

NACHI
**TECHNICAL
REPORT**
Materials

Vol. **14A1**
October/2007

マテリアル事業

機械工具
ロボット
機能部品

■ 寄稿・論文・報文・解説

近未来技術展望

「高強度鋼の超高サイクル疲労に関する研究動向」

Research Trends of Very High Cycle Fatigue
in High Strength Steels

〈キーワード〉 超高サイクル疲労・高強度鋼・介在物・内部き裂・
GBF・破壊モードの遷移

富山大学大学院理工学研究部

教授 塩澤 和章

Kazuaki Shiozawa



要 旨

地球環境の持続的発展の立場から、機械・構造物の省資源化、省エネルギー化、軽量化などが要請されてきている。このような状況下において、過酷環境下で長期使用される機械および機械要素の高機能化、高効率化、信頼性向上のために、工業用材料の技術革新が求められてきている。

近年、 10^7 回を越える領域における材料の疲労強度特性、すなわち超高サイクル疲労に関する現象が注目されている。

本稿では、高強度鋼の超高サイクル疲労のS-N特性と内部破壊の機構について概説する。

Abstract

From the viewpoint of the sustainable development in global environment, there have been demands for machines and structures to pay such attentions as energy conservation, resource conservation and weight reduction.

Under this situation, a requirement of technological innovation for engineering materials is increasing in order to improve high function, efficiency and reliability for machines and components under a long-term employment in a severe service condition.

In recent years, an increasing interest has been given to the fatigue behavior of materials in the region up to 10^7 cycles, so-called Very High Cycle Fatigue.

This paper is summarized the S-N characteristics of high strength steels in very high cycle fatigue regime and discussed the mechanism of internal fatigue fracture.

1.はじめに

産業革命期に始まる金属材料の疲労に関する体系的な研究は、170年余りを経過した今日においても活発な研究が行なわれてきている。それは、持続可能な地球環境の発展の立場から要求される機械・構造物の省資源化、省エネルギー化、軽量化など時代の要請に対応して様々な技術開発が行なわれ、それに伴う新しい問題点と技術的課題が提起されてきているためである。その中で、高機能性を有する材料の開発とその機器設計への適切な適用は高度技術を支え、安全性と信頼性を保障した高度福祉社会の構築に対して欠くことのできない基礎的技術課題である。

近年、金属材料の疲労において「超高サイクル疲労」^{※3}、「ギガサイクル疲労」^{※4}、「超長寿命域の疲労」などの名称で呼ばれる新しい現象が提起されて、活発な研究が展開され、この現象に焦点を当てた国際会議も開催されてきている¹⁾。

この問題の発端は、設計寿命を越えた使用機器の増加とその機器の安全性を保障した長期有効利用の要求であり、一方において高強度材料の開発と過酷な環境条件での使用の可能性の追求によるものである。

本稿では、高強度鋼に現れる超高サイクル疲労の特徴と研究の到達点について、著者らの研究を中心に概説することにする。

2. 超高サイクル疲労とは

1) 超高サイクル疲労のS-N曲線

通常の鉄鋼材料の疲労試験から得られるS-N曲線は、 $10^5 \sim 10^6$ 回程度の繰返しにおいて疲労限度が現れ、その応力振幅以下においては疲労破壊を生じないことになる。この疲労限度を用いて機器の安全寿命設計が行なわれる。

(低合金鋼SNCM439のS-N特性)

図1は低合金鋼SNCM439の片持ち回転曲げ疲労試験から得られたS-N曲線である²⁾。図には焼入れ処理後4種類の温度における焼もどし処理を行なった結果を示している。高温で焼もどしを行なった低強度・低硬度の材料では明瞭な疲労限度が現れる。一方、低温で焼もどした高強度・高硬度材料では、高応力振幅・短寿命域において試験片表面を疲労き裂発生起点とする疲労破壊(表面破壊型[A])から、低応力振幅・長寿命域における試験片内部を疲労き裂発生起点とする疲労破壊(内部破壊型[B])に遷移し、二段折れ曲がり現象を生ずるS-N曲線が現れる。

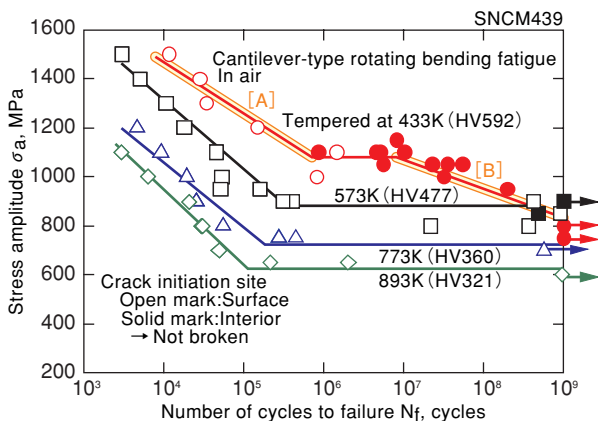


図1 焼もどし温度の異なる低合金鋼SNCM439のS-N曲線²⁾

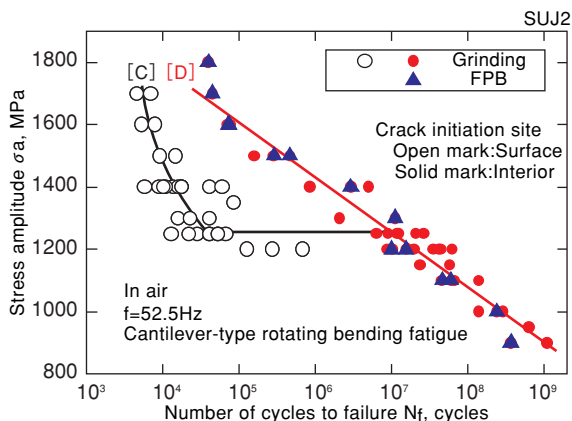


図2 高炭素クロム軸受鋼SUJ2のS-N曲線^{3,4)}

(高炭素クロム軸受鋼SUJ2のS-N特性)

図2は高炭素クロム軸受鋼SUJ2のS-N曲線である^{3,4)}。表面破壊型のS-N曲線には 10^5 回程度以降に疲労限度が認められるが、 10^7 回以降で内部破壊型の破壊機構によって再びS-N曲線が低下する。この内部破壊型のS-N曲線は表面破壊型の疲労限度をはさむ応力振幅域で認められ、二段折れ曲り現象とは異なったものとなる。これを二重S-N曲線と呼び、表面破壊型のS-N曲線[C]と内部破壊型のS-N曲線[D]からなる二本のS-N曲線の存在が示唆される。両破壊型の出現は疲労き裂の発生と進展の容易さ、すなわち競合によるものであり、材料の微視的組織、材料表面の性状、試験環境、残留応力など様々な要因によって変化する。

(高速度工具鋼SKH51のS-N特性)

図3は高速度工具鋼SKH51のS-N曲線である^{5,6)}。試験片表面の性状、すなわち研削加工、エメリー紙仕上げ、電解研磨によって表面破壊型のS-N曲線は異なり、試験片表面の圧縮残留応力の低減によって表面破壊型の疲労限度が明確に出現し、また疲労限度が低下する。同時に、内部破壊型の出現は長寿命側に移行する。試験片表面に微粒子ショットピーニング・FPB(図2)、イオン窒化処理(図3)を施して試料表面の硬化および圧縮残留応力を付与すると、表面破壊型は現れず内部破壊型のみが生ずるようになる。

この結果、高応力振幅域においては疲労寿命の向上が得られるが、内部破壊型の生ずる低応力振幅域では表面改質による疲労寿命の向上は期待できない。

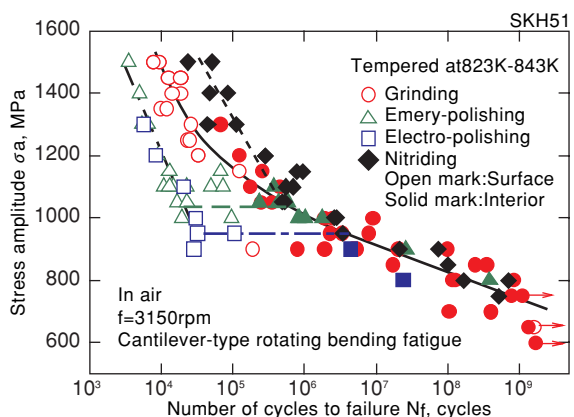


図3 表面処理状態の異なる高速度工具鋼SKH51のS-N曲線^{5,6)}

2) 超高サイクル疲労の破面

S-N曲線に現れた表面破壊型のき裂発生は表面近傍の結晶のすべりまたは非金属介在物を起点とする通常の破壊形態である。一方、内部破壊型のき裂発生起点は試験片内部の非金属介在物である。図4に内部き裂発生起点近傍のSEM観察結果を示す。

介在物を起点としてその周囲にフィッシュアイが形成されている。介在物周囲を詳細に観察すると、白く輝いた粒状で凹凸の激しい領域が認められる(図4(a))。この領域を著者らはGBF(Granular

Bright Facet)と命名している。同様な領域は金属顕微鏡観察では黒く見えることからODA(Optically Dark Area)⁷⁾、また、FGA(Fine Granular Area)⁸⁾、RSA(Rough Surface Area)⁹⁾など研究者によって呼び方が異なっており、現時点では統一した呼び方は無い。これらGBF領域は 10^6 回以上の疲労によって破壊した破面に観察される。一方、 10^6 回以前の短寿命域で内部破壊した試験片にはGBF領域は形成されない(図4(b))ことから、GBF領域の形成は超高サイクル疲労の大きな特徴である。

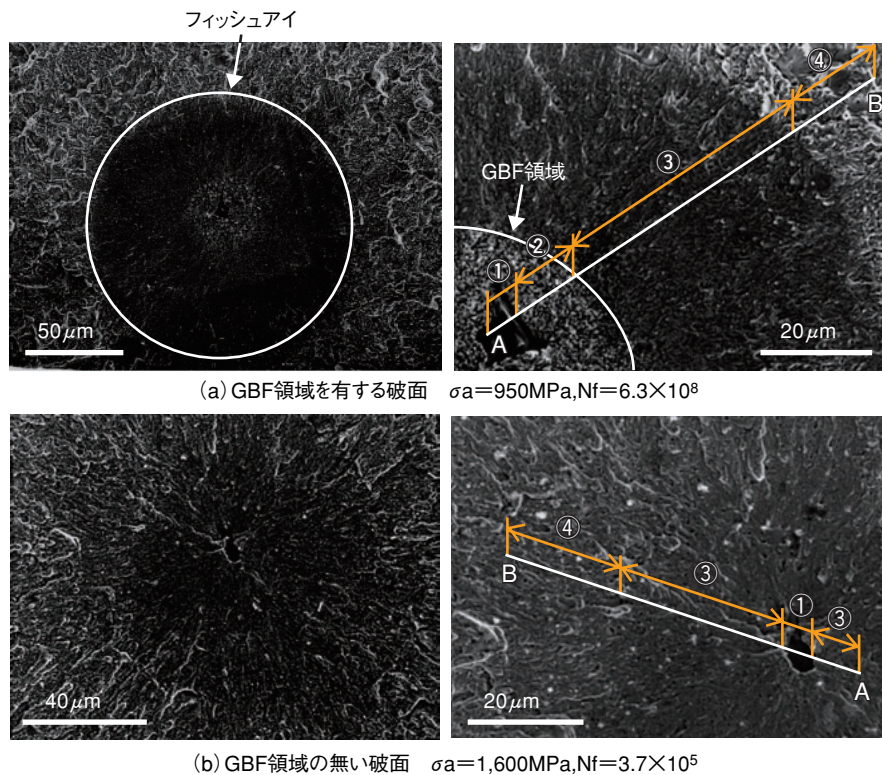


図4 内部き裂発生型破面のSEM観察 [SUJ2 鋼]

3) 破壊起点の破壊力学的検討

破壊起点となった非金属介在物は、鋼種によって異なるがTiC、TiN、Al₂O₃、VC、などで、その大きさは5~35μm程度である。介在物の大きさ $\sqrt{\text{area}_{\text{inc}}}$ を微小欠陥として、式(1)および(2)から求めた^{※9}応力拡大係数範囲 ΔK_{inc} と破壊繰返し数 N_f の関係を図5に示す。

表面き裂発生型

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

内部き裂発生型

$$\Delta K_{\text{inc,i}} = 0.5 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}_{\text{inc,i}}}} \quad (2)$$

表面介在物およびGBFを形成しない内部介在物の応力拡大係数範囲は、4MPa√m以上の値を示すのに対して、GBFを形成する内部介在物のそれは4MPa√m以下の値となっている。 $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ は表面き裂の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} とほぼ同様の値である³⁾。従って、内部介在物からのき裂発生・進展は ΔK_{th} 以下では不可能であり、疲労限度が現れるはずである。

図中には介在物周囲に形成されたGBF領域の大きさ $\sqrt{\text{area}_{\text{GBF}}}$ から式(2)と同様にして求めた応力拡大係数範囲 ΔK_{GBF} を併記した。

(GBF領域を形成してき裂が進展)

GBF領域の大きさは応力振幅によって異なるが、介在物寸法の2~6倍程度である。図より、 ΔK_{GBF} はいずれも ΔK_{th} 以上の値となっており、長期間の繰返しによって介在物周囲にGBF領域を形成した後、き裂が進展して疲労破壊することが理解できる。すなわち、低応力振幅域の疲労では介在物から直接き裂が発生・進展できないが、GBF領域を形成することによって可能となる。従って、どのような機構によってGBF領域が形成されるかは興味ある課題であり、またこの形成機構の解明が超高サイクル疲労解明の鍵となる。

なお、GBF領域の形成開始は疲労寿命の5~10%程度であり、全寿命の90%以上がGBF領域の形成に費やされていることが実験的に明らかにされている¹⁰⁾。

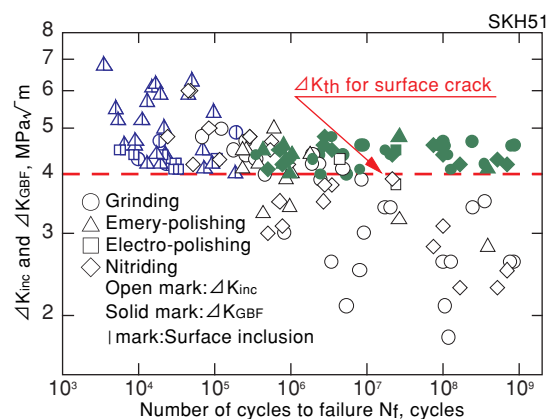


図5 き裂発生起点の応力拡大係数範囲と疲労寿命の関係 [SKH51 鋼]

3.GBF領域の特徴

前述したように、疲労破壊の起点となった介在物周囲に形成されるGBF領域は超高サイクル疲労にとって重要な因子であることから、GBF領域の特徴を述べ、その形成機構を明らかにすることにする¹¹⁻¹³⁾。

(特徴1ー粗さが大きい)

図6は破面の粗さ測定結果の一例である。同図(a)はGBF領域を形成した破面、図(b)はGBF領域を形成しない破面の介在物近傍の粗さプロフィールである。図より、GBF領域の粗さはその外側領域(フィッシュアイ内部)に比較して2~3倍大きいことが認めら

れる。一方、GBF領域を形成しない破面の介在物周囲はフィッシュアイ内部と同程度の粗さとなっている。

SPM(走査型プローブ顕微鏡)によるGBF領域の観察結果を図7(a)に鳥瞰図として示す。粒状の凹凸が明瞭に観察される。

また、同図(b)は供試材の微視的組織観察結果であり、供試材の表面を電解エッチングによって基材部を溶解して炭化物を残す処理を行なったものである。

図より、球状の微細炭化物の分布が観察され、GBF領域の粒状の凸部と類似の様相が認められる。

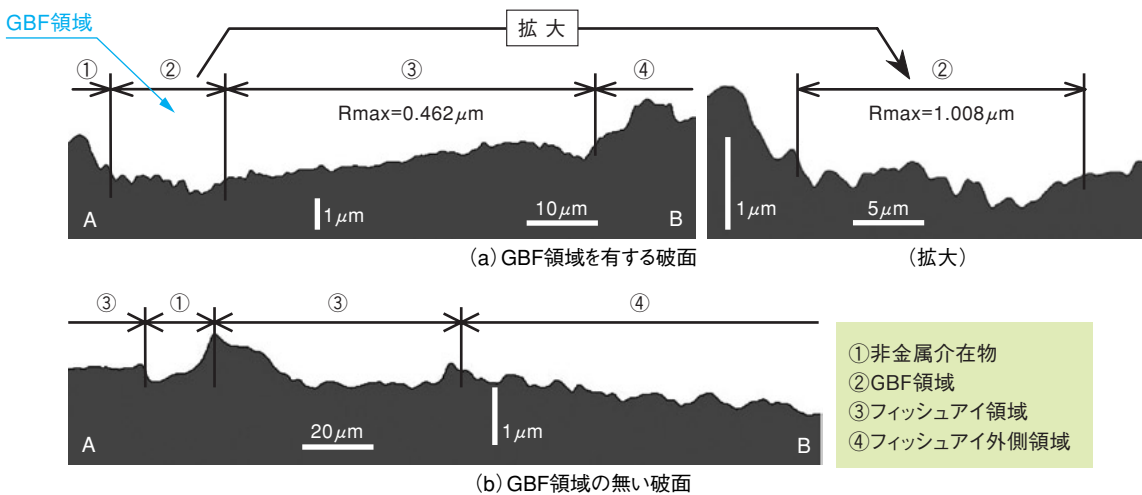


図6 破面粗さ測定結果 [図4の線A-Bに沿う測定]

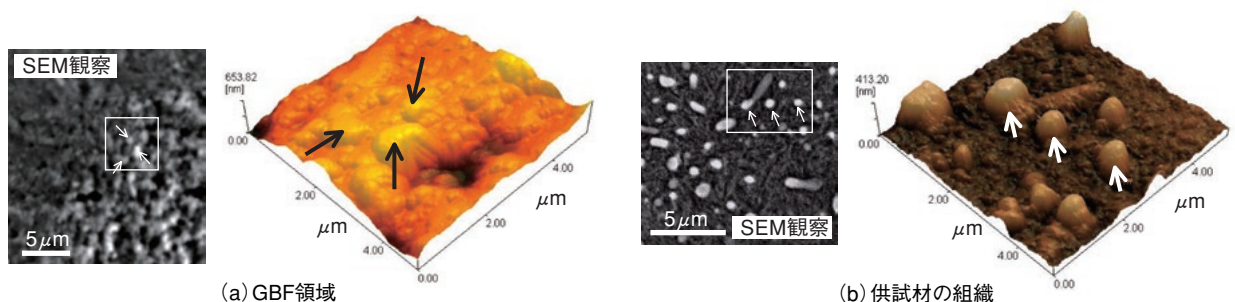


図7 SUJ2鋼のGBF領域および供試材組織の走査型プローブ顕微鏡(SPM)観察結果 [対応するSEM観察結果を併記し、対応部を矢印で示す]

(特徴2—粗さは炭化物の大きさと同程度)

上記のSPM観察結果を基に、GBF領域の凸部の大きさ(面積)および組織中の炭化物の大きさ(面積)を求めて、その分布状態をヒストグラムとして表わした結果を図8に示す。

両大きさの分布は良く対応しており、凸部の大きさの平均値は $1.10\mu\text{m}$ 、炭化物のそれは $1.13\mu\text{m}$ であって両者はほぼ等しい。従って、GBF領域に観察される粒状の凸部は組織中の微細炭化物であることが推察される。

図9は微細炭化物の平均直径とGBF領域の粗さ R_{max} の関係であり、数鋼種の結果をまとめたものである。両者の間には線形関係が認められ、炭化物の大きな鋼種ほど粗さが大きくなる傾向を示す。

(特徴3—高濃度の炭素が検出)

図10はEPMAによる介在物周囲の炭素(C)分析を行った結果である。同図(a)はGBF領域を有する破面の結果であり、GBF領域には高濃度の炭素が検出される。

一方、図(b)はGBF領域の形成されない破面の分析結果であるが、介在物周囲は均一な炭素が検出されており、GBF領域とは著しく異なっている。

供試材表面を前述した電解エッチングした場合、それを施さない場合に比べて明らかに高濃度の炭素が検出された。GBF領域の凹凸が組織中の微細炭化物のはく離によって生ずるものと考え、破面上に残された炭化物によって高濃度の炭素が検出されることになる。

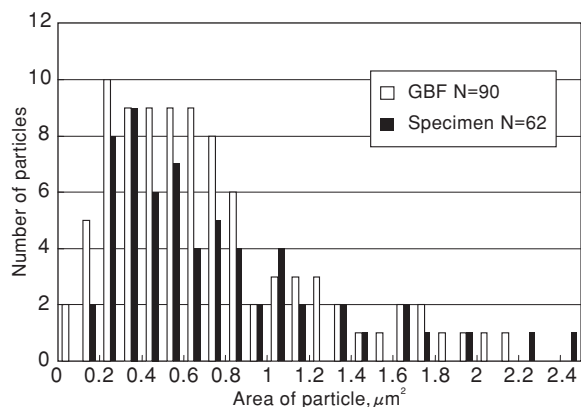


図8 GBF領域の凸部および供試材組織中の微細炭化物の大きさ分布〔SKH51 鋼〕

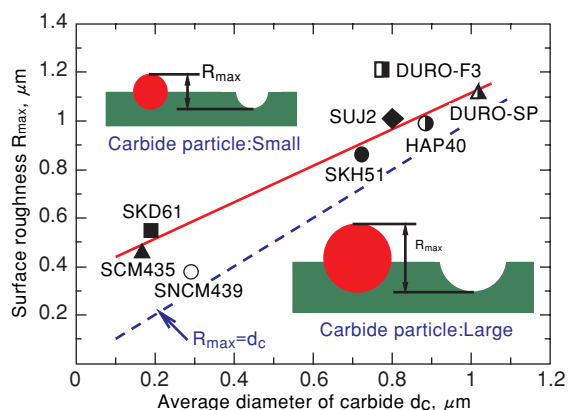
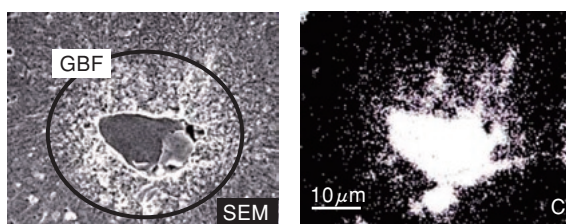
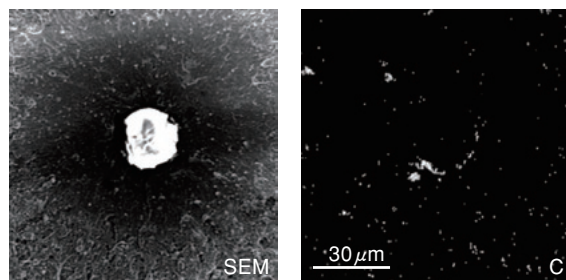


図9 GBF領域の最大粗さと炭化物の平均直径との関係



(a) GBF領域を有する破面



(b) GBF領域の無い破面

図10 内部破壊の起点となった介在物周囲のEPMAによる炭素濃度分析結果〔(a)はTiC系介在物、(b)は Al_2O_3 系介在物〕

4. FRASTA法による GBF領域形成のシミュレーション

※11

FRASTA(Fracture Surface Topographic Analysis)法は、破面凹凸の3次元情報(トポグラフィ)をコンピューターにとり込み、両破面を重ねあわせることによって試験片の破壊前の状態を形成し、その後両破面を引離し処理を行なうことによって破壊過程の再現(シミュレーション)を行なうものである。

この方法は、破面の垂直方向から観察する破断面透視図(FAPP, Fracture Area Projection Plots)と試料側面から観察する横断面投影図(XSP, Cross Sectional Plots)によって試料内部の破壊の様子を観察することができる^{14,15)}。

図11はFRASTA法によって求めたFAPP(破断面透視図)の一例である。図中の黒色部分は未破断部を白色部分は破断部、すなわちき裂を表わしている。また、図中の数値は両破面の引離し距離であり、疲労の進行過程に対応する。図(a)のGBF領域を形成する試験片の結果より、疲労の初期段階において、介在物周囲に微細な複数の白色部(微小き裂)が現れ、疲労の進行に伴ってこの白色部の数が増加し、また大きさが大きくなって隣接部と連結する様子が認められる。SEM観察で認められ

るGBF領域以降では、介在物を中心にして同心円状に白色部が大きくなっている。一方、GBF領域を形成しない試験片のFAPPでは、白色部(き裂)は介在物を起点として同心円状に連続的に形成され、離散的な白色部は認められていない(図(b)参照)。

同様に、FRASTA法で求めたXSP(横断面投影図)の結果を図12に示す。図中の薄墨色部分は両破面の重ねあわせの際に生じた破面の重なりであり、き裂先端部に生じた塑性変形量に対応する。図(a)より、GBF領域に対応する領域では介在物から離れた位置に白色部(き裂)が現れ、疲労の進行に伴って成長・連結している様子が認められる。一方図(b)より、GBF領域を形成しない試験片のXSPでは介在物から直接き裂が発生・進展する様子が観察され、前者の結果とは明らかに異なっている。以上のFRASTAの結果から、GBF領域の特徴として離散的な微小き裂が発生し、それらの進展と合体を生ずることがあげられる。

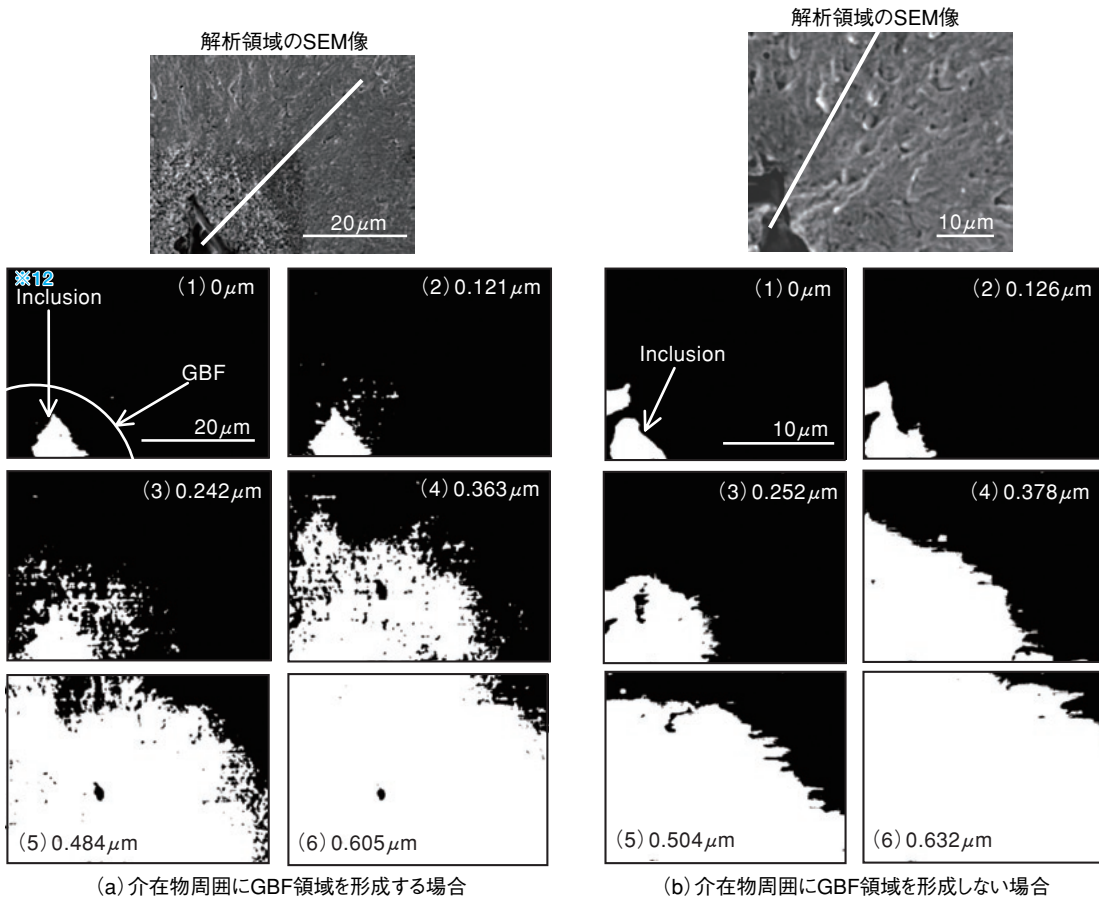


図11 FRASTA法によるコンピューター・シミュレーションから得た破断面透視図 (FAPP) の一例
 [図中の白色部分が破面(き裂)を示し、疲労の進展による破壊の進展過程を示している]

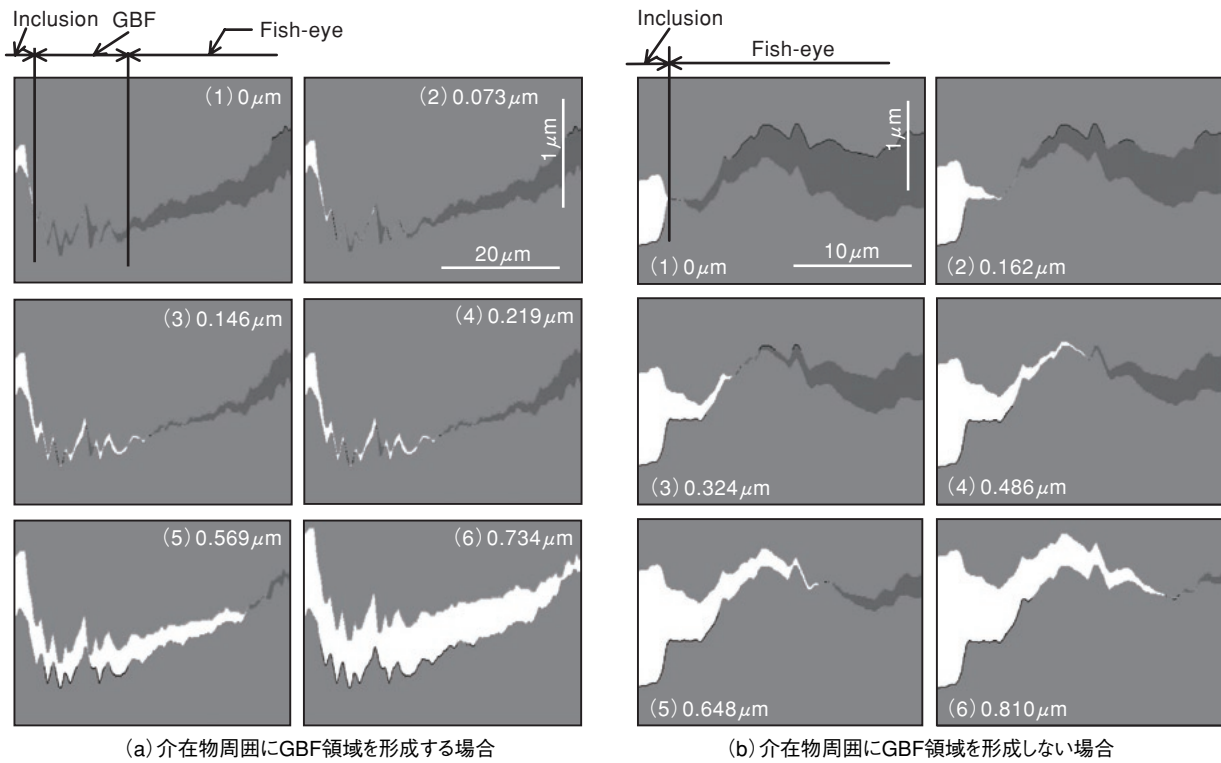


図12 FRASTA法によって得られた横断面投影図 (XSP) の一例
 [図中の白色部がき裂であり、疲労過程中的き裂進展の様子を再現したもの。図11 SEM像中の白線に沿う断面での解析結果]

5.GBF領域形成のメカニズム

以上の実験的観察およびコンピューター・シミュレーション結果を総合して、介在物周囲に形成されるGBF領域の形成メカニズムとして「微細炭化物の離散はく離説」を提案している¹¹⁻¹³⁾。このモデルを図13に示す。

まず、応力の繰り返しによって介在物近傍に存在する微細炭化物が基材からはく離して多数の微小き裂が形成される(Step I)。これらの微小き裂は疲労の進行に伴って徐々に進展し、また新たなはく離による微小き裂が発生し、隣接の微小き裂と連結・合体する(Step II)。このき裂発生・進展・連結の繰り返しによって、通常なき裂として進展可能な大きさのき裂(GBF領域)に成長した後は試料の微視的組織(炭化物を含む)に影響されことなく連続的で直線的なき裂進展を生ずる(Step III)。

以上の結果、破面のGBF領域には炭化物のはく離によって残留した炭化物と炭化物の抜けた孔が存在して、凹凸の大きな粗い破面となり、また高濃度の炭素が検出されることになる(図(d)参照)。

GBF領域の形成機構としては本モデル以外に、介在物近傍にトラップされた水素と応力繰返しの効果による材料のぜい化に起因するとする説⁷⁾、介在物周辺の組織の微細化とそれによる空隙の形成に起因するとする説¹⁶⁾が提案されており、活発な研究が展開されている。

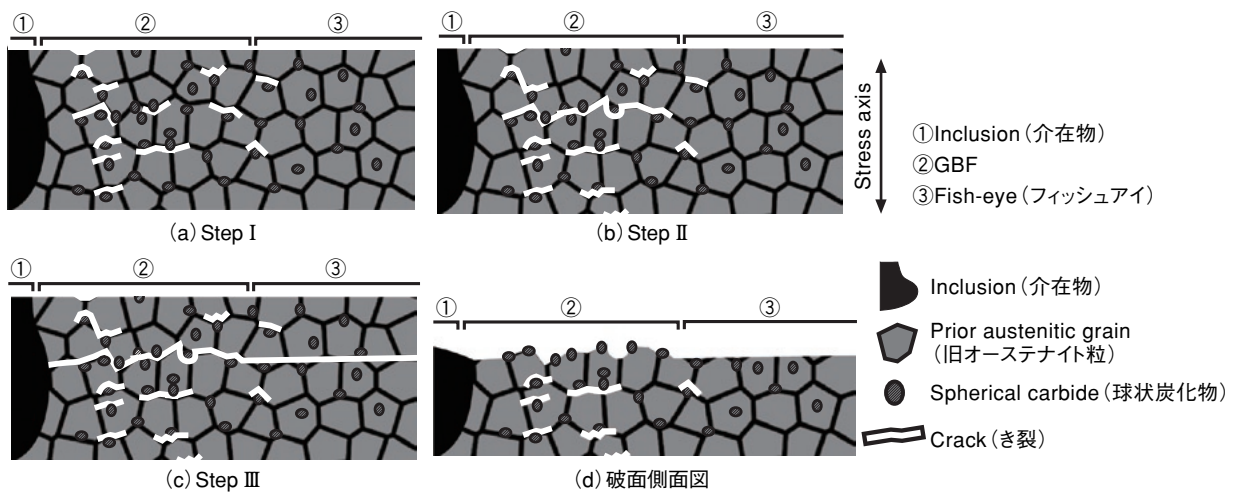


図13 GBF領域形成モデル
「微細炭化物の離散はく離説」の模式図

6. 疲労き裂進展と疲労寿命評価

材料内部のき裂進展挙動を直接観察することは現時点では不可能であり、内部き裂進展挙動に基づく疲労寿命評価は困難である。しかし、得られたS-N曲線からき裂進展挙動を推定する試みがある¹⁷⁾。超高サイクル域の内部き裂発生型破壊の疲労寿命 N_f は介在物からのき裂発生寿命 N_i 、GBF領域形成寿命 N_{GBF} 、フィッシュアイ領域形成寿命 N_F および表面き裂進展寿命 N_S から成り、 $N_f = N_i + N_{GBF} + N_F + N_S$ と表わせる。

前述したように、GBF領域の形成期間は疲労寿命の90%以上を占めることから、ここでは $N_f = N_{GBF}$ と^{※13}考えて検討する。き裂進展速度は式(3)のパリス則に従うと仮定し、介在物の大きさ $\sqrt{\text{area}_{\text{inc}}}$ からGBFの大きさ $\sqrt{\text{area}_{\text{GBF}}}$ までのき裂進展寿命 N_{GBF} は式(4)で与えられる。

ここで、 $\sqrt{\text{area}_{\text{GBF}}}$ は $\sqrt{\text{area}_{\text{inc}}}$ に比べて十分大きいと仮定すると、式(4)は式(5)で書き換えられる。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \tag{3}$$

$$(\Delta K_{\text{inc}})^{m_G} \left(\frac{N_{\text{GBF}}}{\sqrt{\text{area}_{\text{inc}}}} \right) = \tag{4}$$

$$\frac{2}{(m_G - 2)C_G} \left\{ 1 - \frac{1}{(\sqrt{\text{area}_{\text{GBF}}}/\sqrt{\text{area}_{\text{inc}}})^{(m_G - 2)/2}} \right\}$$

$$(\Delta K_{\text{inc}})^{m_G} \left(\frac{N_{\text{GBF}}}{\sqrt{\text{area}_{\text{inc}}}} \right) = \frac{2}{(m_G - 2)C_G} \tag{5}$$

ここで、 m_G 及び C_G はGBF領域のき裂進展に対する式(3)の指数および係数であり、また、 ΔK_{inc} は初期応力拡大係数範囲である。S-N曲線を基に、 $N_f / \sqrt{\text{area}_{\text{inc}}}$ と ΔK_{inc} の関係を求めることによって m_G 及び C_G の具体的な値を求めることができる。得られた結果の一例として、SUJ2鋼のき裂進展速度 da/dN と ΔK の関係を図14に示す。図中の薄墨領域は表面き裂の実験結果である。GBF領域のき裂は極めて低速で進展することが理解できる。これらのき裂進展速度を基に、式(5)から疲労寿命を推定した結果を図15の直線で示す。推定したS-N曲線は介在物寸法に依存し、介在物が小さい程疲労強度は向上することが理解でき、また実験結果との対応も良好である。

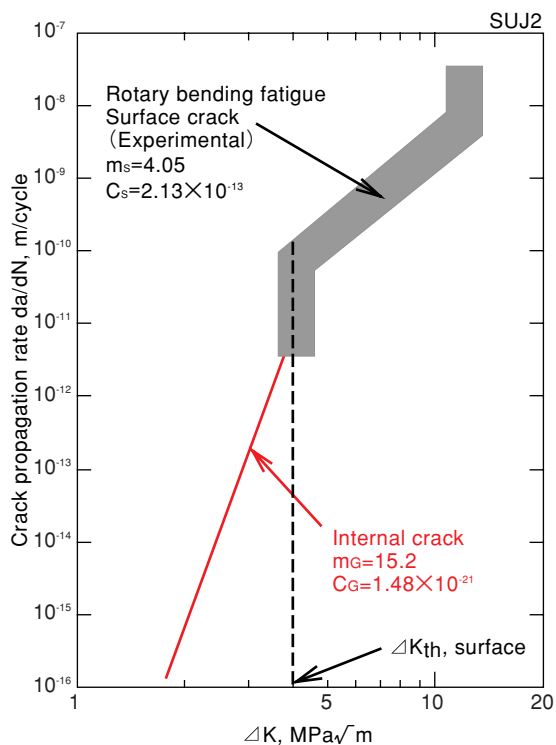


図14 S-N曲線を基に求めたSUJ2鋼の内部き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係

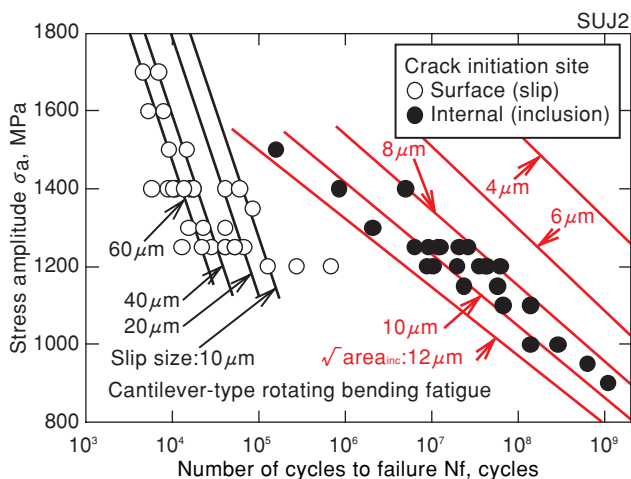


図15 き裂進展速度(図14)から推定したSUJ2鋼のS-N曲線と実験値との比較
[表面き裂発生型破壊(黒線)はステージ1き裂の大きさ、内部き裂発生型破壊(赤線)は介在物の大きさから推定]

7.おわりに

近年注目されている超高サイクル疲労に関する研究の一端を紹介した。

超高サイクル域で生ずる内部破壊は高強度鋼に限らずチタン合金、マグネシウム合金、鋳造アルミニウム合金などでも生ずることが報告されており、材料によってその特徴と機構は異なるようである。信頼性の高い高強度・高機能性材料の開発に対して、

破壊のメカニズムを明確にして、それに対応した材料の組織制御を行なうことが重要である。

本稿が、材料開発や機器の開発設計に携わる技術者・研究者の方々にいささかなりともお役に立てば望外の喜びである。最後に、本拙稿執筆の機会を与えて頂いた各位に謝意を表わします。

用語解説

※1 超高サイクル疲労

10⁷回以上の繰返し荷重によって疲労破断する現象の総称であり、ギガサイクル疲労あるいは超長寿命域の疲労とも呼ばれる。なお、10⁴回までに破断する場合を低サイクル疲労、10⁴~10⁷回の間で破断する場合を超高サイクル疲労と呼び、破断繰返し数の領域で区別する。

※2 S-N特性、S-N曲線

材料に繰返し荷重が負荷されたときの材料の疲労特性を調べる試験で、繰返し荷重の応力レベル（縦軸）と疲労破断する繰返し数（横軸、対数目盛）の関係を図示して得られる曲線であり、通常右下がりの曲線となる。

※3 ギガサイクル疲労

超高サイクル疲労と同義語として用いられることが多い。「ギガ」は10⁹を意味し、10⁹回程度の繰返し数で疲労破断する現象。

※4 超長寿命域の疲労

超高サイクル疲労と同義語として用いられることが多い。10⁷回程度以上の繰返し数で疲労破断する現象。

※5 微粒子ショットピーニング (FPB)

金属成品の表面に、目的に応じた材質の微粒子を圧縮性の気体に混合して高速衝突させるという表面改質技術。ファイン・パーティクル・ボンバードメント (FPB) とも呼ばれる。

※6 SEM観察

走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope) によって電子ビームを対象物に照射し、通常は二次電子像を観察するものであり、金属顕微鏡に比べて高倍率の観察が可能である。

※7 フィッシュアイ領域

疲労破面を電子顕微鏡で観察すると、介在物を中心として疲労き裂が進展した跡が観察される。この模様は、魚の目玉に似ていることからフィッシュアイと呼ばれている。

参考文献

- 1) 超高サイクル疲労に関する国際会議は、「Fatigue Life in the Gigacycle Regime」(1998年6月、パリ・フランス)、「Fatigue in the Very High Cycle Regime」(2001年7月、ウィーン・オーストリア)、「The third International Conference of Very High Cycle Fatigue (VHCF-3)」(2004年9月、京都/草津)、「The fourth International Conference of Very High Cycle Fatigue (VHCF-4)」(2007年8月、アンアーバー・米国)で開催されてきている。
- 2) K. Shiozawa, S. Nishino, N. Shibata and Y. Maruyama, in VHCF-3, Soc. Mater. Sci., Jpn (2004), pp.609-616。
- 3) 塩澤和章、魯 連涛、石原外美:材料、48-10 (1999)、pp.1095-1100。
- 4) 魯 連涛、塩澤和章:日本機械学会論文集、A編、67-662 (2001)、pp.1630-1638。
- 5) 魯 連涛、塩澤和章、森井祐一:日本機械学会論文集、A編、69-679 (2003)、pp.662-670。
- 6) 魯 連涛、塩澤和章:日本機械学会論文集、A編、69-684 (2003)、pp.1195-1202。
- 7) Y. Murakami, T. Nomoto and T. Ueda: Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 22-7 (1999), pp. 581-590。
- 8) 酒井達雄、武田光弘 他4名:日本機械学会論文集、A編、67-663 (2001)、pp.1805-1812。

※8 GBF (Granular Bright Facet)

高強度・高硬度鋼の疲労において10⁶回を超える寿命域で内部疲労破壊した破面を走査型電子顕微鏡で観察すると、介在物近傍に白く輝いた粒状の領域が観察され、この領域をGBF (Granular Bright Facet) と呼ぶ。

※9 応力拡大係数

き裂を持つ構造物に外力が作用すると、き裂のまわりには大きな応力集中が生じ、材料の降伏応力や引張強さよりずっと小さな応力で破壊することがある。このとき、き裂のまわりの力学的状態を表すパラメータとして応力拡大係数が用いられる。

※10 EPMA (Electron Probe Micro-Analysis)

X線マイクロアナライザは電子線を試料に照射し、ミクロン領域の元素分析や二次電子像観察が可能な装置。

※11 FRASTA (Fracture Surface Topographic Analysis) 法

米国SRI Internationalで開発された破面トポグラフィ解析法。破面の三次元凹凸情報をSEMや走査型レーザー顕微鏡などでコンピュータにとり込み、破面の重ね合せ処理によって破壊前の状態を再現し、その後破面間を引き離すことによって破壊過程・履歴をコンピュータによって連続的にシミュレーションする技法。

※12 Inclusion

介在物のこと。

※13 パリス則

疲労き裂進展速度da/dNと応力拡大係数範囲ΔKの関係を両対数グラフ上にプロットすると、一般にほぼ直線とみなせる領域が現れる。この現象はP.C. Paris (米国、1931年~)によって初めて見出されたことから、両者の関係を表す式da/dN=C(ΔK)^mをパリス則という。C、mは材料定数。

- 9) Y. Ochi, T. Matsumura, K. Masaki and S. Yoshida: Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 25-8/9 (2002), pp.823-830。
- 10) 魯 連涛、塩澤和章:日本機械学会論文集、A編、68-675 (2002)、pp.1666-1673。
- 11) 塩澤和章、森井祐一、西野精一、魯 連涛:材料、52-11 (2003)、pp.1311-1317。
- 12) 塩澤和章、森井祐一、西野精一:日本機械学会論文集、70-691 (2004)、pp.495-503。
- 13) K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino and L. Lu: Inter. Jour. of Fatigue, 28-11 (2006), pp.1521-1532。
- 14) T. Kobayashi and D. A. Shockey: Ad. Mater. & Processes, 140-5 (1991), pp.28-34。
- 15) 塩澤和章:検査技術 (日本工業出版)、9-7 (2004)、pp.10-17。
- 16) T. Sakai, H. Harada and N. Oguma: Proc. ECF-16 (2006)、CD-ROM。
- 17) K. Tanaka and Y. Akiwaka: Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 25-8/9 (2002), pp.775-784。