

高速度工具鋼 SKH 51 の超長寿命疲労挙動と破壊形態*

魯 連 涛^{*1}, 塩澤和章^{*2}, 森井祐一^{*1}Gigacycle Fatigue Behavior and Fracture Morphology
of High Speed Tool Steel, JIS SKH 51Liantao LU, Kazuaki SHIOZAWA^{*3} and Yuichi MORII^{*3} Department of Mechanical and Intellectual System Engineering, Toyama University,
3190 Gofuku, Toyama-shi, Toyama, 930-8555 Japan

Gigacycle fatigue characteristics of high speed tool steel, JIS SKH 51, was investigated under cantilever-type rotary bending fatigue tests in an open environment at room temperature. As a result of fatigue tests, $S-N$ curve was clearly classified into two types of fracture modes by the different crack origins. One fracture mode occurred at the surface inclusion in the region of short fatigue life and high stress amplitude level. The other was at the subsurface inclusion in the region of long fatigue life and low stress amplitude level. The transition of crack initiation site from surface to subsurface appeared at about 2×10^4 cycles and the stress amplitude for the transition was affected by the tempering temperature of the specimen. On the other hand, difference on fatigue life for internal fracture mode between specimens treated by different tempering temperature did not observed. Fatigue fracture mechanisms were discussed through the detailed observation of subsurface crack initiation site.

Key Words: Gigacycle Fatigue, $S-N$ Curve, Surface Fracture Mode, Internal Fracture Mode, High Speed Tool Steel

1. 緒 言

近年 10^7 回を越える領域, すなわち超長寿命域における疲労強度特性に関する研究が注目されてきている^{(1)~(10)}. これは高強度鋼や表面処理を施した合金鋼において高応力振幅・短寿命域では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疲労破壊に遷移し, $S-N$ 曲線は特異な折れ曲りを示すためである. 超長疲労寿命域において, 新たな破壊機構によって疲労破壊の生ずる可能性のあることは機械・構造物の疲労設計や保守・管理の点から注目すべき重要な問題であり, 破壊機構の解明と寿命予測法の確立など早急な解決が求められている.

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 の研磨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特性について検討してきた^{(11)~(16)}. その結果, 表面き裂発生に起因する疲労

破壊と内部き裂発生に起因するその2本の $S-N$ 曲線の存在が示唆され, これを二重 $S-N$ 曲線と呼んだ. この二重 $S-N$ 曲線の概念を用いると, 表面き裂発生型疲労寿命と内部き裂発生型のその長短・発生確率の違いにより, 材料の $S-N$ 曲線は4種類のタイプに分類されることを考察してきた⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾. これら $S-N$ 曲線の形状は材料の種類, 表面性状さらには表面処理の程度によって異なることが予想される. 長寿命域に現れる内部き裂発生型破壊の機構を明らかにし, $S-N$ 曲線の形状を理解することは, 機械・構造物の疲労設計における材料選択の立場からも重要な研究課題である.

本研究ではこれまでの研究の一環として, 高速度工具鋼 JIS SKH 51 を用いて 10^9 回までの疲労試験を行い, $S-N$ 曲線の特徴並びに破壊形態について検討を行った. また, 本供試材に対して工業的に実施される焼戻し温度範囲である 823 K と 883 K の2種類の試験片を用いて, 超長寿命疲労強度特性に及ぼす焼戻し温度の影響についても考察した.

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高速度工具鋼 JIS SKH 51 であり, 化学組成(mass%)は 0.63 C,

* 原稿受付 2002年7月15日.

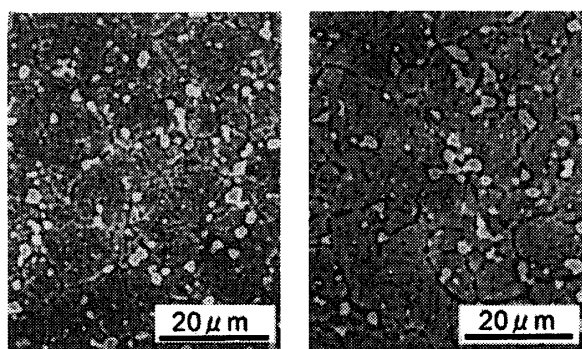
^{*1} 富山大学大学院理工学研究科(〒930-8555 富山市五福3190).^{*2} 正員, フェロー, 富山大学工学部.

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

5.24 Mo, 6.02 W, 2.10 V である。試験片には焼入れ (1 453 K 油冷および 823 K 油冷を 2 回) の後, 823 K 空冷または 883 K 空冷の 2 温度レベルの焼戻し処理を施した。焼戻し温度 823 K 材の平均硬さは 798 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図 1 に示すような焼戻しマルテンサイト組織であり, 微細な球状の炭化物の析出が見られる。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。

試験片は図 2 に示すように, 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, 弾性応力集中係数は $K_t=1.06$ である。試験片表面は砥石研磨 (# 100) 仕上げとしたが(以後, 砥石研磨材と呼び, Grind と略記), 一部研磨傷除去のためエメリー紙 (# 1000) 研磨後バフ仕上げを施した試験片(以後エメリー紙研磨材と呼び, Emery と略記)を用意した。なお, 試験片表面部の圧縮残留応力は X 線残留応力測定の結果, 砥石研磨材が 360 MPa, エメリー紙研磨材が 80 MPa であった。

2.2 実験方法 疲労試験は回転速度 3 150 rpm ($f=52.5$ Hz) の 4 連式片持回転曲げ疲労試験機⁽⁶⁾ 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



(a) Tempered at 823 K (b) Tempered at 883 K

Fig. 1 Microstructure of testing materials

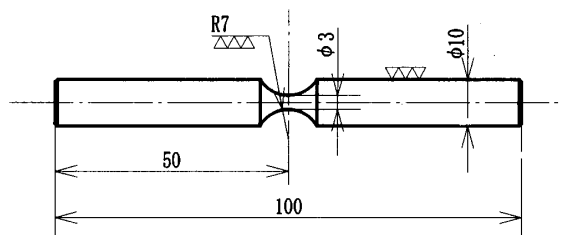


Fig. 2 Shape and dimensions of specimen tested

た。また, EPMA (Electro Probe Microanalysis) でき裂発生起点となった介在物成分の測定を行った。

3. 実験結果

3.1 S-N 曲線 実験より得られた S-N 曲線を図 3 に示す。図中の実験点は後述する破面形態別に表示した。砥石研磨材は応力振幅 $\sigma_a=1\ 200$ 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。なお後述するように, 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。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。

エメリー紙研磨材は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(図中△◇印)であった。一方, 低応力振幅域では内部き裂発生型破壊(図中▲◆印)を生じた。本供試材は前述の砥石研磨材とは異なり, 表面き裂発生型から内部き裂発生型疲労破壊への遷移において S-N 曲線に水平部が認められ, 二段折れ曲り S-N 曲線の形態を示す。この遷移領域を明らかにするためにステアケース法による実験を試みた。

ステアケース法は 10 本の試験片を用いて, 応力階差 $\Delta\sigma=50$ MPa として実験を行い, 表面き裂発生型疲労破壊を生じた場合には負荷応力振幅を一段減少させて実験を行い, 一方内部き裂発生型疲労破壊を生じ

Crack initiation site		Specimen			
		Surface	Surface inclusion	Subsurface fish-eye	Subsurface non-fish-eye
Tempered (K)	823	Grind ◎	○	●	▲
	Emery △	△	▲	◆	◇
883	Grind □	□	■	◆	◇
	Emery ◇	◇	◆	◇	◇

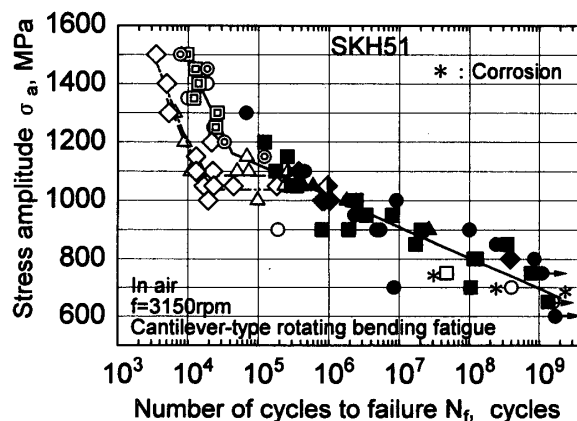


Fig. 3 S-N curve for high-speed tool steel, SKH 51

た場合には負荷応力振幅を一段増加させた。実験の結果、表面き裂発生型から内部き裂発生型疲労破壊への遷移応力振幅は 823 K 材で $1\,085 \pm 15.3$ MPa, 883 K 材で $1\,038 \pm 17.5$ MPa であり、焼戻し温度の低い材料のほうが若干高い遷移応力振幅を示した。なお、表面き裂発生型破壊の S-N 曲線の時間強度域において焼戻し温度の差異による疲労寿命の違いは見受けられない。

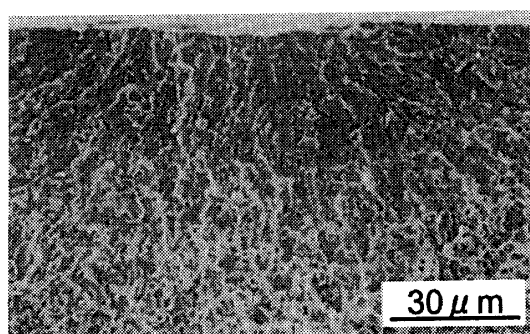
図 3 より、低応力振幅域において生ずる内部き裂発生型疲労破壊に焼戻し温度並びに表面仕上げ状態の違

いによる差異は観察されなかった。表面き裂発生型破壊の疲労寿命に砥石研磨材とエメリー紙研磨材の間に違いが認められた理由は表面圧縮残留応力の差異によるものであると予想される。これに対して、内部き裂発生型破壊には表面仕上げや表面圧縮残留応力の差異が認められない理由は内部き裂の発生と進展に対して表面の影響がないためである。この点は著者らが高炭素クロム軸受鋼 SUJ 2 を用いて行った詳細な研究⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾からも裏付けられる。

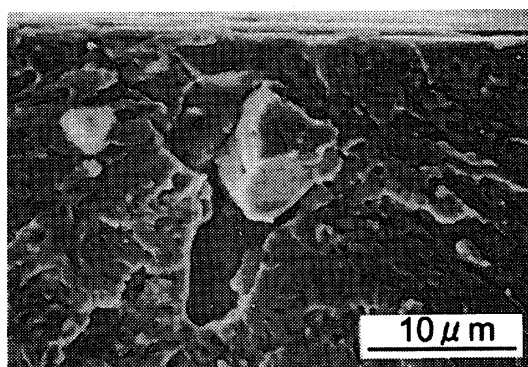
表面き裂発生型から内部き裂発生型疲労破壊への遷移に砥石研磨材とエメリー紙研磨材との間に相違が認められた。すなわち、S-N 曲線の形状が異なり、前者には S-N 曲線の水平部が消失する傾向が認められた。この水平部の有無は表面残留応力の大小と関係し、また水平部の長さ(寿命)は材料によって異なることが考えられる。著者らが行った SUJ 2 鋼の砥石研磨材では水平部が $N_f = 10^5 \sim 10^7$ の間に現れた^{(11)~(14)}のに対して、本供試材では $N_f = 2 \times 10^4 \sim 3 \times 10^5$ で現れた。水平部長さの表面残留応力による違いは、著者らの指摘した二重 S-N 曲線の概念によって説明できる⁽¹⁴⁾。すなわち、表面き裂発生型と内部き裂発生型疲労破壊の 2 本の S-N 曲線が存在し、後者は表面残留応力の影響を受けないと考えると、表面き裂発生型の S-N 曲線は表面の圧縮残留応力の存在によって長寿命・高応力振幅域側に移動して水平部が減少し、短寿命・高応力振幅域から内部き裂発生型疲労破壊の S-N 曲線が現れることになる。

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た。図 4(a)および(b)は高応力振幅域で観察された焼戻し温度 823 K 砥石研磨材の破面観察例である。表面き裂発生型疲労破壊には、(a)図のようにき裂発生起点に介在物が観察されない場合と、(b)図のように表面近傍の介在物を起点とするものの 2 種類に分類された。なお、介在物を起点としないき裂発生起点には砥石研磨による傷が観察される場合もあった。これらの両者を分類して図 3 に明記したが、両者間の疲労寿命の差異は認められない。

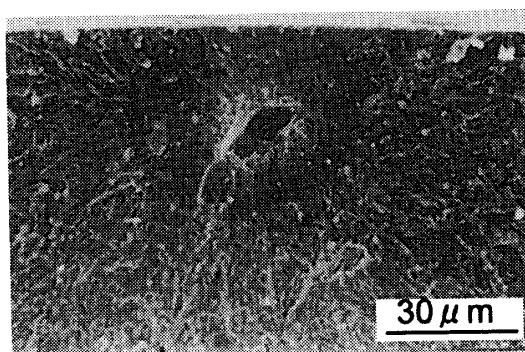
図 4(c)は低応力振幅域で観察された焼戻し温度 823 K 砥石研磨材の破面観察例である。試験片内部の介在物をき裂発生起点としたフィッシュ・アイが観察され、また、フィッシュ・アイの境界は試験片表面まで達していた。なおエメリー紙研磨材の疲労破面には、試験片内部の介在物をき裂発生起点として破壊したにもかかわらずフィッシュ・アイの認められないも



(a) Surface crack initiation without surface inclusion, $\sigma_a = 1\,200$ MPa, $N_f = 3.29 \times 10^4$



(b) Surface crack initiation due to surface inclusion, $\sigma_a = 1\,400$ MPa, $N_f = 1.86 \times 10^4$



(c) Subsurface crack initiation with fish-eye, $\sigma_a = 900$ MPa, $N_f = 1.0 \times 10^8$

Fig. 4 SEM observation of crack initiation site on the specimen tempered at 823 K and polished by grind stone

のが観察された。図3には▲◆印(3点)で分離して示したが、これらの疲労寿命とフィッシュ・アイを形成する場合のそれとの間には有意な差異は認められなかった。

図5は低応力振幅・超長寿命域の内部き裂発生型疲労破壊を生ずる領域で観察された表面き裂発生型疲労破壊の観察例である。このような破壊様式は本実験の範囲内において3点観察され、図3中の実験点に「*」の添字を付して表示した。図5より、表面介在物の周囲に腐食生成物が認められる。長時間の実験中に大気中の水分によって介在物周囲が腐食されてき裂発生起点となったことが予想され、超長疲労寿命にはこのような大気中水分による腐食の影響を考慮にいれる必要のあることが指摘される。

内部き裂発生型疲労破壊した試験片のき裂発生起点となった介在物を詳細に観察した結果、図6に示すように3種類に分類された。図6(a)の介在物は平坦な様相を示しており、疲労過程に破壊したものと考えられる。EPMA分析の結果、炭化バナジウム(VC)と同定された。この介在物を以後介在物Aと呼ぶ。図6(b)は微小な介在物が凝集して大きな介在物となっている様相を示し、 $(V+Mo+W)_x C_v$ 系の炭化物と同定された。この介在物は母相との密着性が低く空洞状となり、そこからき裂が発生するものと考えられる(同介在物B)。図6(c)は球状の介在物であり、アルミナ(Al_2O_3)と同定された。これは母相からはく離・離脱した様相が観察された(同介在物C)。

図6(a)および(c)から明らかなように、介在物AおよびCの周囲には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^{(12)~(16)}。この領域は $N_f=10^6$ 以上の長寿命域で破壊した試験片に観察されたが、介在物BのGBF領域は他の介在物に比較してやや不鮮明であった。

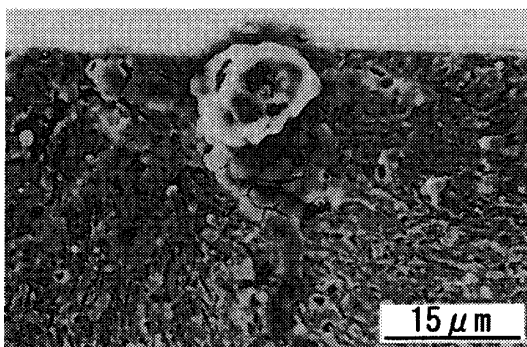
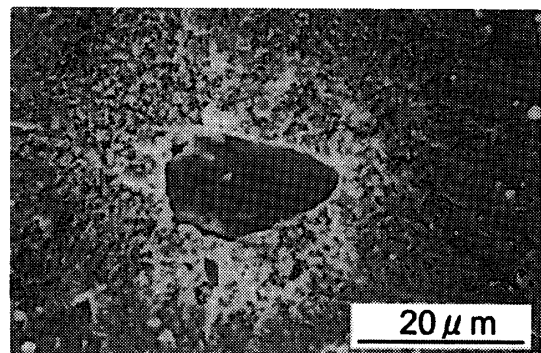


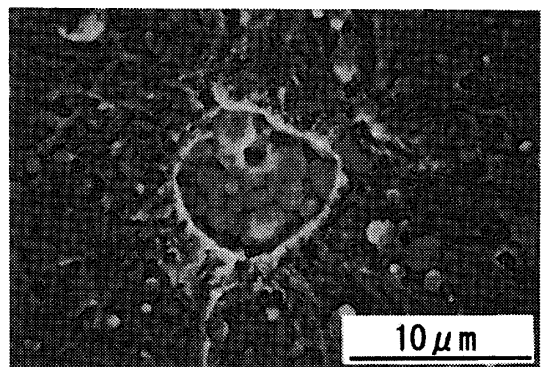
Fig. 5 Surface crack initiation due to surface corrosion, $\sigma_a=650$ MPa, $N_f=1.48 \times 10^9$

3.3 GBF領域の詳細観察 介在物周囲に形成されるGBF領域は著者らが先に実施したSUIJ2鋼にも観察され、超長寿命域の疲労破壊の機構を考える上で重要であることを指摘した^{(11)~(14)}。しかし、このGBF領域の形成の機構に関しては不明な点が多い。本研究では、GBF領域の詳細観察を行った。

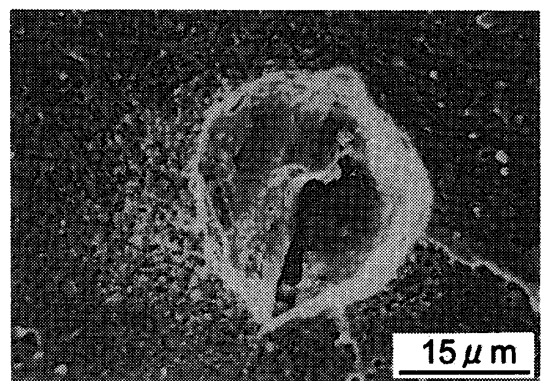
図7(a)は焼戻し温度823 K材($\sigma_a=800$ MPa, $N_f=8.48 \times 10^8$)の内部き裂発生起点の介在物A近傍のSEM観察結果である。介在物周囲にはGBF領域が観察され、その周囲にはほぼ円形のフィッシュ・アイ領域が存在する。なお、図7(a)右上部のフィッシュ



(a) Inclusion A, $\sigma_a=800$ MPa, $N_f=8.48 \times 10^8$



(b) Inclusion B, $\sigma_a=900$ MPa, $N_f=5.35 \times 10^6$



(c) Inclusion C, $\sigma_a=850$ MPa, $N_f=2.40 \times 10^8$

Fig. 6 Three kinds of non-metallic inclusion observed on internal crack initiation site

ユ・アイ内部に小さな介在物 B が観察される。同一破面のフィッシュ・アイ内に別の介在物が観察されるのは興味深い。

図 7(b) は図 7(a) の鳥かん図である。図 7(b) から、GBF 領域はその周囲に比較して凹凸の大きいことがわかり、この領域とその周囲のフィッシュ・アイ領域とではき裂進展の機構が異なっていることが推察される。図 7(c) は図 7(a) に示した切断線 I-II に沿って測定した破面の凹凸を求めた結果である。鳥かん図で認められたと同様に、GBF 領域はその周囲に比

べて凹凸、すなわち粗さが大きいことが明らかである。GBF 領域内の凹凸の間隔は $1\mu\text{m}$ 程度で析出炭化物の大きさ程度と推定されるが、詳細は現在検討中である。

表 1 は介在物 A, B および C 周囲の破面の粗さ測定結果を示した。表中の数値は、破面数箇所の切断線による粗さを測定して GBF 領域内とその周囲のフィッシュ・アイ部の粗さの平均値として表示したものである。表 1 より明らかなように、GBF 領域の粗さはその周囲に比べて約 10 倍程度大きいことがわかる。同様のことは SUJ 2 鋼においても観察されている⁽¹⁴⁾。

3.4 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 8 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 9 に示す。図中の実験点には介在物の種類を付記した。図 9 より、き裂発生起点となった介在物深さは $20\sim 180\mu\text{m}$ の広い範囲に分布しており、焼戻し温度や表面仕

Table 1 Experimental measurement of surface roughness on the fracture surface

Type of inclusion	Roughness	(μm)	
		GBF	Inside of fish-eye
A	Ra	0.141	0.025
	Rmax	0.621	0.040
B	Ra	0.052	0.02
	Rmax	0.227	0.038
C	Ra	0.138	0.024
	Rmax	0.669	0.045

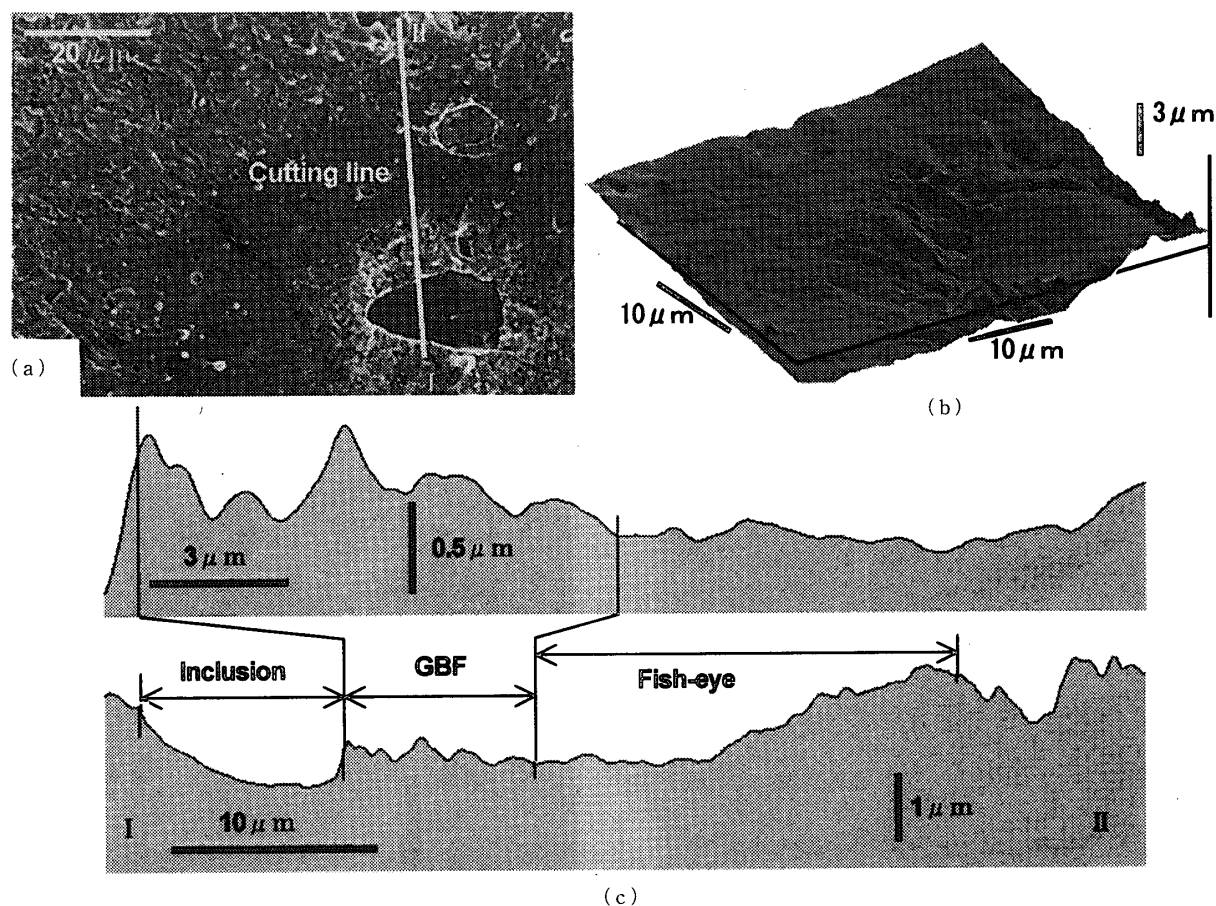


Fig. 7 Birds-eye pattern (b) in the vicinity of bright-facet area around an inclusion (a) and a surface roughness plot (c) along a cutting plane line on the fracture surface of the specimen ruptured by an internal failure mode

上げによる違いおよび N_f の依存性は見られない。なお、介在物 C の一群は $d_{inc}=20\sim 180\ \mu\text{m}$ と広い範囲に分布しているのに対し、介在物 A および B は $20\sim 60\ \mu\text{m}$ と狭い範囲に分布している。

図 10 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

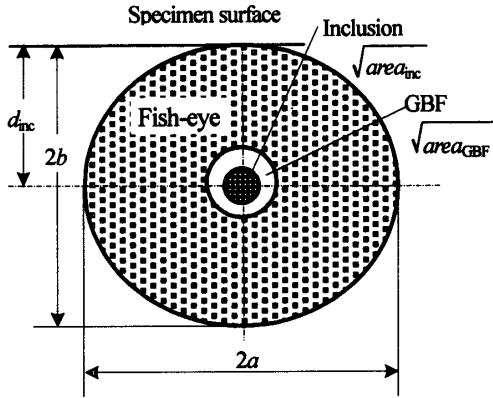


Fig. 8 Definition for size and dimension of fish-eye

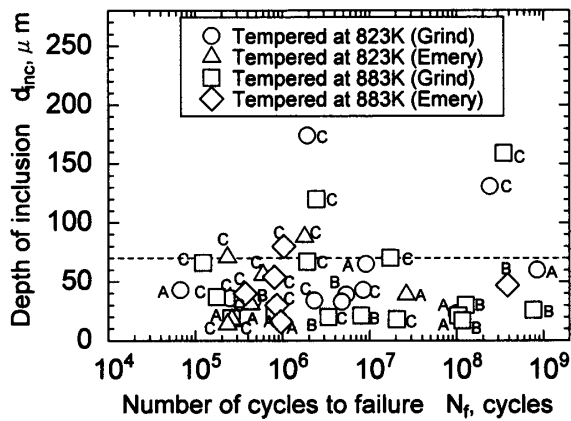


Fig. 9 Experimental results for depth of non-metallic inclusion in relating to number of cycles to failure

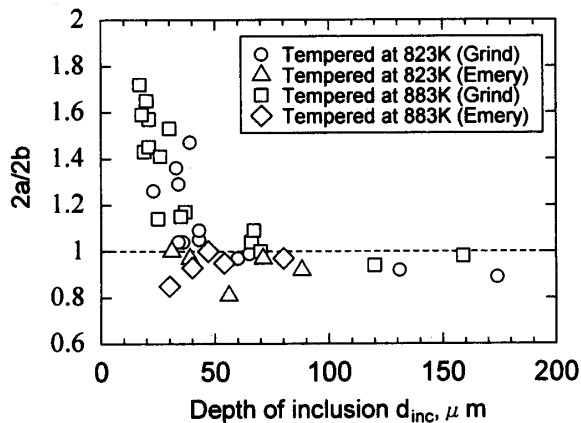


Fig. 10 Experimental relationship between aspect ratio of fish-eye and depth of non-metallic inclusion

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 10 より、砥石研磨材は $d_{inc}\geq 40\ \mu\text{m}$ の場合、 $2a/2b\approx 1$ となって、フィッシュ・アイはほぼ円形の形状となる。また、 $d_{inc}<40\ \mu\text{m}$ の場合、 $2a/2b>1$ となって、フィッシュ・アイは接線方向に長軸を持つ円形状となる。一方、エメリー紙研磨材では、すべての試験片において、 $2a/2b\approx 1$ となって、フィッシュ・アイはほぼ円形の形状となる。フィッシュ・アイの形状は試験片表面層に存在する圧縮残留応力の影響を受けると考えられ⁽¹⁶⁾、焼戻し温度に依存していない。

図 11 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。図中の実験点には介在物の種類を併記した。図 11 より、 $\sqrt{area_{inc}}=18\ \mu\text{m}$ を境として介在物 C の一群と介在物 A および B の一群に分

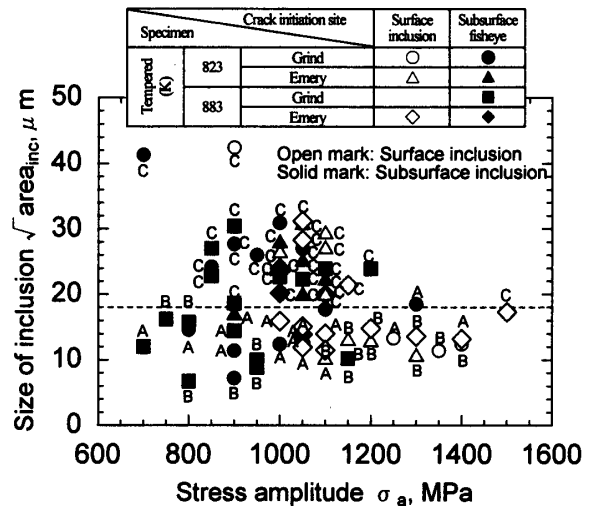


Fig. 11 Experimental results for size of non-metallic inclusion initiated crack relating to the applied stress amplitude

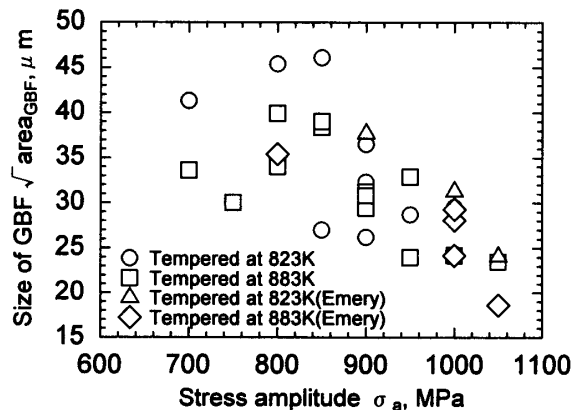


Fig. 12 Experimental results for size of GBF, relating to the applied stress amplitude

類され、前者のほうが後者に比較して大きい。介在物 C は 18~43 μm の範囲にばらつくが、それらの平均は 24.8 μm であった。これに対して、介在物 A および B は 6~18 μm の間に分布しており、平均は 12.2 μm であった。3 種類の介在物をき裂発生起点とする破壊は広い負荷応力振幅域で生じており、また表面き裂発生型と内部き裂発生型のいずれの破壊にも介在物の種類による依存性は認められない。なお、き裂発生起点となった介在物の寸法が同一負荷応力振幅条件下で大きくばらつくことは疲労寿命のばらつきに直接反映することになる。

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 12 に示す。なお、 $\sigma_a=1100$ MPa 以上の応力振幅で GBF は観察されなかった。図 12 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。この傾向に焼戻し温度および表面仕上げによる影響は見られない。

4. 考 察

4.1 き裂発生起点の破壊力学的検討 砥石研磨材およびエメリー紙研磨材の疲労破壊は高応力振幅域の表面き裂発生型から低応力振幅域の内部き裂発生型に遷移することを 3.1 節で述べた。4.1 節ではき裂発生起点に注目して両破壊機構を検討する。

3 章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⁽¹⁷⁾ によって初期応力拡大係数範囲 ΔK_{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 σ_{at} は介在物位置における負荷応力を考慮した真の応力振幅である。

図 13 に ΔK_{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 4~7 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 2~5 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。また、 $\Delta K_{inc,i}$ の値は介在物 C のほうが介在物 A および B に比べて大きくなる傾向を示している。これは介在物 C の寸法が他に比べて大きいためである。これら ΔK_{inc} の値は焼戻

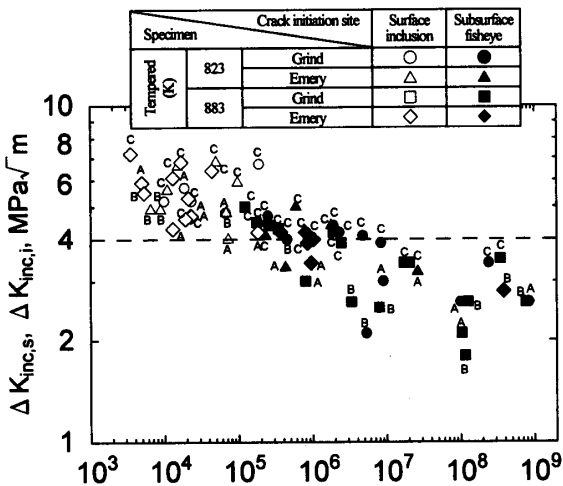


Fig. 13 Experimental relationship between ΔK_{inc} and N_f

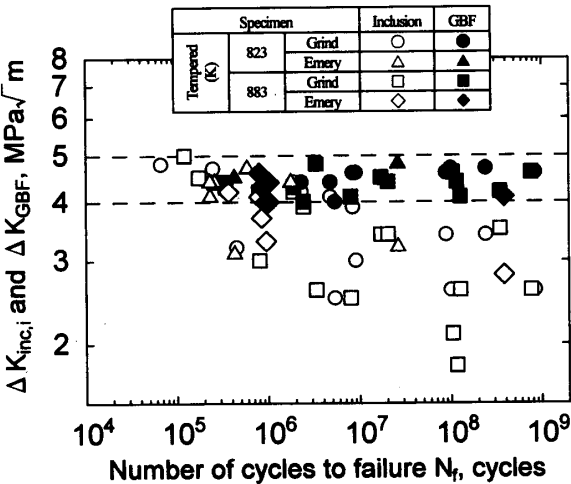


Fig. 14 Experimental relationship between ΔK_{GBF} , $\Delta K_{inc,i}$ and N_f

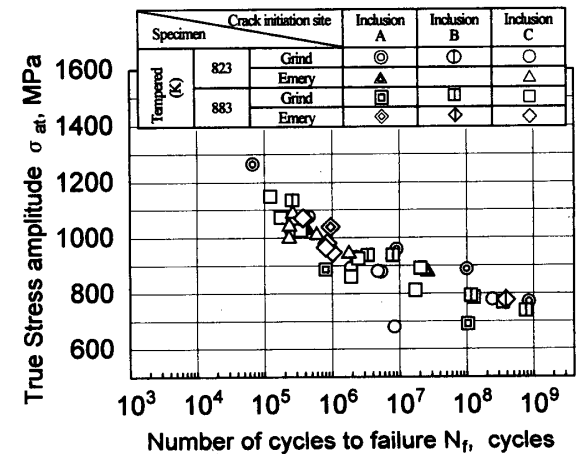


Fig. 15 Modified S-N curve considering applied stress amplitude at inclusion

し温度に関係なく、また表面仕上げの影響も見られない。

図 14 は GBF の寸法 $\sqrt{area_{GBF}}$ を用いて、式(1)あるいは(2)と同様にして求めた応力拡大係数幅 ΔK_{GBF} を示す。なお、図中には内部き裂発生起点の介在物寸法から求めた $\Delta K_{inc,i}$ を併記した。 ΔK_{GBF} の値は 4~5 $MPa\sqrt{m}$ の値を示し、GBF を生じない短寿命域における $\Delta K_{inc,i}$ 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 を生じず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、 ΔK_{GBF} が 4~5 $MPa\sqrt{m}$ 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。 ΔK_{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^{(11)~(14)}、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。

4.2 疲労強度に及ぼす応力こう配の影響 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る。図 15 は曲げの応力こう配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から求めた真の応力振幅を用いて、図 3 の内部き裂発生起点の S-N 曲線を再整理した結果を示したものである。図 15 からわかるように、図 3 の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る傾向を示すが、先に述べたようにき裂発生起点となった介在物の大きさによるばらつきが認められる。

5. 結 言

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、高速度工具鋼 JIS SKH 51 の焼戻し温度 823 K および 883 K の 2 種類の試験片を用いて 10° 回までの超長寿命域におけ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) 疲労破壊は高応力振幅・短寿命域において表面付近の介在物に起因する表面き裂発生型と、低応力振幅・長寿命域において内部の介在物を起点とする内部き裂発生型の 2 種類が観察された。

(2) S-N 曲線の形状は砥石研磨材とエメリー紙研磨材と異なり、表面残留応力の大小に起因することが推察された。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は表面残留応力および焼戻し温度の影響を受けることが明らかとなった。表面圧縮残

留応力の低下および焼戻し温度が高いほど遷移応力振幅は低下し、遷移疲労寿命(S-N 曲線の水平部長さ)は大きくなる。

(3) 内部き裂発生型疲労破壊の疲労寿命には表面性状および焼戻し温度の違いは認められなかった。

(4) き裂発生起点となった非金属介在物には 3 種類が観察され、VC, (V+Mo+W)_xC_y および Al₂O₃ であった。これら介在物の種類による疲労寿命の差異は認められなかった。

(5) 長寿命域で内部き裂発生型疲労破壊した破面の詳細な観察を行った結果、き裂発生起点となった介在物周囲には粒状の輝いた部分(GBF 領域)が観察され、この部分はその周囲に比べて凹凸の大きい領域であることが明らかとなった。

(6) GBF 領域の大きさから求めた応力拡大係数幅 ΔK_{GBF} は 4~5 $MPa\sqrt{m}$ の値を示し、GBF 領域を形成せずに破壊した介在物の大きさから求めた応力拡大係数幅とほぼ同一の値となった。このことから、長寿命域における介在物を起点とする内部き裂発生型疲労破壊は GBF 領域の形成が重要な役割を示し、この形成機構の解明が今後重要な研究課題である。

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・友坂敏信氏に謝意を表す。なお、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*, Vienna, (2001), Boku.
- (2) 塩澤和章, 機誌, **103**-981 (2000), 494-495.
- (3) 村上敬宜・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・魯連濤・石原外美, 材料, 48-10 (1999), 1095-1100.
- (12) Shiozawa, K., Lu, L. T. and Ishihara, S., *Proc. ECF13*, Spain, (2000), CD-ROM, Elsevier Sci. Ltd.
- (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*, Vienna, (2001), 165-172.
- (16) 魯連濤・塩澤和章, 機論, 67-662, A (2001), 76-84.
- (17) 村上敬宜・児玉昭太郎・小沼静代, 機論, 54-500, A (1988), 688-695.
-