超長寿命疲労破壊における ODA (*Optically Dark Area*) の形成に及ぼす諸因子†

長 田 淳 治* 村 上 敬 宜**

Factors Influencing the Formation of ODA in Ultralong Fatigue Regime

by

Junji NAGATA* and Yukioka MURAKAMI**

The mechanism of fatigue failure in the ultra-high cycle regime was studied using a bearing steel, JIS SUJ2 (SAE 52100). In the case of tension-compression fatigue testing, the *S-N* curve for high strength steels consisted of a single straight line in contrast to the dual *S-N* curve observed in rotating bending. The effect of internal hydrogen trapped by nonmetallic inclusions on high cycle fatigue behavior has been discussed by Murakami et al. In order to investigate further the influence of hydrogen trapped by various types of inclusions, four materials of different chemical compositions were prepared. Those specimens having a longer fatigue life had a particular morphology designated as ODA (*Optically Dark Area*) surrounding the inclusion at the fracture origin. In order to investigate the growth of ODA with cycling, fatigue tests involving multi-step loading were carried out, and the appearance of the ODA was compared with that of specimens tested under a constant amplitude loading. A specimen which endured $N = 2 \times 10^8$ under a stress was fractured by tensile test at -190°C . The fracture origin in this tensile test was at a subsurface, non-metallic inclusion. If the fatigue test had not been interrupted, the potential fatigue life of the specimen was estimated from the size of the inclusion and the ODA using the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model. The model was also used to estimate the fatigue limit in the ultra-high cycle range. The condition for the critical size of ODA for the start of conventional fatigue crack growth was analyzed using fracture mechanics. The critical stress intensity factor range ΔK_{ODA} for the critical size of the ODA can be correlated with the threshold stress intensity factor range ΔK_{th} expressed by the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model for small cracks. A fatigue design method for ultra-high fatigue life regime was proposed based upon the growth behavior of the ODA, the statistics of extremes of inclusions, and the $\sqrt{\text{area}}$ parameter model.

Key words : Ultralong fatigue regime, Inclusion, The $\sqrt{\text{area}}$ parameter model, *Optically Dark Area* (ODA), Step-loading fatigue test, The threshold stress intensity factor range ΔK_{th} , Fatigue design in ultralong fatigue regime

1 緒 言

近年、高強度鋼が繰返し数 $N = 10^7$ でも疲労限度を示さず、 $N > 10^7$ でも疲労破壊を起こす現象が注目されている。この問題は、機械や構造物を長期間に亘って安全に使用する上できわめて重要である。^{1)~5)}

この問題に対して村上らはこれまでの研究によって次のことを明らかにした。^{6)~10)}

(1) SCM435, SUJ2 の超長寿命疲労破壊した試験片の破断起点となった介在物周辺には、表面状態が粗いため金属顕微鏡で黒く見える領域 (ODA, *Optically Dark Area*) が存在する。ODA 寸法は寿命が長いほど介在物寸法に相対的に大きい。

(2) 高強度鋼の疲労強度を予測する際に母材のビッカース硬さ (HV) と微小欠陥 (または介在物) の寸法の 2 つのパラメータを用いる手法 ($\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデル)^{11)~14)} に ODA を含めた介在物の寸法を考慮すれば、超長寿命領域における高強度鋼の疲労強度を精度よく予測できる。

(3) 材料中に含まれる水素量によって ODA の寸法に差があることから ODA は介在物周辺にトラップされた水素の影響と繰返し応力の連成による機構で進展した結果であると考えられる。したがって ODA の形成を抑制し、寿命を延ばすためには介在物にトラップされる水素量を減らす必要がある。

しかし現在のところ、ODA の大きさは破断後の破面観察を通してしか知ることができない。したがって非破断の試験片 (試験中) ではどの程度の ODA が形成されているか、すなわちどの程度の余寿命があるかを知ることが極めて困難である。そこで本研究では疲労試験中の試験片にどの程度 ODA が繰返しどの段階で形成されるのかを知るために、軸受鋼 (SUJ2) を用いて破断までに応力をステップ状に上げていく引張圧縮疲労試験を行い、その疲労破面に現われた介在物と ODA 寸法の関係を調べることを目的とした。また、もう一つの目的として、介在物にトラップされる水素量が介在物の化学成分によってど

† 原稿受理 平成 14 年 8 月 6 日 Received Aug. 6, 2002

* 学生会員 九州大学大学院 〒812-8581 福岡市東区箱崎, Graduate Student, Kyushu Univ., Higashi-ku, Fukuoka, 812-8581

** 正 会 員 九州大学大学院工学研究院機械科学部門 〒812-8581 福岡市東区箱崎, Dept. of Mech. Eng. Sci., Graduate School of Eng., Kyushu Univ., Higashi-ku, Fukuoka, 812-8581

のように影響を受けるかを調べた。そのために、計画的にチタン (Ti)、硫黄 (S)、酸素 (O) 量を制御した SUJ2 についても疲労試験をした。また ODA の破壊力学的解析を行い、ODA 境界での応力拡大係数幅 ΔK_{ODA} が微小き裂寸法依存性を示すことを指摘し、超長寿命領域における ODA の成長を考慮した疲労設計法を提案する。

2 供試材および実験方法

2・1 供試材と試験片

供試材は軸受鋼 SUJ2 (SAE52100) である。Table I に供試材の化学成分を示す。本研究では、介在物の種類による ODA の形成の違いを調べるために通常の SUJ2 (NN)、チタン (Ti) を計画的に添加したもの (NT)、硫黄 (S) を計画的に添加したもの (NS)、酸素 (O) 量を増加したもの (NO) についても実験を行った。熱処理方法は、840℃焼入れ、180℃焼戻し処理である。試験片 (QT 材) は RX ガス中で加熱、焼入れした。このガスには水素が 30vol% 以上含まれ、そのため 840℃で加熱中に鋼中に水素が侵入する。その後の 180℃焼もどしでは逆に若干水素が抜けるものと考えられる。これに対して同じ条件の下、真空中 (真空度約 6.7Pa) で加熱、焼入れした試験片 (VQ 材)¹⁰⁾、窒素ガス中で加熱、焼入れした試験片 (NQ 材) を別に用意して比較した。両者とも加熱中の侵入水素量は QT 材に比べてはるかに少ない。

試験表面はエメリー紙で #2000 まで仕上げた。Fig. 1 に引張圧縮疲労試験片形状を示す。

2・2 実験方法

実験方法は応力比 $R = -1$ 、繰り返し速度 1 ~ 50Hz の引張圧縮疲労試験である。引張圧縮疲労試験では試験部に曲げがかかると正しい値よりも低めの値が得られる。そこで試験片の取付けにあたっては、試験片ごとにつかみ部付近の円周を 4 等分する位置にひずみゲージを貼り、荷重を負荷した際に試験部に曲げがかからないように注意深く調整した。

3 実験結果および考察

3・1 表面の残留応力および内部の硬さの分布

X 線応力測定の結果、試験部の表面には 500MPa 程度の圧縮残留応力が存在した。残留応力の大きさは負荷応力に対して無視できない大きさで、表面のごく近傍の内部には引張り平均応力が作用した状況にあると考えられる。Fig. 2 に試験片の内部のビッカース硬さ HV の分布を示す。 HV の測定は、押し込み荷重 $P = 200\text{gf}$ 、保持時間 $t = 30\text{s}$ で測定した。図の 4 箇所の半径方向について行った。試験片 NN, NT, NO, NS における HV の値は大差なかった。

Fig. 1. Tension-compression fatigue specimen.

Fig. 2. Hardness distribution at specimen section (Specimen NN).

3・2 引張圧縮疲労試験結果と破壊起点の介在物

試験片は 1 例を除いてすべて介在物を起点として破断した。疲労試験結果を Table II に示す。破断面には典型的なフィッシュ・アイが観察され、その中心には介在物が存在した。介在物は Mg を含むもの、Al を含むもの、Ti を含むもので、Mg を含むものは MgO 系、Al を含むものは Al_2O_3 系、Ti を含むものは TiN と考えられる。フィッシュ・アイの形状はほぼ円形であった。

試験片 NT, NO, NS のいずれにおいても破壊起点となった介在物はすべて Al, Mg 系酸化物であり、Ti, S を添加することにより増えたと考えられる介在物 (TiN, MnS) が破壊起点となったものは皆無であった。

ここで、Fig. 3 に試験片 NN, NT に含まれる介在物の極値統計グラフを示す。極値統計とはある材料中の限られた部分の介在物の分布から製品の総ての要素に含まれる最大の介在物寸法を予測する方法である。このグラフは研磨した試験片表面を検査基準面積 $S_0 (0.403\text{mm}^2)$ として $n (40 \text{ 箇所})$ について最大の介在物の面積 $\sqrt{\text{area}}_{\max j}$ ($j = 1 \sim 40$) を画像処理装置で測定し、その極値統計を

Table I. Chemical composition of SUJ2.

(wt %) * (ppm)

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	O *
NN	0.97	0.18	0.27	0.016	0.007	1.33	0.001	8
NS	0.98	0.26	0.40	0.010	0.020	1.40	0.001	9
NO	0.98	0.25	0.39	0.010	0.003	1.40	0.001	15
NT	0.99	0.26	0.39	0.010	0.002	1.40	0.020	8

Table II. Results of fatigue tests.

(a) Standard tests

Specimen	σ (MPa)	N_f	origin	$\sqrt{\text{area}}$
NN	1290	1.83×10^4	Al	10.2
NN	1403	1.39×10^4	Al	22.7
NN	1462	2.02×10^3	surface	
NN	1464	6.24×10^3	Ti	4.4
NT	711	2.57×10^7	Al, Mg	39.9
NT	721	2.77×10^7	Al,	34.3
NT(NQ)	708	7.13×10^6	Al, Mg	46.2
NT(NQ)	718	2.69×10^8	Al, Mg	15.8
NT(NQ)	744	1.35×10^6	Al, Mg	56.6
NO	788	5.17×10^7	Mg	24.4
NO	844	1.28×10^7	Al	19.9
NO	879	9.15×10^6	Al	23.0
NO	915	6.85×10^6	Al	20.7
NO(NQ)	748	2.60×10^7	Al, Mg	38.8
NO(NQ)	823	3.22×10^6	Al	32.4
NS	904	4.99×10^6	Al	28.0
NS	1208	1.56×10^5	Al	14.3

(b) Step loading tests

NT1	677	1.00×10^7	not broken	29.9
	717	$\rightarrow 1.00 \times 10^7$	not broken	
	756	$\rightarrow 1.00 \times 10^7$	not broken	
	796	$\rightarrow 3.06 \times 10^6$	Al	
NT2	713	1.00×10^7	not broken	48.4
	751	$\rightarrow 3.96 \times 10^6$	Al	

(c) Ran out and tested again at higher stress level

NT3	668	1.00×10^8	not broken	22.9
	982	$\rightarrow 1.48 \times 10^6$	Al	
NO4	667	2.00×10^8	not broken	20.4
	981	$\rightarrow 6.07 \times 10^6$	Al	
NS5	704	3.00×10^7	not broken	23.7
	978	$\rightarrow 2.00 \times 10^6$	Al	

(d) Ran out and tensile test at approx. -190°C

VQ T	650	2.00×10^8	not broken Ti	11.6
---------	-----	--------------------	------------------	------

とったものである。この場合、検査基準面積に仮想の厚さ $h = \Sigma \sqrt{\text{area}}_{\max j} / n = 3.777 \times 10^{-3}$ を付与することにより、2次元検査を近似的に検査基準体積 $V_0 = S_0 \times h = 1.52 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ に対する3次元検査と考えることができる。¹⁵⁾ この近似的方法の妥当性は高橋らによる理論解析によって支持されている。^{16), 17)} Fig. 3は破壊起点となった介在物 (Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{MgO})_x$) の極値統計グラフも合わせて示している。破壊起点の介在物の主成分はAlであり介在物によって微量のMgが検出される場合があったが、ここでは同種の介在物として扱っている。この場合の検査基準体積はFig. 1に示す1本の試験片の疲労破壊の起点となりうる危険体積 $V_1 = 770 \text{ mm}^3$ である。危険体積 V_1 のデータを基準体積 V_0 をもとに変換すると、Fig. 3に示すように極値統計直線は $\ln(V_1/V_0)$ だけ平行移動した直線になる。¹⁵⁾ 極値分布直線が折れ曲がるのは破壊起点となった介在物と研磨によって観測された介在物の種類(成分)が異なるからである。¹⁵⁾

○: Specimen NN: Quenched and tempered
△: Specimen NT: Quenched and tempered
●: Inclusions at fracture origin for NN and NT

Fig. 3. Statistics of extreme distribution.

材料 NN, NT について金属顕微鏡で検出された介在物の化学成分をエネルギー分散型 x 線分析装置で調べた結果、NN では Al, Ca, Mg, Mn, S, Ti が検出された。NT ではほとんどが Ti 系であり、NN に比べて Ti 系の割合が増大していた。一方、疲労破壊の起点となった介在物は(高応力、短寿命 $N_f < 10^4$)の1例を除いて NN, NT, とともに Al, Al + Mg 系であった。このことから推測すると、Ti の添加により破壊に影響しない小さい TiN 介在物の個数はふえたものの、相対的に数が少ない破壊に影響する大きい介在物の分布は変化しなかったものと考えられる。このことは高強度鋼の疲労強度を高くするためには、介在物の数を減らすより介在物寸法を小さくすることがより効率的で重要であることを意味している。

Fig. 4 に S-N データを示す。データのばらつきが大きい本実験で得られた S-N データは高強度鋼で最近注目されている2重 S-N 線図とはなっていない。同じ SUJ2

Heat treatment QT: Quenched and tempered.
VQ: Heat treated in a vacuum followed by quenching and tempering.
NQ: Heat treated in N_2 gas followed by quenching and tempering.
T: Tensile test in liquid nitrogen after fatigue test. (see Fig. 11)
The marks 3-5 indicate the specimen which ran out and was tested at higher stress levels.

Fig. 4. S-N data (SUJ2).

については 2 重 S-N 線図となることが多く報告されている^{18)~20)}が、それらはすべて回転曲げのデータである。同程度の応力 (720MPa, ▲) で疲労試験を行った場合であっても、破壊起点となる介在物の寸法 ($\sqrt{area} = 15.8 \sim 56.6\mu\text{m}$) によって破断寿命が $10^6 \sim 10^8$ のオーダーではらついている。これは試験部に含まれる最大の介在物の寸法にばらつきがあることが原因である。データ 3*, 4*, 5* は一回目の疲労試験をある繰り返し数まで行って非破断の 3, 4, 5 の試験片をさらに高い応力を負荷して試験した結果である (Table II (c)). 介在物の影響を評価するために $\sqrt{area}$ パラメータモデルを用いて各試験片の疲労限度 σ_w を推定した。ただし、ここでの疲労限度とは $N = 10^7$ で非破断で定義される通常の疲労限度である。応力比 R は $R = -1$ と仮定した。すなわち、内部の微小欠陥・介在物から破壊が起こる場合の疲労限度は次式によって推定される。

$$\sigma_w = 1.56(HV + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \quad (1)$$

ここで σ_w : 疲労限度 (MPa), HV : ビッカース硬さ (kgf/mm^2), $\sqrt{area}$: 介在物寸法 (μm) である。

Fig. 5 に介在物を起点として破断した試験片の負荷応力振幅 σ と推定疲労限度 σ_w の比 σ/σ_w を縦軸にとった修正 S-N データ①を示す。この結果から考えると、式 (1) による推定疲労限度以下でも $N > 10^7$ で疲労破壊が起こる傾向は否定できない。

3・3 破断起点の介在物とその周囲の ODA

Fig. 6 にフィッシュ・アイ破壊の起点となった介在物の金属顕微鏡写真を示す。破断起点となった介在物周辺には、表面状態が粗いため黒く見える領域 (Optically Dark Area, ODA)^{6), 8)}が存在している。Fig. 7 に介在物寸法 ($\sqrt{area}$) に対する介在物と ODA を含めた寸法 ($\sqrt{area'}$) の比 ($\sqrt{area'}/\sqrt{area}$) と破断繰返し数 N_f の関係を示

Fig. 5. Type 1 modified S-N data (SUJ2).
 σ : Stress amplitude
 σ_w : Fatigue limit calculated by the $\sqrt{area}$ parameter model.
 ○: Specimen NN(QT) ●: Specimen NN(VQ)
 △: Specimen NT(QT) ▲: Specimen NT(NQ) ◇: Specimen NO(QT)
 ◆: Specimen NO(NQ) □: Specimen NS(QT)
 T: Tensile test in liquid nitrogen after fatigue test. (see Fig. 11)

Fig. 6. Optical micrographs of fatigue fracture origin and ODA (SUJ2).

Fig. 7. Relationship between the size of ODA and cycles to failure N_f .
 Heat treatment QT: Quenched and tempered.
 VQ: Heat treated in a vacuum followed by quenching and tempering.
 NQ: Heat treated in N_2 gas followed by quenching and tempering.
 △1: Growth of ODA up to the third step ($\sigma = 760$ MPa) of step loading tests. ($\sigma = 680, 720, 760$ and 800 MPa)
 △2: Growth of ODA in the first step ($\sigma = 720$ MPa) of step loading tests. ($\sigma = 720$ and 760 MPa)
 The marks 3-5 indicate the specimen which ran out and was tested at higher stress levels.

す。ODA 寸法は長寿命ほど介在物寸法に相対的に大きい傾向がある。^{6)~10)}同程度の繰返し数では QT 材 (○, △, ◇, □) の方が VQ, NQ 材 (●, ▲, ◆) より ($\sqrt{area'}/\sqrt{area}$) が大きい傾向がある。

3・4 ODA の破壊力学的解析および下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} の寸法依存性

Fig. 8 に ODA 形成機構モデルを示す。⁷⁾村上らは先の

Fig. 8. Mechanism of growth of ODA for ultralong fatigue regime.⁷⁾

研究で、ODA の形成には介在物にトラップされた水素が重要な役割を果たすことを報告している。^{6)~10)} ODA は介在物周辺にトラップされた水素の影響と繰返し応力の連成による機構で裂が進展した結果と考え、ODA 寸法が水素の助けを必要としない大きさまで成長すると通常の疲労破壊が始まると考えることができる。一般に、下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} の値は大きいき裂や長いき裂では材料固有の一定値をとるが、き裂寸法が小さくなるにつれて小さい値になるといわれている。²¹⁾ 村上らは微小き裂の ΔK_{th} の寸法依存性を表現する $\sqrt{area}$ パラメータモデル^{11)~14)}を提案し、それによって微小欠陥や介在物を有する材料の疲労強度を精度よく予測できることを示した。したがって、ODA を微小き裂と等価と考え、ODA 寸法がある限界寸法に達すると水素が関与しない通常の疲労破壊が始まると考えると、ODA 境界での応力拡大係数幅 ΔK_{ODA} の値は ODA 寸法 $\sqrt{area'}$ に依存すると考えられる。ここで ΔK_{ODA} は次式で計算した。

$$\Delta K_{ODA} = 0.5 \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area'}} \quad (2)$$

ここで、各量の単位は次のようになる。

$$\Delta K_{ODA} : \text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}} \quad \Delta \sigma : \text{MPa}, \quad \sqrt{area'} : \mu\text{m}$$

Fig. 9 に ΔK_{ODA} と $\sqrt{area'}$ の関係を示す。図からわかるように ODA の寸法 $\sqrt{area'}$ が小さくなるにつれて ΔK_{ODA} の値は小さくなるのがわかる。その傾向は

$$\Delta K_{ODA} \propto \sqrt{area'}^{1/3} \quad (3)$$

となり、 $\sqrt{area'}$ パラメータモデル^{11)~14)}の表現と一致する。これは Fig. 8 のモデルを間接的に支持している。一方、酒井ら²²⁾は、ODA 寸法から求めた ΔK_{ODA} は一定値となると報告している。酒井らのデータ²²⁾ (Table III) を式 (2) に代入して求めた ΔK_{ODA} を Fig. 9 の $\square$ ($N_f > 10^6$) と $\blacksquare$ ($N_f < 10^6$) で示す。 $\square$ ($N_f > 10^6$) の値は ODA の寸法 $\sqrt{area'}$ に依存しており、その傾向も本研究のデータと同じである。ここで若干の値のずれは、硬さ (HV) の違い (本材料 HV=700, 酒井ら HV=737) や ODA のとり方によるものと思われる (本研究は金属顕微鏡, 酒井らは SEM 画像で測定)。しかし、 $\blacksquare$ ($N_f < 10^6$) のデータは他のデータとは傾向が異なる。これは Fig. 7 や先の研究結果¹⁰⁾でも報告しているように、 $N_f < 10^6$ の繰返し数では ODA はほとんど形成されないためと考える。その

Table III. Stress intensity factor range at ODA by Sakai et al.²²⁾

σ_a (MPa)	N_f	$\sqrt{area'}$ (μm)	style
1200	3.72×10^5	26.6	■
1100	8.28×10^5	31	■
1050	9.30×10^6	22.2	□
1000	1.06×10^7	19.9	□
1000	1.36×10^7	33.2	□
1000	6.83×10^6	22.2	□
950	2.12×10^7	31	□
900	1.94×10^8	35	□

○: Specimen NN(QT) ●: Specimen NN(VQ) △: Specimen NT(QT)
▲: Specimen NT(NQ) ◇: Specimen NO(QT) ◆: Specimen NO(NQ)
□ ($N_f > 10^6$), ■ ($N_f < 10^6$)²²⁾: Data by Sakai et al. (HV=737)

Fig. 9. Relationship between $\sqrt{area'}$ and ΔK_{ODA} . (HV=700)

ような場合としては、(a) 破壊起点の介在物の大きさが初期から水素が関与しない通常の疲労破壊を起こすのに十分に大きい場合、(b) 負荷応力が疲労限度よりはるかに高い場合、が考えられる。Fig. 9 の $\blacksquare$ ($N_f < 10^6$) のデータは後者に該当する。

Fig. 9 に示すように、 $\blacksquare$ 以外のデータは ODA 寸法 (20 ~ 80 μm) によって ΔK_{ODA} に約 50% の差 ($7.92 < \Delta K_{ODA} < 12.1$) があり、 ΔK_{ODA} は一定値ではなく、酒井らのデータも含めて式 (3) の ODA 寸法依存性があると考えるのが妥当である。そこで、Fig. 10 に ODA を含めた介在物寸法 $\sqrt{area'}$ を欠陥寸法として $\sqrt{area}$ パラメータモデルによって疲労限度 σ_w' を推定し、負荷応力 σ と σ_w' の比 (σ/σ_w') を縦軸にとった修正 S-N データ②を示す。 σ/σ_w' の値は破断した試験片ではすべて 1.0 より大きい値を示す。

3.5 非破断の試験片に形成される ODA の推定

ODA が繰返しどの段階でどの程度の寸法に形成されるのかを調べるために、応力のある繰返しごとに段階的に上げる試験を行った。まず、各応力での繰返し数を $N=1 \times 10^7$ と定め、その応力で破断しない場合は次の

* 酒井らは式 (2) を適用するにあたって応力振幅 σ_a を $\Delta \sigma$ に代入しているが、 ΔK の定義から $\Delta \sigma$ としては $2\sigma_a$ を代入すべきと考え、ここでは $\Delta \sigma = 2\sigma_a$ としている。

Heat treatment QT: Quenched and tempered.
VQ: Heat treated in a vacuum followed by quenching and tempering.
NQ: Heat treated in N₂ gas followed by quenching and tempering.

The scatter band indicated by ● is due to the scatter of the data of ODA size in Fig. 11.

The marks 3-5 indicate the specimen which ran out and was tested at higher stress levels.

Fig. 10. Type 2 modified S-N data. (SUJ2)

応力へ上げて試験を行い、破断するまで続けた。応力は 40MPa ずつ上げた。

Table IV に 2 つの試験片 (NT1 と NT2) の実験結果を示す。試験片 NT1 の場合、Table IV に示すように応力を 680, 720, 760, 800MPa と上げていき、800MPa で $N_f = 3.06 \times 10^6$ で破断した。この時の破断起点の介在物寸法は $\sqrt{area} = 29.9\mu\text{m}$ 、ODA と介在物を含んだ寸法は $\sqrt{area}' = 47.9\mu\text{m}$ である。ここで 4 段階目の $\sigma = 800$ MPa の試験に注目する。それより前の 3 段階の疲労試験 (680, 720, 760MPa) によって形成された ODA を含めた介在物寸法 $\sqrt{area}'$ を初期の欠陥寸法と考え、その試験片に新たに応力振幅 800MPa で疲労試験を行い、 $N_f = 3.06 \times 10^6$ で破断したと考える。Fig. 7 の $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ と

Table IV. Results of the step loading fatigue tests. $\sqrt{area}_{680}$, $\sqrt{area}_{720}$, etc are the sum of the ODA + original inclusion size at each step.

Arrows show the growth of ODA at each step loading.

Specimen NT1					
<div> <div></div> <div>Growth of ODA</div> <div></div> </div>	Stress amplitude (MPa)	680	720	760	800
	Number of cycles	1×10^7	1×10^7	1×10^7	3.06×10^6
	$\sqrt{area}$ (μm)	29.9	$\sqrt{area}_{680}$	$\sqrt{area}_{720}$	$\sqrt{area}_{760}$
	$\sqrt{area}'$ (μm)	$\sqrt{area}_{680}$	$\sqrt{area}_{720}$	$\sqrt{area}_{760}$	47.9

Specimen NT2			
<div> <div></div> <div>Growth of ODA</div> <div></div> </div>	Stress amplitude (MPa)	720	760
	Number of cycles	1×10^7	3.96×10^6
	$\sqrt{area}$ (μm)	48.4	$\sqrt{area}_{720}$
	$\sqrt{area}'$ (μm)	$\sqrt{area}_{720}$	71.7

破断繰返し数 N_f の関係から $N_f = 3.06 \times 10^6$ で破断するときの $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ は次のようになる。

$$\sqrt{area}_{800}/\sqrt{area}_{760} \cong 1.44 \quad (4)$$

$\sqrt{area}_{760}$: $\sigma = 760$ MPa の実験終了後の ODA と介在物の寸法を加えたもの。

$\sqrt{area}_{800}'$: $\sigma = 800$ MPa, $N_f = 3.06 \times 10^6$ の実験終了後の ODA と介在物の寸法を加えたもの。
 $\sqrt{area}' = 47.9\mu\text{m}$ を式 (4) に代入すると、 $\sqrt{area}_{760} = 33.3\mu\text{m}$ となる。したがって $\sigma = 760$ MPa の実験までの非破断の試験片の $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ は次のようになる。

$$\sqrt{area}_{760}/\sqrt{area} = 33.3/29.9 = 1.11 \quad (5)$$

式 (5) より、試験片 NT1 の 3 段階の疲労試験による ODA の成長 ($\sqrt{area}'/\sqrt{area}$) が求められる。この結果を Fig. 7 の $\triangle 1$ (third step) で示している。

試験片 NT2 の場合、Table IV に示すように応力を 720, 760MPa と上げていき 760MPa で $N_f = 3.96 \times 10^6$ で破断した。この時の破断起点の介在物寸法は $\sqrt{area} = 48.4\mu\text{m}$ 、ODA と介在物を含んだ寸法は $\sqrt{area}' = 71.7\mu\text{m}$ である。ここで 2 段階目の $\sigma = 760$ MPa の試験に注目する。最初の $\sigma = 720$ MPa の疲労試験によって形成された ODA を含めた介在物寸法 $\sqrt{area}'$ を初期の欠陥寸法と考え、その試験片に新たに応力振幅 760MPa で疲労試験を行い、 $N_f = 3.96 \times 10^6$ で破断したと考える。Fig. 7 の $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ と破断繰返し数 N_f の関係から $N_f = 3.96 \times 10^6$ で破断するときの $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ は次のようになる。

$$\sqrt{area}_{760}/\sqrt{area}_{720} \cong 1.46 \quad (6)$$

$\sqrt{area}_{720}$: $\sigma = 760$ MPa の実験終了後の ODA と介在物の寸法を加えたもの。

$\sqrt{area}_{760}'$: $\sigma = 800$ MPa, $N_f = 3.06 \times 10^6$ の実験終了後の ODA と介在物の寸法を加えたもの。
 $\sqrt{area}' = 71.7\mu\text{m}$ を式 (6) に代入すると、 $\sqrt{area}_{760} = 49.1\mu\text{m}$ となる。 $\sigma = 720$ MPa の実験までの非破断の試験片の $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ は次のようになる。

$$\sqrt{area}_{720}/\sqrt{area} = 49.1/48.4 = 1.01 \quad (7)$$

式 (7) より、試験片 NT2 の 1 段階の疲労試験による ODA の成長 ($\sqrt{area}'/\sqrt{area}$) が求められる。この結果を Fig. 7 の $\triangle 2$ (first step) で示している。

次に、一定応力振幅で長寿命 (3 種類の繰返し数: $N = 3 \times 10^7$, $N = 1 \times 10^8$, $N = 2 \times 10^8$) で非破断の場合における ODA の形成を考察する。まず、各々の繰返し数 ($N = 3 \times 10^7$, $N = 1 \times 10^8$, $N = 2 \times 10^8$) まで試験を行う。次に同じ試験片に応力を 1000MPa に上げて疲労試験を行い、試験片を短寿命で破断させ、その後の破面観察から非破断の時点の ODA の形成を推定する。Table II (c) に試験結果を示す。各々の繰返し数における非破断の試験片に形成されたと考えられる ODA の推定方法は以下のとおりである。

(1) 最初の疲労試験である繰返し数 N までに形成さ

れたと考えられる ODA を含めた介在物寸法を $\sqrt{area}_1'$ とする.

$\sqrt{area}_1'$: ある応力で繰返し数 N まで疲労試験を行い
その結果形成されたと考えられる ODA 寸法

(2) $\sqrt{area}_1'$ を初期欠陥と考え, 同じ試験片に新たに
応力振幅 1000MPa で疲労試験を行い, 繰返し数 N_f で破
断したとする.

(3) Fig. 7 の $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ と破断繰返し数 N_f の関
係から N_f で破断するときの比 $\sqrt{area}'/\sqrt{area} \equiv \alpha$ を求
める.

(4) 破断後の破面観察から介在物寸法 $\sqrt{area}$, ODA
を含めた介在物寸法 $\sqrt{area}'$ を求める.

(5) (3), (4)の結果から $\sqrt{area}'/\sqrt{area}_1' = \alpha$ となり,
 $\sqrt{area}_1'$ が求まる. その値を用いて最初の試験での繰返
し数 N における $\sqrt{area}'/\sqrt{area}$ を求める. 以上の推定か
ら求めた結果が最初の応力の試験終了時 (非破断) での
ODA の形成であり, Fig. 7 の $\triangle 3$, $\blacktriangle 4$, $\square 5$ である.

非破断の段階のデータ $\triangle 1$, $\triangle 2$, $\triangle 3$, $\blacktriangle 4$, $\square 5$ は
同程度の繰返し数の破断データ $\triangle$, $\blacktriangle$, $\square$ と比較するとは
るかに小さい. すなわち, $N_f > 10^7$ の超長寿命の場合, 非
破断の状態ではき裂の進展はほとんどの場合, ODA 内の
水素と連成したきわめて低速の状態であることがわかる.

3・6 疲労寿命予測と設計への応用

村上らは先の研究^{6)~10)}によって, 以下のことを示し
ている.

(1) ODA 寸法は寿命が長いほど介在物寸法に対して
大きいこと.

(2) 介在物と ODA を含めた寸法 $\sqrt{area}$ が $\sqrt{area}$ パ
ラメータモデル^{11)~14)}によって評価される欠陥寸法の限
界値 $\sqrt{area}_c$ を超えると通常の疲労破壊が始まること.

言い換えると, Fig. 5 の $\triangle 3$, $\blacktriangle 4$, $\square 5$ においても,
最初の試験応力で疲労試験を続けられれば, いずれある繰返
し数で破断することを意味する. その場合どの程度の繰
返し数まで疲労試験を続けていけば試験片が破断するか
(推定疲労寿命) を推定する方法を以下に示す.

(a) まず, 式 (1) を用いて次式により負荷応力振幅 σ
における $\sqrt{area}_c$ を求める.

$$\sqrt{area}_c = [1.56(HV + 120)/\sigma_a]^6 \quad (8)$$

$\sqrt{area}_c$: $\sqrt{area}$ パラメータモデルにより計算される値.

(b) 応力を上げて疲労試験を行い試験片を破断させる
か, 静的破壊させた結果から, 破断起点となった介在物
寸法 $\sqrt{area}$ を金属顕微鏡観察から調べ, $\sqrt{area}_c/\sqrt{area}$
 $= \gamma$ を計算する.

(c) Fig. 7 より $\sqrt{area}_c/\sqrt{area} = \gamma$ となる破断繰返し
数を求める. この繰返し数がこの試験片の推定寿命 N_f と
なる.

Fig. 11 は $\sigma = 650\text{MPa}$ で $N = 2 \times 10^8$ まで試験を行った
後の試験片を, 液体窒素で冷却, 脆性破壊させた破面写
真である. この写真から介在物を起点に破壊しているこ
とがわかる. また介在物寸法 ($\sqrt{area} = 11.6\mu\text{m}$) と $N = 2$
 $\times 10^8$ での ODA の成長を考慮した推定疲労限度を Fig. 5,

Fig. 11. The fracture origin of the specimen (mark T
in Fig. 4, 5 and 10) tested up to $N = 2 \times 10^8$ and was
fractured in liquid nitrogen by tensile test. The
inclusion is TiN. $\sqrt{area} \approx 11.6\mu\text{m}$

と Fig. 10 に示す. これから $N = 2 \times 10^8$ ではまだ ODA の
成長による疲労強度の低下が破断を起こすには十分でな
いことがわかる. そこで上に示した方法で, この応力で
の疲労寿命を推定すると $N_f \approx 5 \times 10^9$ と推定できる. こ
のように, $\sqrt{area}$ パラメータモデルと Fig. 7 の ODA の
成長の関係を基にすれば, 超長寿命領域の疲労設計が定
量化されることになる. 以下に ODA の形成による疲労強
度の低下を考慮した超長寿命領域の疲労設計法を示す.

(1) 設計寿命 N_D を決定する.

(2) Fig. 7 より破断繰返し数 $N_f = N_D$ のとき

$$N_D \rightarrow \sqrt{area}'/\sqrt{area}_{\max} = \gamma$$

$\sqrt{area}'$: 介在物と ODA を含めた寸法

$\sqrt{area}_{\max}$: 設計製品の全要素中に含まれる最大の介
在物寸法.

(3) Fig. 3 に示す極値統計を用いて, $\sqrt{area}_{\max}$ を予
測する.

(4) (2), (3)から $N = N_D$ のときの ODA 寸法の限界
値 $\sqrt{area}_D$ を求める.

$$\sqrt{area}_D = \sqrt{area}' = \gamma \sqrt{area}_{\max}$$

$\sqrt{area}_D$: Fig. 3 の極値統計と Fig. 7 の ODA の成長
の関係から求められる値

(5) $\sqrt{area}$ パラメータモデルを用いて設計寿命 N_D で
の疲労強度のばらつきの下限界値 σ_a ($R = -1$ の場合) を
求める.

$$\sigma_a = 1.56(HV + 120)/(\sqrt{area}_D)^{1/6}$$

この応力を許容応力として, 超長寿命設計寿命 N_D にお
ける安全側の設計を行うことができる.

4 結 言

疲労試験中の試験片にどの程度 ODA が繰返しどの
段階で形成されるのかを知るために, 軸受鋼 (SUJ2) を
用いて破断までに応力をステップ状に上げていく引張
圧縮疲労試験を行った. 次に, ODA の形成が介在物の
種類によりどのように影響を受けるかを調べた. そのた
めに, 計画的にチタン (Ti), 硫黄 (S), 酸素 (O) 量を制

御した SUJ2 についても疲労試験をした。最後に超長寿命領域における ODA の形成を考慮した疲労設計法を提案した。その結果は次のようにまとめられる。

(1) 本実験 (引張圧縮) で得られた $S-N$ データは、高強度鋼で最近注目されている 2 重 $S-N$ 曲線とはならなかった。

(2) Ti の添加により破壊に影響しない小さい TiN 介在物の個数はふえたものの、相対的に数が少ない破壊に影響する大きい介在物の分布は変化しなかった。このことから高強度鋼の疲労強度を高くするためには、介在物の数を減らすより介在物寸法を小さくすることがより効果的で重要である。

(3) 応力を段階的に上げる試験により超長寿命域での ODA 内のき裂の進展状況を把握することができた。 $N_f > 10^7$ で非破断の場合には、ほとんどの場合、き裂は ODA を形成しつつきわめて低速で進展していると考えられることができる。

(4) ODA 境界で求めた応力拡大係数幅 ΔK_{ODA} は一定値ではなく ODA 寸法依存性がある。ODA 寸法 $\sqrt{area}$ が小さくなるにつれて ΔK_{ODA} の値は小さくなる。その傾向は $\Delta K_{ODA} \propto (\sqrt{area})^{1/3}$ となり、 $\sqrt{area}$ パラメータモデルの表現と一致する。

(5) $\sqrt{area}$ パラメータモデル、介在物の極値統計、破断繰返し数と ODA の成長の関係を基にした超長寿命疲労強度設計法を提案した。

本研究は平成 14 年度科学研究補助金「特別推進研究」課題番号 14001002 の交付を受けて行われたものである。

参 考 文 献

- 1) 内藤武志, 植田秀夫, 菊池雅男, 材料, **32**, 1162 (1983).
- 2) 江村秀樹, 浅見克敏, 日本機械学会論文集, A-**55**, 45 (1989).
- 3) 黒島義人, 清水真佐男, 川寄一博, 日本機械学会論文集, A-**59**, 1001 (1993).
- 4) 阿部孝行, 金澤健二, 材料, **45**, 9 (1996).
- 5) 中村 孝, 金子 真, 野口 徹, 神保勝久, 日本機械学会論文集, A-**64**, 1820 (1998).
- 6) 村上敬宜, 植田 徹, 野本哲志, 村上保夫, 第 24 回疲労シンポジウム講演論文集, 47 (1998).
- 7) Y. Murakami, T. Nomoto and T. Ueda, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., **22**, 581 (1999).
- 8) 村上敬宜, 植田 徹, 野本哲志, 村上保夫, 日本機械学会論文集, A-**66**, 311 (2000).
- 9) 村上敬宜, 小西 寛, 高井健一, 村上保夫, 鉄と鋼, **86**, 777 (2000).
- 10) 村上敬宜, 横山ナンシー尚子, 高井健一, 材料, **50**, 1068 (2001).
- 11) 村上敬宜, 遠藤正浩, 材料, **35**, 911 (1986).
- 12) Y. Murakami and M. Endo, In: K. J. Miller and E. R. de los Rios (Eds): The Behaviour of Shert Fatigue Cracks, EGF Publ. 1, Mech. Eng. Publ., 275 (1986).
- 13) 村上敬宜, “金属疲労: 微小欠陥と介在物の影響” (1993) 養賢堂.
- 14) Y. Murakami, “Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions” (2002) Elsevier Ltd., Oxford.
- 15) 周 世栄, 村上敬宜, 福島良博, B. Stefano, 鉄と鋼, **87**, 22 (2001).
- 16) R. Takahashi and M. Sibuya, Ann. Inst. Statist. Math., **48**, 127 (1996).
- 17) R. Takahashi and M. Sibuya, Ann. Inst. Statist. Math., **50**, 361 (1998).
- 18) 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**, 779 (2000).
- 19) 中島正貴, 酒井達雄, 清水利弘, 日本機械学会論文集, A-**65**, 2504 (1999).
- 20) 塩澤和章, 魯 連涛, 石原和美, 材料, **48**, 1095 (1999).
- 21) 北川英夫, 高橋 進, 日本機械学会論文集, A-**45**, 1289 (1979).
- 22) 酒井達雄, 佐藤陽介, 小熊規泰, 日本機械学会論文集, A-**67**, 1980 (2001).