

## 高速度工具鋼 SKH 51 の超長寿命域の疲労挙動 に及ぼす表面処理の影響\*

魯 連 涛<sup>\*1</sup>, 塩 澤 和 章<sup>\*2</sup>

### Effect of Surface Treatment on Super-Long-Life Fatigue Behavior in High Speed Tool Steel, JIS SKH51

Liantao LU and Kazuaki SHIOZAWA<sup>\*3</sup>

<sup>\*3</sup> Department of Mechanical and Intellectual System Engineering, Toyama University,  
3190 Gofuku, Toyama-shi, Toyama, 930-8555 Japan

Effect of surface treatment on fatigue behavior in gigacycle regime was investigated in order to clarify the duplex  $S-N$  curve characteristics. A cantilever-type rotating-bending fatigue tests were performed in laboratory air at room temperature using hour-glass-shaped specimen of high speed tool steel, JIS SKH 51 with four kinds of surface treatment conditions, such as grind-stone polishing, emery-paper polishing, electro-polishing and plasma-nitriding. The fatigue limit of surface failure mode depended on compressive residual stress value on specimen surface. On the other hand, no difference in fatigue life controlled by subsurface crack initiation was observed among four kinds of surface-treated specimen in high cycle region. Fatigue crack initiation site changed from the surface of untreated specimen to the subsurface of the specimen because of hardening and compressive residual stress with plasma-nitriding in the region of high-stress amplitude. It is suggested that the  $S-N$  curve corresponding to internal failure mode is as inherent in the material, as compared with that the  $S-N$  curve of surface failure mode is affected by surface conditions. It was pointed out through the detailed measurement of crack initiation area that the formation of GBF (granular-bright-facet) around an inclusion controls the internal failure in long-life fatigue regime.

**Key Words:** Gigacycle Fatigue, Surface Treatment, Surface Crack Initiation, Subsurface Crack Initiation, Fish-Eye, Duplex  $S-N$  Characteristics, High Speed Tool Steel

#### 1. 緒 言

近年、高強度鋼の超長寿命域における疲労強度特性に関する活発な研究が行われている<sup>(1)~(10)</sup>。この研究の興味の一つは、高応力振幅・短寿命域で表面き裂発生による破壊が支配的であるのに対して、低応力振幅・長寿命域では非金属介在物を起点とした内部き裂発生による破壊に遷移し、 $S-N$  曲線は二段に折れ曲がる特異な現象を示すことである。この現象はこれまでの機械・構造物の疲労設計手法や余寿命予測および保守・管理などに影響を与えるため、超長寿命域における疲労破壊機構の解明は重要な研究課題である。

著者らはこれまでに超長寿命域における疲労挙動を明らかにする研究の一環として、高炭素クロム軸受鋼 JIS SUJ 2 の砥石研削加工およびショットピーニング処理を施した試験片の超長寿命疲労強度特性について検討してきた<sup>(11)~(17)</sup>。その結果、本供試材では表面き裂発生と内部き裂発生に起因する 2 本の  $S-N$  曲線、

すなわち二重  $S-N$  曲線の存在が示唆された。この二重  $S-N$  曲線の概念を用いると、表面き裂発生型と内部き裂発生型のそれぞれの疲労寿命の長短・発生確率の違いにより、各種工業用材料の  $S-N$  曲線は 4 種類のタイプに分類されることを指摘した。また、これら  $S-N$  曲線の形状は材料の微視的組織のみでなく、表面性状、表面処理による残留応力や硬度分布、環境の影響などによって変化することが示唆された。図 1 は表面改質処理によって表面き裂発生型疲労寿命が改善された場合に現れることが考えられる 4 種類の  $S-N$  曲線の模式的表示である<sup>(16)(17)</sup>。表面改質による表面疲労き裂の発生・進展抵抗の向上による疲労寿命の改善効果の大小と内部き裂発生型疲労寿命の長短によって異なった  $S-N$  曲線となる。このことは表面改質によって疲労強度の改善を図ろうとする工学的応用を考える上で考慮すべき点である。著者らの実施したショット・ピーニング処理した軸受鋼 SUJ 2 では、処理による表面性状の変化の程度と表面圧縮残留応力の大小によって図 1 のタイプ 3 および 4 の  $S-N$  曲線が現れた。

一方、超長寿命域における疲労挙動の供試材料依存性を明らかにするため、著者らは高速度工具鋼 JIS SKH 51 を用いて実験的検討を行った<sup>(18)</sup>。その結果、

\* 原稿受付 2002 年 11 月 18 日。

<sup>\*1</sup> 富山大学大学院理工学研究科(☎930-8555 富山市五福 3190)。

<sup>\*2</sup> 正員、フェロー、富山大学工学部(☎930-8555 富山市五福 3190)。

E-mail: shiozawa@eng.toyama-u.ac.jp

軸受鋼と同様に表面き裂発生型疲労破壊と内部き裂発生型の2種類のS-N曲線が認められた。しかし、短寿命域における表面き裂発生型疲労破壊のき裂発生起点は表面近傍に存在する非金属介在物であり、長寿命域において試験片内部の介在物からの疲労き裂発生起点に遷移することが明らかとなり、SUJ 2鋼の表面き裂発生型破壊の機構(介在物ではなく結晶のすべりに起因する表面き裂発生)と明らかに異なることが認められた。なお、表面介在物からのき裂発生には表面性状の影響を受けることが示唆された。

本研究は、前報<sup>(18)</sup>の高速度工具鋼SKH 51の研究に引続き、超長寿命域の疲労挙動に及ぼす表面性状・表面処理の影響について検討することを目的とした。前報では疲労強度に及ぼす研削仕上げによる表面傷と残留応力の影響が指摘されたため、本研究ではエメリー紙仕上げと電解研磨仕上げを行った試験片の疲労挙動を詳細に検討し、さらに介在物を表面き裂発生起点とする疲労挙動に対して窒化による表面改質処理効果がどのように現れるかについて考察を行った。

## 2. 供試材および試験方法

**2.1 供試材** 本研究に用いた材料は前報<sup>(18)</sup>と同様高速度工具鋼JIS SKH 51であり、化学組成[mass. %]は0.63 C, 5.24 Mo, 6.02 W, 2.10 Vである。試験片には1453 K加熱後油冷および823 K加熱後油冷の焼入れを2回行った後、823 K空冷、843 K

空冷および883 K空冷の3温度レベルの焼戻し処理を施した3種類の試験片を準備した。これは超長寿命疲労強度に及ぼす焼戻し温度の影響を検討するためのものである。焼戻し温度823 K材の平均硬さは798 HV 1/30であり、同843 K材は785 HV 1/30であり、同883 K材は742 HV 1/30であった。また、供試材の微視組織は焼戻しマルテンサイト組織であり、微細な球状の炭水物の析出が見られた<sup>(18)</sup>。結晶粒径は焼戻し温度823 K材で6.1 μm, 同883 K材で8.4 μmであった。試験片はつかみ部直径10 mm, 最小断面部直径3 mmの砂時計型試験片であり、#100の砥石研削によって最終仕上げを行った(以後砥石研削材と呼び、Grindと略記)。なお、試験片の弾性応力集中係数は $K_t=1.06$ である。

**2.2 表面処理** 砥石研削によって仕上げた試験片表面には以下の3種類の表面仕上げおよび表面処理を施した。

(1) エメリー紙研磨: #1000のエメリー紙仕上げの後バフ研磨により表面層を20 μm除去(Emery 20と略記)、および#2000エメリー紙研磨により表面層を5 μm除去(Emery 5と略記)。以後エメリー紙研磨材と呼ぶ。

(2) 電解研磨: #1000のエメリー紙研磨後、電解研磨により表面層を30 μm除去。以後電解研磨材と呼び、EPと略記。

(3) 窒化処理: 処理温度800 K以下でのプラズマ光輝窒化処理、以後窒化処理材と呼び、Nitridingと略記。

図2に上記の各種表面仕上げおよび表面処理を施した試験片の表面近傍深さ方向のビッカース硬さ分布を示す。図2より、砥石研削材では表面近傍に硬さの上昇が認められるが、エメリー紙研磨および電解研磨によって加工層が除去されて表面から内部まで均一な硬

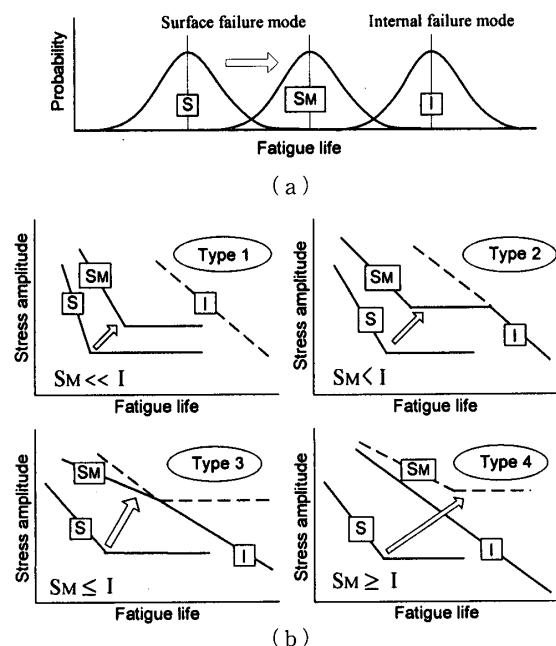


Fig. 1 Classification of S-N curve for surface treated materials (S: surface failure mode in untreated specimen, SM: surface failure mode in surface-modified specimen and I: Internal failure mode)

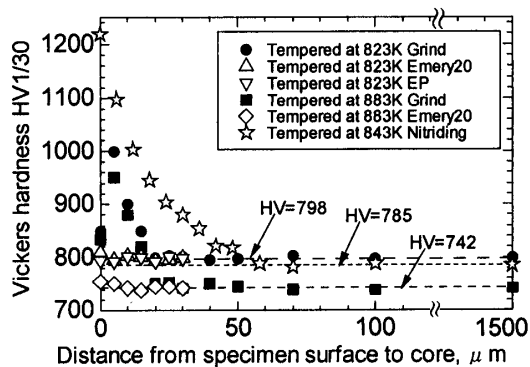


Fig. 2 Vickers hardness distribution for surface-treated specimens

さ分布となっている。一方、窒化処理材では試験片表面部の硬さが著しく向上し、約 50  $\mu\text{m}$  の深さまでその影響が認められる。

図 3 は供試材の X 線残留応力  $\sigma_r$  の測定結果であり、試験片深さ方向分布を示す。なお、X 線残留応力測定は Cr-K $\alpha$  [Fe(211) 回折面] を用いて、管電圧 40 kV、管電流 200 mA、コリメータ直径 100  $\mu\text{m}$  の条件で PSCP 法で行い、残留応力値は通常の  $\sin^2 \psi$  法で求めた。試料深さ方向の測定は試料表面を電解研磨により逐次除去することによって行った。図 3 より、砥石研削材の表面には約 360~400 MPa の圧縮残留応力が存在し、15  $\mu\text{m}$  程度の深さまで研削の影響が認められる。エメリー紙による表面層を 20  $\mu\text{m}$  研磨除去することにより表面残留応力は減少し、極表面層で約 80 MPa の圧縮残留応力が測定された。また、5  $\mu\text{m}$  除去のエメリー紙研磨材の表面圧縮残留応力は約 200 MPa であった。電解研磨材の残留応力は砥石研削による加工層が除去されて、表面から内部までほぼ零であった。窒化処理材の残留応力分布の実測値を図 3 に示した。図中には電解研磨による表面除去によって生ずる残留応力の再配分を考慮した修正結果を破線で併記した。窒化処理材の圧縮残留応力は表面で 900 MPa、約 10  $\mu\text{m}$  の深さで 1100 MPa の極大値を示し、30  $\mu\text{m}$  程度の深さにおいて約 35 MPa の引張残留応力に変化する。

**2.3 実験方法** 疲労試験は回転速度 3150 rpm ( $f=52.5$  Hz) の 4 連式片持回転曲げ疲労試験機<sup>(8)</sup> を用い、室温・大気中の実験室雰囲気で行った。実験打ち切り繰返し数は  $10^9$  回とした。実験終了後、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて破面を観察し、コンピュータ援用画像処理装置を用いて破面の定量解析を行った。

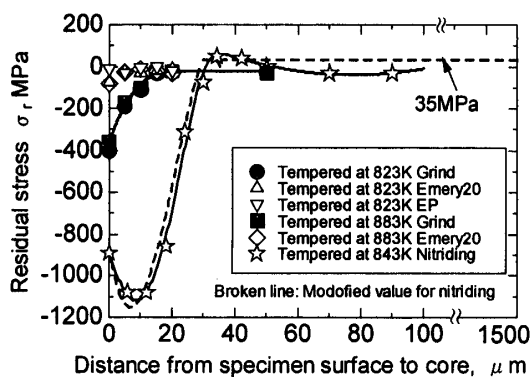


Fig. 3 Residual stress distribution for specimens polished by grind stone and emery-paper, and plasma-nitrided

### 3. 実験結果

**3.1 S-N 線図** 各種表面仕上げおよび処理材の疲労試験より得られた S-N 曲線をまとめて図 4 に示す。なお、図中には前報<sup>(18)</sup> で報告した 823 K および 883 K 焼戻しを施した砥石研削材並びにエメリー紙仕上げ材 (20  $\mu\text{m}$  除去) の結果を比較のため併記した\*\*1。後の考察のために前報の結果をまとめておく以下のとおりである。(1) 砥石研削材は応力振幅  $\sigma_a=1200$  MPa 以上の領域において表面き裂発生型疲労破壊であった。き裂発生起点に介在物が存在する場合 (図中○印) とそれが認められない場合 (図中◎□印) の 2 種類が観察された。しかし、両者の疲労寿命に差異は認められない。(2) 一方、これ以下の応力振幅においては試験片内部の介在物を起点とするフィッシュ・アイを呈する内部き裂発生型疲労破壊 (図中●■印) に遷移した。この表面き裂発生型から内部き裂発生型疲労破壊の遷移は S-N 曲線の形状からほぼ連続的である。(3) 砥石研削材の表面粗さを除去する目的で 20  $\mu\text{m}$  のエメリー紙仕上げを行った試験片では表面層に存在する非金属介在物からのき裂発生となり、疲労寿命は砥石研削材に比べて低下する。また、表面き裂発生型疲労破壊から内部き裂発生型疲労破壊の遷移域に折れ曲りの段を生じて二段折れ曲り S-N 曲線となる。(4) このき裂発生起点の遷移応力振幅に焼戻し温度の影響が多少認められるが、表面き裂発

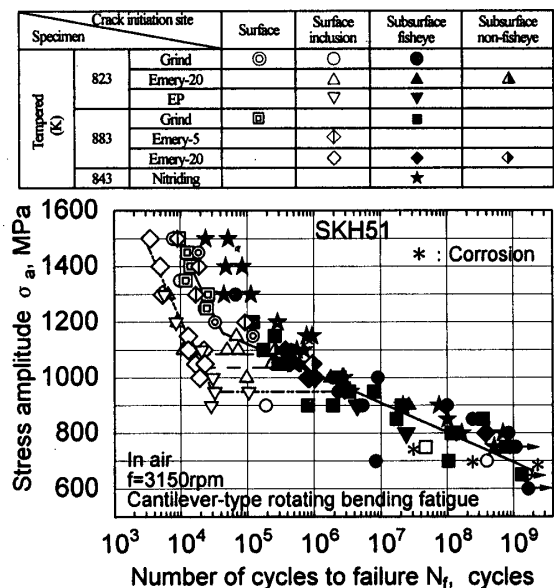


Fig. 4 S-N curves for various surface-treated specimens of high-speed tool steel, SKH 51

\*\*1 図中の\*印付きの実験点 (3 点) は大気中水分の影響によると考えられる腐食ピットを起点とする表面き裂発生型疲労破壊を示す<sup>(18)</sup>。

生型  $S-N$  曲線の時間強度域の疲労寿命には焼戻し温度の影響は認められない。

### 3.1.1 エメリー紙研磨および電解研磨の影響

883 K 焼戻し材の表面を  $5\ \mu\text{m}$  除去したエメリー紙研磨材の  $S-N$  曲線(図中◇印)は図4から明らかなように、高応力振幅域において表面近傍の介在物を起点とする表面き裂発生型疲労破壊であり、砥石研削材(図中□印)と表面き裂発生起点が異なるにもかかわらず疲労寿命に差異は認められない。

一方、823 K 焼戻し材の電解研磨を施した試験片は表面近傍の介在物を起点とする表面き裂発生型疲労破壊であり、砥石研削材と比較して疲労寿命が低下するが、 $20\ \mu\text{m}$  除去エメリー紙仕上げ材と時間強度域の疲労寿命差は認められない。しかし、電解研磨材の表面

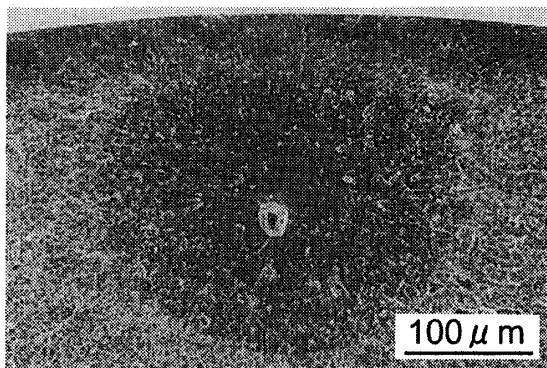
き裂発生型疲労破壊から内部き裂発生型のそれへの遷移応力振幅は  $950\ \text{MPa}$  であり、 $20\ \mu\text{m}$  除去エメリー紙仕上げ材のそれ  $1050\ \text{MPa}$  に比較して若干低下する傾向を示す。これらエメリー紙仕上げや電解研磨仕上げと砥石研削の差異は表面の研削傷の有無ならびに表面残留応力の有無によるものであることは容易に推察できる。砥石研削による研削傷が応力集中源となって表面近傍の結晶すべりによるき裂発生となる。一方、エメリー紙によって研削傷が除去された場合にはき裂発生起点が表面近傍の介在物となるが、 $5\ \mu\text{m}$  程度の表面研磨除去では表面層の残留応力の影響が存在し(図2参照)、き裂の発生・進展が抑制される。しかし、 $20\ \mu\text{m}$  程度以上のエメリー紙仕上げや電解研磨によって砥石研削による表面残留応力が除去され、砥石研削加工の影響が消失することになる。

低応力振幅・長寿命域で観察された内部き裂発生型疲労寿命に砥石研削、エメリー紙研磨および電解研磨の影響は認められない。なお、表面から内部き裂発生型疲労破壊への遷移を示す  $S-N$  曲線の水平部の長さは表面仕上げの違いによって異なり、表面き裂発生型疲労強度が低下するに従い水平部の長さは増加するが、これは図1に示した二重  $S-N$  曲線の考え方から説明できる。

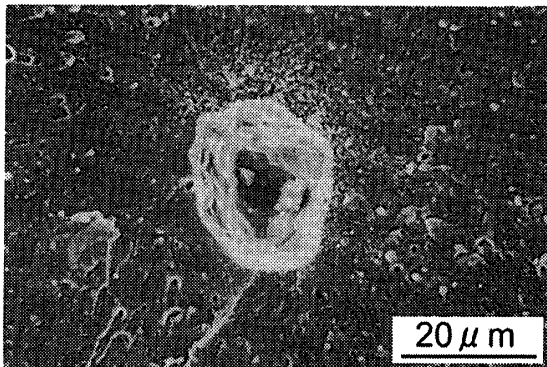
**3.1.2 窒化処理の影響** 843 K 焼戻し材にプラズマ光輝窒化処理を施した試験片の  $S-N$  曲線は図4に示すように、実験を行った範囲のすべての応力振幅域で非金属介在物を起点とする内部き裂発生型疲労破壊であった。823 K および 883 K 焼戻し材の砥石研削、エメリー紙研磨および電解研磨のいずれの表面き裂発生型疲労寿命よりも窒化処理材の疲労寿命は向上する。しかし、内部き裂発生型疲労寿命には表面処理の影響が現れず、1本の  $S-N$  曲線で表示される。同様の現象は軸受鋼 SUJ2 のショット・ピーニング処理材にも認められている<sup>(15)~(17)</sup>。

**3.2 破面観察結果** 疲労試験終了後の破面の SEM 観察により、疲労き裂発生起点は表面き裂発生型と内部き裂発生型の二つのタイプに分類され、これらを図4に明記した。

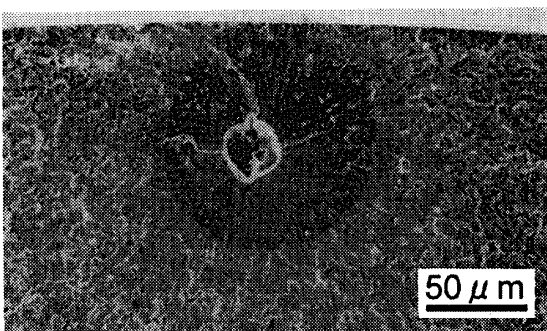
図5に内部き裂発生型疲労破壊の観察結果を示す。図5(a)は窒化処理材の一例である。内部介在物をき裂発生起点としたフィッシュ・アイが観察され、また、フィッシュ・アイの境界は試験片表面より深い位置に存在する。介在物周囲には図5(b)に示すように、白く輝いた粒状の領域が観察される。この領域を著者らは GBF(Granular Bright Facet)と呼んでいる<sup>(12)~(18)</sup>。この領域はほぼ  $N_f=10^6$  以上の長寿命域で



(a) Nitrided specimen,  $\sigma_a=850\ \text{MPa}$ ,  $N_f=1.0 \times 10^8$



(b) Higher magnification around an inclusion in (a)



(c) Electro-polished specimen,  $\sigma_a=900\ \text{MPa}$ ,  $N_f=4.4 \times 10^6$

Fig. 5 SEM observation of internal crack initiation site

破壊した試験片に観察された。図5(c)に電解研磨材の破面観察例を示す。図のように、フィッシュ・アイの境界は試験片表面まで達しており、エメリー紙研磨材および砥石研削材にも同様な破面が観察された。

**3.3 内部き裂発生型破壊起点の定量的検討** フィッシュ・アイを伴う内部き裂発生型疲労破壊起点の定量的評価を行うために、図6に模式的に示す諸量を測定して検討を行った。

内部き裂発生起点となった非金属介在物の試験片表面からの距離  $d_{inc}$  と疲労寿命  $N_f$  の関係を図7に示す。図7より、窒化処理材の  $d_{inc}$  は70~160  $\mu\text{m}$  の領域に分布しており、き裂発生起点はエメリー紙研磨材および電解研磨材のそれ(20~80  $\mu\text{m}$ )より試験片内部の深い位置となる。これは窒化による表面硬度の上昇の領域(図2参照)および圧縮残留応力の存在領域(図3参照)と関係し、窒化の影響の存在しない試験片内部の介在物からき裂が発生すると考えられる。なお、

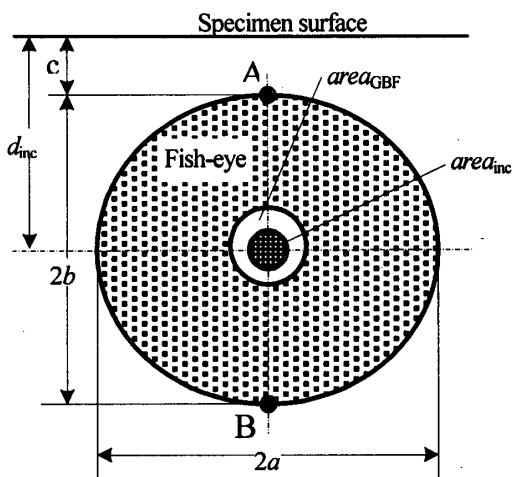


Fig. 6 Definition for size and dimension of fish-eye

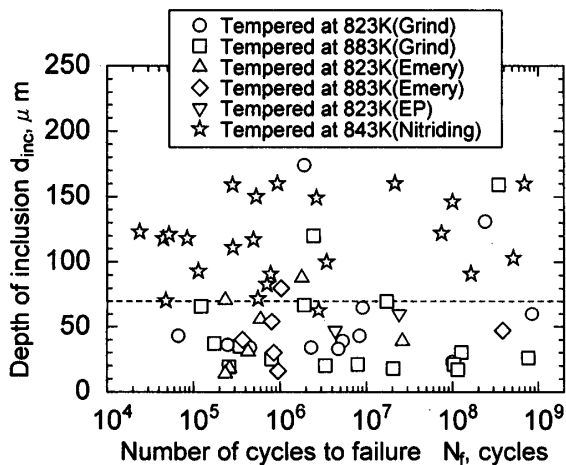


Fig. 7 Experimental results for depth of non-metallic inclusion in relating to number of cycles to failure

$d_{inc}$  に  $N_f$  の依存性は見られない。

図8はフィッシュ・アイの半径方向長さ  $2b$  とそれに直行する接線方向長さ  $2a$  の比 ( $2a/2b$ ) と非金属介在物の試験片表面からの距離  $d_{inc}$  の関係を示したものである。図8より、エメリー紙研磨材と電解研磨材ではすべての試験片において、 $2a/2b \approx 1$  となっており、フィッシュ・アイはほぼ円形の形状となる。砥石研削材は  $d_{inc} \geq 40 \mu\text{m}$  の深い位置から発生する場合、 $2a/2b \approx 1$  となっており、フィッシュ・アイはほぼ円形の形状となるが、 $d_{inc} < 40 \mu\text{m}$  の浅い場合には  $2a/2b > 1$  となっており、フィッシュ・アイは接線方向に長軸を持つだ円形状となる。これに対して、窒化処理材のフィッシュ・アイの形状がだ円から円形になる境界の  $d_{inc}$  は120  $\mu\text{m}$  程度となり、砥石研削材のそれより大きい。試験片内部の介在物から発生したき裂はほぼ同心円状に進展するが、試験片表面近傍の圧縮残留応力層や高硬度層の影響を受けて試験片表面方向へのき裂進展が抑制されて遅延する<sup>(17)</sup>。一方、内部き裂はこれら影響のない方向に優先的に進展するためにだ円形状のフィッシュ・アイを形成する。このように表面処理によって表面に圧縮残留応力層や高硬度層が形成された場合でも内部き裂は表面処理を受けていない試験片と同様の進展挙動を示すため、フィッシュ・アイの形状の差異は疲労寿命と無関係となる<sup>(16)(17)</sup>。

図9はき裂発生起点となった介在物の面積  $area_{inc}$  を求め、その大きさ  $\sqrt{area_{inc}}$  と負荷応力振幅との関係を示したものである。介在物の寸法は6~43  $\mu\text{m}$  の範囲にばらつくが、それらの平均は18.5  $\mu\text{m}$  であり、焼戻し温度および表面仕上げおよび処理の違いによる有意な差異は認められない。また、表面き裂発生型および内部き裂発生型の疲労破壊に介在物の大きさの依存性は認められない。なお前報<sup>(18)</sup>において、き裂発

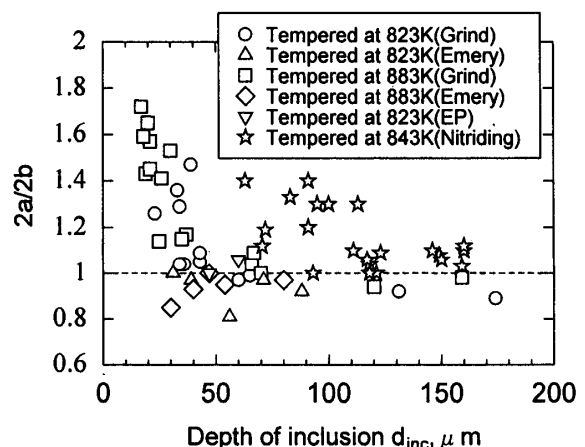


Fig. 8 Experimental relationship between aspect ratio of fish-eye and depth of non-metallic inclusion

生起点となった介在物は3種類に分類されることを述べたが、疲労寿命にはこれらの影響が認められなかったため、本論文では介在物の種類による分類は省略した。

内部き裂発生型疲労破壊のき裂発生起点となった介在物の周囲には、前述したように、GBF領域が観察された。このGBFの面積  $area_{GBF}$  (介在物の面積を含む) を測定し、その寸法  $\sqrt{area_{GBF}}$  と負荷応力振幅の関係を図10に示す。なお、 $\sigma_a = 1150$  MPa以上の応力振幅でGBFは観察されなかった。図10より、GBFは応力振幅の低下、すなわち疲労寿命の増加に伴って大きくなるのがわかる。この傾向並びにGBFの大きさに窒化処理、エメリー紙研磨、電解研磨および砥石研削など表面処理の違いによる影響は見られない。

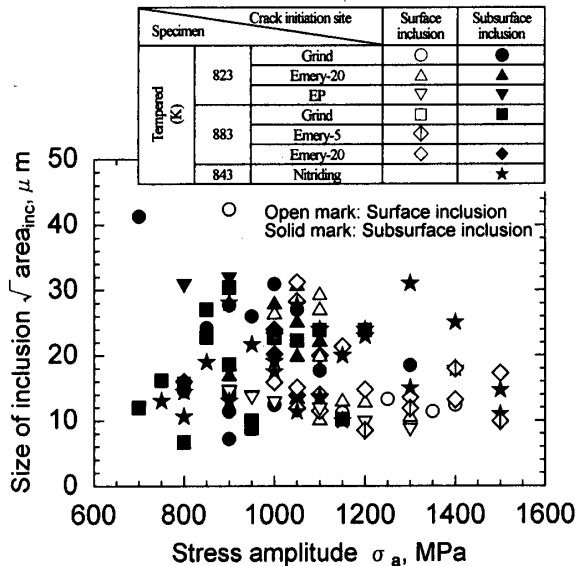


Fig. 9 Experimental results for size of non-metallic inclusion initiated crack relating to the applied stress amplitude

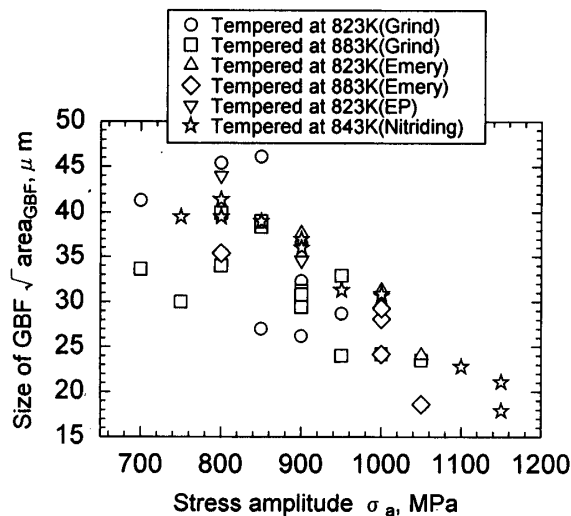


Fig. 10 Experimental results for size of GBF relating to the applied stress amplitude

#### 4. 考 察

4.1 き裂発生起点の破壊力学的検討 エメリー紙研磨材および電解研磨材の疲労破壊は高応力振幅域の表面介在物を起点とするき裂発生型から低応力振幅域の内部介在物を起点とするき裂発生型に遷移することを、また窒化処理材ではすべての応力振幅域で内部介在物をき裂発生起点とする疲労破壊であることを3.1節で述べた。4.1節ではこれら両破壊機構について破壊力学的検討を行う。

3.3節で求めたき裂発生起点の介在物寸法を用いて、村上らによる次式<sup>(19)</sup>によって初期応力拡大係数範囲  $\Delta K_{inc}$  を求めた。

表面き裂発生起点となった介在物に対して：

$$\Delta K_{inc,s} = 0.65 \sigma_{at} \sqrt{\pi \sqrt{area_{inc,s}}} \dots\dots\dots (1)$$

内部き裂発生起点となった介在物に対して：

$$\Delta K_{inc,i} = 0.5 \sigma_{at} \sqrt{\pi \sqrt{area_{inc,i}}} \dots\dots\dots (2)$$

なお、式中の  $\sigma_{at}$  は介在物位置における負荷応力  $\sigma_{ai} [= \sigma_a(1 - d_{inc}/d_0)]$  および残留応力  $\sigma_{ri}$  を考慮した引張側の応力振幅 ( $\sigma_{at} = \sigma_{ai} + \sigma_{ri}$ ) である。

図11に  $\Delta K_{inc}$  と  $N_f$  の関係を示す。表面き裂発生起点の介在物から求めた応力拡大係数幅  $\Delta K_{inc,s}$  は  $4 \sim 7$  MPa  $\sqrt{m}$  の間に分布し、 $4$  MPa  $\sqrt{m}$  より小さい範囲には表面き裂発生型破壊は認められない。一方、内部き裂発生起点のそれ  $\Delta K_{inc,i}$  の値は  $2 \sim 6$  MPa  $\sqrt{m}$  の間にばらついて分布しており、 $N_f$  の増加に伴って小さくなる傾向を示す。これら  $\Delta K_{inc}$  の値に表面処理の影響は見られない。

図12はGBFの寸法  $\sqrt{area_{GBF}}$  を用いて、式(2)と同様にして求めた応力拡大係数幅  $\Delta K_{GBF}$  を示す。な

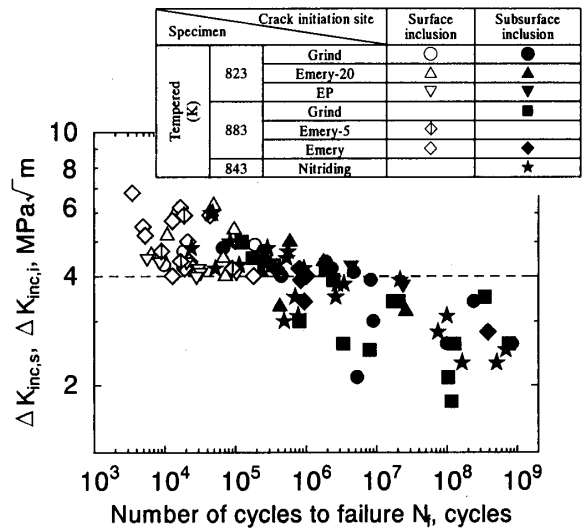


Fig. 11 Experimental relationship between  $\Delta K_{inc}$  and  $N_f$

お、図中には内部き裂発生起点の介在物寸法から求めた  $\Delta K_{inc,i}$  を再記した。  $\Delta K_{GBF}$  の値は表面処理と関係なく、  $4\sim 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  の値を示し、 GBF を生じない短寿命域 ( $N_f < 5 \times 10^5$ ) における  $\Delta K_{inc,i}$  の値とも同程度である。したがって短寿命域においては、介在物周囲に GBF を生ずることなく内部き裂が発生して進展する。一方、長寿命域における介在物は GBF を生じて、  $\Delta K_{GBF}$  が  $4\sim 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  になった後、き裂が発生・進展して破壊に至るものと考えられ、この値がき裂進展の下限界応力拡大係数幅であると推定される。  $\Delta K_{GBF}$  がほぼ一定値になることは SUJ 2 鋼においても認められており<sup>(11)~(17)</sup>、超長寿命域における疲労破壊には GBF の形成が重要な役割をしていることが本供試材に対しても確認できる。なお、表面仕上げおよび表面処理の違いによる  $\Delta K_{GBF}$  の差異は認められない。

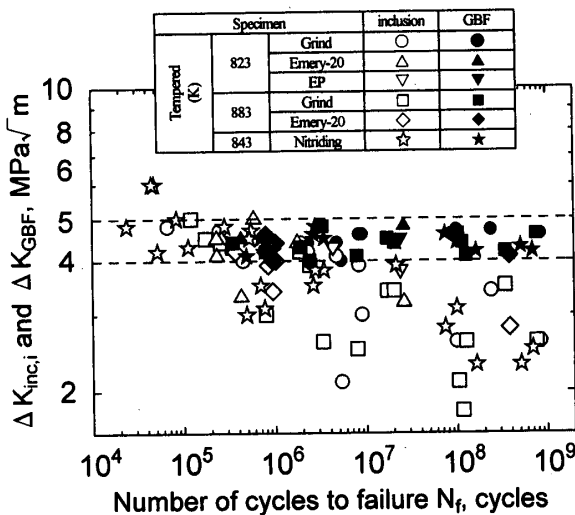


Fig. 12 Experimental relationship between  $\Delta K_{GBF}$ ,  $\Delta K_{inc,i}$  and  $N_f$

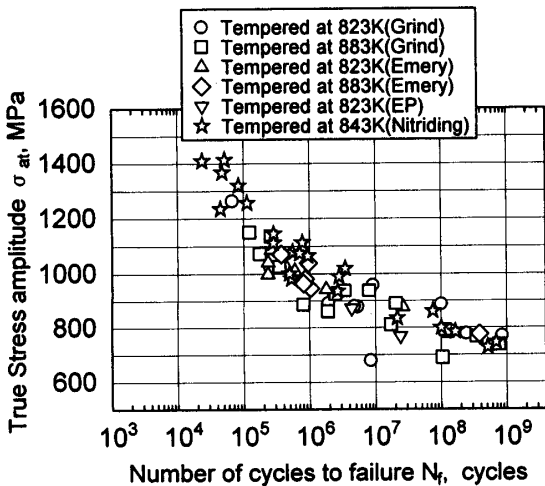


Fig. 13 Modified S-N curve considering applied stress amplitude  $\sigma_{at}$  by fatigue limit  $\sigma_w$  calculated using  $\sqrt{area}$  parameter model

#### 4.2 疲労強度に及ぼす残留応力の影響と疲労限度の推定

内部き裂発生起点に作用する応力は曲げの応力こう配の影響によって試験片表面のそれと異なり、また窒化処理による試験片内部で約 35 MPa の引張残留応力が生ずることが認められた。図 13 はこれらの影響を検討するために、内部き裂発生起点となった介在物位置における応力振幅と残留応力を考慮して求めた引張側応力振幅(最大応力)を用いて、図 4 を再整理した結果を示したものである。図 13 からわかるように、図 4 の試験片表面の負荷公称応力を用いた内部き裂発生型疲労破壊の S-N 曲線に比べて、疲労寿命のばらつきは小さくなり、1本の S-N 曲線で示される。したがって内部き裂発生型疲労破壊の検討に対して、き裂発生起点の応力を用いて検討することが大切であることが指摘される。このことは SUJ 2 鋼においても認められており<sup>(16)(17)</sup>、内部き裂発生型の疲労破壊に表面処理の影響は存在せず、材料固有の S-N 曲線を有することがわかる。

超長寿命域の疲労において、内部き裂発生型疲労破壊に疲労限度が存在するか否かや、疲労限度推定法の検討は機器の疲労設計に際して重要な課題である。本供試材では  $10^9$  回までの疲労試験において明確な疲労限度は認められなかった。しかし本研究を通して、内部き裂の発生起点となった非金属介在物周囲の GBF の形成が疲労限度と密接な関係を有することが推察された。すなわち、GBF を形成する力学的限界が内部き裂発生型疲労破壊の疲労限度であると考えられる。現時点ではこの GBF 形成の機構が明確ではなく、今後の研究によって明らかにされることを期待したい。

本研究では、村上ら<sup>(20)</sup>によって提案されている次式の  $\sqrt{area}$  パラメータ・モデルにより疲労限度  $\sigma_w$

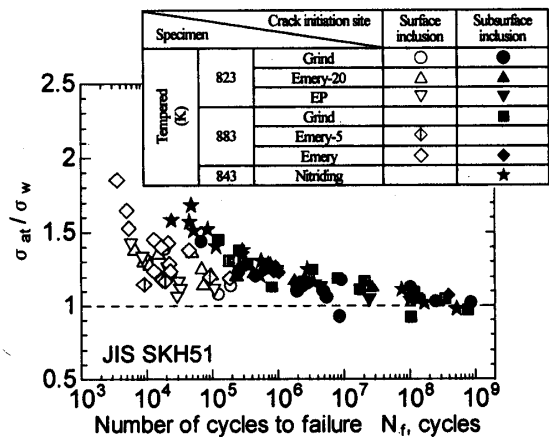


Fig. 14 Modified S-N curve normalized true stress amplitude  $\sigma_{at}$  by fatigue limit  $\sigma_w$  calculated using  $\sqrt{area}$  parameter model

を求めて考察を試みた。

$$\sigma_w = C(HV + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \dots\dots\dots (3)$$

ただし,  $C=1.56$ : 内部介在物に対して

$C=1.43$ : 表面介在物に対して

図 14 は式(3)で求めた  $\sigma_w$  と図 13 で説明した引張側の応力振幅  $\sigma_{at}$  の比  $\sigma_{at}/\sigma_w$  と疲労寿命  $N_f$  の関係である。なお, 式(3)中の  $\sqrt{area}$  は GBF の観察された試験片に対しては GBF の大きさ  $\sqrt{area_{GBF}}$  を用い, またその観察されない場合には介在物の大きさ  $\sqrt{area_{inc}}$  を用いて計算した。図 14 より明らかなように, ほぼすべての結果が  $\sigma_{at}/\sigma_w=1$  以上となっており, 本方法によって疲労限度の推定が可能であると思われる。しかし, 一部の試験結果が  $\sigma_{at}/\sigma_w=1$  以下となり危険側の推定になっていることから, さらに詳細な検討が必要である。

## 5. 結 言

高強度・高硬度鋼の超長寿命域の疲労強度特性に及ぼす表面の影響を明らかにする研究の一環として, 砥石研削, エメリー紙研磨, 電解研磨およびプラズマ光輝窒化の 4 種類の表面仕上げまたは表面処理を施した高速度工具鋼 JIS SKH 51 を用いて広領域にわたる片持回転曲げ疲労試験を大気中で行った。得られた主な結論は以下のとおりである。

(1) 砥石研削材の  $S-N$  曲線は表面き裂発生型と内部き裂発生型の疲労破壊が連続的に変化する二重  $S-N$  曲線となり, 試験片表面をエメリー紙研磨あるいは電解研磨により表面加工層を除去すると二段折れ曲り  $S-N$  曲線に変化した。

(2) 表面き裂発生型疲労破壊から内部き裂発生型疲労破壊への遷移応力振幅(表面き裂発生型疲労破壊の疲労限度)および遷移疲労寿命( $S-N$  曲線の水平部の長さ)は表面残留応力の影響を受けて変化し, 残留応力が小さくなると遷移応力振幅は低下し, 遷移疲労寿命は増加する傾向を示す。

(3) 窒化処理材の疲労破壊は高応力振幅域から低応力振幅域までのすべての領域において内部の非金属介在物をき裂発生起点とする内部き裂発生型の  $S-N$  曲線となった。

(4) 4 種類の表面仕上げおよび表面処理材の内部き裂発生型疲労寿命に差異は認められず, 1 本の  $S-N$  曲線となった。したがって, 内部き裂発生型疲労破壊に試料表面の影響は認められない。

(5) 窒化処理による疲労強度の向上は未処理材の

表面き裂発生型疲労破壊の領域のみに認められた。

(6) 4 種類の供試材の長寿命域における内部き裂発生型疲労破壊では, き裂発生起点となった介在物周囲に GBF の形成が認められ, 内部き裂発生に対する主要な因子であることが破壊力学的検討によって明らかとなった。

終わりに, 本実験に用いた試験片は(株)不二越より提供を受けたものであり, 便宜をお図りいただいた同社安岡 学氏に謝意を表す。また, 本実験に協力を得た富山大学工学部技官・友坂敏信氏, 卒業研究の一環として協力を得た当時富山大学学生・森井祐一, 竹尾卓哉の両君に謝意を表す。また, 本研究は科学研究費補助金 [基盤研究(C), 課題番号 12650077] を得て実施したものであり, 関係各位に謝意を表す。

## 文 献

- (1) 例えば, Stanzl-Tschegg, S. and Mayer, H. 編, *Fatigue in the very high cycle regime*. (2001-7), Vienna, Boku.
- (2) 塩澤和章, 機誌, **103**-981 (2000), 494-495.
- (3) 村上敏宜・高田昌幸・鳥山寿之, 材料, **46**-10 (1997), 1149-1154.
- (4) Wang, Q. Y., Berard, J. Y., Dubarre, A., Baudry, G., Rathery, S. and Bathias, C., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22**-7 (1999), 667-762.
- (5) Nishijima, S. and Kanazawa, K., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22**-7 (1999), 601-607.
- (6) Murakami, Y., Nomoto, T. and Ueda, T., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22**-7 (1999), 581-590.
- (7) Wang, Q. Y., Berard, J. Y., Rathery, S. and Bathias, C., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22**-7 (1999), 673-677.
- (8) 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**-7 (2000), 779-785.
- (9) 酒井達雄・武田光弘・田中伸明・金光学・小熊規泰・塩澤和章, 機論, **67**-663, A (2001), 1805-1812.
- (10) Shiozawa, K., Nishino, S., Ohtani, T. and Mizuno, S., (Ravichandran, K. S., Ritchie, R. O. and Murakami, Y. 編), *Small Fatigue Cracks, Mechanics, Mechanisms and Applications*, (1999), 39-47, Elsevier Sci. Ltd.
- (11) 塩澤和章・魯連涛・石原外美, 材料, **48**-10 (1999), 1095-1100.
- (12) Shiozawa, K., Lu, L. T. and Ishihara, S., *Proc. ECF13*, (2000-9), Spain, Elsevier Sci. Ltd., CD-ROM.
- (13) Lu, L. T., Shiozawa, K. and Ishihara, S., *Material Science Research International*, STP-1 (2001), 35-40.
- (14) Shiozawa, K., Lu, L. T. and Ishihara, S., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **24**-12 (2001), 781-790.
- (15) Shiozawa, K. and Lu, L. T., *Fatigue in the Very High Cycle Regime* (2001-7), 165-172, Vienna.
- (16) 魯連涛・塩澤和章, 機論, **67**-662, A (2001), 76-84.
- (17) Shiozawa, K. and Lu, L., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **25**-8/9 (2002), 813-822.
- (18) 魯連涛・塩澤和章, 機論, **69**-679, A (2003), 662-670.
- (19) 村上敏宜・児玉昭太郎・小沼静代, 機論, **54**-500, A (1988), 688-695.
- (20) Murakami, Y. and Endo, M., *Int. J. Fatigue*, **16**-2 (1994), 163-182.