

高速度工具鋼 SKH51 の内部疲労破壊に及ぼす応力比の影響*

塩澤和章*¹, 西野精一*², 谷内康之*³

Effect of Stress Ratio on Subsurface Fatigue Fracture of High-Speed Tool Steel, SKH51

Kazuaki SHIOZAWA, Seiichi NISHINO*⁴ and Yasuyuki YACHI*⁴ Department of Mechanical and Intellectual Systems Engineering, University of Toyama,
3190 Gofuku, Toyama shi, Toyama, 930-8555 Japan

The effect of stress ratio ($R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) on subsurface fatigue fracture of high-speed tool steel, SKH51, was investigated using smooth specimen subjected to axial reversed loading in air at room temperature. From the experimental results, interior inclusion induced fracture occurred in each stress ratio. The number of cycles to the transition from surface fracture mode to subsurface fracture mode depended on R . A granular-bright-facet (GBF) area formed around the nonmetallic inclusion inside the fish-eye zone on the fracture surface of the specimen in long-life fatigue regime, $N_f > 10^6$, at $R = -1.3, -1$ and 0 . From the detail observation of GBF area by three-dimensional SEM, the roughness of GBF area depended on the stress intensity factor range, $\Delta K_{inc,s}$, at the inclusion of fracture origin.

Key Words: Fatigue, Subsurface Crack, Stress Ratio, Axial Loading, High-Speed Tool Steel

1. 緒言

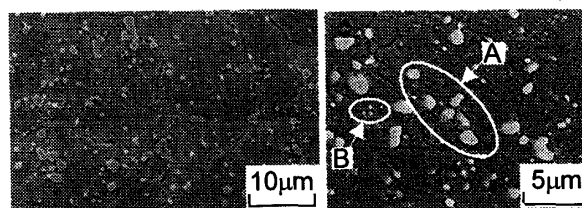
近年, 10^7 回を越える超長寿命域での金属材料の疲労強度特性の把握が各種機械・構造部材の安全性と経済性の両面から重要とされ多くの研究が行われている^{(1)~(8)}. 高強度鋼や表面改質鋼の回転曲げ疲労試験においては, 高応力振幅・短寿命域で見られる表面破壊型の $S-N$ 曲線と低応力振幅・長寿命側で認められる内部破壊に対する $S-N$ 曲線から成る二重 $S-N$ 曲線の存在が指摘されている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾. 著者らはこれまでに超長寿命域における疲労挙動に関する一連の研究を行い, 10^6 回以上の長寿命域での内部き裂発生型破壊を生じた破面には, き裂発生起点となった非金属介在物周囲に粒状で粗さの大きい領域が存在することを指摘し, この特異な領域を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した場合, 粒状で白く輝いて観察されることから GBF (Granular-Bright-Facet) と称した⁽¹¹⁾⁽¹²⁾. この領域の形成機構に関しては材料製造時に非金属介在物周囲にトラップされた水素の影響とする報告⁽¹⁶⁾や疲労過程に介在物周囲の組織が微細化することによるとの報告⁽¹⁷⁾がある. 著者らは内部き裂発生型破面の三次元観察により介在物周囲に存在する微細な球状炭化物が疲労過程に組織から剥離し, それらが微細き裂と

なって成長・連結することにより形成されるとする「微細炭化物の離散剥離説」を提案した⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾. 超長寿命域の疲労に関する研究の多くは回転曲げ疲労条件下で行われており, 軸荷重条件下での研究はあまり行われていない⁽²⁰⁾⁽²¹⁾. また, 長寿命域での破壊に重要な役割を果たす GBF 領域形成に及ぼす応力比の影響に関する研究例は見受けられない.

本研究では, 高速度工具鋼 SKH51 を用いて軸荷重条件下での疲労試験を行い, 内部き裂発生型疲労破壊に及ぼす負荷応力比の影響を明らかにすることを目的とした.

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材 本研究で用いた供試材は高速度工具鋼 JIS SKH51 であり, その化学組成(mass%)は 0.88C, 5.0Mo, 6.0W, 2.0V である. 熱処理は焼入れ(1453K 油冷および 823K 油冷を 2 回)の後, 823K 空冷の焼戻しを施した. 供試材の SEM による組織観察結果を図 1 に示す. 同図(a)はナイトル液でエッチングを施したものであ



(a) Etched by nital (b) Electrolytic etching
Fig. 1. Microstructure of high-speed tool steel, SKH51.

* 原稿受付 2006年1月19日.

*¹ 正員, フェロー, 富山大学工学部(☎ 930-8555 富山市五福3190).*² 正員, 富山大学工学部機械知能システム工学科.*³ 富山大学大学院理工学研究科 [現: (株)コマツ].

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

り、図(b)は炭化物の分布状況を観察するため電解研磨エッチングを施したものである。本供試材の金属組織は旧オーステナイト粒径約 11 μ m の焼戻しマルテンサイト組織であり、組織中には多数の炭化物が分布している。炭化物には図中の領域 A に示す比較的大きくいびつな形状をした Mo-V-W 系の炭化物と、領域 B に示す小さく円形の球状セメントイトが観察された。なお、ビッカース硬さは試験片表面から内部までほぼ均一であり 817HV であった。

試験片は、つかみ部直径 10mm、最小断面部直径 3mm の砂時計型試験片であり機械加工後、試験片標点部表面をエメリー紙 (#2000) とバフにより研磨して疲労試験に供した。

図 2 に供試材の表面から深さ方向に 5 μ m ずつ電解研磨で除去することにより求めた残留応力分布を示す。X 線残留応力の測定は Cr 管球を用い、管電圧 40 kV、管電流 40mA、コリメータ直径 0.5mm の条件で PSPC を用いた $\sin^2\psi$ 法を行った。機械加工後の供試材には表面から約 20 μ m 程度の深さまで圧縮残留応力が存在し、表面での残留応力の値は -665MPa であった。また、バフ研磨後の試験片表面での残留応力は -260MPa であった。

2. 2 実験方法 疲労試験は電気・油圧サーボ式疲労試験機を用いて正弦波軸荷重条件下で行った。室温・大気中の実験室雰囲気の下、繰返し速度 50Hz で実施した。応力比 $R=(\sigma_{\min}/\sigma_{\max})$ は -1.3, -1, 0, 0.3 および 0.5 の 5 条件とした。なお、試験片の取り付けには油圧チャックを利用し、軸心は疲労試験前に 90° 間隔で 4 枚ひずみゲージを貼り付けた試験片に引張り荷重を負荷し、各ゲージで計測されるひずみ量の差が 2% 以下になるように合わせた。また、試験片毎には試験片をチャックで掴んだときの偏心量が $\pm 2/100$ mm 以下であることを確認して取り付けた。

3. 実験結果

3. 1 疲労試験結果 疲労試験により得られた S-N 曲線を図 3 に示す。図中の白色のプロットは表面き

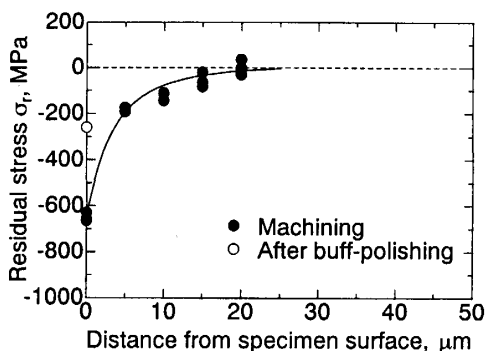


Fig.2 Distribution of residual stress for the specimen.

裂発生型破壊、黒色のプロットは内部き裂発生型破壊の結果を示している。また、"・"印を付けた実験点は破面観察により内部き裂発起点となった介在物周囲に粒状で凹凸の大きな領域(GBF)が観察されたものである。図より、S-N 曲線は応力比ごとに異なり、応力比が低いほど疲労強度が高いことがわかる。また、いずれの応力比条件でも内部き裂発生型破壊を生じており、応力比が低くなるほど短寿命域で内部き裂発生型破壊を生じる傾向が見られる。なお、回転曲げ疲労試験で認められた二重 S-N 曲線又は二段折れ曲がり S-N 曲線は軸荷重疲労試験においては認められず、短寿命域から長寿命域に渡って一本の S-N 曲線となっており、破壊形態の変化も連続的である。

3. 2 破面観察結果 疲労試験後の全ての破面を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。表面き裂発生型破壊を生じた破面の観察例を図 4 に示す。いずれの応力比の場合も、き裂は表面近傍に存在する非金属介在物を起点に発生し内部方向に放射状に進展している様相が観察された。

図 5 に内部き裂発生型破壊の破面観察例を示す。いずれの応力比条件でも、材料内部の介在物を起点としてき裂が発生し、ほぼ同心円状に進展してフィッシュアイを形成している。また、 $R=-1.3, -1, 0$ の 10^6 回以上での内部き裂発生型破面のき裂発起点となった介在物周囲には GBF 領域が観察された。なお、 $R=0.3$ と 0.5 の条件で

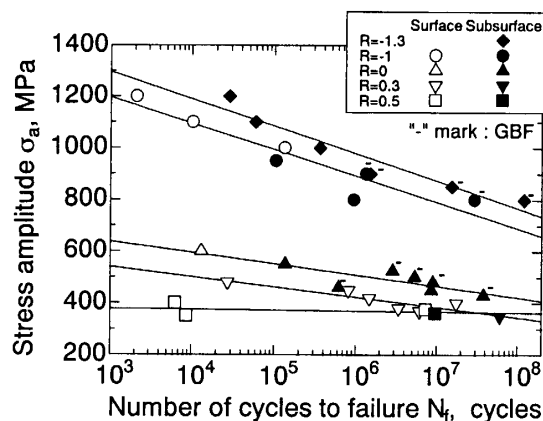
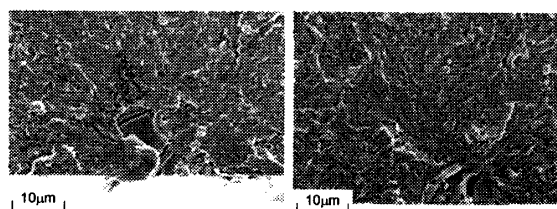


Fig.3 S-N curves of JIS SKH51.



(a) $R=-1, \sigma_a=1100$ MPa $N_f=1.04 \times 10^4$
 (b) $R=0.3, \sigma_a=450$ MPa $N_f=8.20 \times 10^5$
 Fig.4 SEM micrographs of surface crack initiation site on fracture surface.

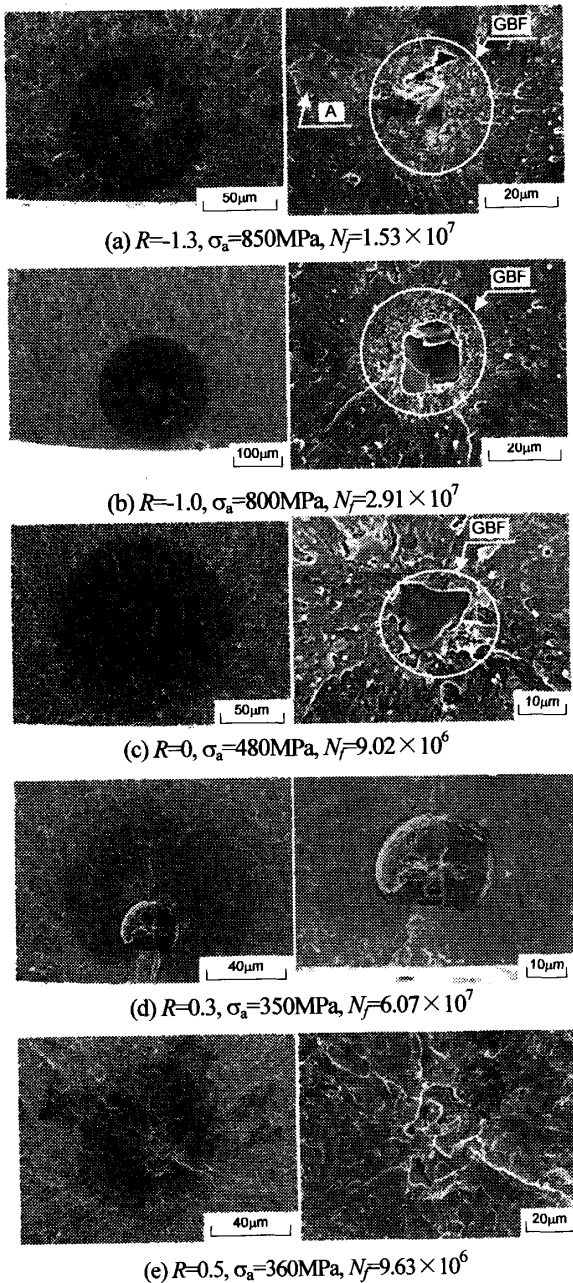


Fig.5 SEM micrographs of fish-eye on the fracture surface.

は内部き裂発生型破壊を生じた実験点が少なく、本実験の範囲内では GBF 領域を伴う破面は観察されなかった。図より、 $R=0$ の GBF 領域と比較して $R=-1.3$ や -1 の GBF 領域は凹凸が微細であり、応力比により様相が異なることがわかる。GBF 領域の粗さの応力比による違いに関しては次節で検討する。また、 $R=-1.3$ の破面上には図(a)の A に示すような黒くつぶれた箇所やこすれた跡のような筋が認められた。これは圧縮負荷時のき裂開口又は破断時に破面がぶつかったためであると考えられる。

図 6 に図 5(a)~(c) の GBF 領域を走査型プローブ顕微鏡で詳細に観察した結果を示す。図より、いずれの応力比条件も GBF 領域には直径 $1\mu\text{m}$ 以下の微細な粒状の凹凸が多く観察される。また、EPMA による成分分析の結果 GBF 領域からは多くの炭素が検出された。これらの点は、著者らが先に報告した回転曲げ疲労破面での GBF 領域の詳細観察結果⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾と同様であり、応力比の異なる軸荷重疲労条件下においても、GBF 領域は非金属介在物周囲の微細炭化物の剥離により形成されていると考えられる。

3. 3 き裂発生起点近傍の定量的評価 内部き裂発生型破壊を呈した試験片の破面には介在物を起点としたフィッシュアイが観察された。図 7 に内部き裂発生起点となった介在物の試験片表面からの距離 d_{inc} と疲労寿命との関係を示す。図より、 d_{inc} は疲労寿命によらず試験片表面近傍から中心付近までの広い範囲に分布しており、応力比の影響も認められない。

図 8 にき裂発生起点となった介在物寸法 $\sqrt{\text{area}_{inc}}$ と疲労寿命 N_f との関係を示す。図中の白色のプロットは表面き裂発生型破面で観察されたき裂発生起点となった介在物寸法であり、黒色プロットは内部き裂発生型破壊における介在物寸法を示す。また“-”印を付けた実験点は、介在物周囲に GBF 領域が観察されたものである。介在物の寸法は $10\sim 75\mu\text{m}$ の範囲に分布しており、応力比や疲労寿命による明確な差は認められない。き裂発生起点となった全ての介在物の平均寸法は $25.8\mu\text{m}$ であっ

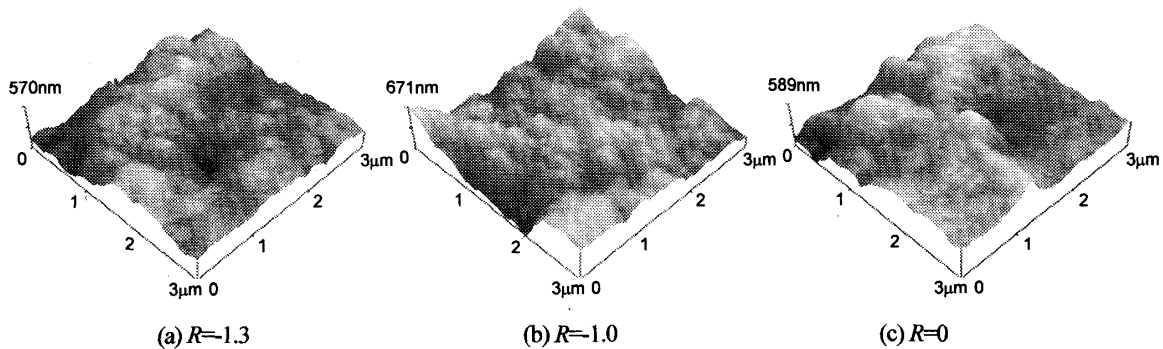


Fig.6 Detail observation of GBF area by SPM.

た。

図9に長寿命域で破断した破面上で観察されたGBF領域の寸法 $\sqrt{area_{GBF}}$ およびGBF寸法と介在物寸法との比 $\sqrt{area_{GBF}}/\sqrt{area_{inc}}$ と疲労寿命との関係を示す。ここで、GBF領域の寸法は介在物を含んだGBF領域の大きさとして定義した。図より、 $\sqrt{area_{GBF}}$ は疲労寿命の増加に伴い大きくなる傾向を示し、応力比依存性は認められない。また、 $\sqrt{area_{GBF}}/\sqrt{area_{inc}}$ にも応力比の依存性は認められず疲労寿命の増加に伴って大きくなる傾向を示している。

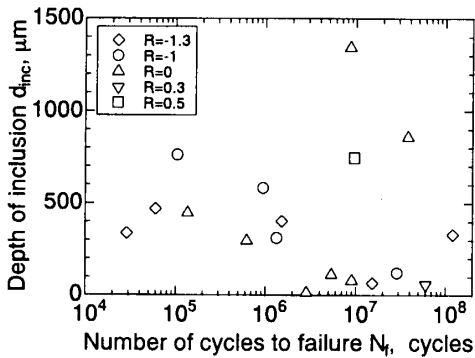


Fig.7 Relationship between depth of inclusion, d_{inc} , and number of cycles to failure, N_f .

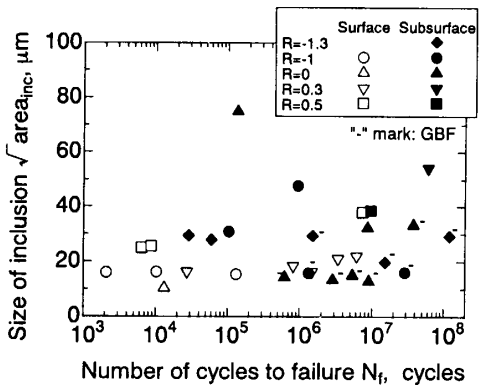


Fig.8 Relationship between size of inclusion, $\sqrt{area_{inc}}$, and number of cycles to failure, N_f .

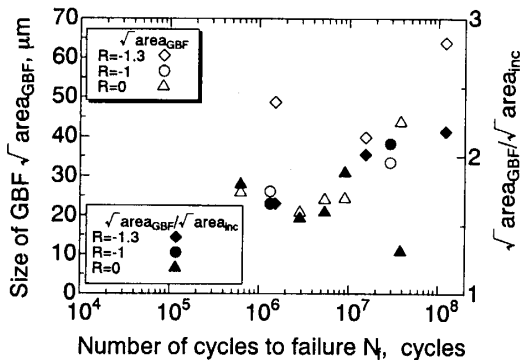


Fig.9 Relationship between size of GBF, $\sqrt{area_{GBF}}$, $\sqrt{area_{GBF}}/\sqrt{area_{inc}}$, and number of cycles to failure, N_f .

4. 考察

4.1 き裂発生起点の破壊力学的検討 き裂発生起点となった介在物の寸法 $\sqrt{area_{inc}}$ とGBF寸法 $\sqrt{area_{GBF}}$ を用いて村上らによる次式⁽²²⁾から応力拡大係数範囲を求めた。

表面き裂発生型の介在物寸法($\sqrt{area_{inc,s}}$)に対して

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

内部き裂発生型の介在物寸法($\sqrt{area_{inc,i}}$)に対して

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

GBF寸法($\sqrt{area_{GBF}}$)に対して

$$\Delta K_{GBF} = 0.5\sigma \sqrt{\pi \sqrt{area_{GBF}}} \quad \dots\dots (3)$$

図10に式(1)~(3)の σ に応力範囲 $\Delta\sigma (=2\sigma_s)$ を用いて求めた応力拡大係数範囲($\Delta K_{inc,s}$, $\Delta K_{inc,i}$, ΔK_{GBF})と疲労寿命 N_f との関係を示す。介在物寸法より求めた応力拡大係数範囲 $\Delta K_{inc,s}$ および $\Delta K_{inc,i}$ は3~12MPa \sqrt{m} の間に分布しており、圧縮側の負荷を伴わない $R=0, 0.3, 0.5$ と比較して

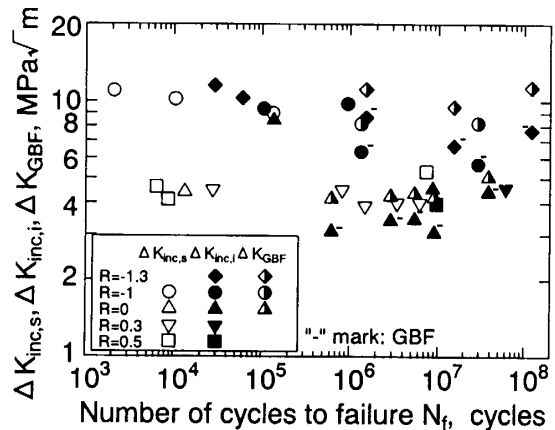


Fig.10 Relationship between stress intensity factor range, $\Delta K_{inc,s}$, $\Delta K_{inc,i}$, ΔK_{GBF} and number of cycles to failure, N_f .

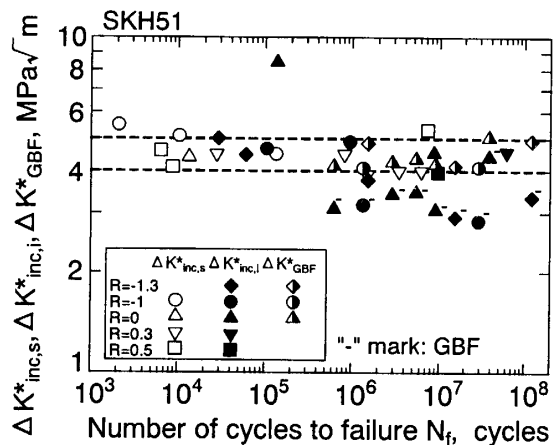


Fig.11 Relationship between modified stress intensity factor range, $\Delta K_{inc,s}^*$, $\Delta K_{inc,i}^*$, ΔK_{GBF}^* and number of cycles to failure, N_f .

$R=1$ と $R=-1.3$ の $\Delta K_{inc,s}$ と $\Delta K_{inc,i}$ は大きな値となっている。また、GBF 領域の寸法を用いて求めた ΔK_{GBF} も応力比が低いほど大きな値となっており、応力比依存性が認められ統一的な評価ができない。通常、き裂進展はき裂開閉口を考慮した有効応力拡大係数によって整理され、き裂進展挙動に及ぼす応力比の影響が統一的に説明される。本項では、介在物を起点とする内部き裂の進展が引張側の応力変動によってのみ生ずると考えて考察を試みた。

式(1)~(3)の σ に引張側の応力変動幅を用いて求めた応力拡大係数範囲 ($\Delta K_{inc,s}^*$, $\Delta K_{inc,i}^*$ および ΔK_{GBF}^*) と疲労寿命 N_f との関係を図 11 に示す。図中の破線の範囲は SKH51 鋼を用いた回転曲げ疲労試験で報告⁽¹⁴⁾されているき裂進展の下限界応力拡大係数範囲 ($\Delta K_{th}=4\sim 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) を示す。 $\Delta K_{inc,i}^*$ が ΔK_{th} 以下の場合には GBF 領域が介在物周囲に形成され、 ΔK_{GBF}^* が ΔK_{th} に達した後に内部き裂が進展して破壊に至るとされている。図より、 $\Delta K_{inc,s}^*$ は応力比によらず $4\sim 6\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の間に分布し、 $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下の範囲には表面き裂発生型破壊は認められない。 $\Delta K_{inc,i}^*$ は応力比によらず $3\sim 8\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲に分布し、 N_f の増加に伴い緩やかに減少する傾向を示す。また、 $\Delta K_{inc,i}^*$ が $4\sim 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲以下の場合には GBF 領域が形成されており、 ΔK_{GBF}^* の値は応力比によらず $4\sim 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲にある。したがって、介在物および GBF 領域からの内部き裂の成長には引張側の応力変動幅を考慮した応力拡大係数によって評価でき、応力比依存性を統一的に説明できる。

4. 2 破壊形態の遷移に及ぼす応力比の影響

疲労試験の結果、本供試材の疲労き裂はいずれの応力比条件下でも介在物を起点に発生し破壊に至るが、破壊形態には表面き裂発生型 (S 型)、GBF 領域を有さない内部き裂発生型 (I 型)、GBF 領域を有する内部き裂発生型 (IG 型) の三種類の破壊形態があることが明らかとなった。図 12 に S 型破壊から I 型破壊へ破壊形態が遷移する寿命 (以下、遷移寿命 N_{fr} と称す) および I 型破壊から IG 型破壊への遷移寿命 $N_{f,GBF}$ と応力比との関係を示す。図には、遷移寿命として各破壊形態の変化が観察された疲労寿命の平均値を求めてプロットした。なお、 $R=-1.3$ では S 型破壊が観察されなかったため、最も短寿命で I 型破壊を生じた疲労寿命を遷移寿命 N_{fr} として矢印を付してプロットした。図より、遷移寿命 N_{fr} は応力比が低くなるほど短寿命となっており、応力比依存性が認められる。一方、遷移寿命 $N_{f,GBF}$ は応力比依存性が認められず疲労寿命が約 10^6 回で破壊形態が遷移する。

本供試材や SUJ2 鋼の様な介在物がき裂発生起点となる高強度鋼の場合、S 型破壊から IG 型破壊への遷移は表面介在物からのき裂進展が抑制された後、すなわち表

面き裂の応力拡大係数が下限界応力拡大係数 ΔK_{th} 以下において生ずる。この場合内部き裂の発生・進展は GBF 領域が介在物周囲に形成され、 ΔK_{GBF}^* が ΔK_{th} に達した後に生ずることになる⁽⁹⁾⁽¹¹⁾⁽¹⁴⁾。本実験において、S 型破壊と IG 型破壊の中間領域に I 型破壊を生ずることが明らかとなった。介在物寸法を基にした応力拡大係数範囲は式(1)および(2)より明らかのように表面介在物の方が内部介在物に比べて明らかに大きく、同一寸法の介在物が試験片表面および内部に均一に分布する場合には I 型破壊は生じないことになる。表面近傍に比較して寸法の大きな介在物が試験片内部に存在することによって I

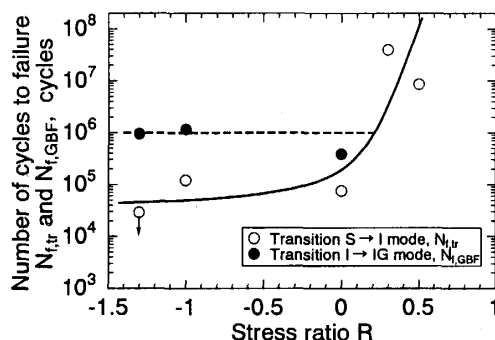
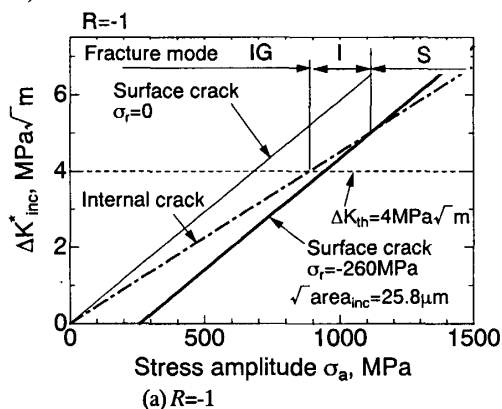
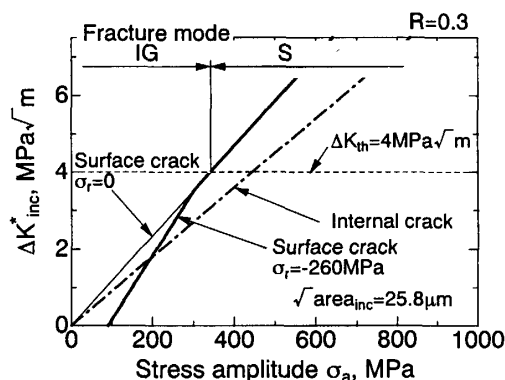


Fig.12 Experimental results for an effect of applied stress ratio on transition of fracture mode. (S; surface fracture mode, I; internal fracture mode without GBF, IG; internal fracture mode with GBF)



(a) $R=-1$



(b) $R=0.3$

Fig.13 Illustrative presentation for change in fracture mode with stress amplitude, considering a compressive residual stress on specimen surface.

型破壊を生ずる可能性(内部介在物寸法が表面のそれに比べて1.7倍以上)はあるが、この場合にはI型とS型の両破壊形態が混在して生ずることになる。しかし、本実験の場合S型破壊からI型破壊への明瞭な遷移が認められたことから介在物寸法および位置の分布による確率的要因⁽²⁴⁾のみでは説明できない。本研究では、破壊形態の遷移を試験片表面の残留応力に基づいて考察を試みた。

図13は、本実験で得た平均介在物寸法を $\sqrt{\text{area}_{inc}}=25.8\mu\text{m}$ とし、表面介在物および内部介在物に負荷される引張側の応力変動幅から算出した応力拡大係数範囲 $\Delta K_{inc,s}^*$ および $\Delta K_{inc,i}^*$ と負荷応力振幅との関係を示したものである。なお、以下では $\Delta K_{th}=4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ とし、図中の破線で示した。試験片表面に残留応力が存在しない場合には表面介在物の $\Delta K_{inc,s}^*$ は内部介在物の $\Delta K_{inc,i}^*$ に比較して常に大きくなるが、試験片表面に圧縮残留応力が存在する場合にはその大小関係が応力振幅に依存して変化する。図中には本供試材の表面で計測された残留応力 $\sigma_r=260\text{MPa}$ が平均応力として作用するとして計算した $\Delta K_{inc,s}^*$ を示した。なお、本供試材の残留応力は表面からごく浅い層にしか存在しないが、表面介在物を起点としたき裂発生には、介在物に作用している残留応力として表面残留応力を考慮することは妥当と考えられる。また、内部介在物に対しては表面残留応力の影響は無いものとした^(20,5)。図(a)に示した $R=-1$ の場合、高応力振幅域で残留応力を考慮した $\Delta K_{inc,s}^*$ は $\Delta K_{inc,i}^*$ より大きくなるが、 ΔK_{th} 以上の応力振幅域で逆転して $\Delta K_{inc,s}^* < \Delta K_{inc,i}^*$ となる領域が現れる。この場合、 $\Delta K_{inc,i}^*$ は ΔK_{th} よりも大きいことからGBF領域を形成すること無く内部き裂発生型破壊(I型破壊)を生ずる。応力振幅の低下に伴って $\Delta K_{inc,i}^*$ は ΔK_{th} 以下となり、GBF領域を介在物周囲に形成することによって $\Delta K_{GBF}^* > \Delta K_{th}$ となってIG型破壊に遷移する。同様の考察は $R=0$ の場合にも成り立つ。以上より、S型、I型およびIG型の三種類の破壊形態が負荷応力振幅に依存して出現することになる。一方 $R=0.3$ の場合、最小応力 σ_{min} が $|\sigma_r|$ 以上となる応力振幅では $\Delta K_{inc,s}^*$ に残留応力の影響は生じないが、それ以下となる応力振幅において残留応力の影響を受けて $\Delta K_{inc,s}^*$ は低下して $\Delta K_{inc,i}^*$ よりも小さくなる領域が現れる(図(b)参照)。本実験では $R=0.3$ の場合S型破壊からI型破壊への遷移が観察されたが、これは実験結果が少なく破壊起点となった介在物が比較的大きなもの($\sqrt{\text{area}_{inc}}=54.3\mu\text{m}$)であったためである。平均的な寸法の介在物($\sqrt{\text{area}_{inc}}=25.8\mu\text{m}$)を起点とする場合、同図に示すように、この領域は ΔK_{th} 以下の低応力振幅域で生ずることになり、I型破壊を生ずることなくS型からIG型破壊

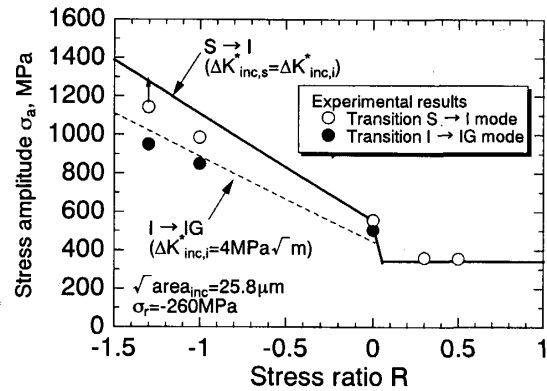


Fig.14 Variation in stress amplitude for transition of fracture mode with stress ratio.

へ遷移する。

図14は上記の考察を基に破壊形態の遷移する応力振幅と応力比との関係を示したものである。図中の実線は $\Delta K_{inc,s}^*$ と $\Delta K_{inc,i}^*$ の交点から求めた遷移応力振幅(S型からI型への遷移)の変化である。なお、この交点が $\Delta K_{th}=4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下となる場合には、 $\Delta K_{inc,s}^* = \Delta K_{th}$ となる応力振幅とした。また、破線は $\Delta K_{inc,i}^*$ が $\Delta K_{th}=4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる時の応力振幅(I型からIG型への遷移)である。図より、両遷移応力振幅の応力比による変化は実験結果と良い対応を示すことがわかる。なお、 $R>0$ の領域では両遷移応力振幅が一致しS型破壊からI型又はIG型破壊へ遷移することになる。 $R=0.3$ および 0.5 の実験結果ではI型破壊のみが観察されたが、介在物寸法の影響によるものであり、実験点数の増加により両破壊が混在して現れるものと予想される。また、介在物の寸法およびその位置の分布は試験片毎に異なることから破壊形態の遷移する負荷応力振幅近傍で両破壊形態が混在することは容易に予想され、試験片本数を増加させることによって確率的検討が必要となる。

4. 3 GBF領域の粗さに及ぼす応力比の影響

応力比によるGBF領域の様相の違いについて検討するために、SEMに付属した三次元解析システムを用いてGBF領域の粗さ測定を行った。図15にGBF領域を含むフィッシュアイ領域の破面から得た粗さプロフィールの例を示す。いずれの応力比条件の破面においてもGBF領域の粗さがその外側のフィッシュアイ領域と比較して大きいことがわかる。また、GBF領域の粗さは応力比が小さいほど大きい傾向がある。

図16にGBF領域の中心線平均粗さ R_a 、最大粗さ R_{max} および局部的山頂の平均間隔 S と応力比 R の関係を示す。各粗さの値は基準長さ $5\mu\text{m}$ で破面毎に15箇所測定した平均値である。図中にはGBF領域が観察された全ての試験片の結果をプロットした。GBF領域の R_a 、 R_{max}

および S の値は応力比ごとに異なった値を示していることがわかる。 S の値は応力比の低下に伴い単調に減少する傾向が認められるが、 R_a と R_{max} は $R=-1$ で極大値を示している。破面観察結果より、 $R=-1.3$ の破面には黒くつぶれた箇所やこすれた跡が観察されたことから、圧縮負荷時のき裂開口又は試験片破断時に破面がぶつかったために $R=-1.3$ の R_a と R_{max} が本来よりも小さな値となったためと考えられ、 $R=-1.3$ の結果を除くと R_a 、 R_{max} は応力比の増加に伴い単調に低下すると推察される。しかしながら、詳細には各応力比において R_a 、 R_{max} および S の値に差異が認められ、負荷応力振幅やき裂発生起点となった介在物の寸法の影響が考えられる。そこで、介在物寸法より求めた応力拡大係数範囲と各粗さパラメータとの関係を検討した。

図 17 に GBF 領域の R_a 、 R_{max} および S と負荷応力の変動幅 $2\sigma_a$ から算出した内部き裂発生起点となった介在

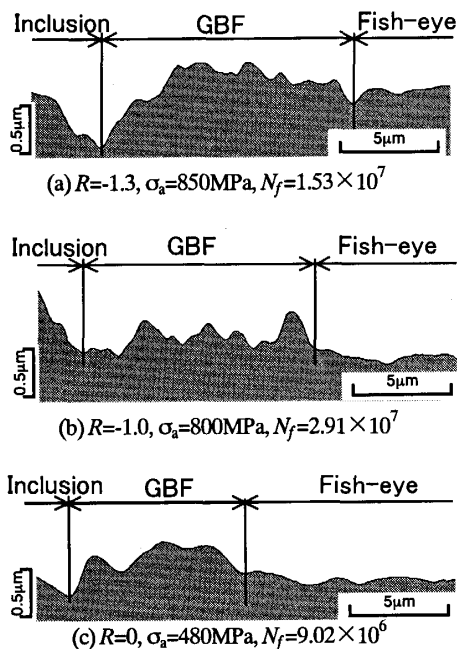


Fig.15 Surface roughness profile of fracture surface.

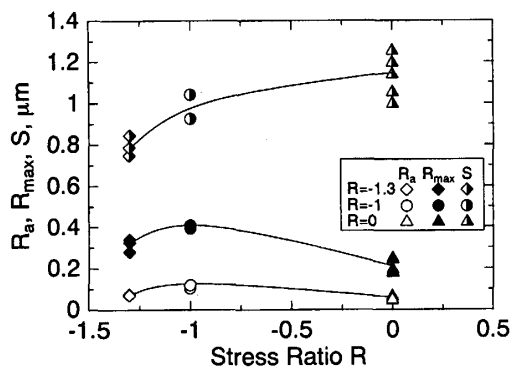


Fig.16 Relationship between surface roughness parameter of R_a , R_{max} and S , and stress ratio, R .

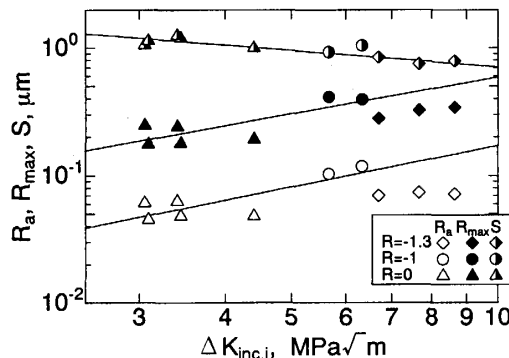


Fig.17 Relationship between surface roughness parameter R_a , R_{max} and S , and $\Delta K_{inc,i}$.

物の応力拡大係数範囲 $\Delta K_{inc,i}$ との関係を示す。図より、 $R=-1.3$ の R_a と R_{max} が本来よりも小さな値であることを考慮すると、 R_a および R_{max} はそれぞれ応力比によらず $\Delta K_{inc,i}$ の増加に伴い単調に増加する直線関係を示す。また、 S と $\Delta K_{inc,i}$ との関係にも応力比の依存性はみられず、 $\Delta K_{inc,i}$ の増加に伴い減少する直線関係となっている。すなわち、GBF 領域の粗さは応力比 R に依存するのではなく介在物による応力拡大係数範囲 $\Delta K_{inc,i}$ に依存すると考えられる。また、著者らは GBF 領域の形成機構として「微細炭化物の離散剥離説」を提案している⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。これは、材料内部に存在する非金属介在物周囲の微細炭化物が剥離し微小き裂が発生連結することにより GBF 領域が形成されるとするものである。この考え方および上述の各粗さパラメータと $\Delta K_{inc,i}$ との関係とを考え合わせると、GBF 領域形成のための微細炭化物の剥離とその合体（進展）に介在物周囲の応力場の大きさが関係していると推察される。

5. 結言

高速度工具鋼 SKH51 を用いて応力比 $R=-1.3$ 、 $R=-1$ 、 $R=0$ 、 $R=0.3$ および $R=0.5$ の 5 条件で軸荷重疲労試験を行い、疲労強度特性に及ぼす負荷応力比の影響を検討した。本研究で得られた結論は以下の通りである。

- (1) 5 種類の応力比条件で行った軸荷重疲労試験の結果、表面介在物を起点とする表面き裂発生型 (S 型) 破壊、内部き裂発生型 (GBF 無し, I 型) および GBF 領域を介在物近傍に形成する内部き裂発生型 (IG 型) 破壊の 3 種類の破壊形態が観察された。これらの破壊形態の遷移には応力比の依存性が認められ、S 型から I 型破壊への遷移は応力比が低くなるほど短寿命域で生じた。
- (2) 3 種類の破壊形態の遷移は試験片表面に存在する圧縮残留応力を平均応力として考慮することで、応力比の影響を含めて統一的に説明できた。すなわち、表面および内部介在物寸法に基づいて引張側応力変動幅から求めた応力拡大係数範囲の大きとき裂進展の下限

界応力拡大係数範囲との関係に依存することを示した。

(3) 各応力比条件における介在物を起点とするき裂進展・疲労破壊は引張側の応力変動幅から求めた応力拡大係数範囲によって整理できることが明らかとなった。なお、IG 型破壊の場合は GBF 寸法を加味した上述の応力拡大係数範囲が応力比によらず $4\sim 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる。

(4) GBF 領域の様相は応力比により異なり、応力比が低いほど粗さが大きく凹凸の間隔が小さくなる。また、GBF 領域の粗さや局部的山頂の平均間隔 S の値と介在物寸法から求めた応力拡大係数範囲 $\Delta K_{inc,i}$ には相関がみられ、応力比によらず $\Delta K_{inc,i}$ が大きいほど GBF 領域の粗さが大きく S が小さいことが示された。

文 献

- (1) Emura, H., Asami, K., Fatigue Strength Characteristics of High Strength Steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.55, No.509 (1989), pp.45-50.
- (2) Naito, T., et al., Observation of Fatigue Surface of Carbonized Steel, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.32, No.361 (1982), pp.1162-1166.
- (3) Shiozawa, K., et al., Effect of Stress Ratio on Subsurface Fatigue Crack Initiation Behavior of Beta-Type Titanium Alloy, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.64, No.626 (1998), pp.2528-2535.
- (4) Murakami, Y., et al., Fatigue. Super-Long Life Tension-Compression Fatigue Properties of Quenched and Tempered 0.46% Carbon Steel, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.46, No.10 (1997), pp.1149-1154.
- (5) Konuma, S., Furukawa, T., Relationship between Properties and Hardness for High Hardness Steel Tempered at Several Temperature, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.38, No.433 (1998), pp.1128-1132.
- (6) Kuroshima, Y., 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.
- (7) Shiozawa, K., et al., Fatigue Strength and Subsurface Crack Growth Properties of Plasma Assisted Duplex Surface Treated Tool Steel (SKD61), *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.64, No.628 (1998), pp.3050-3057.
- (8) Gotoh, M., et al., Effect of Removing Surface Hardened Layer on the Fatigue Strength of Bearing Steel SUJ2 Ground Specimen in the Long Life Field, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.49, No.7 (2000), pp.786-792.
- (9) Shiozawa, K., et al., Subsurface Fatigue Crack Initiation Behavior and S-N Curve Characteristics in High Carbon-Chromium Bearing Steel, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.48, No.10 (1999), pp.1095-1100.
- (10) Sakai, T., et al., Experimental Reconfirmation of Characteristic S-N Property for High Carbon Chromium Bearing Steel in Wide Life Region in Rotating Bending, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.49, No.7 (2000), pp.779-785.
- (11) Shiozawa, K., et al., S-N Curve Characteristics and Subsurface Crack Initiation Behavior in Ultra-Long Life Fatigue of a High Carbon-Chromium Bearing Steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.24, No.12(2001), pp.781-790.
- (12) Shiozawa, K., Lu, L., Very High-Cycle Fatigue Behavior of Shot-Peened High-Carbon-Chromium Bearing Steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.25, No.8/9 (2002), pp.813-822.
- (13) Lu, L., 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.1666-1073.
- (14) Lu, L., et al. Gigacycle Fatigue Behavior and Fracture Morphology of High Speed Tool Steel, JIS SKH 51, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.69, No.679 (2003), pp.662-670.
- (15) Lu, L., Shiozawa, K., Effect of Surface Treatment on Super-Long-Life Fatigue Behavior in High Speed Tool Steel, JIS SKH51, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 69, No.684 (2003), pp.1195-1202.
- (16) Murakami, Y. et al., Fatigue. Analysis of the Mechanism of Super long Fatigue Failure by Optical Microscope and SEM/AFM Observations, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.48, No.10 (1999), pp.1112-1117.
- (17) Oguma, N., et al., Mechanism of Inclusion Induced Fracture of Bearing Steel in Rotating Bending, *Proceedings of The 26th Symposium on Fatigue*, (2003-11), pp.145-148.
- (18) Shiozawa, K., et al., A Study of Subsurface Crack Initiation and Propagation Mechanism of High-Strength Steel by Fracture Surface Topographic Analysis, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.52, No.11 (2003), pp.1311-1317.
- (19) Shiozawa, K. et al., Subsurface Crack Initiation and Propagation Mechanism in the Super-Long Fatigue Regime for High Speed Tool Steel, JIS SKH51, by Fracture Surface Topographic Analysis, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol.70, No.691 (2004), pp.495-503.
- (20) Sakai, T., et al., Effect of Stress Ratio on Long life Fatigue Behavior of High Carbon Chromium Bearing Steel under Axial loading, *Japan Conference on Structural Safety and Reliability, JCOSSAR2003*, (2003-11), pp.419-422.
- (21) Siin, T. et al. Effect of Stress Ratio on Interior-Origination Fatigue Properties of High Strength Steel, *Proceedings of The 26th Symposium on Fatigue*, (2003-11), pp.133-136.
- (22) Murakami, Y., et al., Quantitative Evaluation of Effect 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.688-695.
- (23) Shiozawa, K., et al., Influence of Stress Ratio on Super-Long-Life Fatigue Behavior in High Carbon-Chromium Bearing Steel, SUJ2, *Mechanical Engineering Congress 2005, Japan*, Vol.1 (2005-9), pp.205-206.
- (24) Pavi Chandran, K.S., Duality of Fatigue Failures of Materials Caused by Poisson Defect Statistics of Competing Fatigue Modes, *Nature Materials*, Vol.4, April(2005), pp.303-308.