き裂進展解析を用いたクランク軸用低合金鋼の超高サイクル疲労強度評価

技術研究所　　小俣　重雄，松下　久雄

1 はじめに

舶用高速ディーゼル機関のクランク軸の折損事故が従来より散見されている。その損傷の特徴として，使用材料が引張強さ 800MPa 程度以上の低合金鋼であること，損傷時までの総回転数が 10^7 サイクルを遙かに上回っていることなどが挙げられる。従来，鋼材の疲労破壊は，表面処理材などの特殊な例を除けば鋼材表面を起点とすると考えられており，10^7 サイクル程度の繰返し数に耐える応力，いわゆる疲労限度以下では疲労破壊は生じないとみなされてきた。しかしながら，近年，高強度鋼においては，10^7 サイクル以上の超高サイクル域で鋼材内部を起点とする疲労破壊が生じる現象が多く報告されており(1),(2)，前述したクランク軸の損傷もこの超高サイクル疲労によるものと考えられる。Fig.1 に，超高サイクル疲労における S-N 曲線の模式図 を示す。10^7 サイクル以前に一度水平部を示した S-N 曲線が 10^7 サイクル以降に再び低下することがその特徴となっており，この S-N 曲線の折れ曲がりは，表面起点型破壊破壊（以下，表面破壊と略記する）と内部起点型破壊（以下，内部破壊と略記する）の S-N 曲線が交差することにより生じていることが明らかとなっている。なお，これまでに報告された超高サイクル疲労の研究では，対象がばね鋼や軸受鋼といった極めて強度の高い鋼（引張強さ 2,000MPa 級程度）に限られているため，超高サイクル疲労のデータは十分に得られているとは言い難く，また，その機構については水素の関与を指摘する報告(3),(4)等がなされているが，直接的な証拠は示されておらず，未だ明らかとなっていないのが現状である。

著者らは，これまでにクランク軸用鍛鋼材 KSF60，KSFA80，KSFA110 鋼（日本海事協会規格，σ_B=590，780，1,080MPa 級）の超高サイクル域での疲労強度特性について検討を行ってきた(5)~(8)。その結果，KSFA80 及び KSFA110 鋼で S-N 曲線の二段折れ曲がり現象が観察されること，また，疲労破壊起点となる介在物の寸法が疲労強度に顕著な影響を及ぼすことなどを明らかにした。本研究では，この現象を更に解析するために KSFA110 鋼の超高サイクル域の疲労特性に及ぼす表面残留応力の影響について検討を行い，疲労き裂進展寿命解析による S-N 特性の評価を試みた。

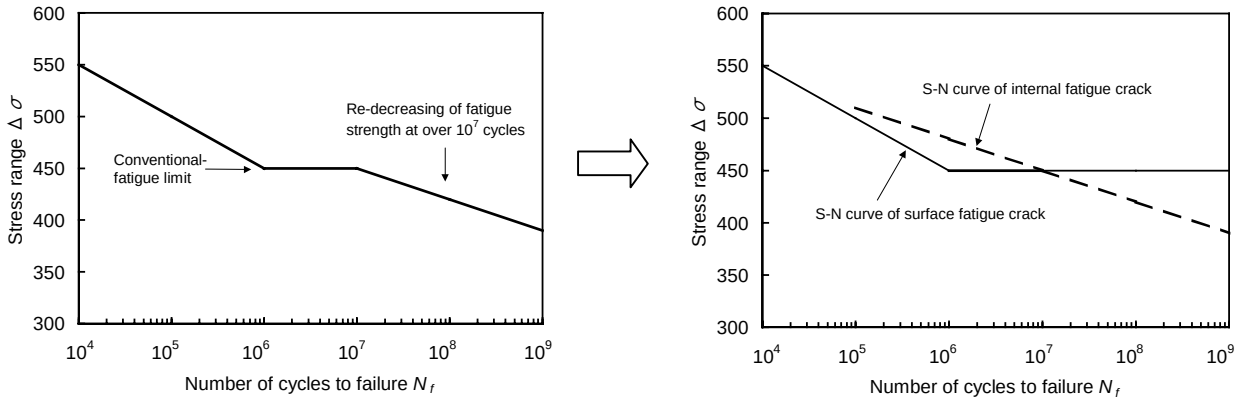


Fig.1　Schematic figure of S-N curve of ultra-high-cycle-fatigue.

2 試験方法

2.1 供試材及び試験片

供試材は, クランク軸用鍛鋼材 KSFA110 鋼（σ_B = 1,080MPa 級）の鋳込みの異なる 2 種類(KSFA110-A, KSFA110-B)を用いた。試験片は最小断面直径 10mm の砂時計型であり，表面状態の異なる以下の 3 種類を作製した（ただし KSFA110-A は NT 材のみを作製）。

(1) 未処理材(NT 材)：試験部は#600 のエメリー研磨紙仕上げ。

(2) 電解研磨材(EP 材)：電解研磨により NT 材の試験部表面層を 100μm 除去。

(3) ショットピーニング材(SP 材)：NT 材にショットピーニング処理を施工し，表面に厚さ約 200μm の圧縮残留応力層を導入。

SP 処理はφ0.3mm ラウンドカットワイヤ（480H_v）を用い，アークハイト 0.174mmA の条件で実施した。また，鍛錬方向に対する疲労強度の異方性を評価する目的から，各々の試験片についてその長手方向が鍛錬方向と平行な L 方向材と垂直な T 方向材を作製した。

Fig.2 に, 逐次電解研磨 X 線法にて測定した NT 材及び SP 材における残留応力の深さ方向分布を示す。SP 材については，疲労試験前の測定結果と，応力振幅 σ_a=568MPa にて 10^6 サイクルの試験後の測定結果を示した。NT 材では，試験片表面から深さ 30μm 程度の範囲に最大で約-500MPa の圧縮残留応力が生じている。SP 材では，深さ 200μm 程度の範囲に約-600MPa の圧縮残留応力が生じており，試験時の負荷による残留応力の緩和が認められる。

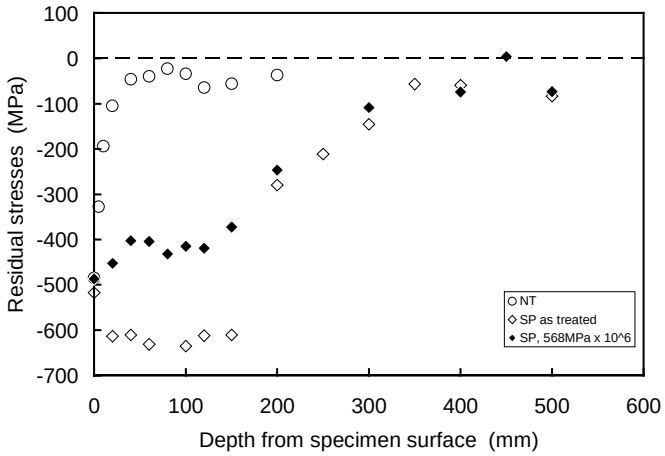


Fig.2 Residual stresses distribution of specimen.

2.2 疲労試験

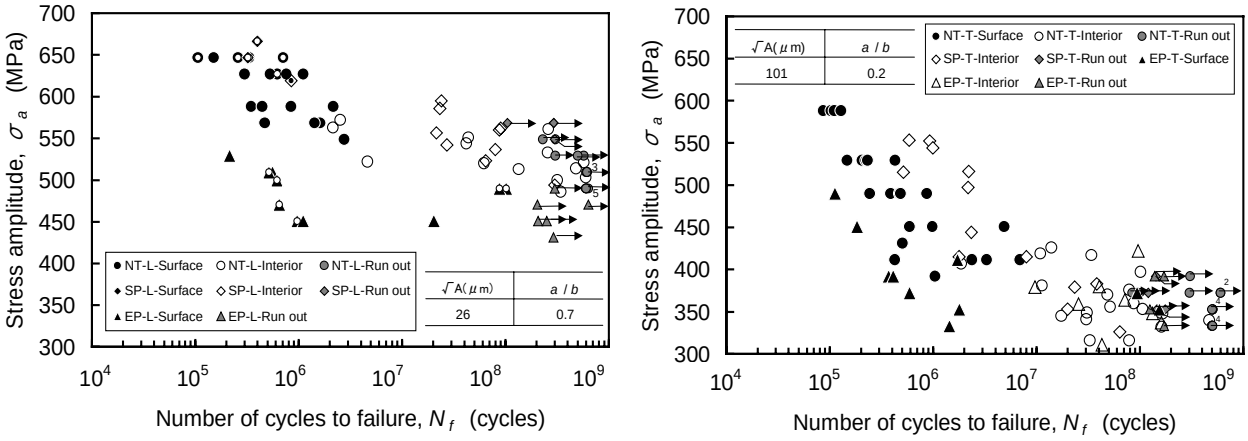
片持ち式回転曲げ疲労試験機を用い，室温・大気中で試験周波数 50Hz にて疲労試験を実施した。

3 試験結果及び考察

3.1 S-N 線図

KSFA110-B について，表面処理材（EP 材（▲，△），SP 材（◆，◇））の疲労試験結果を NT 材の試験結果（●，○）と共に Fig.3 に示す。図中の応力振幅はき裂発生点（起点介在物中心位置）の応力である。また，中抜きのマークは起点部に介在物が存在しない結果を，薄墨マークの矢印付きは未破断を示している。各供試材の介在物寸法の目安として，図中に内部破壊の起点となった介在物の面

積Aの平方根（$\sqrt{A}$）及び形状比：短軸 / 長軸（a/b）の平均値を記した。
鍛造方向に伸長した介在物の影響により, L 方向材に比較して T 方向材の疲労強度が著しく低下している[(6)]。SP 材では，NT 材において表面破壊が生じた応力振幅においても内部破壊が生じ，顕著な疲労寿命の向上が認められる。しかしながら，NT 材で内部破壊が生じた応力振幅においては，NT 材とほぼ同等である。EP 材では，NT 材と比較して低応力振幅でも表面破壊が生じている。L 方向材では全て表面破壊をしており，疲労強度の二段折れ曲がり現象は観察されない。T 方向材では，低応力振幅域で表面破壊と内部破壊が混在している。

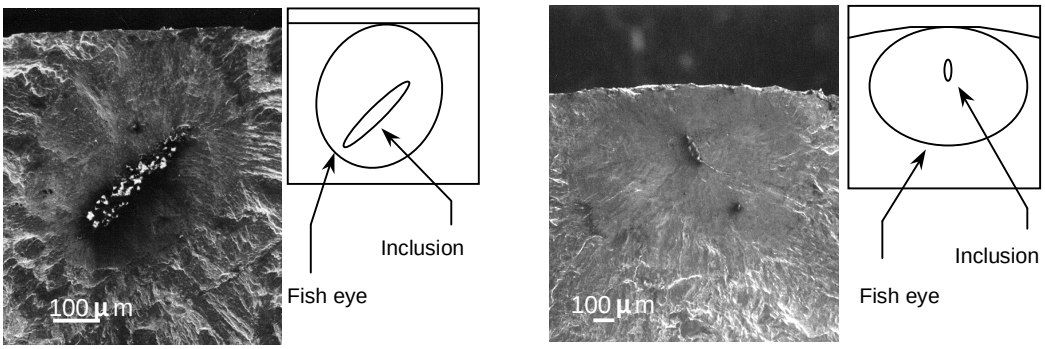


(a) KSFA110-B-L　　(b) KSFA110-B-T

Fig.3　S-N diagrams

3.2　破面観察

Fig.4 に，NT 材と SP 材の内部破壊起点部近傍を撮影した SEM 像の一例を示す。試験片内部に向かって膨らむ SP 材のフィッシュアイ形状（Fig.4(b)）に，き裂進展に対する圧縮残留応力の影響が現れている。



(a) NT　　(b) SP

Fig.4　SEM images at crack origin.

3.3　疲労強度に対する残留応力の影響

Fig.3 に示したように，EP-L 方向材では NT 材とは異なり内部破壊が生じない。L 方向材の介在物寸法は NT 材における表面硬化層の厚さと同程度であるため，NT 材では表面の介在物やすべり帯から発生するき裂が，試験片表面の圧縮残留応力により停留する結果として内部破壊が生じ，残留応力を除去した EP 材では，表面き裂が停留せずに表面破壊に至ると考えられる。すなわち，本供試材における二段折れ曲がり現象には，残留応力が顕著に影響を及ぼしていると考えられる。

Fig.5 に，内部破壊起点の介在物寸法$\sqrt{A}$と試験片表面からの介在物深さの関係を示す。NT 材（黒塗記号）では介在物位置は表面近傍から 600μm まで広い範囲に分布しているが，SP 材（白抜記号）では表面から 200μm より深い残留応力層下にのみ分布している。Fig.4 のフィッシュアイ形状から明らかなように，SP 材の疲労き裂進展は，圧縮残留応力層を通過する際に遅延を生じている。しかしながら，Fig.3 のように破壊起点位置の応力振幅で寿命を評価すると，NT 材と SP 材の内部破壊に差が認められず，内部破壊の寿命は，き裂先端が残留応力層に達する以前のき裂発生及び極めて微小なき裂の進展でその大部分が占められていることがわかる。

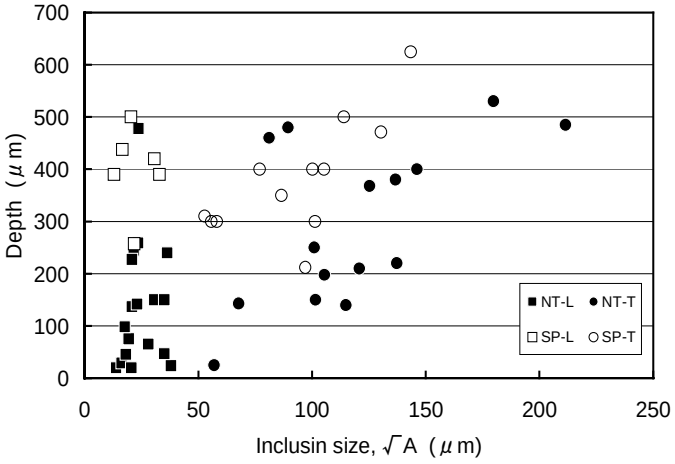


Fig.5　Depth distribution of internal crack origin.

3.4　疲労強度の破壊力学的検討

3.4.1　疲労き裂進展寿命解析

介在物起点で内部破壊する場合のき裂発生寿命が破断寿命に占める割合は，極めて小さいことが黒島ら[9]によって報告されている。そこで，き裂進展寿命解析を行い，S-N 特性の評価を試みた。

一般に初期き裂寸法を a_0 とすれば，初期応力拡大係数範囲 ΔK_0 は式(1)で，き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係は式(2)で，ΔK_0 とき裂進展寿命 N_f の関係は近似的に式(3)で与えられる[8]。

$$\Delta K_0 = M\Delta\sigma\sqrt{\pi a_0} \qquad (1)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \qquad (2)$$

$$\Delta K_0{}^m N_f = \frac{2a_0}{(m-2)C} \qquad (3)$$

ここで M は応力拡大係数の補正係数，$\Delta\boldsymbol{\sigma}$は応力範囲，$m$ と C は材料定数である。

介在物起点のような微小き裂の場合，ΔK_0 として次式の有効性が示されている[10]。

$$\Delta K_0 = \sigma_a \sqrt{\pi\sqrt{A}} \qquad (4)$$

ここで，$\boldsymbol{\sigma}_a$ は本研究のような両振りの場合の応力振幅で，式(1)の$\Delta\boldsymbol{\sigma}$に等しい。また，$A$ は微小き裂の面積である。

介在物起点の S-N 特性の全データについて，介在物を楕円形状き裂に置き換えて，A と式(4)のΔK_0を算出した。初期応力拡大係数範囲ΔK_0と実際の疲労寿命 N_fの関係を Fig. 6 に示す。データは全体的に右下がりの傾向が認められるが，ばらつきが著しく，表面破壊と内部破壊の差異は判別できない。

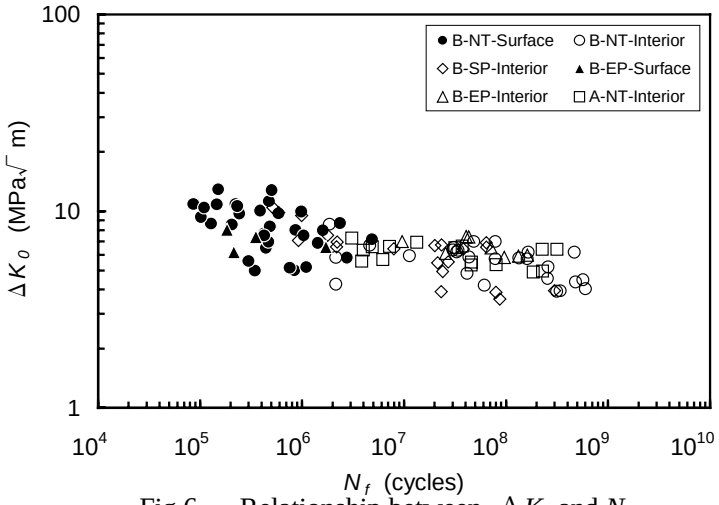


Fig.6 Relationship between ΔK_0 and N_f.

そこで，式(3)において$\Delta\boldsymbol{\sigma}=\boldsymbol{\sigma}_a$，$M$=1，$a_0=\sqrt{A}$ と置き換え，式(5)のように表示する。ここで D は定数である。

$$\Delta K_0{}^m \left(\frac{N_f}{\sqrt{A}}\right) = \frac{2}{(m-2)C} = D \qquad (5)$$

ΔK_0 と実際の疲労寿命 $N_f/\sqrt{A}$ の関係を Fig. 7 に示す。この取り扱いは，き裂進展寿命に対するき裂形状と残留応力の影響を無視したものであるが，Fig. 6 と比較すれば，ΔK_0 と $N_f/\sqrt{A}$ の間に表面破壊と内部破壊に対して異なる直線関係が認められる。すなわち，表面破壊と内部破壊の破断寿命が，それぞれ異なるき裂進展パラメータによるき裂進展寿命で近似できると考えられる。なお，＊を付記した内部破壊のデータは破壊起点位置が表面から 50μm 以下で表面破壊とみなせることがわかる。

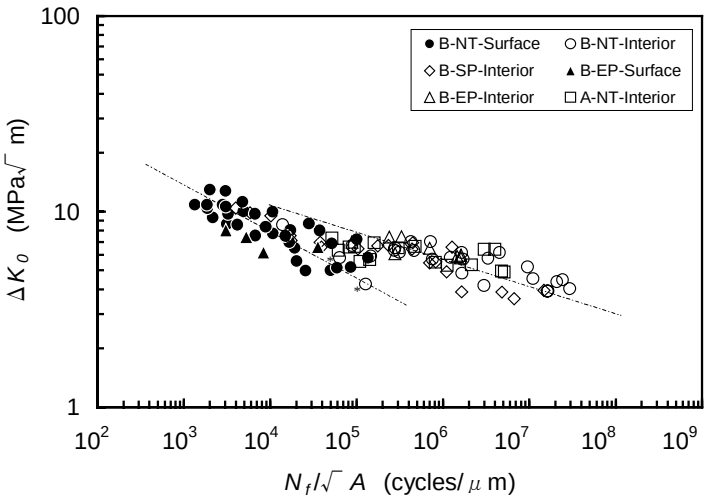


Fig.7 Relationship between ΔK_0 and $N_f/\sqrt{A}$.

次に，き裂進展解析を行い，き裂形状と残留応力の影響を考慮して，内部破壊のき裂進展パラメータ *m,C* 値の評価を行った。き裂進展寿命計算は，起点深さが 50μm 以上の内部破壊について疲労き裂起点介在物を楕円形状き裂に置き換え，き裂が試験片表面に達するまでの寿命を算出した。*K* 値の評価は Fig. 8 に示した A～C 点について行い，正の応力拡大係数範囲がき裂進展に寄与すると仮定して，この 3 点におけるき裂進展量を(4)式より求め，逐次楕円形状を更新していくことでき裂成長を模擬した。なお，*K* 値は Irwin の無限体中一様応力場の解析解[11]と，Shibuya による曲げ応力場の FEM 解[11]を重ね合わせることにより算出した。SP 材については Shiratori ら[12]による影響関数法を用いて残留応力の影響を考慮した。残留応力 $\boldsymbol{\sigma}_r$ は，便宜的に自己平衡を満たす矩形分布を与え，負荷応力 $\boldsymbol{\sigma}_a$ と残留応力の和が圧縮降伏応力 $\boldsymbol{\sigma}_y$ を越える場合には残留応力の緩和を考慮して，緩和後の残留応力値 $\boldsymbol{\sigma}_r'$を($\boldsymbol{\sigma}_y - \boldsymbol{\sigma}_a$)とした。残留応力分布の例を Fig. 9 に示す。

深さ *d* が 50μm 以上の内部破壊のデータを用いてき裂進展寿命 N_p を算出し，実験値をよく一致する *m*，*C* 値を求めた。その結果，*m*=9.6，*C*=7.61 x 10^{-21} が得られた。また，SP 材についてもき裂進展に対する残留応力場の影響を考慮し，上記の *m*，*C* 値を用いてき裂進展寿命計算を行った。

Fig. 10 に，き裂進展計算の例を示す。Fig. 10(b)は，初期き裂から進展した 5 x 10^6 サイクル毎のき裂形状を図示したものである。Fig. 11 に，計算により得られた NT 材及び ST 材の S-N 線図を示す。

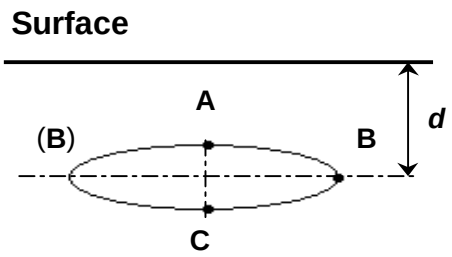


Fig.8 Schematic figure of internal crack.

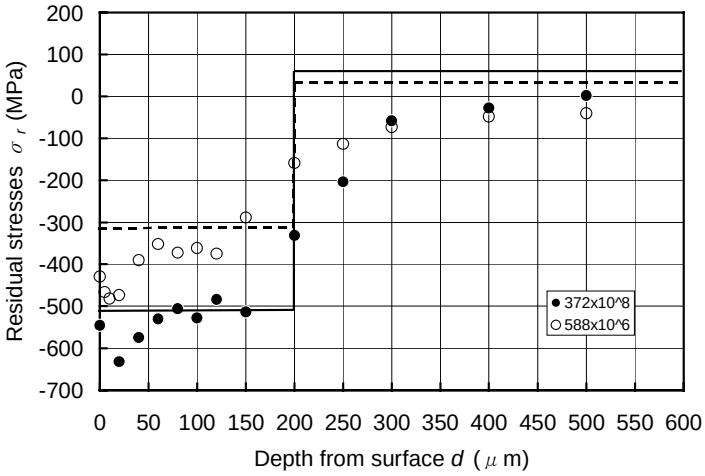
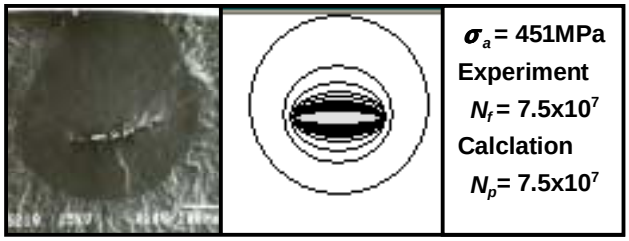
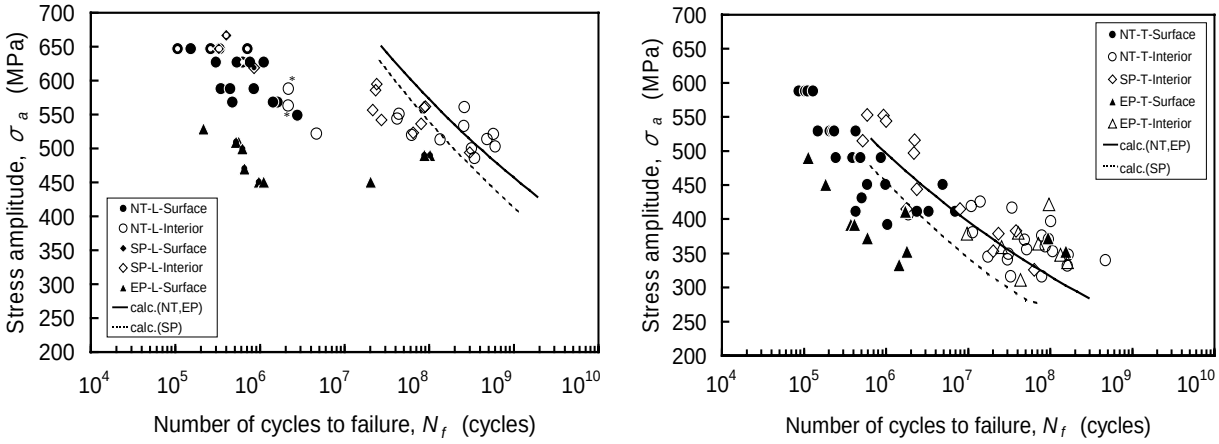


Fig.9　Square-distribution approximation of residual stresses.



(a)　　(b)

Fig.10　Example of calculation of crack propagation life.



(a) KSFA110B-L　　(b) KSFA110B-T

Fig.11　Calculated S-N curves.

3.4.2　疲労限度

超高サイクル疲労試験は極めて長時間を要するため，これまで明確な疲労限度の確認が困難であった。そこで，本研究では，前述のき裂進展寿命と未破断試験片のデータを統計的に比較することにより疲労限度の評価を試みた。なお，超音波式油圧サーボパルサーを用いた超高速の疲労試験により，疲労限度の存在を確認した例が最近報告されている[13]。

試験データが比較的多数得られている KSFA110B-T 材を対象とし，未破断試験片も含めた全試験片について，試験寿命（未破断試験片は試験打ち切りサイクル数）と計算寿命が一致するような初期き裂寸法$\sqrt{A_0}$を算出し，全破断試験片から得られた$\sqrt{A_0}$の分布（平均μ，分散V：これを母分布とみなす ）と，各試験応力振幅における未破断試験片も含めた$\sqrt{A_0}$の分布に統計的な差がみられるか否かを検証した。各試験応力振幅σ_iにおけるN_i個の$\sqrt{A_0}$値からその平均値μ_iを算出し，その値が母分布から中心極限定理を用いて予想されるμ_iの取り得る範囲（$\mu \pm 2\sqrt{(V)/N_i}$）よりも小さい場合，その応力振幅では未破断試験データが疲労寿命曲線から大きく外れている，即ち疲労限度であると判定した。なお，$\sqrt{A_0}$の算出に際して，初期き裂寸法の形状比及び試験片表面からの深さは，一律に KSFA110B-T 材における平均値（$a/b = 0.2$，$d = 339\,\mu$m）を用いた。判定結果を Table 1 に示す。表中のN_{RO}は未破断試験片数である。その結果，下から 2 つ目の応力振幅で疲労限度に達しているとの判定が得られた。この応力振幅とその一つ上の応力振幅の平均値（363MPa），KSFA110B-T 方向材における$\sqrt{A}$の平均値（104 μm）及び深さdの平均値(339 μm）を用いて，き裂進展下限界応力拡大係数範囲ΔK_{th}は，6.0MPa$\sqrt{\mathrm{m}}$と見積もられた。

Table 1　Result of fatigue limit analysis

σ_i	N_i	N_{RO}	μ_i	$\mu - 2\sqrt{V/N_i}$	$\mu + 2\sqrt{V/N_i}$	Fatigue limit
451	2	0	104	61	124	x
431	3	0	89	67	119	x
412	1	0	89	48	137	x
392	9	1	86	78	108	x
372	15	4	89	81	104	x
353	6	4	71	74	111	o
333	4	4	76	70	115	x

表面破壊における微小き裂のΔK_{th}には，$\Delta K_{th} \propto (\sqrt{A})^{1/3}$の初期き裂寸法依存性が報告されている[13]。この関係が内部き裂においても成立すると仮定し，他の試験材についても KSFA110-T 材の値(6.0MPa$\sqrt{\mathrm{m}}$)を基準値として，その介在物寸法の平均値からΔK_{th}値を算出した結果を Fig. 12 に示す。いずれの試験材においても，計算値はΔK_0の下限値$\Delta K_{0,min}$と概ね一致している。すなわち，超高サイクル域の内部破壊においても，表面破壊と同様なΔK_{th}の初期き裂寸法依存性が認められる。

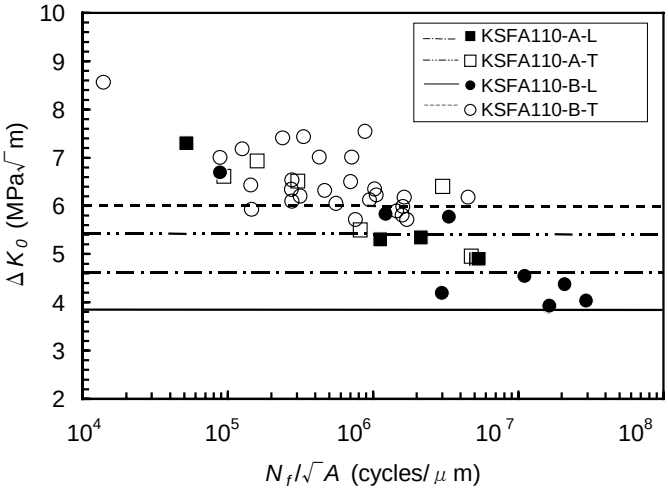


Fig.12　Threshold stress intensity factor range of internal crack.

4 まとめ

舶用クランク軸用低合金鋼 KSFA110 鋼について，表面処理（電解研磨，ショットピーニング）を施した試験片の超高サイクル疲労試験を実施し，試験データの蓄積を行った。また，鋼材内部の介在物から発生する疲労き裂に対し，全寿命において疲労き裂進展寿命が支配的であるとの仮定のもと，超高サイクル域の疲労き裂進展寿命及び疲労限度を計算した。本研究により得られた主な知見を以下に示す。

(1) 内部破壊には試験片表面の圧縮残留応力が顕著に影響を及ぼす。
(2) 表面処理材における圧縮残留応力層によるき裂進展の遅延は，破断寿命に対して影響しない。
(3) KSFA110 鋼の R = -1 におけるき裂進展則のパラメータとして m=9.6，C=7.61 x 10^{-21} を用いると，内部破壊の疲労寿命を推定できる。
(4) 内部破壊における微小き裂の進展下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} には，表面破壊と同様に初期き裂寸法依存性が認められる。

参考文献

(1) 例えば，江村，浅見，日本機械学会論文集，A-55(1989)，509
(2) 例えば，小熊，酒井，材料，50(2001)，5，516
(3) 村上，野本，植田，村上，大堀，材料，48(1999)，10，1112
(4) 阿部，松岡，CAMP-ISIJ，13(2000)，1175
(5) S.Omata，T.Watanabe，M.Umino and N.Baba，ClassNK Technical Bulletin，17(1999)，33
(6) 小俣，松下，小林，日本マリンエンジニアリング学会誌，36(2000)，6，384
(7) S.Omata，H.Matsushita and H.Kobayashi，Proceedings of the International Congress of Fracture，Elsevier Science，(2001)，CD-ROM.
(8) S.Omata，H.Matsushita and H.Kobayashi，Proceedings of the Eighth International Fatigue Congress，EMAS，5(2002)，2979
(9) 黒島，池田，原田，原田，日本機械学会論文集，A-64(1998)，2536
(10) 村上，“ 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響 ”，養賢堂，(1993)
(11) “STRESS INTENSITY FACTORS HAND-BOOK Volume 2”，Pergamon Press，(1993)
(12) M.Shiratori，T.Miyoshi，Q.Yu，T.Terakado and T.Matsumoto，Computer Technology-1999，ASME，385 (1999)，299
(13) 古谷，松岡，阿部，山口，日本機械学会論文集，A-68(2002)，477