低合金鋼 SNCM439 の超高サイクル域における軸荷重疲労特性*

塩 澤 和 章^{*1}, 村 井 優 文^{*2}Axial Loading Fatigue Properties of Low Alloy Steel, SNCM439,
in Very High Cycle RegimeKazuaki SHIOZAWA^{*3} and Masahumi MURAI^{*3} Graduate School of Science and Engineering, University of Toyama,
3190 Gofuku, Toyama-shi, Toyama, 930-8555 Japan

In order to study the fatigue properties of low alloy steel, JIS SNCM439, under axial loading condition in very high cycle regime, fatigue test under the stress ratio of -1 was carried out in air at room temperature using the hourglass shaped specimen. From the experimental results, clear duplex $S-N$ curve existed in this material; that is, there were two curves composed of a surface inclusion-induced fracture mode and a subsurface inclusion-induced fracture mode with granular bright facet (GBF) area in the vicinity of inclusion. Roughness of the GBF area was about 2 times larger than the area outside the GBF in the fish-eye zone relating to the size and distribution of carbide particle in the matrix. An appearance of the dual-stage $S-N$ behavior was related to the difference of threshold for crack initiation and crack growth rate between surface inclusion and subsurface inclusion. Stress amplitude for transition of the fracture mode was explained by considering an effect of compressive residual stress on the surface layer. From the evaluation of fatigue life based on the estimated subsurface crack growth rate from the $S-N$ data, effect of inclusion size on the dispersion of fatigue life was explained, and $S-N$ curve for subsurface inclusion-induced fracture depended on the inclusion size was provided.

Key Words: Very High Cycle Fatigue, Axial Loading, Subsurface Crack, Fracture Mode, Duplex $S-N$ Curve, Low-Alloy Steel

1. 緒 言

近年, 超高サイクル域における疲労挙動が注目され活発な研究が行われている。高強度鋼における超高サイクル疲労の特徴の一つは, 高応力振幅・短寿命域における表面き裂発生形破壊から低応力振幅・長寿命域での内部き裂発生形破壊に遷移する現象を生じることであり, その結果として二段折れ曲がり $S-N$ 曲線または二重 $S-N$ 曲線と呼ばれる特異な形状を呈することである^{(1)~(10)}。この特異な $S-N$ 曲線は室温・大気中の回転曲げ疲労試験において明確に現れる。一方, これまでに報告されている軸荷重疲労試験結果からは必ずしも明確な折れ曲がり現象が認められず, 表面き裂発生形破壊から内部き裂発生形破壊へ破壊モードが変化しても連続的な $S-N$ 曲線となる傾向がある^{(11)~(13)}。この荷重負荷様式の違いによって生じる $S-N$ 曲線の形状の相違に関する知見はない。通常の高サイクル疲労に現れる疲労限度は荷重負荷様式, 試験環境, 供試材の表面性状, 介在物寸法, 表面圧縮残

留応力等の影響を受けて変化することが知られており, 超高サイクル疲労に現れる破壊モードの遷移もこれら種々の影響を受けることが予想される^{(14)~(17)}。

超高サイクル域で生じる内部き裂発生形破壊の特徴は, き裂発生起点となった非金属介在物周囲に凹凸の大きい特異な領域 [著者らは GBF (Granular Bright Facet) と命名⁽⁶⁾] を生じることであり, 内部き裂の発生・進展に対して重要な因子であることを指摘してきた。また, GBF 領域形成の機構として「微細炭化物の離散はく離説」を提案してきた⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。

本研究では, 超高サイクル域における軸荷重条件下の疲労特性を明らかにすることを目的として, これまでに実施してきた高炭素鋼 JIS SKH51⁽¹¹⁾ および SUJ2⁽¹³⁾ に引続き, 炭素含有量の少ない低合金鋼 SNCM439 を用いて超高サイクル軸荷重疲労試験を行った。得られた破面の詳細観察および破壊力学的検討を通して, $S-N$ 特性および破壊形態の遷移について考察を行った。

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 Ni-Cr-Mo 鋼 JIS SNCM439 である。化学組成を表 1 に示す。供試材には 1133 K-3.6 ks 空冷の焼ならし,

* 原稿受付 2007 年 11 月 7 日。

^{*1} 正員, フェロー, 富山大学大学院理工学研究部 (〒930-8555 富山市五福 3190)。^{*2} 学生員, 富山大学大学院理工学教育部。
E-mail: shiozawa@eng.u-toyama.ac.jp

Table 1 Chemical composition of tested materials [mass%]

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.39	0.24	0.65	0.019	0.018	0.14	1.7	0.76	0.21

Fig. 1 Microstructure of tested material

Fig. 2 Distribution of carbide size in the matrix of the specimen

1 123 K-3.6 ks 油冷の焼入れ後、453 K-7.2 ks 空冷の焼戻しの熱処理を施した。熱処理後の平均硬さは 586 HV であった。

図 1 は熱処理後の供試材の組織観察結果であり、電解エッチングを施した試料表面を走査形電子顕微鏡 (SEM) により観察したものである。本供試材の金属組織は焼戻しマルテンサイトが支配的であり、供試材の組織中には微細な炭化物が多く分布しているようすが観察される。図 2 に高倍率の SEM 観察から求めた供試材中の微細炭化物の粒径とその密度をヒストグラムとして表した結果を示す。炭化物粒径は 0.18~0.94 μm の範囲に分布しており、その平均粒径は 0.39 μm であった。

図 3 に疲労試験片の形状および寸法を示す。試験片は最小断面部直径 3 mm の砂時計形であり、弾性応力集中係数 $K_t=1.029$ である。研削傷除去のため、試験片標点部を #2000 までのエメリー紙で研磨した後、バフ仕上げを施し疲労試験に供した。

X 線法 (PSPC) により、研削加工した試験片の残留

Fig. 3 Shape and dimension of specimen used

Fig. 4 Residual stress distribution of the specimen measured by X-ray diffraction method

応力測定を行った。測定には理学電機社製自動 X 線回折装置を用い、 $\sin^2 \psi$ 法により Cr-K α (211) 回折面の試験片軸方向残留応力を求めた。電解研磨により表面を約 5 μm ずつ研磨しその都度測定を行った残留応力分布を図 4 に示す。図 4 より、表面で最大の圧縮残留応力 (-610 MPa) を生じており、試験片内部方向へ向かって減少し、深さ 25 μm 程度まで圧縮残留応力が認められる。なお、疲労試験に供するために標点部をエメリー紙およびバフによる研磨を施した試験片表面には -318 MPa の残留応力が測定された。

2.2 実験方法 疲労試験には試験軸数が四軸の多連式軸荷重疲労試験機 (東京衡機製) を用い、繰返し速度 $f=80$ Hz、応力比 $R=-1$ の完全両振りの正弦波、室温・大気中の実験室雰囲気下の条件で行った。本疲労試験機はその特性上、試験片破断時に両破面が衝突することがあり、これにより破面がつぶれて破面の詳細観察が不可能となることがあった。したがって、後述するき裂発生起点の定量的検討および破壊力学的検討では、破面の詳細観察が可能であった試験片のみを対象とした。

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 5 に示す。図中の実験点は後述する破面観察結果を基に、表面き裂発生形破壊 (表面破壊) を ○印、内部き

裂発生形破壊(内部破壊)を●印として破壊形態別に示した。破壊起点は主として両破壊形態ともに非金属介在物であったが、一部の表面破壊の破面に非金属介在物の観察されないものがあったため、これらの実験点に斜線を付して区別して示した。図5より、高応力振幅・短寿命域で表面破壊を、低応力振幅・長寿命域で内部破壊を生じている。10⁷回を試験打ち切りとした表面破壊の見掛け上の疲労限度は $\sigma_w=925$ MPaとなり、明確な二段折れ曲がり(二重)S-N曲線が認められる。SUJ2鋼およびSKH51鋼の軸荷重疲労試験結果では、高応力振幅・短寿命域での表面破壊から低応力振幅・長寿命域での内部破壊まで連続的に変化するS-N曲線となり、S-N曲線の水平部が消失する傾向が報告されている^{(11)~(13)(20)}。しかし、本供試材ではこれらの鋼種とは異なった形状のS-N曲線となった。著者らがこれまでに実施したSNCM439鋼の回転曲げ疲労試験の結果⁽²¹⁾、明りょうな二段折れ曲がりS-N曲線を示したことから、S-N曲線の形状は荷重荷形式に依存するものではないと考えられる。

3.2 破面観察結果

Fig. 5 S-N curve obtained from axial loading fatigue test

Fig. 7 Experimental relationship between depth of inclusion at fracture origin from specimen surface (a) and size of the inclusion and GBF area (b), and number of cycles to failure

察結果の一例を示す。図6(a)は表面破壊の破面、(b)は内部破壊の破面である。両図ともに試験片破断時の破面衝突により一部がつぶれた様相となっている。表面破壊および内部破壊ともにき裂発生起点に非金属介在物が認められる。き裂発生起点となった非金属介在物のEPMA分析を行った結果、Mn系介在物(MnS)とAl系介在物(Al₂O₃)の2種類であった。破面上に観察されたMnSは疲労過程に割れた様相を呈し、両破面に残留していた。また、Al₂O₃は基材からはく離れた様相が主として観察された。内部破壊を生じた破面のうち、き裂発生起点の詳細観察の可能であったすべての試験片には、図6(b)に示すようにGBF領域が観察された。

3.3 き裂発生起点の定量的検討

破面観察によって求めた、試験片表面から内部き裂発生起点となった介在物までの距離 d_{inc} と破断繰返し数 N_f の関係を図7(a)に示す。 d_{inc} には寿命による影響は認められず、表面近傍から約600 μmまで幅広く分布していた。

図7(b)はき裂発生起点となった介在物寸法 $\sqrt{area_{inc}}$ ⁽²²⁾と N_f との関係である。図中の実験点はEPMA分析から求めた介在物の種類別に示してある。なお、表面破壊の起点となった介在物には破面から離脱している場合が一部観察され、種類を特定できなかったため図中にはこれらを□印として示した。図

(a) Surface fracture mode (b) Subsurface fracture mode

Fig. 6 SEM micrographs around a fracture origin

7(b)より、き裂発生起点となった介在物寸法は6~30 μm であり、表面破壊の介在物寸法に比べて内部破壊のそれは若干大きい傾向が認められる。また、表面破壊の起点となった介在物は主として MnS (一部 Al_2O_3 が認められる) であり、内部破壊の起点となった介在物はすべて Al_2O_3 であった。破壊起点位置によって介在物の種類が異なる理由については不明であるが、介在物と基材との密着性および変形能の違いであると考えられる。

内部破壊の起点となった介在物周囲に観察された GBF 領域の大きさ $\sqrt{\text{area}_{\text{GBF}}}$ を図 7(b)中に併記した。これらの大きさは介在物寸法の 1.5~2 倍程度であった。

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表面および内部介在物寸法、および GBF 寸法を用いて、次式により応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{inc},s}$, $\Delta K_{\text{inc},i}$ および ΔK_{GBF} をそれぞれ求めた⁽²²⁾。

$$\Delta K_{\text{inc},s} = 0.65 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}_{\text{inc},s}}} \quad ; \text{表面介在物} \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\Delta K_{\text{inc},i} = 0.5 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}_{\text{inc},i}}} \quad ; \text{内部介在物} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\Delta K_{\text{GBF}} = 0.5 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}_{\text{GBF}}}} \quad ; \text{GBF} \quad \dots\dots\dots (3)$$

図 8 に $\Delta K_{\text{inc},s}$ および $\Delta K_{\text{inc},i}$ と N_f との関係を示す。図 8 より、 $\Delta K_{\text{inc},s}$ および $\Delta K_{\text{inc},i}$ はともに寿命の増加に伴い減少する傾向が見られ、個別の直線で近似できる。 $\Delta K_{\text{inc},s}$ は 6~2.5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の値となり、2.5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下の実験結果はない。したがって、この値以下では表面き裂の発生・進展が不可能となって、表面破壊の疲労限度を呈することになる。すなわち、表面破壊を生じる介在物の下限界応力拡大係数範囲は

Fig. 8 Relation between stress intensity factor range for inclusion and GBF area and fatigue life

$\Delta K_{\text{th},s} = 2.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であると考えることができる。一方、 $\Delta K_{\text{inc},i}$ は 4~2.5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となったが、これらすべての介在物には GBF 領域が形成されており、図 8 中に示した ΔK_{GBF} はすべて 4 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上の値となっている。内部介在物からき裂が発生して破壊するためには GBF 領域の形成が必要であり⁽⁶⁾⁽¹¹⁾⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾、内部介在物から直接き裂が発生・進展して内部破壊する限度、すなわち下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{th},i}$ は 4 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であると推察される。

き裂進展の下限界応力拡大係数範囲が大気中に比べて真空中において大きくなるとする実験結果⁽²³⁾を考慮すると、 $\Delta K_{\text{th},s}$ と $\Delta K_{\text{th},i}$ の大きさの違いは介在物位置における環境が大気中か真空中かの違いに起因するものであると推察される。これまで著者らが行ってきた SUJ2 鋼⁽⁶⁾⁽¹³⁾ および SKH51 鋼⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾ の実験結果から、 $\Delta K_{\text{th},s}$ は 4 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度であり、また、 ΔK_{GBF} もすべてこの $\Delta K_{\text{th},s}$ 以上の数値となり $\Delta K_{\text{th},s}$ と $\Delta K_{\text{th},i}$ は同程度であった。しかし、本供試材では $\Delta K_{\text{th},s}$ と $\Delta K_{\text{th},i}$ が明確に異なる結果となった。この相違は本供試材が特異であるのではなく、基本的には $\Delta K_{\text{th},s}$ と $\Delta K_{\text{th},i}$ が異なるものであると理解するほうが妥当である。

4.2 GBF 領域の特徴と供試材の微視的組織との対応 著者らはこれまでに JIS SUJ2 (1.01 C) や SKH51 (0.63 C) などの高炭素鋼を用いて、内部破壊の起点となった介在物近傍に形成される GBF 領域の特徴とその形成機構について検討してきた。その結果、GBF 領域の特徴として次の 3 点を指摘し、「微細炭化物の離散はく離説」を提案した⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。すなわち、(1) GBF 領域の粗さはその周囲に比較して大きい。

Table 2 Roughness measurements along the cutting plane line of the fracture surface

	R_a (μm)	R_{max} (μm)	S (μm)
GBF	0.127	0.62	1.137
Fish-eye	0.045	0.194	1.586

Fig. 9 An example of fracture surface roughness profile along a cutting plane around an inclusion

(2)GBF 領域には高濃度の炭素が検出される。(3) GBF 領域の粗さは基材中に存在する微細炭化物の大きさと関係がある。本節では炭素含有量の少ない本供試材(0.39 C)に対して GBF 領域の特徴を考察した。

図 9 は内部破壊の起点となった介在物近傍の破面粗さプロファイルの一例である。図 9 より、GBF 領域はその外側のフィッシュアイ領域と比較して凹凸が大きく粗い様相を呈していることがわかる。表 2 に GBF 領域およびフィッシュアイ領域の算術平均粗さ R_a 、最大粗さ R_{max} および局部的山頂の平均間隔 S を示す。なお、測定は基準長さ約 $10\text{ }\mu\text{m}$ とし 10 箇所平均を求めた結果である。また、 S は粗さプロファイルに現れた隣り合う凸部の間隔であり、基準長さ中の平均である。表 2 より、GBF 領域の粗さはその周囲に比べて大きく 4 倍程度となっている。また、 S は逆に小さくなっている。

走査形プローブ顕微鏡 (SPM) による GBF 領域の観察結果の鳥瞰図を図 10(a) に、また、電解エッチングを施した供試材試料表面の観察結果を (b) に示す。GBF 領域には粒状の凸部が観察され、その様相は供試材組織中の微細炭化物と同様であることがわかる。

図 11 は EPMA による GBF 領域およびその近傍の炭素分析結果であり、分析に用いた破面の SEM 像と合わせて示した。図 11 より、GBF 領域はその周囲に比較して高濃度の炭素が検出されていることがわかる。以上より、供試材の含有炭素量の違いとは無関係

Fig. 10 Birds-eye pattern of the GBF area and microstructure of the materials observed by SPM

Fig. 11 Carbon distribution around an inclusion detected by EPMA

に GBF 領域の特徴が明確に現れることが明らかとなった。

GBF 領域の形成が組織中の微細炭化物のはく離によって生じるとする「微細炭化物の離散はく離説」に従うと、GBF 領域の粗さは供試材中の炭化物の大きさとその分布の影響を受けることになる。図 12 は供試材の微視的組織と GBF 領域の粗さの関係を考察した結果であり、著者らがこれまでに実施した数鋼種の実験結果⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾⁽²⁴⁾をまとめて示した。図 12(a) は微細炭化物の平均直径 d_c と GBF 領域の粗さ R_a および R_{max} の関係である。図 12(a) より、炭化物の粒径が大きくなるに伴って GBF 領域の粗さが大きくなる傾向を示す。なお、粗さ R_{max} は d_c よりも大きくなっているが(図中、 $R_{max}=d_c$ の直線の上部)、炭化物のはく離が組織中の大きな炭化物で優先的に生じること、はく離によって生じた複数の微小き裂が連結・合体することによって凹凸が大きくなることなどに起因するものと推察される。

図 12(b) は GBF 領域の局部的山頂の平均間隔 S と炭化物の単位面積当たりの個数(密度) D_{cp} の関係で

(a) Relation between roughness on GBF area and average diameter of carbide

(b) Relation between average distance of roughness and density of carbide particles

Fig. 12 Effect of size and distribution of carbide particle in the matrix on roughness of GBF area

ある。\$S\$ は \$D_{cb}\$ の増加に伴って減少する傾向が認められる。これは、供試材中の含有炭素量の減少に伴って析出する微細炭化物の数が少なくなり基材中に疎に分布し、炭化物のはく離による破面の凹凸の間隔が大きくなることによって生じるものと考えることができる。

4・3 き裂進展則による疲労寿命の推定 内部き裂の発生・進展挙動を直接観察することは現時点では不可能であり、したがって、内部き裂進展挙動に基づく疲労寿命評価は困難である。しかし、得られた \$S-N\$ データを基にき裂進展則を求めて疲労寿命評価を行う試みがある⁽²⁵⁾。本節ではこの手法を用いて内部破壊の疲労寿命を評価し考察を行った。

超高サイクル域における内部破壊の疲労寿命 \$N_f\$ は介在物からのき裂発生寿命 \$N_i\$、GBF 領域形成寿命 \$N_{GBF}\$、フィッシュアイ形成寿命 \$N_{FE}\$ および表面き裂進展寿命 \$N_s\$ から形成され、\$N_f = N_i + N_{GBF} + N_{FE} + N_s\$ と表せる。これまでの研究から、GBF 領域は疲労寿命 \$N_f\$ の 10% 以内で形成を開始し、その形成期間は \$0.9N_f\$ 以上を占めることが明らかとなっている⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾。したがって、疲労寿命の大半は GBF 領域の形成期間であることから、ここでは \$N_f = N_{GBF}\$ として、これ以外のき裂進展寿命を無視して考える。GBF 領域のき裂進展が式(4)のパリス則に従うと仮定し^{**1}、介在物の大きさ \$\sqrt{area_{inc}}\$ から GBF の大きさ \$\sqrt{area_{GBF}}\$ までのき裂進展寿命 \$N_{GBF}\$ は式(5)で与えられる。

Fig. 13 Experimental relation between stress intensity factor range for inclusion and number of cycles to failure divided by the square root of inclusion size

^{**1} GBF 領域の形成が「微細炭化物の離散はく離説」に従うと考えると、炭化物のはく離による微小き裂の発生と進展、それらの合体による離散的なき裂の進展となるが、これらの影響を考慮したき裂進展則は現時点で不明なためパリス則を仮定して考察した。

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (4)$$

$$(\Delta K_{inc})^{m_G} \left(\frac{N_{GBF}}{\sqrt{area_{inc}}} \right) = \frac{2}{(m_G - 2)C_G} \times \left[1 - \frac{1}{(\sqrt{area_{GBF}} / \sqrt{area_{inc}})(m_G - 2)/2} \right] \dots\dots\dots (5)$$

ここで、\$m_G\$ および \$C_G\$ はパリス則の指数および係数であり、また、\$\Delta K_{inc}\$ は介在物の初期応力拡大係数範囲である。GBF 領域の大きさは介在物の大きさに比較して十分大きいと仮定すると、式(5)は式(6)で書き換えられる。

$$(\Delta K_{inc})^{m_G} \left(\frac{N_{GBF}}{\sqrt{area_{inc}}} \right) = \frac{2}{(m_G - 2)C_G} \dots\dots\dots (6)$$

図13は本実験から求めた \$S-N\$ データを基に、\$\Delta K_{inc}\$ と \$N_f / \sqrt{area_{inc}}\$ の関係を求めた結果である。式(6)の関係から \$m_G = 15.2\$ および \$C_G = 5.88 \times 10^{-22}\$ の値を得た。表面破壊に対して、表面介在物からき裂が発生・進展するとして \$N_f = N_s\$ を仮定すると式(6)と

Fig. 14 Crack propagation law estimated from \$S-N\$ data

Fig. 15 Comparison between predicted fatigue life with crack growth law and experimental data

同様の式が得られる。表面き裂進展に対するパリズ則の指数 m_s および係数 C_s は図 13 より、 $m_s=9.80$ および $C_s=2.78 \times 10^{-17}$ となった。これらの結果から、 da/dN と ΔK の関係を図 14 に示す。GBF 領域のき裂進展は表面き裂進展に比べて極めて低速であることが理解できる。

式(6)と式(2)より、応力振幅 σ_a と疲労寿命 N_f の関係を求めることができる。図 15 は推定した $S-N$ 曲線を介在物の大きさをパラメータとして示したものであり、内部破壊した実験結果を併記した。図 15 より、推定結果と実験結果は良好な対応を示しており、実験結果のばらつきは介在物寸法に依存して生じたものであると考えることができる。したがって、実験によって求めた $S-N$ データから材料内部に存在する介在物寸法を考慮した $S-N$ 曲線の推定が可能である。このことは、部材内に存在する介在物寸法を見積もることによって、高精度な寿命予測や余寿命評価が可能となり、疲労設計の安全性・信頼性の向上に有効であると考えられる。

4・4 破壊モードの遷移 本供試材の $S-N$ 曲線から破壊モードは表面破壊(S-mode)と GBF 領域を形成する内部破壊(IG-mode)の2種類が観察された。本節では破壊モードの遷移する応力振幅について考察を行った。実験から求めた平均の介在物寸法 $\sqrt{area_{inc}}=14.7 \mu\text{m}$ を用いて、式(1)および式(2)から応力拡大係数範囲と応力振幅 σ_a の関係を求めると図 16 の一点鎖線および実線になる。表面介在物の $\Delta K_{inc,s}$ は内部介在物の $\Delta K_{inc,i}$ よりもつねに大きくなり、 $\Delta K_{th,s}$ との交点 A で示す σ_a 以上において表面破壊することになる。一方、点 A 以下の σ_a で内部破壊を生じる。この破壊モードの遷移する点 A の σ_a は計算の結果 566 MPa となり、実験結果の 925 MPa とは

大きく異なる。この理由は試験片表面の残留応力の影響であることをこれまでに指摘してきた⁽¹¹⁾⁽¹³⁾。この残留応力は表面介在物のみに対して平均応力効果として影響するものと考えて、式(7)によって応力拡大係数範囲 $\Delta K_{inc,s}^*$ を求めると、図 16 の破線が得られる。ここで、残留応力 σ_r は実験から求めた値 $\sigma_r=-318$ MPa を用いた。

$$\Delta K_{inc,s}^*=0.65(\sigma_a+\sigma_r)\sqrt{\pi\sqrt{area_{inc,s}}} \quad \cdots(7)$$

図 16 の $\Delta K_{inc,i}$ と $\Delta K_{inc,s}^*$ の大小関係より、点 B 以上の σ_a において表面破壊を生じるが、それ以下では内部破壊に遷移する。この $\Delta K_{inc,i}$ は $\Delta K_{th,i}$ よりも大きいいため GBF 領域を形成することなく内部破壊を生じることのできる破壊モード(I-mode)となる。点 C において $\Delta K_{th,i}$ に達するため、内部介在物からのき裂の発生・進展は不可能となり再び表面破壊が生じる。応力振幅が減少して、点 D で $\Delta K_{th,s}$ に達して表面破壊から内部破壊に遷移する。この場合、 $\Delta K_{inc,i}$ は $\Delta K_{th,i}$ よりも小さいために GBF 領域を形成した後破壊する IG-mode となる。点 D における σ_a の計算値は 884 MPa となって、実験結果と良い対応を示す。したがって、破壊モードの遷移には表面残留応力の影響が大きく、この影響を考慮する必要があることが指摘される。上記の議論において、 $\Delta K_{th,s}$ に及ぼす応力比の影響は小さいものと仮定した⁽²⁸⁾。なお、図中の BC 間は $\Delta K_{inc,i}$ と $\Delta K_{inc,s}^*$ の差異が小さく、また表面き裂の進展速度が内部き裂のそれに比較して大きいことを考慮すると、表面破壊を生じる可能性が高く、実験においても I-mode の破壊は観察されなかった。BC 間で内部破壊が優先する場合には、表面破壊から内部破壊(I-mode)へ連続的に遷移し、 $S-N$ 曲線も連続的に変化する。

点 D の応力振幅において破壊モードが S-mode から IG-mode に遷移するが、内部介在物の $\Delta K_{inc,i}$ (点

Fig. 16 Relation between stress intensity factor range and stress amplitude to discuss the transition of fracture mode

Fig. 17 Calculated results for number of cycles to fracture with the formation of GBF area

D')は $\Delta K_{th,i}$ 以下であるためにGBF領域を形成した後に内部破壊を生じる。GBF領域のき裂進展速度は前述したように低速であるために、GBF領域の形成には多くの繰返し数が必要となる。 $\Delta K_{inc,i}$ (点D')から $\Delta K_{th,i}$ ($=4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, 点D'')まで $[=\Delta(\Delta K_{inc,i})]$ GBF領域が成長するのに必要な繰返し数 ΔN を式(6)によって求めると図17が得られる。図は介在物の大きさをパラメータとして示してあるが、 $\Delta(\Delta K_{inc,i})=1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に対してGBF領域の形成には 10^8 回程の繰返し数が必要となり、表面破壊($N_f < 10^6$)から内部破壊(IG-mode)の遷移に繰返し数の大きな差、すなわちS-N曲線に明りょうな水平部と二段折れ曲がりを生じることが理解できる。なお、IG-modeの発生に関わる力学的因子に関しては不明であり今後の研究課題である。

5. 結 言

低合金鋼 SNCM 439 を用いて、応力比 $R=-1$ の超高サイクル軸荷重疲労試験を行った結果、以下の結論が得られた。

(1) 本供試材は表面き裂発生形破壊と内部介在物周囲にGBF領域を形成する内部き裂発生形破壊の両破壊様式の現れる明りょうな二重S-N曲線を呈した。これは回転曲げ疲労試験結果と同様の形態であり、負荷様式には依存しない。

(2) 表面破壊を生じる介在物の下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th,s}$ は $2.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、内部介在物周囲にGBFを形成することなく直接内部破壊する介在物の下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th,i}$ は $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となり、両者は明確に異なる結果を得た。

(3) GBF領域で観察される粒状の凹凸は組織中の微細炭化物と形状が類似しており、GBF領域の破面粗さは供試材に含まれる微細炭化物の大きさおよび分布に依存する。

(4) S-Nデータを基にパリズ則による内部き裂進展速度を推定して疲労寿命評価を行った結果、推定結果と実験結果が良い対応を示し、介在物寸法を考慮したS-N曲線を求めることができることを示した。

(5) 破壊形態の遷移は試験片表面の圧縮残留応力と表面破壊および内部破壊の下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th,s}$ および $\Delta K_{th,i}$ を考慮することによって説明でき、二重S-N曲線を生じる理由を明確にした。

終わりに、本実験の実施に協力を得た富山大学工学部技術専門職員の友坂敏信氏、当時同大学学部学生の長田浩平君に謝意を表する。また、本研究は科学研究

費補助金・基盤研究(C)No. 19560080を受けて実施した。関係各位に謝意を表する。

文 献

- (1) Murakami, Y., Nomoto, T. et al., 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.
- (2) Murakami, Y., Nomoto, T. and Ueda, T., Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 22, No. 7 (1999), pp. 581-590.
- (3) Wang, Q. Y., Berard, Y., Dubarre, A., Baudry, G., Rathery, S. and Bathias, C., Gigacycle fatigue of ferrous alloys, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 22, No. 8 (1999), pp. 667-672.
- (4) Nishijima, S. and Kanazawa, K., Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 22, No. 7 (1999), pp. 601-607.
- (5) Sakai, T., Takeda, M., Shiozawa, K., Ochi, Y., Nakajima, M., Nakamura, T. and Oguma, N., 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.
- (6) Shiozawa, K., Lu, L. and Ishihara, S., S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behavior in ultra-long life fatigue of a high carbon-chromium bearing steel, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 24, No. 12 (2001), pp. 781-790.
- (7) Sakai, T., Takeda, M., Tanaka, N., Kanemitsu, M., Oguma, N. and Shiozawa, K., S-N property and fractography of high carbon chromium bearing steel over ultra wide life region under rotating bending, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 67, No. 663 (2001), pp. 1805-1812.
- (8) Ochi, Y., Matsumura, T., Masaki, K. and Yoshida, S., High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 25, No. 8/9 (2002), pp. 823-830.
- (9) Shiozawa, K. (Nishida, S. I. ed.), Characteristics of fatigue behavior of surface modified materials, *Macro and Microscopic Approach to Fracture*, (2003), pp. 117-170, WIT Press, UK.
- (10) Lu, L., Shiozawa, K. and Morii, Y., 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.
- (11) Shiozawa, K., Nishino, S. and Yachi, Y., Effect of stress ratio on subsurface fatigue fracture of high-speed tool steel, SKH 51, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 72, No. 720 (2006), pp. 1153-1160.
- (12) Sakai, T., Sato, Y., Nagano, Y., Takeda, M. and Oguma, N., Effect of stress ratio on long life fatigue behavior of high carbon chromium bearing steel under axial loading, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28,

- No. 11 (2006), pp. 1547-1554.
- (13) Shiozawa, K., Hasegawa, T. and Nishino, S., Effect of Stress Ratio on Axial-Loading Fatigue Characteristics of High Carbon-Chromium Bearing Steel in Very High Cycle Fatigue Regime, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 56, No. 12 (2007), to be published.
 - (14) Shiozawa, K. and Lu, L., Very high-cycle fatigue behavior of shot-peened high carbon-chromium bearing steel, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 25, No. 8/9 (2002), pp. 813-822.
 - (15) Lu, L. and Shiozawa, K., Effect of surface treatment on super-long-life fatigue behavior in high speed tool steel, JIS SKH 51, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 69, No. 684 (2003), pp. 1195-1202.
 - (16) Itoga, H., Tokaji, K., Nakajima, M. and Ko, H. N., Effects of notch and surface roughness on long life fatigue behaviour in high strength steels, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 54, No. 12 (2005), pp. 1249-1254.
 - (17) Nakajima, M., Tokaji, K., Itoga, H. and Ko, H. N., Morphology of step-wise $S-N$ curves depending on work-hardened layer and humidity in a high-strength steel, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 26, No. 12 (2003), pp. 1113-1118.
 - (18) Shiozawa, K., Morii, Y., Nishino, S. and Lu, L., Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, No. 11 (2006), pp. 1520-1532.
 - (19) Shiozawa, K., Morii, Y. and Nishino, S., Subsurface crack initiation and propagation mechanism under the super-long fatigue regime for high speed tool steel (JIS SKH 51) by fracture surface topographic analysis, *JSME International Journal, Series A*, Vol. 49, No. 1 (2006), pp. 1-10.
 - (20) Shiozawa, K., Hasegawa, T. and Lu, L., $S-N$ curve characteristic of bearing steel under axial loading condition in very high cycle fatigue regime, *4th International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4)*, (2007-8), pp. 227-235.
 - (21) Shiozawa, K., Nishino, S., Shibata, N. and Maruyama, Y., Effect of tempering temperature on super-long fatigue behavior of low alloy steel, SNCM 439, *Proceedings of The 3rd International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-3)*, (2004-9), pp. 609-616.
 - (22) Murakami, Y., Kodama, S. and Konuma, S., 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) Shiina, T., Nakamura, T., Noguchi, T. and Hosokawa, F., Effects of surface finishing and high vacuum environment on surface- and interior-originating fatigue properties of high strength steel, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 69, No. 678 (2003), pp. 404-411.
 - (24) Shiozawa, K., Okamoto, K. and Nishino, S., Effect of microstructure on characteristics around an internal crack initiation site in high-strength steels, *Proceedings of the 55th JSMS Annual Meetings*, (2006-5), pp. 57-58.
 - (25) Tanaka, K. and Akiniwa, Y., Fatigue crack propagation behaviour derived from $S-N$ data in very high cycle regime, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 25, No. 8/9 (2002), pp. 775-784.
 - (26) Lu, L. and 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. 1666-1673.
 - (27) Nakajima, M., Tokaji, K., Itoga, H. and Shimizu, T., Two-step multiple block loading tests for a high strength steel considering the transition of failure mode in high cycle regime, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 55, No. 9 (2006), pp. 849-854.
 - (28) Nakai, Y., Tanaka, K. and Kawashima, R., Stress-ratio effect on fatigue crack growth threshold in steel, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol. 33, No. 371 (1984), pp. 1045-1051.