粒状の層が確認されるが、左側の写真ではこのような細粒層は観察できない. すなわち、対応する 1 組の破面の同一場所において、細粒層は片側の破面に見られるのみで相手方の破面にはこれが見られないことが分かる. この事実は、細粒層と基地組織の界面でき裂が発生したことを示唆している. 筆者らは、同材(SUJ2)の別の試験片で基地組織(破面より深い場所)と破面表層部の細粒層での X 線回折パターンを調べたところ、図 4 の結果を得ている(小熊他, 2003). 図 4(a)に示すとおり、破面より深く離れた基地組織における X 線回折パターンはスポット状を呈するが、破面に沿って形成される細粒層では図 4(b)に示すとおり、リング状のパターンを呈している. したがって、細粒層では種々の方位をもつ多くの微細粒に細粒化されていることが分かる.

Fig.4 Selected area X-ray diffraction patterns in thin layer and deep position. (小熊他, 2003)

以上のとおり、筆者らによるこれまでの一連の観察結果を参照すると、内部起点型破壊のき裂起点部では長期間の負荷繰返し過程において、最初に介在物周辺で結晶組織の細粒化が発生し、その後、こうして形成された細粒層と基地組織との境界で剥離が生じるものと考えられる. 一方、き裂起点部の破面の凹凸を FRASTA 法で詳細に調べた他の研究者による報告によれば、内部起点型破壊における疲労き裂は介在物の縁から連続的に成長するのではなく、介在物端部から少し離れた場所で微視的な剥離が離散的に発生し、このような微視的剥離が徐々に進行・連結して、やがて Penny-shape き裂が形成されるとの観察結果が報告されている(塩澤他, 2003, 三浦他, 2015).

Fig.5 ΔK -value versus either applied stress σ_a or fatigue life N_f . (酒井他, 2001, Oguma et al., 2010)

なお、図 1(c)の破面写真に破線で示した FGA 前縁における応力拡大係数変化幅 ΔK_{FGA} を次式(村上他, 1988, Murakami, 2002) で求めると、図 5 に示すとおり、負荷応力や疲労寿命によらず $\Delta K = 4 \sim 6 \text{MPa}\sqrt{m}$ 程度の一定値を示すことが知られている(酒井他, 2001, Oguma et al., 2010, Li et al., 2010). 式(1)中の area は FGA の面積を示し、 σ_0 は介在物位置における局所応力を示す。

$$\Delta K_{FGA} = 0.5\sigma_0\sqrt{\pi\sqrt{area}} \quad (1)$$

図 5(a)中の Type I は直径 14 mm の素材から切り出された試験片による結果を示し、Type II は直径 60mm の素材から切り出された試験片による結果を示す(Oguma et al., 2010). 図 5(b)は、同鋼種の別の試験片による実験結果で、▲印は ΔK_{FGA} を示し、○印は area として介在物の投影面積を代入し、同様に求められた介在物端部の応力拡大係数変化幅 ΔK_{inc} を示す(酒井他, 2001). また、両図に示した ΔK_{FGA} の値は当該材料(SUJ2)のき裂進展下限界値 ΔK_{th} にほぼ一致することが、多くの研究者から報告されている(塩澤他, 1999, 小熊, 酒井, 2001, 魯, 塩澤, 2004, Oguma et al., 2010,). すなわち、介在物の周辺に形成される FGA の内部は進展性き裂の生成段階と考え、FGA が完成した後 (FGA の外側) は、負荷繰返し 1 回ごとにき裂が連続的に進展すると考える点が、本報の基本的視点である。

3. 疲労き裂生成・成長挙動に関する確率モデルの構成

3・1 基本的な観察結果の集約

前節に示した内部起点型破壊のき裂発起点部近傍の破面や組織の観察結果(酒井他, 2001, 小熊他, 2003, Sakai, 2009, Oguma et al., 2010, Sakai et al., 2015, Sakai et al., 2016), FRASTA 法による破面性状の分析結果(塩澤他, 2003, 三浦他, 2015), さらに FGA 前縁での応力拡大係数変化幅 ΔK_{FGA} に関するこれまでの解析結果(酒井他, 2001, Oguma et al., 2010)を総合的に突き合わせると、超高サイクル域において内部介在物に誘発される疲労き裂の生成・成長挙動に関する基本的な特徴は、以下のとおり要約される。

- 1) 長期間の繰返し負荷を受ける過程で、材料内部の介在物の周りで最初に結晶の細粒化が起こる。
- 2) 細粒層が形成された後、細粒層と基体組織の界面で微細な剥離が離散的に発生する。
- 3) 上記 2)の微細剥離が FGA 全域に行きわたると、進展性 Penny-shape き裂の形成が完了する。
- 4) FGA 前縁の応力拡大係数変化幅 ΔK_{FGA} は、当該材料のき裂進展下限界値 ΔK_{th} にほぼ一致する。
- 5) FGA の形成が完了した後は、き裂は Paris 則に従って、繰返し負荷 1 回ごとに連続的に進展する。

3・2 FGA 内のセル分割と仮想き裂長さの定義とき裂進展速度

図 1(c)の観察例を参照し、ここでは直径 $d=10\mu\text{m}$ の介在物を想定し、図 6 に示すとおり、介在物周辺で FGA が生成される領域を微細なセルに分割する。セルのサイズについては、図 1(c)の FGA 内の粒子サイズ (径) が $1\mu\text{m}$ 程度であることから、本報では $1\mu\text{m} \times 1\mu\text{m}$ の正方セルに分割することとする。なお、各セルは同心円状のリング状領域を多数のセルに分割するため正確には正方形でなく、各リング状領域を n 等分する際に他のリング状領域のセルと同一サイズにすることは原理的にできないが、各リング状領域の個々のセルサイズが $1.15\mu\text{m}^2 \pm 1\%$ の範囲に収まるように分割した。その結果、FGA 内のセルの総数は $n_t = 324$ となった。

本研究では SUJ2 鋼を想定しており、図 5 に示した実験結果を参照して $\Delta K_{th} = 5 \text{MPa}\sqrt{m}$ とおき、SUJ 鋼の疲労試験結果(Sakai, 2009, Sakai et al., 2016)をもとに、内部起点型破壊が生じる応力レベルとして $\sigma = 1224 \text{MPa}$ を選ぶと、FGA 外端部の半径は $a=12\mu\text{m}$ となる。したがって、図 6(a)のセル分割は、これらの諸条件を満たすように決めた。

また、図 6(b)は、き裂起点介在物周辺を試験片軸方向に切断した縦断面の模式図であり、Area 1→Area 7 のすべての層が剥離を完了すれば、き裂が $5\mu\text{m}$ から $12\mu\text{m}$ まで成長することを示している。図中の a は、離散的に剥離したセルの総面積に等価な円形き裂を想定した場合のき裂長さを示す。このとき、等価円形き裂の長さ a は、次式で与えられる。

$$a = \frac{d}{2} + 7\Delta r \frac{n_c}{n_t} = \frac{d}{2} + 7\Delta r P(N) \quad (2)$$

上式中の Δr は各層の幅であり、ここでは $\Delta r = 1\mu\text{m}$ とおいた。また、 n_c は剥離セルの個数であり、 n_t はFGA内のセルの総数で、上述のとおり $n_t = 324$ である。式(2)における $P(N) = n_c/n_t$ はFGA領域内の剥離確率を示すもので、もちろん応力繰返し数 N の関数である。すなわち、式(2)はき裂長さ a が分割セルの剥離確率 $P(N)$ から求められることを意味している。したがって、き裂進展速度 da/dN は、式(2)を N について微分し、以下の通り求められる。

$$\frac{da}{dN} = 7\Delta r \frac{dP(N)}{dN} \quad (3)$$

Fig.6 Cell division and definition of crack length within fine granular area (FGA).

3・3 剥離確率進展に関する4つのモデル

FGA内のき裂生成過程として、介在物に近いセルが応力の繰返しとともに間欠的に剥離するが、Area 1がすべて剥離する前にArea 2やArea 3などの前方のセルも剥離を開始すると考え、やがてすべてのセルが剥離し尽くすと、FGAの形成が完了すると考える。ここで、FGA内の各セルの剥離進行に関して現段階で十分な観察結果がないので、本研究ではいくつかのモデルを想定し、各モデルによる解析結果と実験結果を比較してモデルの妥当性を検証することとする。

1) S字形進展モデル

図7は、Area 1～Area 7の各層におけるセルの剥離確率の進行状況と、FGA全領域における剥離確率の進行状況を図示したもので、ここでは最初に剥離確率が徐々に加速しながら進展し、途中で最大速度を呈した後、徐々に減速しながら最終段階でFGA形成が完了するようなモデルを採用しており、各曲線はS字形を呈している。図の横軸については1ステップを $N = 10^4$ として13ステップを対象にし、横軸のフルスケールを $N = 13 \times 10^4$ と設定している。この点については、当該材料(SUJ2)に対する超高サイクル域の疲労試験結果を参照して設定したものであるが、後節で説明を補足する。図中、応力繰返し段階に伴う各Areaの剥離確率の変化を実線で示すとともに、FGA全領域に対する剥離確率の変化を破線(●)で示している。

2) 進展速度一定モデル

前節に示したS字形進展モデルにおけるFGA全域に対する剥離確率の進展曲線を図8中に再プロットするとともに、FGA全域において剥離確率が一定速度で進展すると仮定した場合の剥離確率進展曲線(直線)を図8中に一点鎖線で示した。このモデルについては、 $dP/dN = \text{constant}$ ($1/130000 = 7.69 \times 10^{-6}$)であり、剥離確率 $P(N)$ は次式で与えられる。

$$P(N) = 7.69 \times 10^{-6} N \quad (4)$$

この場合、図中の●で示すように、介在物端部から FGA 外端部まで剥離確率が一定速度で上昇しながら FGA 形成を完了することになる。なお、FGA 内の剥離確率 $P(N)$ が与えられると、式(2)よりき裂長さ a が計算できるので、こうして求められるき裂長さ a を図 8 の右側の縦軸に併記してある。この軸の下端は介在物半径 $5\mu\text{m}$ に対応し、上端は FGA 半径 $12\mu\text{m}$ に対応している。

Fig.7 Acceleration of micro-debondings in S-shape increasing model.

Fig.8 Four different models on acceleration process of micro-debondings.

3) ベキ乗形進展モデル

このモデルは剥離確率 $P(N)$ の関数形として、次式のとおり、繰返し数 N のべき乗に沿って剥離確率が上昇しながら最終的に FGA を形成すると考えるものである。

$$P(N) = \alpha N^\beta \quad (5)$$

式(5)中のパラメータ α 、 β の数値については、後節で説明するように $\alpha = 3.30 \times 10^{-67}$ 、 $\beta = 13$ と決めたが、図 8 中で△印の付近をとる曲線は、これらの数値のもとにおける式(5)の曲線を示している。

4) 見掛けの Paris 則モデル

このモデルでは、FGA 内に仮想された前述の等価円形き裂が、次式による見掛けの Paris 則(Paris and Erdogan, 1963)に従って加速しながら FGA 形成を完了すると考える。

$$\frac{da}{dN} = C^*(\Delta K)^{m^*} \quad (6)$$

式(6)中のパラメータについては、後節で説明するとおり、 $C^* = 1.50 \times 10^{-16}$ および $m^* = 9.55$ とした。このモデルに従うとき、FGA 内の剥離確率 $P(N)$ の進展状況は、図 8 中の▲印を通る曲線のような挙動を示す。

3・4 微細セル剥離確率に対する介在物の応力集中の影響

前節の 4 つの確率モデルは、いずれも応力繰返しに伴う FGA 内の剥離進行に関するモデルであり、微細セルの剥離確率と介在物との距離との関係は明確でなかった。介在物周辺の微細セルが間欠的に剥離する際、介在物の近傍は離れた場所より高い応力場であるため剥離が起こりやすいと考えるのが自然であろう。そこで、本論文では、FGA 内の各セルの剥離確率は介在物の応力集中により、図 9 に示すように Area 番号が小さい程（介在物に近い程）微細セルの剥離確率が高くなるような条件を設定した。例えば、Step 3 の段階（□）で Area 1 の剥離確率は 53%であるが、Area 3 の剥離確率は 7%の低い値になっている。また、Step 9 の段階（●）に到達すると、Area 1～3 では剥離確率がすでに 100%に到達しているが、Area 7 の剥離確率はまだ 50%の状態にある。もちろん、Step 13 の段階（▽）になると、Area 1～7 のすべての領域で剥離確率は 100%に到達し、FGA の全領域が剥離して FGA 形成が完了することである。

Fig.9 Variation of debonding probability around the inclusion.

4. 解析結果および考察

4.1 FGA 領域内の微視剥離進展に関するモンテカルロ・シミュレーション

3.3 節に示した 4 つの各モデルについて、3.4 節に示した剥離確率の介在物からの距離依存性を考慮し、実際に FGA 内の多数の微細セルが順次剥離する様子を、モンテカルロ法を用いてシミュレートした。最初に、S 字形進展モデルについては、剥離確率 $P(N)$ の進展状況が数式的に与えられていないので、 $P(N)$ が図 8 に示した S 字形曲線に従うように人為的に条件を与えながら、初期条件(Step 0)から FGA 形成完了時(Step 13)までの各ステップで得られた微細セルの剥離状況を図 10(a)に示した。紙面の制約から、ステップ番号として 0, 3, 5, 8, 13 の 5 段階の剥離状態を選んで図示している。このモデルでは、Step 3 ですでに Area 3 の領域まで離散的に微細セルが剥離しており、Step 5 では Area 1 は殆どすべてのセルが剥離するとともに、介在物からかなり離れた Area 5 でいくつかのセルが剥離している。Step 8 になると、Area 1, Area 2 がすべて剥離を完了するとともに、FGA 外端部の Area 7 でも多くのセルが剥離しており、Step 13 で最終的に FGA の全領域が剥離して、介在物周辺のコイン状き裂の形成が完了している。

次に、べき乗形進展モデルについては式(5)をもとに $P(N)$ を与え、同様に各ステップにおける微細セルの剥離状況をシミュレートした。こうして得られた結果の中から、ステップ番号として 0, 7, 9, 11, 12, 13 の 6 段階の剥離状態を選んで図示したのが、図 10(b)である。このモデルの場合は、前節の図 8 で最下段に示した曲線（△）から予

想されるとおり，Step 7 まで経過した段階で，漸く介在物に接する Area 1 中の 1 つのセルで剥離が始まり，Step 9 に達しても Area 1 内の 3 つのセルが剥離するだけである．その後，Step 11 あたりから急速に剥離確率が上昇し，一気に Step 13 で FGA の形成が完了する結果を与えている．

なお，進展速度一定モデルおよび見掛けの Paris 則モデルについては，紙面節約のため当該シミュレーション結果の図示は省略するが，図 8 の各曲線を比較すれば分かるように，進展速度一定モデルの場合は，Step 1 から Step 13 まで一定速度で剥離確率が順次増大する結果を与える．また，見掛けの Paris 則モデルの場合は，Step 8 辺りまで剥離確率がゆっくり増大し，それ以降は剥離確率が急激に増大するような剥離進展結果を与えている．

Fig.10 Monte Carlo simulation of FGA formation process based on several micro-debonding models.

4.2 FGA 領域内の離散的剥離進展挙動に対する仮想的き裂進展則

本研究の基本的視点は，FGA 内の離散的・間欠的な剥離進展挙動を，3.2 節で述べた方法により仮想的な等価円形き裂の連続的な進展挙動に置換する点にある．ここで，3.2 節の図 6 に関連して説明したとおり，負荷応力レベルとしては $\sigma = 1224\text{MPa}$ を想定している．したがって，本報で検討した 4 つの剥離確率進展モデルについて，等価円形き裂の進展速度 da/dN を式(3)から求めることができ，応力拡大係数 ΔK_{FGA} を式(1)から計算することができる．こうして得られた結果を図 11 にプロットした．図中の○印は同種の軸受鋼の CT 試験片に対する Beswick の実験結果(Beswick, 1989)をプロットしたものである．Beswick らの実験結果は回帰直線の廻りに現れており，次式の Paris 則(Paris and Erdogan, 1963)に従うことがわかる．

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m, \quad [C = 2.59 \times 10^{-13}, m = 4.91] \quad (7)$$

なお，本材料のき裂進展下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} は，図 5 に示したとおり， $\Delta K_{th} \cong 5\text{MPa}\sqrt{m}$ である．

本報で主対象としているき裂進展領域は，介在物周縁から FGA 外端部までの FGA 領域である．また，前述のとおり，介在物のサイズとして直径 $10\mu\text{m}$ ($a=5\mu\text{m}$) を想定し， $N = 10^8$ 程度の長寿命を与える負荷応力として $\sigma = 1224\text{MPa}$ を想定している．したがって，介在物周辺におけるき裂発生時の ΔK 値は，式(1)より次のように求められる．

$$\Delta K_{th}^* = 3.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (8)$$

この ΔK_{th}^* 値は、ここで想定された条件における内部起点型き裂の進展下限界値を意味するものである。すなわち、本報で主対象とするのは、応力拡大係数変化幅 ΔK として $\Delta K_{th}^* = 3.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \sim \Delta K_{th} \cong 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲内のき裂進展挙動である。

図 11 にプロットされた FGA 内の仮想円形き裂に対する計算結果のうち、S 字形進展モデルについては、図中に◇印で示したように、下限値 $\Delta K_{th}^* = 3.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ からき裂進展速度は急速に上昇し、 $\Delta K = 4.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 付近でピーク ($da/dN \cong 10^{-10} \text{ m/cycle}$) を示した後、急速にき裂進展速度が低下する傾向がみられる。この傾向は図 8 の破線 (●) が、前半は下に凸になっており、後半で上に凸な形状を呈していることに対応している。このモデルでは、FGA 完成直前に仮想円形き裂の進展が抑制されることを意味しており、大きき裂のき裂進展則に連結する際には、図 11 中に示すとおり、不連続な挙動を呈することとなる。

次に、進展速度一定モデルの場合は、図 11 中に水平の点線で示すように、モデルの趣旨からも明らかとなおり、き裂進展速度は一定値を示している。このモデルの場合、式(4)より剥離確率進展速度が $dP/dN = 7.69 \times 10^{-6}$ として与えられているので、これより式(3)をもとにき裂進展速度を求めると、以下ようになる。

$$\frac{da}{dN} = 7\Delta r \frac{dP(N)}{dN} = 7 \times 10^{-6} \times 7.69 \times 10^{-6} = 5.38 \times 10^{-11} \text{ (m/cycle)} \quad (9)$$

この数値は、図 11 中の水平の点線のレベルと一致していることが確認できる。なお、この場合にも、図中に示すように、大きき裂の進展則に連結する際に不連続な挙動を内包することとなる。

続いて、べき乗形進展モデルにおける解析結果は、図中の△マークから分かるように、計算結果は内部起点型き裂に対する進展下限界値 ΔK_{th}^* から大きき裂のき裂進展則の左下端点(B点)まで滑らかにプロットされており、

Fig.11 Relationship between da/dN and ΔK .

FGA 内のき裂進展挙動と FGA 領域外のき裂進展挙動が滑らかに連続的に連結される特徴が確認できる。ここで、べき乗形進展モデルを表す式(5)のパラメータについて、先に $\alpha = 3.30 \times 10^{-67}$ 、 $\beta = 13$ と記載したが、これらの値は次の与条件より求めた。

a) $\Delta K = 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ のとき、 $da/dN = 7 \times 10^{-10}\text{m/cycle}$ (図 11 の B 点)を満足する。

b) $N = 1.3 \times 10^5$ のとき、剥離確率 $P = 1$ を与える。

したがって、FGA 内のき裂進展挙動と FGA 領域外のき裂進展挙動が、大きき裂の進展則の左下端点 (B 点) と繋がるのは当然であるが、式(5)のべき乗形進展モデルの場合は、図中の曲線の勾配が連結点の左右でほぼ等しくなり、FGA 内のき裂進展挙動と FGA 領域外のき裂進展挙動が極めて円滑に連結される特徴がある。

最後に、見掛けの Paris 則モデルについては、図 11 中で上記の 2 点を直線 (▲) で結んだものであり、この直線は FGA 内の離散的き裂進展を等価な円形き裂の連続的進展に置き換えた見掛けの Paris 則を与えるものである。先に、図 8 で▲印の付近を通る曲線を示したが、この曲線は図 11 において上記の 2 点を通る直線に整合するようにプロットしたものである。すなわち、仮に FGA 内のき裂進展が図 11 中の点線で示した見掛けの Paris 則に従うならば、剥離確率進展曲線については図 8 中の当該曲線 (▲) に対応することを示している。ここでは、図 11 中の当該直線が B 点の他に、仮に A 点を通ることを仮定しており、この直線の勾配については現段階で確かな値を決めることは困難であるが、図 8 の剥離確率進展曲線と図 11 における直線との対応関係は合理的に説明できることが分かる。なお、3.3 節 4)に示した各パラメータの数値は、図 11 中の当該直線 (▲) の切片と勾配に対応するものである。

なお、3.3 節に示した確率モデルの構成にあたり、図 7 や図 8 の横軸の 1 ステップとして $N = 10^4$ を設定したが、仮に 1 ステップとして $N = 10^5$ を設定すれば、図 11 の FGA 領域対応部の解析結果が 1 桁だけ下方に移動することになる。他方、1 ステップとして $N = 10^3$ を設定すれば、解析結果は図中で 1 桁だけ上方に移動することになる。図 11 中に○印で示した大きき裂に対する Beswick らの実験結果⁽²⁹⁾と無理なく連結するのは、1 ステップとして $N = 10^4$ を設定した場合であり、この点をもとに本報では図 7、図 8 の横軸のスケールとして、1 ステップを $N = 10^4$ に設定したことを付記する。

4.3 疲労寿命成分の解析と比較

本研究で対象としているのは、通常の疲労限度以下の応力レベルの疲労現象であり、本節の試算にあたり、これまでの実験結果(Sakai, 2009, Sakai et al., 2016)を参照し具体的な疲労寿命として $N = 10^8$ 程度を想定している。また、長期間の応力繰返しにより介在物周辺に組織の細粒化が生じ、最初の微細セル剥離が発生するまでの応力繰返し数を N_{poly} (組織細粒化寿命)とし、その後、FGA 内のすべてのセルが剥離を完了するまでの応力繰返し数を N_{FGA} (FGA 形成寿命)とする。さらに、FGA 外側の Fish-eye 形成のための応力繰返し数を $N_{fish-eye}$ (Fish-eye 形成寿命)とすれば、Fish-eye の外側の破面に対応する応力繰返し数は十分に小さいので(Yoshinaka et al., 2016)、これを無視すると本試験片の全疲労寿命 N_f は次式で与えられる。

$$N_f = N_{poly} + N_{FGA} + N_{fish-eye} \quad (10)$$

ここで、本報の確率モデルでは、き裂長さが $5\mu\text{m} \rightarrow 12\mu\text{m}$ まで進展する寿命、すなわち、FGA 形成寿命 N_{FGA} は、図 7、図 8 の横軸のスケールから分かるように、 $N_{FGA} = 1.30 \times 10^5$ である。また、Fish-eye 形成寿命 $N_{fish-eye}$ については、式(7)に $\Delta K = \sigma\sqrt{\pi a} \cdot F$ を代入し、き裂長さについて $a_i \rightarrow a_f$ まで積分することにより、以下の式で与えられる(中井他, 2005)。

$$N_{fish-eye} = \frac{1}{C(\Delta\sigma\sqrt{\pi} \cdot F)^m (m/2-1)} \left(\frac{1}{a_i^{m/2-1}} - \frac{1}{a_f^{m/2-1}} \right) \quad (11)$$

上式中の F については、応力拡大係数評価における試験片形状・寸法とき裂長さに対する幾何学的な補正係数であるが、本報の試験片形状と負荷形式の場合の具体的な数値が与えられていない。したがって、表 1 に示したよ

うに、1→0.5 の範囲で小刻みに数値を与えて Fish-eye 形成寿命 $N_{fish-eye}$ を計算した。なお、回転曲げの場合はき裂起点介在物の表面からの深さは 200 μm 程度以下であり(酒井他, 2001, Sakai et al., 2002), 式(7)のパラメータをもとに、き裂長さが $a_i = 12\mu\text{m} \rightarrow a_f = 200\mu\text{m}$ まで進展する寿命を式(12)から求めている。簡潔を期して、近似的に上述の試験片形状・寸法とき裂長さに対する幾何学的影響を無視すると、表 1 の $F=1$ の行に記載のとおり、 $N_{fish-eye} = 1.566 \times 10^3$ となる。

Table 1 Effect of Correction Factor F on Life Component $N_{fish-eye}$.

No.	F	$N_{fish-eye}$	N_{poly}	$N_{poly}/N_f(\%)$
1	1.0	1,566	9.987E+07	99.87
2	0.9	2,627	9.987E+07	99.87
3	0.8	4,684	9.987E+07	99.87
4	0.7	9,024	9.986E+07	99.86
5	0.663070532	11,775	9.986E+07	99.86
6	0.6	19,235	9.985E+07	99.85
7	0.5	47,084	9.982E+07	99.82

ここでは、従来の疲労限度より低い負荷応力として $\sigma = 1224\text{MPa}$ を想定し、対応する疲労寿命としては $N_f = 10^8$ を想定している。したがって、式(10)より組織細粒化寿命（微細剥離が発生するまでの寿命） N_{poly} を求めると、以下ようになる。

$$N_{poly} = N_f - N_{FGA} - N_{fish-eye} = 10^8 - 1.30 \times 10^5 - 1.57 \times 10^3 = 9.99 \times 10^7 \quad (12)$$

すなわち、全寿命を N_f とすると、FGA 形成寿命および Fish-eye 形成寿命が占める比率は 1%程度で極めて小さく、全寿命 N_f の 99%程度を組織細粒化に費やしていることが示唆される。

5. 結 言

本研究で得られた結論を要約すれば、以下のとおりである。

1. 超高サイクル域において内部介在物に誘発される疲労き裂の生成・成長挙動に関する一連の観察結果の基本的な特徴は、以下のとおり要約される。
 - (1) 長期間の繰返し負荷を受ける過程で、材料内部の介在物の周りで最初に結晶の細粒化が起こる。
 - (2) 細粒層が形成された後、細粒層と生地組織の界面で微細な剥離が離散的に発生する。
 - (3) 上記 2)の微細剥離が FGA 全域に行きわたると、進展性 Penny-shape き裂の形成が完了する。
 - (4) FGA 前縁の応力拡大係数変化幅 ΔK_{FGA} は、当該材料のき裂進展下限界値 ΔK_{th} にほぼ一致する。
 - (5) FGA の形成が完了した後は、き裂は Paris 則に従って、繰返し負荷 1 回ごとに連続的に進展する。
2. 超高サイクル域で介在物周辺に FGA が形成される過程について、FGA 領域内の微細セルの不連続な剥離挙動をセルの剥離確率進展特性をもとに仮想円形き裂の連続的進展に置き換えることで、微小き裂の連続的な進展挙動に変換できることを示した。
3. 介在物周辺の FGA 形成に対し、微細セルの剥離進展に関する 4 つの確率モデル（①S 字形進展モデル、②進展速度一定モデル、③べき乗形進展モデル、④見掛けの Paris 則モデル）を構成し、大きき裂のき裂進展挙動との連結整合性も含めて、解析結果と実験結果を比較した結果、べき乗形進展モデルが最も滑らかな整合性が確認された。なお、見掛けの Paris 則進展モデルについても、FGA 内き裂進展と大きき裂進展は $da/dN - \Delta K$ 座標で連続するが、連結点においてき裂進展速度が瞬間的に変化する。また、残る 2 つの確率モデルについては、 $da/dN - \Delta K$ 関係とき裂進展速度の両面で不連続性が含まれることが分かった。しかし、FGA 内のき裂

進展則と大き裂の進展則がその境界で連続性を保持すべきか否かは、そのメカニズムの変化にも関連し不明な点も多く、今後の課題である。

4. 超高サイクル域における疲労寿命 N_f を、組織細粒化寿命 N_{poly} 、FGA 形成寿命 N_{FGA} 、Fish-eye 形成寿命 $N_{fish-eye}$ に分割した場合、 $N_{FGA}+N_{fish-eye}$ は全寿命 N_f の1%程度であり、全寿命の99%程度が組織細粒化のために費やされることが示唆される。

なお、本報では著者らの一連の実験結果や観察結果を中心にして、内部き裂生成・進展過程に対する確率デルの構成を試みたが、内部起点型破壊については FGA 領域の形成メカニズムとして他にもいくつかの報告があり(村上他, 1999, 秋庭他, 2004, Shiozawa, 2006, 中村他, 2007, Shaniavsky, 2013, 古藤他, 2014, Hong et al., 2016, Heinz and Eifler, 2016,)、材種や負荷様式などとも関連して、ここで一義的な結論を誘導するのは困難なのが現状である。今後、多くの研究者がさらに細部の観察結果を蓄積し、種々の角度から検討を加える必要があり、本報が少しでもその際の参考になれば幸いである。

文 献

- 秋庭義明, 田中啓介, 中津 明, SNCM439 鋼の超長寿命領域における疲労強度評価, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.70, No.696 (2004), pp.1036-1041.
- Bathias, C. and Paris, P.C., Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice (2005), pp. 1-7, Marcel Dekker, NY 10016, USA.
- Beswick, J. M., Fracture and fatigue crack propagation properties of hardened 52100 Steel, Metallurgical Transactions, Vol.20-A (1989), pp.1961-1973.
- 中井善一編, 材料強度学 (2005), p.123.
- Heinz, S. and Eifler, D., Crack initiation mechanisms of Ti6Al4V in the very high cycle fatigue regime, International Journal of Fatigue, Vol.93 (2016), pp.301-308.
- Hong, Y., Liu, X., Lei, Z. and Sun, C., The formation mechanism of characteristic region at crack initiation for very-high-cycle fatigue of high-strength steels, International Journal of Fatigue, Vol.89 (2016), pp.108-118.
- 古藤正稔, 黒島義人, 吉村直也, 高強度鋼の ODA 型き裂進展領域における極低速き裂進展挙動, 日本機械学会論文集, Vol.80, No.815 (2014), DOI:10.1299/transjsme.2014smm0193.
- 黒島義人, 池田 隆, 原田三徳, 原田昭治, 高強度鋼の高サイクル疲労域における内部き裂進展挙動, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.64, No.626 (1998), pp.2536-2541.
- Li, W. , Sakai, T. , Li, Q. , Lu L. and Wang, P. , Reliability evaluation on very high cycle fatigue property of GCr15 bearing steel, International Journal of Fatigue, Vol.32 (2010), pp.1096-1107.
- 魯 連涛, 塩澤和章, 高炭素クロム軸受鋼の超長寿命疲労挙動に及ぼす二段二重変動荷重の影響と内部き裂進展挙動, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.68, No.675 (2002), pp.1666-1673.
- 三浦 拓, 榊原隆之, 三村真吾, 久野隆紀, 菊池将一, 上野 明, 酒井達雄, フラクトグラフィによる熱間成形ばね用鋼 SUP7 の内部起点型疲労破壊メカニズムの検討, 材料, Vol.64, No.8 (2015), pp.613-619.
- Murakami, Y., Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions, (2002), p.17, Elsevier Science Ltd.
- 村上敬宜, 児玉昭太郎, 小沼静代, 高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響の定量的評価法, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.54, No.500 (1988), pp.688-696.
- 村上敬宜, 野本哲志, 植田 徹, 村上保夫, 大堀 学, SEM/AFM 破面観察による超長寿命疲労機構の考察, 材料, Vol.48, No.10 (1999), pp.1112-1117.
- 中島正貴, 神谷奈美, 井藤賀 久岳, 戸梶恵郎, 高 行男, 高強度鋼における内部き裂発生寿命と疲労限度の実験的推定, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.70, No.699 (2004), pp.1636-1642.
- 中村 孝, 山下亮平, 小熊博幸, 脇田実奈, 野口 徹, Ti-6Al-4V の内部起点型疲労破面における粒状領域の形成因子, 材料, Vol.56, No.12 (2007), pp.1111-1117.
- 小熊規泰, 原田 久, 酒井達雄, 軸受鋼の長寿命回転曲げ疲労における内部起点型疲労破壊挙動の強度レベル依存性, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.70, No.690 (2004), pp.221-228.

- 小熊規泰, 原田 久, 酒井達雄, 軸受鋼の長寿命回転曲げ疲労における内部起点型疲労破壊メカニズム, 材料, Vol.52, No.11 (2003), pp.1292-1297.
- Oguma, N., Lian, B., Sakai, T., Watanabe, K. and Odake, Y., Long life fatigue fracture induced by interior inclusions for high carbon chromium bearing steels under rotating bending, Journal of ASME International, Vol.7, No.9 (2010), pp.1-9.
- 小熊規泰, 酒井達雄, 軸受鋼の回転曲げ疲労試験における内部起点型破断に対する疲労寿命予測, 材料, Vol.50, No.5 (2001), pp.516-523.
- Paolino, D. S., Tridello, A., Chiandussi, G., and Rossetto, M., On specimen design for size effect evaluation in ultrasonic gigacycle fatigue testing, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol.37, (2014), pp.570-579.
- Paris, P. C. and Erdogan, F., A critical analysis of crack propagation laws, Transactions of the ASME, Series D, Vol.85, No.4 (1963), pp.528-534.
- 酒井達雄, 構造用金属材料の超高サイクル疲労(1), 機械の研究, Vol.70, No.1 (2018), pp.50-57.
- Sakai, T., Review and prospects for current studies on very high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use, Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol.3, No.3 (2009), pp.425-439.
- 酒井達雄, 天野耕二, 製品の設計寿命延長による資源節約と地球環境負荷低減, 環境科学, Vol.37, No.9 (2008), pp.647-653.
- Sakai, T., Nakagawa, A., Oguma, N., Nakamura, Y., Ueno, A., Kikuchi, S. and Sakaida, A., A review on fatigue fracture modes of structural metallic materials in very high cycle regime, International Journal of Fatigue, Vol.93 (2016), pp.339-351.
- Sakai, T., Oguma, N. and Morikawa, A., Microscopic and nanoscopic observations of metallurgical structures around inclusions at interior crack initiation site for a bearing steel in very high cycle fatigue, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol.38 (2015), pp.1305-1314.
- 酒井達雄, 佐藤陽介, 長野能之, 武田光弘, 小熊規泰, 高炭素クロム軸受鋼の長寿命軸荷重疲労特性に対する応力比効果, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.70, No.694 (2004), pp.850-857.
- Sakai, T., Sato, Y. and Oguma, N., Characteristic *S-N* properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, Vol.25 (2002), pp.765-773.
- 酒井達雄, 武田光弘, 田中伸明, 金光学, 小熊規泰, 塩澤和章, 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, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.67, No.663 (2001), pp.1805-1812.
- Shaniavsky, A., Mechanisms and modeling of subsurface fatigue cracking in metals, Engineering Fracture Mechanics, Vol.110 (2013), pp.350-363.
- 塩澤和章, 魯 連涛, 石原外美, 高炭素クロム軸受鋼の *S-N* 曲線と内部き裂発生挙動, 材料, Vol.48, No.10 (1999), pp.1095-1100.
- 塩澤和章, 森祐祐一, 西野精一, 魯 連涛, トポグラフィ破面解析による高強度鋼の内部疲労き裂発生・進展機構に関する研究, 材料, Vol.52, No.11 (2003), pp.1311-1317.
- Shiozawa, K., Morii, Y., Nishino, S. and Lu, L., Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime, International Journal of Fatigue, Vol.28 (2006), pp.1521-1532.
- Yoshinaka, F., Nakamura, T., Nakayama, S., Shiozawa, D., Nakai, Y. and Uesugi, K., Non-destructive observation of internal fatigue crack growth in Ti-6Al-4V by using synchrotron radiation μ CT imaging, International Journal of Fatigue, Vol.93 (2016), pp.397-405.

References

- Akiniwa, Y., Tanaka, K. and Nakatsu, A., Evaluation of fatigue strength in very-long life regime of SNCM439 steels, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.70, No.696 (2004), pp.1036-1041 (in Japanese).
- Bathias, C. and Paris, P.C., Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice (2005), pp. 1-7, Marcel Dekker, NY 10016, USA.
- Beswick, J. M., Fracture and fatigue crack propagation properties of hardened 52100 steel, Metallurgical Transactions, Vol.20-A (1989), pp.1961-1973.
- Edited by Nakai, Y., Strength and Fracture of Materials, (2005), p.123 (in Japanese).

- Heinz, S. and Eifler, D., Crack initiation mechanisms of Ti6Al4V in the very high cycle fatigue regime, *International Journal of Fatigue*, Vol.93 (2016), pp.301-308.
- Hong, Y., Liu, X., Lei, Z. and Sun, C., The formation mechanism of characteristic region at crack initiation for very-high-cycle fatigue of high-strength steels, *International Journal of Fatigue*, Vol.89 (2016), pp.108-118.
- Koto, M., Kuroshima, Y. and Yoshimura, N., Extremely low rate fatigue-crack propagation of high strength steel in ODA crack propagation regime, *Transactions of the JSME (in Japanese)*, Vol.80, No.815 (2014), DOI: 10.1299/transjsme.2014smm0193.
- Kuroshima, Y., Ikeda, T., Harada, M. and Harada, S., Subsurface crack growth behavior on high cycle fatigue of high strength steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.64, No.626 (1998), pp.2536-2541 (in Japanese).
- Li, W. , Sakai, T. , Li, Q. , Lu L. and Wang, P. , Reliability evaluation on very high cycle fatigue property of GCr15 bearing steel, *International Journal of Fatigue*, Vol.32 (2010), pp.1096-1107.
- Lu, L. and Shiozawa, K., 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, Series A*, Vol.68, No.675 (2002), pp.1666-1673 (in Japanese).
- Miura, T., Sakakibara, T., Mimura, S., Kuno, T., Kikuchi, S., Ueno, A. and Sakai, T., Fractographical investigation on mechanism of interior-induced fatigue fracture of SUP7 steel for hot formed springs, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.64, No.8 (2015), pp.613-619 (in Japanese).
- Murakami, Y., *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, (2002), p.17, Elsevier Science Ltd.
- Murakami, Y., Kodama, S. and Konuma, S., Quantitative evaluation of effects of nonmetallic inclusions on fatigue strength of high strength steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.54, No.500 (1988), pp.688-696 (in Japanese).
- Murakami, Y., Nomoto, T., Ueda, T., Murakami, Y. and Otori, M., Analysis of the mechanism of superlong fatigue failure by optical microscope and SEM/AFM observations, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.48, No.10 (1999), pp.1112-1117 (in Japanese).
- Nakajima, M., Kamiya, N., Itoga, H., Tokaji, K. and Ko, H.-N., Experimental estimation of subsurface crack initiation lives and intrinsic fatigue limit in a high strength steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.70, No.699 (2004), pp.1636-1642 (in Japanese).
- Nakamura, T., Yamashita, R., Oguma, H., Wakita, M. and Noguchi, T., Influential factors on the formation of granular fracture surface of interior-originating fatigue in Ti-6Al-4V, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.56, No.12 (2007), pp.1111-1117 (in Japanese).
- Oguma, N., Harada, H. and Sakai, T., Strength level dependence of long-life fatigue behavior in interior inclusion induced fracture for bearing steel in rotating bending, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.70, No.690 (2004), pp.221-228 (in Japanese).
- Oguma, N., Harada, H. and Sakai, T., Mechanism of long life fatigue fracture induced by interior inclusion for bearing steel in rotating bending, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.52, No.11 (2003), pp.1292-1297 (in Japanese).
- Oguma, N., Lian, B., Sakai, T., Watanabe, K. and Otake, Y., Long life fatigue fracture induced by interior inclusions for high carbon chromium bearing steels under rotating bending, *Journal of ASME International*, Vol.7, No.9 (2010), pp.1-9.
- Oguma, N. and Sakai, T., Fatigue life prediction for bearing steel failed with fish-eye at subsurface in rotating bending, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.50, No.5 (2001), pp.516-523 (in Japanese).
- Paolino, D. S., Tridello, A., Chiandussi, G., and Rossetto, M., On specimen design for size effect evaluation in ultrasonic gigacycle fatigue testing, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol.37, (2014), pp.570-579.
- Paris, P. C. and Erdogan, F., A critical analysis of crack propagation laws, *Transactions of the ASME, Series D*, Vol.85, No.4 (1963), pp.528-534.
- Sakai, T., Very high cycle fatigue of metallic materials for mechanical use (1), *Science of Machine*, Vol.70, No.1 (2018), pp.50-57 (in Japanese).

- Sakai, T., Review and prospects for current studies on very high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use, *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol.3, No.3 (2009), pp.425-439.
- Sakai, T. and Amano, K., Realization of resources saving and reduction of global environmental load based on expansion of design life for industrial products, *Journal of Environmental Conservation Engineering*, Vol.37, No.9 (2008), pp.647-653 (in Japanese).
- Sakai, T., Nakagawa, A., Oguma, N., Nakamura, Y., Ueno, A., Kikuchi, S. and Sakaida, A., A review on fatigue fracture modes of structural metallic materials in very high cycle regime, *International Journal of Fatigue*, Vol.93 (2016), pp.339-351.
- Sakai, T., Oguma, N. and Morikawa, A., Microscopic and nanoscopic observations of metallurgical structures around inclusions at interior crack initiation site for a bearing steel in very high cycle fatigue, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol.38 (2015), pp.1305-1314.
- Sakai, T., Sato, Y., Nagano, Y., Takeda, M. and Oguma, N., Effect of stress ratio on long life fatigue behavior of high carbon chromium bearing steel under axial loading, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.70, No.694 (2004), pp.850-857 (in Japanese).
- Sakai, T., Sato, Y. and Oguma, N., Characteristic *S-N* properties of high-carbon-chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol.25 (2002), pp.765-773.
- Sakai, T., Takeda, M., Tanaka, N., Kanemitsu, M., Oguma, N. and Shiozawa, K., *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, Series A*, Vol.67, No.663 (2001), pp.1805-1812 (in Japanese).
- Shaniavsky, A., Mechanisms and modeling of subsurface fatigue cracking in metals, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.110 (2013), pp.350-363.
- Shiozawa, K., Lu, L. and Ishihara, S., Subsurface fatigue crack initiation behavior and S-N curve characteristics in high carbon-chromium bearing steel, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.48, No.10 (1999), pp.1095- 1100 (in Japanese).
- Shiozawa, K., Morii, Y., Nishino, S. and Lu, L., A study of subsurface crack initiation and propagation mechanisms of high-strength steel by fracture surface topographic analysis, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol.52, No.11 (2003), pp.1311-1137 (in Japanese).
- Shiozawa, K., Morii, Y., Nishino, S. and Lu, L., Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime, *International Journal of Fatigue*, Vol.28 (2006), pp.1521-1532.
- Yoshinaka, F., Nakamura, T., Nakayama, S., Shiozawa, D., Nakai, Y. and Uesugi, K., Non-destructive observation of internal fatigue crack growth in Ti-6Al-4V by using synchrotron radiation μ CT imaging, *International Journal of Fatigue*, Vol.93 (2016), pp.397-405.