

SKH51 鋼の超長寿命域の疲労における
内部疲労き裂発生・進展機構に関する破面解析的検討*塩澤和章*¹, 森井祐一*², 西野精一*³Subsurface Crack Initiation and Propagation Mechanism in the Super-Long
Fatigue Regime for High Speed Tool Steel, JIS SKH51,
by Fracture Surface Topographic AnalysisKazuaki SHIOZAWA*⁴, Yuuichi MORII and Seiichi NISHINO*⁴ Department of Mechanical and Intellectual Systems Engineering, Toyama University,
3190 Gofuku, Toyama-shi, Toyama, 930-8555 Japan

In order to study the subsurface crack initiation and propagation mechanism of high strength steel in very high cycle fatigue regime, computational simulation with fracture surface topographic analysis (FRASTA) was carried out for subsurface fatigue crack initiated specimens of high speed tool steel, JIS SKH 51, obtained from the rotating bending fatigue test in air. A remarkable area formed around the nonmetallic inclusion inside the fish-eye region on the fracture surface, which is a feature on the fracture surface in super long fatigue and named as GBF (granular-bright-facet), was observed in detail by a scanning probe microscope and a three-dimensional SEM. The GBF area, in which a rich carbide distribution was detected by EPMA, revealed a very rough and granular morphology in comparison with the area inside the fish-eye. It was clearly simulated by FRASTA method that multiple microcracks initiated depressively by the decohesion of spherical carbide from the matrix around a nonmetallic inclusion and coalesce each other into the GBF area during fatigue process. After the formation of GBF area, interior crack grew radially and the fish-eye pattern formed on the fracture surface.

Key Words: Long Life Fatigue, Subsurface Crack, Crack Initiation Mechanism, Fractography, Topographic Analysis, High Speed Tool Steel

1. 緒 言

近年、高強度鋼や表面処理を施した鉄鋼材料の疲労試験から得られた $S-N$ 曲線が $10^6 \sim 10^7$ 回付近で水平を呈した後、長寿命域で再び折れ曲がる「二段折れ曲がり $S-N$ 曲線」または「二重 $S-N$ 曲線」と呼ばれる挙動を呈することが報告され^{(1)~(16)}、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。これは高応力振幅・短寿命域における表面き裂発生形疲労破壊から、低応力振幅・長寿命域での非金属介在物を起点とする内部き裂発生形疲労破壊に遷移するためである。このことは通常の疲労限度以下の低応力振幅下の超長寿命域で異なった破壊形態によって疲労破壊を呈する可能性があるため、機器の信頼性・安全性を保證する疲労設計法や保守管理技術の確立などの点から早急な解明が求められている。

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

SUJ 2^{(5)(10)~(12)(14)~(16)} 並びに高速度工具鋼 SKH 51⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾ の超長寿命疲労特性について検討してきた。その結果、超長寿命域で生じた内部き裂発生形破面ではき裂発生起点となった非金属介在物周囲に SEM 観察によって白く輝いて見える粒状で凹凸の激しい領域 GBF (granular-bright-facet) が存在し、この領域の形成が超長寿命域における内部き裂発生形疲労破壊を支配する重要な因子であり、形成機構の解明が重要であることを指摘してきた。介在物周囲に観察されるこの特異な破面様相は他の研究者らによっても報告されており、ODA (Optically Dark Area)⁽⁴⁾⁽⁸⁾、FGA (Fine Granular Area)⁽¹⁰⁾、RSA (Rough Surface Area)⁽¹³⁾ などさまざまな呼び方が用いられている。

超長寿命域の疲労に現れる GBF 領域の形成と内部き裂の発生・進展挙動の解明は、その観察が困難なために十分な検討が行われていないのが現状である。これまでに GBF 領域の形成は、材料製造時に介在物周囲にトラップされた水素による水素脆化と応力の繰返し連成によるとする機構⁽⁴⁾⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾、疲労過程に介在物周囲の組織が転位の運動によって微細化するためとする機構⁽²¹⁾ などが提案されている。一方、著者らは高炭素クロム軸受鋼 JIS SUJ 2 の回転曲げ疲労試験において内部き裂発生形疲労破壊をした破面

* 原稿受付 2003年6月4日。

¹ 正員, フェロー, 富山大学工学部(〒930-8555 富山市五福3190)。² 富山大学大学院理工学研究科。³ 正員, 富山大学工学部。

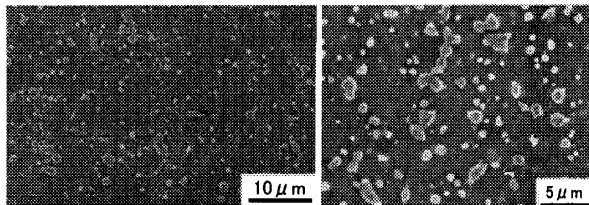
E-mail: shiozawa@eng.toyama-u.ac.jp

に対して, FRASTA 法による破面解析並びに破面の詳細な観察を行い GBF 形成機構について検討を行った。その結果, 組織中の球状炭化物が疲労過程にはく離を起こすことにより形成されることを指摘し, 「微細炭化物の離散はく離説」を提案した⁽²²⁾。

本研究では, 著者らが提案した上述の「微細炭化物の離散はく離説」の妥当性を検討することを目的とした。研究対象鋼種は前報の SUJ 2 鋼に比較して炭素含有量が低く, 炭化物の量や組成の異なる高速度工具鋼 JIS SKH 51 である。超長寿命域における内部き裂の発生・進展機構について, 破面の三次元トポグラフィ情報を基に内部破壊の再現をコンピュータ・シミュレーションによって実施し, また破面の微視的組織との対応を詳細に検討した。

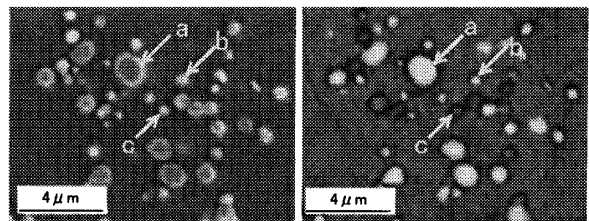
2. 供試材および解析方法

2.1 供試材 本研究に用いた供試材は高速度工具鋼 JIS SKH 51 であり, その化学組成 [mass.%] は 0.63 C, 5.24 Mo, 6.02 W, 2.1 V である。試験片は焼入れ (1 453 K 油冷および 823 K 油冷を 2 回) の後, 823 K 空冷の焼戻し処理を施した。同材の平均硬さは 798 HV 1/30 であった。図 1 に供試材の走査形電子顕微鏡 (SEM) による金属組織観察結果を示す。なお, 図 1 (a) は 0.3% ナイタル液でエッチングしたものであり, (b) は析出物の分布状況を観察するために電解研磨⁽²³⁾を施したものである。本供試材は焼戻しマルテンサイト組織であり, その旧 γ 粒の平均粒径は



(a) Etched by nital (b) Electro-polished

Fig. 1 Microstructure of testing material



(a) Secondary electron image (b) Back scattered electron image

Fig. 2 SEM images of microstructure in tested material

6.1 μm であった。図 1 (b) から供試材の組織中には大きさや形状の異なる多くの析出物が分布していることがわかる。

図 2 に電解研磨を施した試料の SEM による二次電子像および反射電子像 (組成像) を示す。図 1 および図 2 (a) の二次電子像で見られた大きな析出物 a は反射電子像では白く観察され, 小さい球状の析出物は b のように白く観察されるものと c のように基材と同程度の色で観察されるものがある。電子線分析装置 (EPMA) によりこれら析出物の成分を分析したところ, a は Mo-V-W 系炭化物であり, b は Cr 系炭化物, c は Fe_3C 系炭化物であることが確認された。

2.2 S-N 曲線 図 3 に室温・大気中, 繰返し速度 3 150 rpm ($f=52.5 \text{ Hz}$) の条件で片持回転曲げ疲労試験によって得られた本供試材の S-N 曲線⁽¹⁷⁾を示す。図 3 には焼戻し温度 823 K 材の砥石研磨材 (Grind) およびエメリー紙・パフ研磨材 (Emery) の結果に加えて, 焼戻し温度 883 K 材のそれらを併記した。砥石研磨材, エメリー紙研磨材ともに高応力振幅・短寿命域では表面き裂発生形破壊 (白色印) であり, 低応力振幅・長寿命域では内部き裂発生形破壊 (黒色印) に遷移した。また, 砥石研磨材では表面き裂発生形破壊から内部き裂発生形破壊への遷移はほぼ連続的であり, S-N 曲線に水平部は見られない。一方, エメリー紙研磨材では表面き裂発生形破壊から内部き裂発生形破壊への遷移において S-N 曲線に水平部が認められ, 二段折れ曲がり S-N 曲線の形態を示す。なお, 低応力振幅域において生じる内部き裂発生形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。内部き裂発生形破壊をした破

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

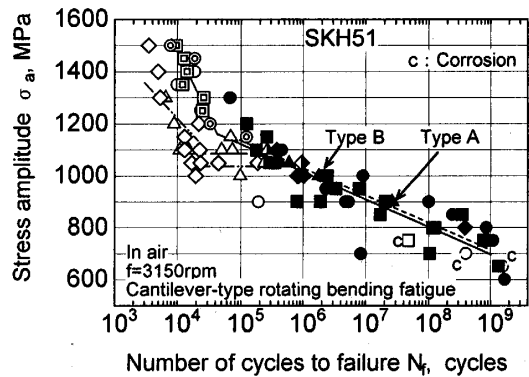
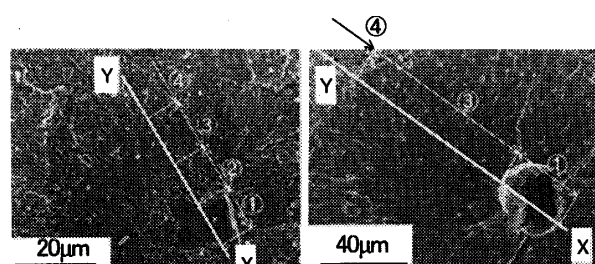


Fig. 3 S-N curve for high-speed tool steel, SKH 51⁽¹⁷⁾

面には、非金属介在物を起点としたフィッシュ・アイが観察され、応力振幅 $\sigma_a=1000$ MPa 以下 ($N_f=2 \times 10^6$ 以上) の場合、SEM 観察により介在物周囲に粗さの大きい白く輝いた領域 (GBF 領域) が認められ、応力振幅 $\sigma_a=1000$ MPa 以上の破面には GBF 領域は観察されなかった。

本研究では超長寿命域での内部き裂発生形破壊に重要な役割を果たすことが指摘されている GBF 領域の形成機構を検討するため、GBF 領域を有する破面 (GBF あり破面) と GBF 領域を有さない破面 (GBF なし破面) を選んで解析を行った。対象とした GBF あり破面は図 3 中に Type A と記したエメリー紙研磨材であり、応力振幅 $\sigma_a=900$ MPa、破壊寿命 $N_f=2.5 \times 10^7$ である。また、GBF なし破面は Type B と記した砥石研磨材で、 $\sigma_a=1000$ MPa、 $N_f=1.9 \times 10^6$ である。図 4 に Type A および Type B 試験片の内部き裂発生起点となった非金属介在物近傍の SEM 観察結果を示す。なお、本供試材の内部き裂発生起点となった非金属介在物は炭化バナジウム (VC)、アルミナ (Al_2O_3) および $(V+Mo+W)_x C_y$ 系の 3 種類であり、いずれの介在物周囲にも長寿命域の破面に GBF が観察された。本研究において解析対象とした Type A 試験片の介在物は VC 系であり、Type B のそれは Al_2O_3 系である。

2・3 解析方法 三次元破面解析には FRASTA 法⁽²⁴⁾ を用いた。FRASTA 法は一对の破面の三次元凹凸情報をコンピュータに取り込み、コンピュータ上で両破面間のすきまがなくなるまで重ね合わせた後、徐々に引き離していくことにより破壊の進展過程を再現する方法である。本研究では、破面の三次元形状の計測には、走査形電子顕微鏡に付属した三次元解析システム (日立製 RD-500) を用いた。画像のコンピュータ取込みに際しては、解析対象破面領域 (原画像) $36 \mu m \times 27 \mu m$ (Type A 試験片) および $54 \mu m \times 40 \mu m$



(a) Type A ($\sigma_a=900$ MPa, $N_f=2.5 \times 10^7$) (b) Type B ($\sigma_a=1000$ MPa, $N_f=1.9 \times 10^6$)

Fig. 4 SEM micrographs of fish-eye on the fracture surface

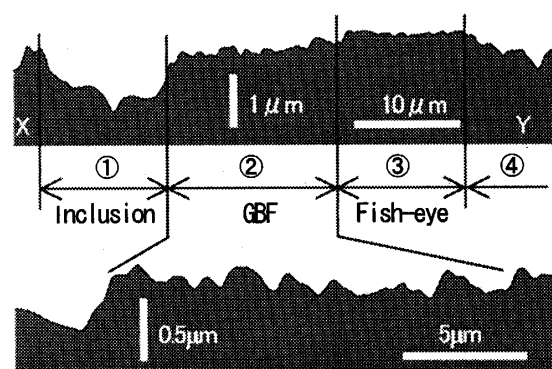
(Type B 試験片) を 640×480 ドットとして、また、凹凸の高さ $6.2 \mu m$ (Type A 試験片) および $3.8 \mu m$ (Type B 試験片) を 256 階調として数値化した。

FRASTA 法では内部き裂を試験片軸方向から透視して観察する破断面透視図 (FAPP: Fracture area projection plot) とき裂の進展を横断面で観察する横断面投影図 (XSP: Cross sectional plot) を得ることができ、本研究では両者を用いて内部き裂の発生・進展挙動を検討した。

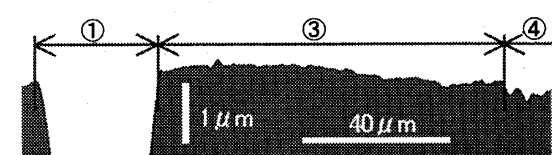
3. 破面解析結果

3・1 破面形状 内部き裂発生起点となった介在物近傍の破面の特徴を明らかにするために、図 4 に示した Type A および Type B の各破面の白線位置 (X-Y) における破面粗さを測定した。その粗さプロフィールを図 5 に示す。図中の①、②、③および④はそれぞれ介在物、GBF 領域、フィッシュ・アイ領域、フィッシュ・アイ外側領域を示す。図 5(a) より、介在物近傍の GBF 領域②では領域③と比較して大きな凹凸を生じていることがわかる。一方、図 5(b) の GBF なし破面では介在物周辺に GBF 領域で認められた大きな凹凸は見られない。

表 1 に三次元解析システムで測定した各領域の中心線平均粗さ R_a と最大粗さ R_{max} を示す。表 1 より GBF 領域②はその外側のフィッシュ・アイ領域③と比較して粗さが大きく、3 倍程度になっていることがわかる。また、フィッシュ・アイ領域とフィッシュ・



(a) Type A



(b) Type B

Fig. 5 Surface roughness plot along a cutting line on the fracture surface of the specimen in Fig. 4

アイ外側領域④の粗さは GBF あり破面となし破面で大きな違いは見られない。表中に粗さ曲線から求めた、隣合う凸部の間隔の各領域内での平均値 S を併記した。GBF 領域内の S は $1.2 \mu\text{m}$ 程度であり、図 1 の析出物の大きさと同程度であるが詳細は後に考察する。

3.2 GBF 領域内の詳細観察 図 6 は破面に現れる GBF 領域のマッチング図の SEM による二次電子像 [図 6(a)] と反射電子像 [図 6(b)] を示す。図中の円はそれぞれ両破面の対応した部分を示している。図中に示した a, b および c の記号は図 2 に示した炭化物(それぞれ Mo-V-W 系, Cr 系, Fe_3C 系)に対応する。図 6 より、炭化物 a (Mo-V-W 系) では両破面に同じ形状の炭化物が確認できるが、炭化物 b (Cr 系) や炭化物 c (Fe_3C 系) は一方の破面では白く見えるが他方の破面では黒く観察される。したがって、炭化物 a は割れることによって両破面に残留しているのに対して、炭化物 b および c は基材からはく離を生じて一方の破面のみに残留した結果であると推定できる。このように GBF 領域内に 3 種類の炭化物が存

在しており、GBF 領域の形成に影響を及ぼしている可能性がある。以後では、形状の大きい Mo-V-W 系炭化物と、炭化物 b や炭化物 c のように小さな球状の炭化物に分けて検討することにし、後者を微細炭化物と呼ぶことにする。

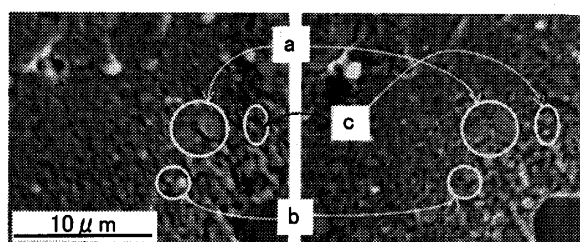
図 7 は GBF 領域内に存在する Mo-V-W 系炭化物に注目して、これを横切る断面 [図 7(a) の X-Y] の破面凹凸形状を求めた結果である。図 7(b) より、Mo-V-W 系炭化物の領域はその周囲に比較して平坦な様相を示している。このことは前述したように、炭化物の割れた部分であることの証明である。したがって、基材中の炭化物は GBF を形成する過程において割れるものと、はく離するものの両者が存在する可能性が示唆される。

3.3 破断面透視図による解析結果 図 8 および図 9 にそれぞれ GBF あり破面 (Type A) と GBF なし破面 (Type B) の FRASTA 解析で得られた破断面透視図 (FAPP) を示す。両図 (a) の SEM 写真に解析対象領域を示した。両図 (b) 中の黒い部分は未破断部を示し、白い部分は破壊が生じていることを示す。また、図中に示した数値は、基準面とした破面と対面との間の引き離し距離を示しており、これを増加させることにより破壊領域の進行、すなわち疲労過程中的き裂の発生・進展状況を再現していることになる。

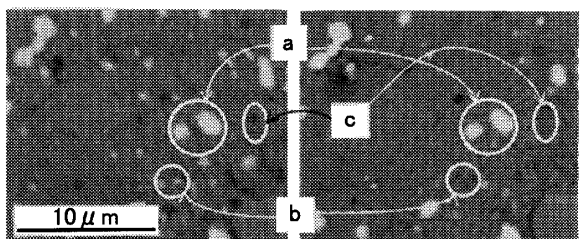
図 8 の GBF あり破面の場合、破壊は介在物周囲で離散的に発生し、それらが増加・拡大することによって連結して GBF 領域を形成していることがわかる。その後、き裂は同心円状にほぼ連続的に進展している。一方、図 9 に示した GBF なし破面の場合、GBF あり破面で見られた介在物周囲での小さく不連続な破壊は認められず、介在物から連続的に放射状にき裂が

Table 1 Experimental measurement of surface roughness on the fracture surface

Specimen	Roughness	(μm)		
		GBF ②	Inside of fish-eye ③	Outside of fish-eye ④
Type A	R_a	0.130	0.027	0.227
	R_{max}	0.395	0.124	0.937
	S	1.204	1.546	1.990
Type B	R_a	-	0.028	0.221
	R_{max}	-	0.137	1.120
	S	-	1.408	1.931



(a) Secondary electron image



(b) Back scattered electron image

Fig. 6 SEM matching photograph in the GBF area on the fracture surface of Type A specimen

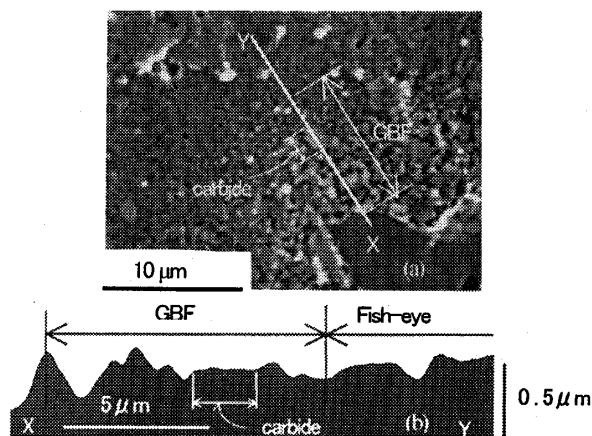


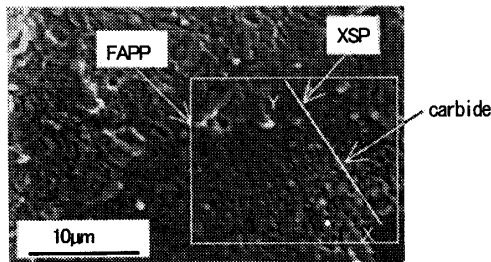
Fig. 7 Surface roughness plot along a cutting line X-Y in the vicinity of Mo-V-W carbide on the fracture surface

進展しているようすが確認できる。

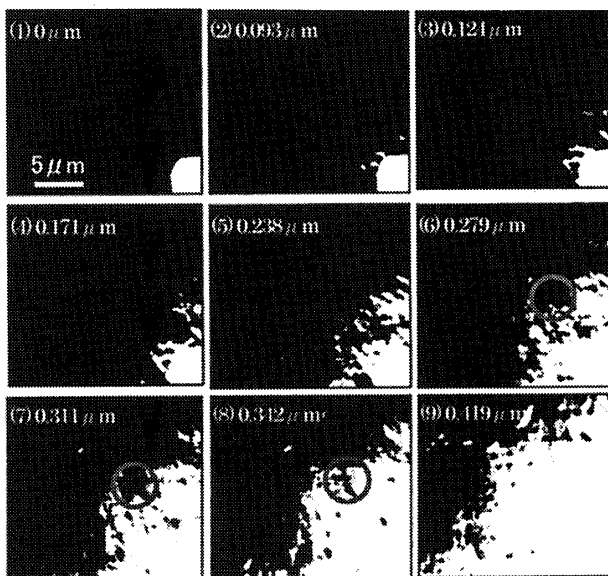
3・2 節より GBF 領域内には破断した両方の破面で観察される炭化物 (Mo-V-W 系炭化物) と一方の破面でのみ観察される炭化物 (微細炭化物) の存在が示唆された。そこで Mo-V-W 系炭化物が GBF 領域の形成にどのような影響を及ぼしているかに注目して、図 8 を詳細に検討した。図 8 (b) の破壊過程 (6) ~ (8) 中の丸印で示した領域は図 8 (a) に矢印を付した Mo-V-W 系炭化物の存在する位置に対応する。図 8 より、炭化物の破壊は周囲よりも遅れて生じていることが観察される。この点をより明確にするために、図 8 (a) の白線 X-Y で示した炭化物を通る断面に沿った XSP 解析を行った。その結果を図 10 に示す。図中の色の濃い黒色部分は未破断部であり、両破面を重ねる際に生じた破面の重なりであって、き裂進展によって生じたき裂先端部に形成される塑性変形量に対応する。一方、白い部分は破壊した領域を示す。また、図中に示した数値は基準面と対面の引き離し距離である。図 10 より明らかなように、炭化物はその周囲の

破壊が生じた後に破壊しているようすが明確に再現されている。したがって、Mo-V-W 系炭化物は GBF の形成過程において周囲の破壊に付随して生じたものと考えられ、凹凸の激しい GBF 領域の形成には直接影響していないものと推察される。

以上の FRASTA 解析の結果から、GBF あり破面と GBF なし破面では初期のき裂発生形態の異なるこ

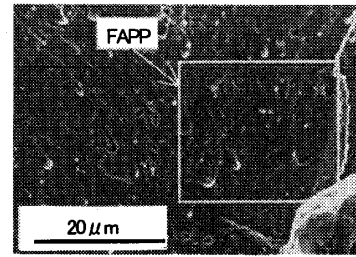


(a) SEM micrograph of analyzed area

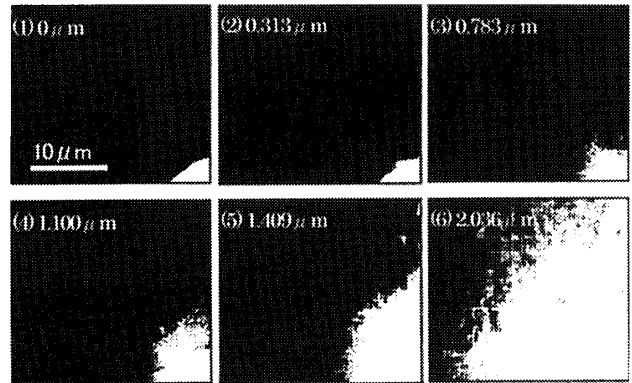


(b) Fracture area projection plots, FAPPs.

Fig. 8 A series of FAPPs generated by FRASTA method for Type A specimen with GBF area



(a) SEM micrograph of analyzed area



(b) Fracture area projection plots, FAPPs

Fig. 9 A series of FAPPs generated by FRASTA method for Type B specimen

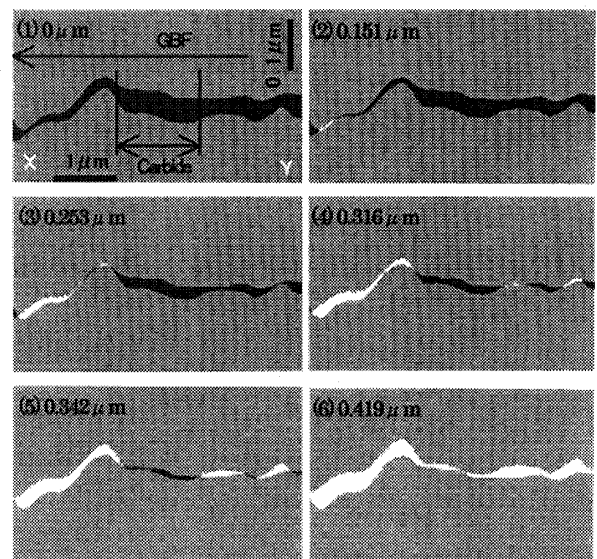


Fig. 10 Analytical results of XSPs in the region of GBF for the Type A specimen regarding to fracture of the large carbide

とが明らかとなった。すなわち、GBF あり破面では微小き裂が介在物周囲で離散的に発生し、それらの成長・連結によって GBF 領域を形成する。き裂の離散的発生は微細炭化物のはく離によるものであることがこれまでの観察から推察されるが、詳細は後に検討する。一方、GBF なし破面ではき裂は介在物と基材との界面で発生し、介在物を中心に放射状に連続的に進展し、フィッシュ・アイを形成する。

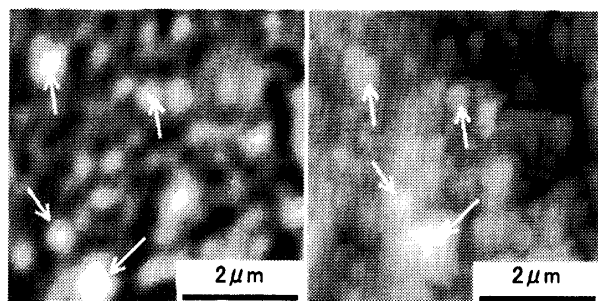
4. GBF 領域形成機構の検討

4.1 GBF 領域の SPM 観察 GBF 領域の粒状の凹凸を明確にし、GBF 領域の形成機構を検討するために GBF 領域の詳細観察を行った。図 11(a) に GBF 領域の高倍率 SEM 観察結果を示す。図 11(a) より、多数の粒状の白い部分と黒い部分が観察される。前報⁽²²⁾ の SUJ 2 鋼ではこの白い部分が炭化物であり、黒い部分は炭化物がはく離・離脱したものであることが両破面のマッチング観察から明らかとなった。本供試材についても同様のことが推察された。一方、GBF 領域外側のフィッシュ・アイ領域にも GBF 領域と同様に粒状の黒い部分や白い部分が存在するが、その数は GBF 領域に比べ著しく少ないことが観察された。GBF 領域で見られた粒状の凹凸部を詳細

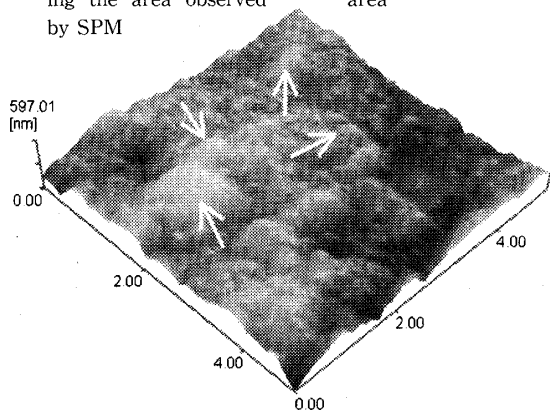
に検討するため、走査形プローブ顕微鏡 (SPM) による観察を行った。図 11(a) の SEM 観察領域を SPM 観察した結果を図 11(b) に、またその鳥瞰図を図 11(c) に示す。なお、図中の矢印は各図の対応する箇所を示している。図 11 より、SEM 像で見られた白い部分は SPM 観察結果から球状にふくらんだ部分であることがわかる。また、この部分は観察領域内に多数分布しており、大きさもさまざまである。

GBF 領域で観察された凸の部分と供試材の金属組織で見られた微細炭化物との対応を検討するために、供試材に電解研磨を施すことによって炭化物以外を優先的に腐食させた試料を作成して SPM 観察を行った。その結果を図 12 に示す。図 12(a) は観察領域の SEM 像であり、図 12(b) は SPM 観察結果、図 12(c) は鳥瞰図である。なお、図中の白丸印は対応する領域を示したものである。図 12(a) で観察される炭化物は図 12(b) および (c) の SPM 像では高い部分として観察され、それらの形状は球状であることがわかる。

GBF 領域で観察された凸状の部分と供試材の組織観察で見られた球状炭化物との対応を検討するために、両部分の大きさの測定を行った。この大きさの測定のために、SPM 観察像の高さ表示レベルを変更し、

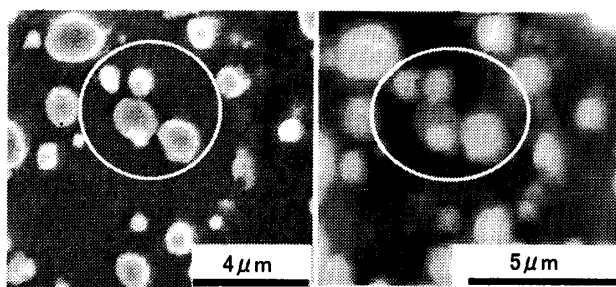


(a) SEM micrograph showing the area observed by SPM (b) SPM image of the GBF area

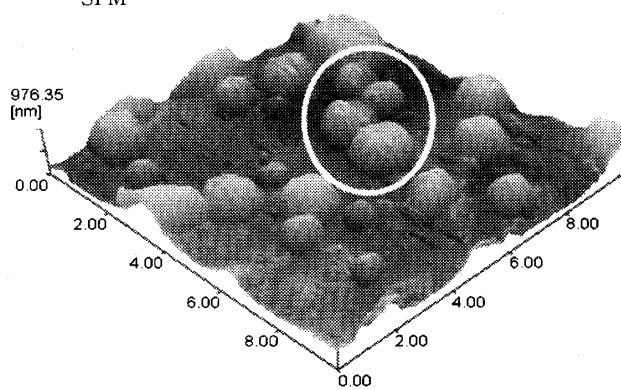


(c) Birds-eye pattern of the GBF area in (b)

Fig. 11 Detail observation of the GBF area on the fracture surface of Type A specimen by SPM



(a) SEM micrograph showing the area observed by SPM (b) SPM image of microstructure



(c) Birds-eye pattern of the area in (b)

Fig. 12 Detail observation of the microstructure of the tested materials by SPM

基地の高さをそろえて白黒の二値化処理をした。この操作により、GBF 並びに微細炭化物の凸部の大きさを明確に表示することが可能となる⁽²²⁾。この操作を施すことによって得た白色部分の面積を画像処理装置により求め、ヒストグラムとして整理した結果を図 13 に示す。図中には、GBF 領域で観察された凸部(測定個数：90 個)と供試材の炭化物(同 62 個)の両者を併

記した。図 13 より、GBF 領域で観察された凸部と供試材に含まれる微細炭化物の大きさおよびその分布が対応していることがわかる。GBF 領域の凸部 1 個当たりの平均面積は $0.68 \mu\text{m}^2$ (直径約 $1.10 \mu\text{m}$)、組織中の微細炭化物のそれは $0.72 \mu\text{m}^2$ (直径 $1.13 \mu\text{m}$) であり、両者の大きさはほぼ一致する。この大きさは前述の表 1 に示した S 値とも対応することがわかる。すなわち、GBF 領域に生ずる凹凸は球状炭化物の大きさ程度であり、破面の凸部は球状炭化物が破面上に残留することによって、また凹部は破面から球状炭化物がはく離した跡(穴)であると考えられる。

上述の考え方に基づくと、破面上の GBF 領域には微細炭化物の露出により多くの炭素が検出されることが推察される。図 14 および図 15 にそれぞれ Type A と Type B のき裂発生起点となった介在物周囲の炭素(C)、モリブデン(Mo)、タングステン(W)の分布状態の EPMA による測定結果を示す。なお、図 14(a)

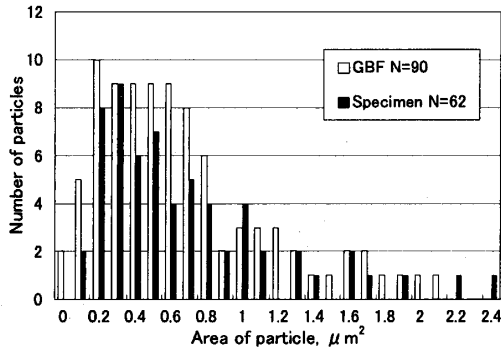


Fig. 13 Experimental results for particle distribution in the GBF and the microstructure of specimen

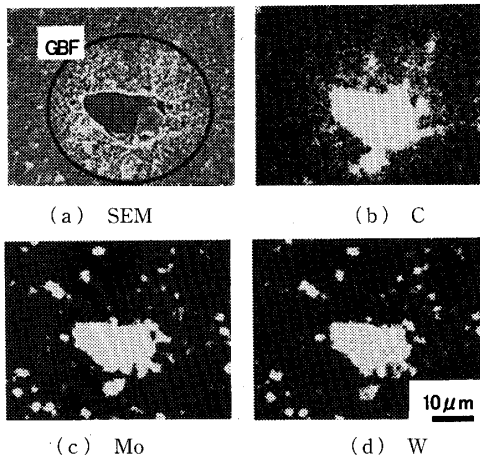


Fig. 14 Distribution of C, Mo and W around an inclusion of Type A specimen by EPMA

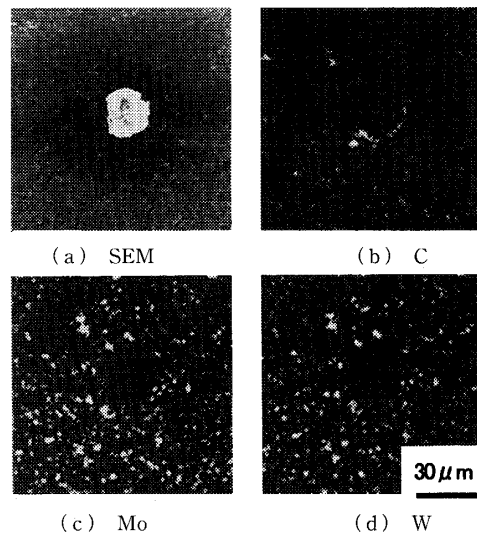


Fig. 15 Distribution of C, Mo and W around an inclusion of Type B specimen by EPMA

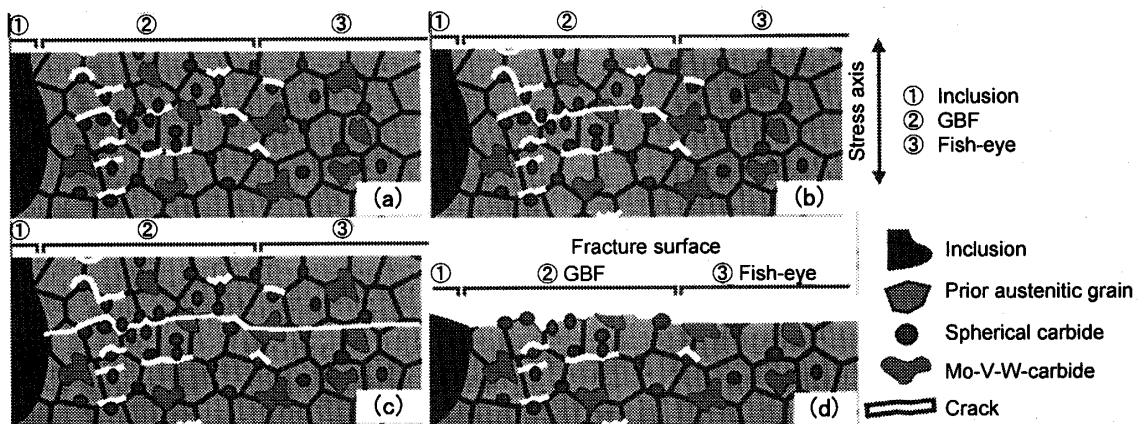


Fig. 16 Model for the formation of GBF area around an inclusion during the super long fatigue process

は測定領域の SEM 像を示す。図 14 より、GBF あり破面の介在物 (VC 系) 周囲に高濃度の炭素が検出され、その範囲は GBF 領域内に限られている。一方、図 15 の GBF なし破面では介在物 (Al_2O_3 系) 周囲における高濃度の炭素は検出されない。また、GBF あり破面および GBF なし破面ともに Mo や W は解析範囲全体に均一に分布している。なお、GBF 領域以外および Type B 試験片の炭素検出量は基材のそれと同程度であった。したがって GBF 領域で観察される顕著な粒状の凹凸は供試材の組織中に存在する微細炭化物に起因して形成されるものであると判断される。

4・2 微細炭化物の離散はく離説 これまでに述べてきた破面の三次元解析結果、破面の詳細観察結果および炭素濃度の分析結果は、前報⁽²²⁾の炭素含有量 1.01 mass.% の SUJ 2 鋼を用いて行った結果とほぼ同様であった。したがって、SUJ 2 鋼に比較して炭素含有量の少ない SKH 51 鋼においても GBF 領域の形成モデルとして「微細炭化物の離散はく離説」が適用できる。図 16 に微細炭化物の離散はく離モデルを示す。非金属介在物を有する SKH 51 鋼が低応力振幅で長期の繰返し負荷を受けた場合、介在物近傍の微細炭化物の界面にはく離を生じ、図 16(a) に示すように多数の微小き裂が発生する。これらの微小き裂が成長して隣接き裂と連結・合体を生じる [図 16(b)]。この際、き裂は微細炭化物に沿って進展するため、微細炭化物の大きさ程度の凹凸を有する GBF 領域を除々に形成する。GBF 領域を形成した後、図 16(c) に示すようにき裂は組織の影響を受けずに直線的に進展しフィッシュ・アイ領域を形成する。その結果図 16(d) に示すように、GBF 領域では残された微細炭化物とそのはく離の跡(穴)により大きな凹凸を呈する破面が形成される。しかし、GBF 領域の外側の破面はき裂の進展に対して微細炭化物が直接影響しないために平坦な破面様相となる。なお、GBF 領域の形成過程において、形状の大きな Mo-V-W 系炭化物はき裂の進展中に割れを生じることが認められ、Cr 系および Fe_3C 系の微細炭化物のみがはく離を生ずることが示唆された。これは基材と炭化物の密着性や変形能(ヤング率など)の違いによって生ずる可能性が考えられるが、詳細は不明である。

高応力振幅・短寿命域では介在物周囲の応力集中により、き裂が介在物端から発生・進展することが可能であり、GBF 領域を形成することなく破壊に至る。しかし、低応力振幅域では介在物端の応力(応力拡大係数)がき裂発生・進展の下限界値以下となり GBF 領域の形成が必要となる⁽¹⁷⁾。微細炭化物のはく離は

応力の繰返しによって介在物周囲に発生する応力集中と炭化物のそれとの相互作用による力学的因子によって説明できるものと予想されるが、介在物周囲にトラップされた水素⁽⁴⁾⁽⁸⁾⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾や繰返しに伴う組織変化⁽²¹⁾などの影響も考えられ、現時点では明確でなく今後の検討が必要である。

5. 結 言

高強度鋼の超長寿命域の疲労破壊で観察される内部き裂の発生・進展機構を明らかにすることを目的として、高速度工具鋼 SKH 51 の回転曲げ疲労試験から得た疲労破面の SPM による詳細観察、三次元破面解析法による破壊のシミュレーションを行った。得られた結果をまとめると以下のとおりである。

(1) FRASTA 解析の結果、長寿命域の内部疲労破壊では非金属介在物近傍に多数の微小き裂が離散的に発生し、それらの成長・連結によって GBF 領域が形成される。その後、GBF 領域から放射状に連続してき裂が進展することによりフィッシュ・アイ領域が形成されることが示された。一方、短寿命域では非金属介在物近傍の界面から GBF を形成することなくき裂が発生し、連続的に進展していくことが示された。

(2) GBF 領域の破面の凹凸は供試材中の微細炭化物の大きさ程度であり、また、この領域には高濃度の炭素が検出された。このことより、GBF の形成は微細炭化物のはく離によって形成され、破面の凹凸は微細炭化物とそれが抜けた跡(穴)によるものである。

(3) GBF 領域形成機構として「微細炭化物の離散はく離説」を提案した。この説は炭素含有量の少ない SKH 51 鋼および高炭素を含有する SUJ 2 鋼に対して適用でき、炭素含有量に関係なく成立することが明らかとなった。

最後に、本研究を行うにあたり協力を得た富山大学工学部技官・友坂敏信氏、ならびに学部学生・堀智章君に謝意を表す。

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) 越智保雄・酒井達雄, 材料, 52-4 (2003), 433-439.
- (4) 村上敬宣・高田昌幸・鳥山寿之, 材料, 46-10 (1997), 1149-1154.
- (5) 塩澤和章・魯連涛・石原外美, 材料, 48-10 (1999), 1095-1100.
- (6) Wang, Q. Y., Berard, J. Y., Dubarre, A., Baudry, G., Rathery, S. and Bathias, C., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 22-7 (1999), 667-672.
- (7) Nishijima, S. and Kanazawa, K., *Fatigue Fract. Eng.*

- Mater. Struct.*, **22**-7 (1999), 601-607.
- (8) Murakami, Y., Nomoto, T. and Ueda, T., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22**-7 (1999), 581-590.
- (9) 中島正貴・酒井達雄・清水利弘, 機論, **65**-640, A (1999), 2504-2510.
- (10) 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.
- (11) Shiozawa, K., Lu, L. and Ishihara, S., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **24**-12 (2001), 781-790.
- (12) 酒井達雄・武田光弘・田中信明・金光学・小熊規泰・塩澤和章, 機論, **67**-663, A (2001), 1805-1812.
- (13) Ochi, Y., Matsumura, T., Masaki, K. and Yoshida, S., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **25**-8/9 (2002), 823-830.
- (14) 魯連濤・塩澤和章, 機論, **68**-675, A (2002), 1666-1673.
- (15) Shiozawa, K. and Lu, L., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **25**-8/9 (2002), 813-822.
- (16) 魯連濤・塩澤和章, 機論, **67**-662, A (2001), 1630-1638.
- (17) 魯連濤・塩澤和章, 森井祐一, 機論, **69**-679, A (2003), 662-670.
- (18) 魯連濤・塩澤和章, 機論, **69**-684, A (2003), 1195-1202.
- (19) 村上敬宣・野本哲志・植田徹・村上保夫・大堀学, 材料, **48**-10 (1999), 1112-1117.
- (20) 村上敬宣・横山ナンシー尚子・高井健一, 材料, **50**-10 (2001), 1068-1073.
- (21) 小熊規泰・原田久・酒井達雄, 日本材料学会第51期学術講演会講演論文集, (2002-5), 275-276.
- (22) 塩澤和章・森井祐一・西野精一・魯連濤, 材料, **52**-11 (2003), 1311-1317.
- (23) 早川正夫・松岡三郎・津崎兼彰, 機講論, No.02-05 (2002-10), 619-620.
- (24) Kobayashi, T. and Shokey, D. A., *Advanced Mater. Processes*, **140**-5 (1991), 28-34.