高強度鋼の高サイクル疲労域における内部き裂進展挙動*

黒島 義人^{*1}, 池田 隆^{*2}
原田 三徳^{*3}, 原田 昭治^{*1}Subsurface Crack Growth Behavior on High Cycle Fatigue
of High Strength SteelYoshihito KUROSHIMA, Takashi IKEDA,
Mitsunori HARADA and Shoji HARADA

In order to examine the precise fatigue mechanism of so-called "fish eye" type fatigue failure emerging in very high cycle fatigue, rotating bending fatigue tests were carried out on a high strength low alloy steel. Differently fatigue damaged specimens were prepared and their cross section was carefully observed so as to gather statistical information of initiation and growth of subcracks in subsurface region. The results showed that penny-shaped subcracks were nucleated at very small inclusions before stress cycles of 10^4 . All of the subcracks initiated at inclusions grew up at maximum to a length of the non-propagating crack, being formed in the matrix of subsurface and controlled the "true fatigue limit" of the material. To observe the internal crack growth on specimen surface, a surface-wrapped specimen was fatigued. The result revealed that the shielding of oxygen results in decreasing the fatigue strength.

Key Words: Fatigue, Inclusion, High Strength Steel, Subsurface Fracture, Non-Propagating Crack, True Fatigue Limit

1. 緒 言

高強度鋼や表面硬化処理鋼, オーステンパー球状黒鉛鉄などの鉄系の高強度材料では低応力・長寿命域で特徴的な破面様相を呈した疲労破壊を生ずる⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾. その特徴は破面上で表面に接する位置に円形あるいは円形の平滑面が認められることであり, その様相からFish eyeと呼ばれる. 通常, Fish eyeの中心には介在物や鑄造欠陥などの微小欠陥が認められ, この内部欠陥を起点として疲労き裂が発生, 同心円状に伝ばした痕跡と考えられている(以下, この破壊をFish eye破壊と称す). 他方, それら材料でも高応力・短寿命域では, 通常の疲労破壊形態である表面基底組織からき裂が発生する破壊や, 表面に接するように存在する介在物などの微小欠陥を起点とした破壊(以下, 表面破壊と総称する)を生ずる. すなわち, 応力レベルに依存して表面破壊からFish eye破壊への破壊モードの遷移が生じている.

著者の一人は, この破壊モード遷移に関して種々の

検討を行っており⁽⁶⁾⁻⁽⁸⁾, すでに高強度鋼の高サイクル疲労域の寿命特性が表面介在物を起点とした「表面破壊型の寿命線」からFish eyeを生ずる「内部破壊型の寿命線」への遷移⁽⁹⁾で説明され, その遷移条件が表面破壊型の寿命線に現れる「表面破壊型の疲労限度」であることを指摘した⁽⁹⁾.

このような遷移モデルを考えた場合, 高強度鋼の高サイクル疲労特性はそれぞれの寿命線の支配因子を明確にすることによって把握・評価し得るものと考えられる. そこで本研究では, それぞれの寿命線の支配因子で不明な点を微視的観点から検討することを目的とする. 本論に入る前に, 次節で遷移モデルについて検討し, 具体的な問題点を明確にする.

2. 遷移モデルの問題点

図1に上述の遷移モデルを模式図として示す. 図1中, AB, CDはそれぞれ表面破壊型, 内部破壊型(Fish eye破壊型)の有限寿命線であり, MNが表面破壊型の疲労限度レベルを表す. ここでAB, CDはそれぞれ独立に存在し, MN以上の応力レベルでは短寿命側に存在する寿命線ABで表面破壊し, MN以下ではCDに至っ

* 原稿受付 1997年10月9日.

^{*1} 正員, 九州工業大学工学部(☎804-8550 北九州市戸畑区仙水町1-1).^{*2} 九州工業大学大学院.^{*3} (株)アルミネ(☎758-0100 山口県阿武郡川上村竜瀬).

てFish eye破壊を生ずる。すなわち、MN以下の表面破壊型の寿命線EB, MN以上の内部破壊型の寿命線CFは出現せず、現実の寿命線はAEFDとなり、破壊モード遷移が生ずると共にいわゆる二段折れ曲がり型の寿命線⁽⁴⁾⁽⁹⁾となる。

ここでABは、表面介在物から発生したき裂の伝ば寿命によって支配され、起点欠陥寸法とはほぼ等しいと考えられる初期き裂寸法とパリス則型のき裂伝ば則から評価される⁽⁹⁾。但し、MN以下では表面介在物から発生した疲労き裂に停留、表面破壊は生じなくなるため、疲労試験ではFDが現れる。

また、MNは表面破壊を生じさせ得るき裂の停留限界で決定され、起点欠陥寸法と基地組織のき裂停留限界条件の双方を考慮した村上の疲労限度推定式⁽⁹⁾を用いて評価可能である。このMNはき裂停留条件に左右されるために最表面の硬さや残留応力等の影響を大きく受ける⁽⁹⁾。このように考えると、AB, MNの支配因子は欠陥を疲労き裂の起点とする点を除けば、従来の鋼の疲労に関する知見から逸脱するものではない。すなわち、高強度鋼の疲労特性が一見複雑である原因は内部破壊型の寿命線CDの存在にある。

ここで曲線CDの支配因子を考えると、Fish eyeの中心にも微小欠陥が確認されることから、(i)起点欠陥寸法、(ii)内部欠陥からのき裂発生寿命、および(iii)き裂伝ば寿命が関連因子と考えられる。単純に内部破壊のメカニズムが表面破壊と同一と考え、そのき裂伝ば寿命も表面破壊型と同一のき裂伝ば則で推定できるものとした場合、疲労寿命の推定値は応力勾配や表面、内部の応力拡大係数の相違を考慮に入れても、現実の疲労寿命より1~2桁短くなる⁽⁸⁾⁽¹⁰⁾。この差は内部破壊型のき裂発生寿命が著しく長い、あるいはき裂伝ば特性が異なるか、の何れかに因ると考えられる。この問題を解決するためには実際に内部介在物からのき裂発生寿命、その伝ば特性を検討すれば良い。

Fig. 1 Schematic illustration of fracture mode transition on high cycle fatigue of high strength steel.

そこで本研究では、疲労試験を中断した試験片の詳細な断面観察を通じて、内部き裂の発生寿命、伝ば特性について検討を加え、上述の問題点について考察した。また、得られた知見に基づいて、内部破壊型の疲労限度にも言及した。

3. 実験方法

供試材は表1の化学成分を有するSCM435H圧延丸棒である。同材に1173K, 1.8ks水焼入れ後、673Kまたは873K, 1.8ksの水焼戻しを施し、図2の試験片形状に機械加工することにより、硬さの異なる二種類の試験片を用意した。以後、焼戻し条件の相違に基づき、673, 873材と称する。

機械加工後、最小径部表面をエメリー紙で研磨した後に研磨厚さ100 μ mまで電解研磨、鏡面仕上げとし、小野式回転曲げ疲労試験機(島津製作所製H-5型, 98kN, 3450rpm)を用いて疲労試験した。

試験片の硬さは、荷重50gのマクロビッカース硬さ計で横断面を50点測定し、その平均値とした。673, 873材それぞれの平均硬さは550HV, 401HVである。

内部観察には所定の応力振幅、繰返し数を負荷した試験片を用意し、その最小径部横断面を0.06 μ mのアルミナ粉で鏡面状に仕上げた後に走査型電子顕微鏡を用いて内部の介在物周囲を観察した。検査域は試験片表面から深さ1mmまでとし、観察されたき裂数が40個程度(一断面当たり観察されるき裂数は0~3個)になるまで、研磨、観察を繰返した。

なお、予備実験として試験片の表面層除去、すなわち、一定深さの縦断面観察と上記の横断面観察を行った。その結果、縦断面の観察では多数のき裂が確認されるが、検査面上のき裂寸法が真の寸法ではないこと、そのために行った順次研磨によるき裂形状測定では、微小な研磨厚さの測定精度に欠けること、等の解

Table 1 Chemical composition (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
0.36	0.28	0.75	0.017	0.011	0.06	1.00	0.16	0.15

Fig. 2 Specimen configuration.

Fig. 3 Fatigue tests results.

Table 2 Fatigue loading conditions of observed specimens

Series	σ_a (MPa)	N (cycle)
673	500	10^7
	600	4.6×10^8
	650	$10^4, 10^5, 10^6, 10^7, 10^8$
	750	10^4
	900	3.1×10^4
873	500	1.6×10^8
	550	$10^4, 10^5, 10^6, 10^7$

決が困難な問題が多いことから上記の横断面観察法とした。

4. 結果および考察

4・1 疲労試験結果 図3に疲労試験結果を示す。673材は応力振幅650~700MPaで表面破壊を生じなくなり、Fish eye破壊を生じている。一方、873材では500~550MPaで 10^8 回までの疲労試験に耐え、Fish eye破壊は生じていない。すなわち、673材の表面破壊型の疲労限度は650~700MPa、873材では500~550MPaであると言える。そこで、以下に述べる内部き裂観察は主として673材では650MPa、873材では500MPaの応力振幅レベルで実施することにした(これ以上の応力レベルでは短寿命域で表面破壊を生ずるため、内部観察に適さない)。なお、観察した試験片の試験条件は、疲労試験を行っていない673、873材試験片(以下、 $N=0$)と表2に示すとおりであり、673材、900MPaの試験片は表面破壊したものである。

4・2 内部き裂様相 図4に673、873材それぞれの内部に観察されたき裂の一例を示す。き裂の中心には介在物が存在し、その周囲には明瞭な空隙が認められる。また、き裂面はFish eye破壊した試験片のき裂起点近傍と同様の組織を反映した様相を呈している。このようなき裂は673材、500~900MPa、 $N=10^4 \sim 10^8$ 回、873材、450、500MPa、 $N=10^4 \sim 10^8$ 回の条件で観察した全ての試験片、すなわち、 $N=0$ 回で観察した試験片を除く試験片の全てで確認された。

(a) 673 series, $\sigma_a=500$ MPa, $N=10^4$ cycle (b) 873 series, $\sigma_a=500$ MPa, $N=10^6$ cycle

Fig. 4 Typical example of subsurface small crack on specimen cross section.

このようなき裂を多数観察した結果、以下の特徴が明らかとなった。

- (a) き裂外形はほぼ真円形である。
- (b) $N=10^4 \sim 10^8$ 回で大きなき裂寸法の変化は無い。
- (c) 起点介在物寸法が異なってもき裂寸法は同程度である(図5(a))。
- (d) き裂内に複数の介在物が存在した場合も外形は円形である(図5(b))。

以上のことから明らかなように内部き裂の発生寿命は 10^4 回以前の疲労過程初期であり、内部破壊型の疲労寿命もき裂伝ば寿命に支配されていることが分かった。

4・3 内部き裂の停留条件 前述の観察結果の特徴から、寿命初期に発生した内部き裂は一定の力学条件下で進展、停留するものと推定される。そこで停留条件を明らかにするため、観察した全てのき裂を次の二つの手法で整理した。一つはき裂の応力拡大形数 K による整理、他の一つはき裂寸法 l に基づく整理である。 K の算出は、次式⁹⁾で行い、き裂寸法 l はき裂面積の平方根とした。

$$K = 0.5\sigma\sqrt{\pi\sqrt{area}}$$

$$\sigma = \sigma_a \left(1 - \frac{h}{d}\right)$$

ここで、 $area$ はき裂面積、 σ_a は公称応力振幅、 d は試験

片最小径, h はき裂起点介在物の深さである。なお, き裂面積はSEM写真を画像処理装置で処理, 測定している。

図6, 図7に673材, 650MPa, $N=10^4 \sim 10^8$ 回, 873材, 500MPa, $N=10^4 \sim 10^7$ 回における ℓ , K を対数正規確率紙および正規確率紙に整理した結果を示す。両図から明らかなように ℓ , K 共に繰返し数によらず, 1本の直線で表される。この結果は, $N=10^4$ 回以前に発生したき裂が ℓ , K , 何れかが一定の条件で停留していることを意味している。

図8(a), (b)に673材, 650MPa, 873材, 500MPa以外の条件で測定されたき裂を ℓ , K で整理した結果を示す。図中の実線, 破線はそれぞれ673材, 650MPa, 873材, 500MPaの結果を表す。同図から, K 値分布は673材, 650MPa, 873材, 500MPaとは異なる一方, ℓ の分布では673材, 750MPaの高累積確率側を除いて673材, 650MPa, 873材, 500MPaと良く一致していることが分かる。このことは, 観察された内部き裂が一定のき裂寸法以下で停留している, すなわち, 停留条件が限界停留き裂寸法 ℓ_0 に支配されていることを示している。673材, 750MPaの高累積確率側が673材, 650MPaのき裂寸法分布より長い側に位置する原因の一つとしては, これらのき裂に停留が生じていなかったことが考

えられる。この点については次節でさらに検討する。

4・4 内部破壊型の真の疲労限度 前述のとおり極微小(観察された介在物寸法は周囲の空隙を含めて $\sqrt{\text{area}}=0.38 \sim 6.18 \mu\text{m}$)な介在物の周囲に発生したき裂は, 673材, 750MPaを除く試験条件下で基地組織自身の伝ば抵抗によって定まる限界停留き裂寸法 ℓ_0 以下で停留していた(673材, 900MPaにも停留していないき裂が存在する可能性がある)。この事実はこれらの介在物からFisheye型の内部破壊を生じないことを意味している。すなわち, 本供試材が観察された介在物と同程度, 或いはそれ以下の寸法の介在物しか有さない理想的な材料であれば, 673材, 750MPa以外は「内部破壊型の疲労限度」の状態にある。この「内部破壊型の疲労限度」の状態とは, 従来から報告されている介在物の存在しない理想的な高強度鋼の推定疲労限度, 「真の疲労限度^{(11)・(13)}」と対比される。それら「真の疲労限度」は, 表面基地組織からのき裂発生限界応力や試験片表面に設けた人工微小欠陥寸法と疲労限度の関係から欠陥寸法0の推定疲労限度として得られた値であり, いずれも表面破壊型の推定疲労限度である。従って, 従前の「真の疲労限度」とは「表面破壊型の真の疲労限度」を推定していることに他ならない。他方, 上述の

(a) 673 series, $\sigma_a=600\text{MPa}$, $N=4.6 \times 10^8$ cycle

(b) 673 series, $\sigma_a=650\text{MPa}$, $N=10^4$ cycle

Fig. 5 Subsurface small cracks initiated from larger inclusion and involved two inclusions.

Fig. 6 Crack length Distribution of various stress cycles.

Fig. 7 Stress intensity factor value distribution of various stress cycles.

「内部破壊型の疲労限度」とは、基地の伝は抵抗から定まる内部微小き裂の停留限界から得られる値であり、極微小な介在物しか存在しない場合に実現される「内部破壊型の真の疲労限度」である。

既述のように、673材、750MPaでは限界停留き裂寸法 ℓ_0 以上の寸法と考えられるき裂が幾つか確認された。これらは、き裂寸法を除いて他のき裂と異なる特長(後述の二段二重変動試験で ℓ_0 以上に成長したき裂の幾つかでは一旦停留した痕跡と思しき同心円状の破面粗さの異なるき裂面が観察される)は認められず、 ℓ_0 で停留せずに進展したものと判断される。すなわち、750MPaは「内部破壊型の真の疲労限度」以上の応力レベルであったと考えられる。一方、673材、650MPaでは ℓ_0 以上に成長したき裂は確認されなかったことから、673材の「内部破壊型の真の疲労限度」は650~750MPaの範囲にあることが予想される。このことを検討するためには、650~750MPaの長寿命域におけるき裂寸法分布を測定すれば良い。しかしながら、650MPaより大きい応力振幅では短寿命域で表面破壊を生じ、 ℓ_0 以上に成長した内部き裂の確認は困難と考えられる。事実、673材、900MPaでは観察範囲で ℓ_0 以上に成

長したと考えられるき裂は確認されていない。

そこで表面破壊を生じない低応力レベルで内部き裂を ℓ_0 直下まで成長させた後に高応力振幅レベルに切り替える二段二重変動試験を実施し、 ℓ_0 以上へ成長を開始する限界応力について検討した。ここで一段目の試験条件は500MPa、 $N=10^7$ 回、二段目は650MPaとし、 $N=10^4$ 、 5×10^4 、 10^5 回で疲労試験を中断、内部き裂様相を観察した。図9に得られた ℓ 値分布を示す。図中、実線は一定応力試験で観察された650MPaの ℓ 値をまとめたものである。図から分かるように二段二重変動試験では、650MPaの応力振幅でき裂が成長を開始している。このことは、500MPaの応力振幅で基地組織との相互作用で停留したき裂により大きな応力を負荷したために停留条件から逸脱したき裂が再度進展を開始したことを示している。従って、673材の「内部破壊型の真の疲労限度」は、き裂の停留条件に応力変動の影響がほとんど無いと考えた場合に650MPa前後、変動の影響が大であるとしても750MPa以下であると考えられる。この値は供試材のビッカース硬さの1.18~1.36倍であり、硬さの1.6~1.7倍(9×10^{13})と推定される「表面破壊型の真の疲労限度」に比して明らかに低く、表面と内部で異なる「真の疲労限度」が存在することを示唆している。

4.5 表面・内部の疲労限度の相違 既述のように表面と内部で「真の疲労限度」に相違が存在する。疲労限度はき裂発生の限界応力ではなく発生したき裂の停留限界で決定されるから、この相違はき裂の停留機構に起因する。き裂の停留機構としては、(i)塑性誘起き裂閉口、(ii)酸化物誘起き裂閉口、(iii)破面粗さき裂閉口、の三つが知られている。これらの内、(i)、(iii)のき裂閉口は表面破壊型、内部破壊型の双方のき裂に関与し得る。一方、(ii)の酸化物誘起閉口は大気中に開口している表面き裂には大きく関与し得るが、内部き裂に

Fig. 8 Crack length and stress intensity factor value distribution under different stress levels.

Fig. 9 Crack length distribution under secondary stress level.

Fig. 10 Fatigue tests results of wrapped specimen.

は関与し難い。すなわち、き裂停留に及ぼす酸化物誘起き裂開口の寄与の多少が表面と内部の「真の疲労限度」の相違をもたらす一因として考えられる。

そこで試みに試験片表面への大気供給を遮断し、表面き裂内での酸化物形成を困難にした試験片で疲労試験を実施した。大気遮断には、き裂内への浸入の可能性等を考慮し、溶融樹脂やグリース等ではなくガス難透過性フィルムを試験片表面に密着させることによった。ここで使用したガス難透過性フィルムは市販の食品用ラップフィルム(ポリ塩化ビニリデン)である。本手法ではフィルム・試験片表面間に大気が残留することは避け難いが、残留大気中の酸素が酸化に消費された後は酸素の供給は絶たれることになる。従って、定性的には酸化物誘起き裂開口の寄与の多少が判断される。

図10に673材の大気遮断した試験片の疲労試験結果を示す。図中、□印が大気遮断材の結果を表している。図から明かなように大気遮断材の疲労限度は550MPaまで低下し、未処理材の表面破壊型の疲労限度(650~700MPa)以下の応力レベルでも大気遮断材は疲労破壊した。これらの大気遮断材の疲労破壊形態は低応力レベルにも関わらず、介在物を起点とした表面破壊であった。また、複数本の大気遮断材、未処理材を同一応力振幅(800MPa)で疲労試験し、表面破壊型の疲労寿命特性に及ぼす大気遮断の影響についても検討したが、両者に有為な差は認められなかった。

以上の結果は、試験片表面への新たな大気供給を困難にした場合に表面破壊型の疲労限度は約15~20%も低下するが、一方、き裂伝ば特性には大きく影響しないことを意味し、いわば、図1のMNが大気遮断によって低下し、表面破壊型の寿命線EBが現実の寿命線となって現れたものと言える。ここで、大気遮断による表面破壊型の疲労限度の低下割合は表面と内部の「真の疲労限度」の相違とほぼ同程度であり、酸化物

誘起開口の寄与の有無から「真の疲労限度」の相違の多くが説明されることを示す。

また、大気遮断材が通常は観察不可能なFish eye破壊型の内部破壊と同一の疲労挙動を試験片表面で生じたものと考え、[「表面破壊型の疲労限度」以下の応力レベルでFish eye破壊型の内部破壊を生ずるという鉄系高強度材料の疲労特性が理解される。しかしながら、大気遮断材と未処理材の疲労寿命に差は生ぜず、実際のFish eye破壊が表面破壊より大きな介在物を起点としても表面破壊より長寿命側で生ずることは大気遮断材では模擬されていない。本研究で明らかにしてきたように内部介在物周囲でのき裂発生は疲労過程の極初期であること、大気供給の有無がき裂伝ば特性には大きく影響しないこと、からFish eye破壊型の内部破壊が長寿命域で生ずる原因には、フィルムによる大気遮断では実現不可能な何らかのき裂伝ばの遅延機構が存在しているものと考えられる。

5. 結 論

高強度鋼の超高サイクル域までの疲労特性を明らかにするためには内部介在物周囲でのき裂発生、伝ば、停留挙動を検討する必要がある。そこで、疲労試験を中断した試験片横断面で内部介在物周囲の極微視的な行い、それらについて検討した結果、以下の結論を得た。

- (1)内部き裂の発生寿命は 10^4 回以前の疲労過程初期である。
- (2)極微小な介在物周囲のき裂は限界停留き裂寸法 w_c で停留する。
- (3)基地組織の有する内部破壊型の「真の疲労限度」は表面破壊型の「真の疲労限度」に比して低い。
- (4)大気供給を遮断することにより表面破壊型の疲労限度は低下し、内部破壊型の疲労限度が低い要因として大気の有無が関与している。

文 献

- (1)村上・島山、鉄と鋼、79-12、(1993)、1380。
- (2)江村・浅見、日本機械学会論文集、55-509、A(1989)、45。
- (3)T.Naito, H.Ueda and M.Kikuchi, Metal. Trans., 15A、(1984)、1431。
- (4)中村・ほか3名、日本機械学会論文集、59-568、A(1993)、2817。
- (5)土居・ほか2名、日本機械学会論文集、60-574、A(1994)、1315。
- (6)黒島・ほか2名、日本機械学会論文集、59-560、A(1993)、1001。
- (7)黒島・ほか3名、日本機械学会論文集、60-580、A(1994)、2710。
- (8)黒島・ほか4名、日本機械学会論文集A編投稿予定。
- (9)村上、金属疲労微小欠陥と介在物の影響、(1993)、養賢堂。
- (10)阿部・金澤、材料、45-1、(1996)、9。
- (11)山本・ほか4名、日本機械学会講演論文集、814-2、(1981)、12。
- (12)毎熊・ほか2名、日本機械学会論文集、53-485、A(1987)、11。
- (13)蘇・ほか2名、日本機械学会論文集、54-506、A(1988)、1821。