高強度鋼の介在物を起点とした疲労き裂進展挙動と 破壊モード遷移の関係*

黒島 義人^{*1}, 斉藤 康弘^{*2}
清水 真佐男^{*3}, 川 崎 一 博^{*4}

Relationship between Fatigue Crack Propagation Originating at Inclusion and Fracture-Mode Transition of High-Strength Steel

Yoshihito KUROSHIMA, Yasuhiro SAITO,
Masao SHIMIZU and Kazuhiro KAWASAKI

A study has been conducted on the relationship between the initiation and propagation behavior of a fatigue crack originating at the non metallic inclusion and the fracture-mode transition from a surface to subsurface fracture known as fish eye fracture in high-strength steels. Special attention is paid to the propagation of microcracks originating at each inclusion both on the specimen surface and in the subsurface. The results obtained are summarized as follows. (1) Metallographic observation using SEM revealed that the initiation of microcracks from inclusions occur at numerous inclusions both on the specimen surface and in the subsurface. (2) The initiation of these microcracks from inclusions on the specimen surface occurs at a very early stage in the fatigue cycles. (3) The propagation of a crack initiating from an inclusion on the specimen surface stops at an early stage in the fatigue cycles before failure occurs as a fish eye fracture. (4) These phenomena suggest that there exists a fatigue limit in the surface fracture mode, and that the mechanism of fracture mode transition is associated with the difference in crack propagation behavior of microcracks from inclusions on the specimen surface and in the subsurface.

Key Words: Fatigue, Nonmetallic Inclusion, Microcrack, Crack Propagation, Nonpropagating Crack, Fish Eye, High-Strength Steel

1. 緒 言

低中強度鋼では静的強さと疲労強度の間に明確な比例関係が存在することが知られている⁽¹⁾。しかしながら、高強度鋼(高硬さ鋼)においては、そのような比例関係が認められないばかりか、その静的強さから期待し得るほどには高い疲労強度が得られない場合が多い⁽²⁾。また高強度鋼の疲労破壊においては、 $N_f > 10^6$ の長寿命域において、材料内部の非金属介在物を起点として疲労破壊が生じ、破面に *Fish eye* と呼ばれる特徴的な破面形態が現われることがしばしば報告されている。このように、高強度鋼は低中強度鋼とは異なる特異な疲労挙動を示すが、その主因は介在物等の欠陥を起点として疲労き裂が発生することにあると考えられている。

近年、高強度鋼は無数の潜在的欠陥を有する欠陥材料であるとの考え方から、その疲労特性を解明する試みがなされ、概略、その疲労特性が説明されるに至った⁽³⁾⁻⁽¹⁰⁾。その一方で、高強度鋼の超長寿命域の疲労特

性の研究から、高強度鋼には疲労限度が明確には存在しない⁽¹¹⁾、といった新たな問題も提起されており、広範な用途に高強度鋼を使用するには強度信頼性の観点から十分研究がなされたとは言いがたいのが現状である。

著者らは従来から高強度鋼の疲労特性に関する研究⁽³⁾⁻⁽⁹⁾を行ってきたが、疲労過程でのき裂発生・進展挙動に関しては、その現象が組織中の極めて微小な領域で起る為に観察が難しく、未知な部分が多く残されている。そこで本研究では、走査型電子顕微鏡による直接観察を通じて疲労過程での介在物周りの微小き裂の発生・進展挙動の解明を試みた。また、その観察結果に基づき高強度鋼の疲労特性に関する幾つかの問題点について検討・考察を加えた。

2. 問題点の整理

本研究で考察を加えた問題点は以下の4項目である。

- (1) 介在物を微小き裂と等価であるとする考え方の妥当性
- (2) 組織中の最大寸法介在物が疲労破壊起点となる理由
- (3) 高強度鋼における疲労限度の存在

* 原稿受付 平成6年3月7日。

^{*1} 正員, 九州工業大学工学部 (〒804 北九州市戸畑区仙水町1-1)。

^{*2} 学生員, 慶應義塾大学大学院 (〒223 横浜市港北区日吉3-14-1)。

^{*3} 正員, 慶應義塾大学理工学部。

^{*4} (株)高周波熱錬 (〒254 平塚市田村5893)。

(4)表面破壊から*Fish eye* 型内部破壊への破壊モードの遷移機構

以下、簡単にこれらの問題点の論点を整理し、それらの解決方法について検討を加える。

(1)介在物を微小き裂と等価であるとする考え方の妥当性

高強度鋼の疲労強度は、静的強さから期待される程には高い値を示さず、その強度レベルは破壊の起点となった介在物を微小き裂と等価と看做することによって評価可能であることが指摘されている⁽¹⁰⁾。かかる考えは、多くの適用事例から十分妥当であるとされつつあるが、一方、その前提となっている「介在物と微小き裂の等価性」に関しては未だ推測の域を出ず、明確な物理的証拠が得られているとは言い難い。介在物がき裂と等価である状態とは、介在物が基地組織から剥離し、その周縁部に極微小なき裂が発生した状態⁽¹⁰⁾であると考えられるが、この点を物理的観察事実として明確にしておく必要がある。

(2)組織中の最大寸法介在物が疲労破壊起点となる理由

従来から著者が検討してきたように、高強度鋼の疲労破壊起点となる介在物は危険層内で最大の寸法を有する介在物である⁽⁷⁾⁽⁸⁾。「最大寸法介在物から破壊が生じる」ことは、一見、当然のことのようであるが、何故、最大寸法介在物が破壊起点として選択されるかは未だ不明である。この問題は、介在物と微小き裂の等価性が証明されれば、容易に説明することができる。何となれば、かかる等価性が成立することは最大介在物寸法が、組織中に発生するき裂の最大寸法を規定していることを意味しており、かくして問題を「最大寸法き裂から破壊が生じる」と換言することによって、この問題は容易に理解されるからである。

(3)高強度鋼における疲労限度の存在

「疲労限度の存在」が不明であるという問題は、高強度鋼を機械構造部材としての広範な用途に使用しようとする際に解決しておくべき最も重大な問題である。高強度鋼の疲労き裂の発生・進展過程は、介在物を起点とするという点を除けば本質的に低中強度鋼と同様であることが指摘されている⁽⁹⁾。従って、高強度鋼においても疲労限度が存在するとすれば、それは低中強度鋼の疲労限度の状態と同様であることが予想される。近年、低中強度鋼の疲労限度とは、き裂の発生応力ではなく、発生したき裂の停留限界応力であると考えられている。すなわち、「疲労限度の存在」は「停留き裂の存在」と同義であるといえる。したがって、一旦発生したき裂に停留が生じ得るか否かを調べることで、高強度鋼の疲労限度の問題に対して解答を得ることが期待される。

(4)表面破壊から*Fish eye* 型内部破壊への破壊モードの遷移機構

「*Fish eye* 破壊への破壊モード遷移機構」については、前報⁽⁹⁾においても検討を加えており、表面破壊抑制機構(加工硬化層の導入)の介入によってかかる破壊モード遷移が生じることを指摘した。しかしながら、人為的な表面破壊抑制機構を導入しない場合においても高強度鋼では破壊モード遷移(*Fish eye* 破壊)が生じることから、高強度鋼の長寿命疲労においては何らかの表面破壊抑制機構の存在が示唆される。従って、*Fish eye* 破壊が生じる長寿命域における表面き裂の挙動を明らかにすることによって、かかる機構の存在が証明されよう。

「疲労限度の存在」が問題となる長寿命域では*Fish eye* 破壊が支配的となることから、このようにして破壊モード遷移のメカニズムを明らかにすることは、高強度鋼の疲労特性の解明にとって極めて重要と考えられる。

以上、すべての問題が介在物からの微小き裂の発生、進展挙動と密接に関連していることは明らかである。そこで本研究では、介在物周りのき裂の観察を行い、これらの問題に対して検討・考察を加えた。

3. 実験方法

供試材としては、表1に示す化学成分を有する機械構造用炭素鋼S35Cの圧延丸棒を使用した(観察手法の問題から清浄度の高い合金鋼の使用は避けた)。同材に焼なまし、焼ならし処理を施して、平均フェライト粒径が5 μ m以下の均質組織とした。図1に示す試験片形状に機械加工後、高周波加熱機を用いて焼入れ処理を施し、試験片中心まで完全焼入れ組織とした。熱処理条件を図2に示す。得られた焼入れ組織の平均マイクロビッカース硬さ(荷重50g, 50点平均)はHV=688である。

表1 化学成分

	(wt%)				
	C	Si	Mn	P	S
S35C	0.36	0.24	0.75	0.01	0.01

図1 試験片形状

その後、試験部の鏡面仕上げ、ならびに残留応力除去を目的として、試験片表面を#100～#2000のエメリー紙を用いて研磨し、さらに、電解研磨を用いて表面層を30～50 μm 除去した。電解研磨後の表面残留応力は $\sigma_R=4.9\text{MPa}$ である。

疲労試験機には小野式回転曲げ疲れ試験機(98KN, 2850rpm)を用い、室温大気中にて疲労試験を行った。

介在物周りの観察には、走査型電子顕微鏡(以下、SEMと称す)を用いた。なお、観察に当たっては試験片を固定する専用の治具をSEMのステージに装着することにより、試験片を直接SEM観察室内に挿入して行った。

介在物周りのき裂生成挙動に関しては、 10^7 回の応力繰返し後、未破断の試験片について最小径部の表面および内部(エメリー紙、アルミナ粉を用いて、半径で50 μm 研磨)の0.2mm²の領域内に存在する全介在物(5000倍で確認される全ての介在物、最大径およそ0.2 μm 以上)の周辺部様相を5000～100000倍で観察した。また、 10^7 回疲労強度近傍の応力において、所定の繰返し数毎に疲労試験を中断し、表面の特定の介在物周りの疲労き裂の発生・成長挙動に注目してSEM観察を行うことにより、き裂成長速度の測定を行った。その際、同一の介在物であるか否かの判断は、剥離による見掛けの形状変化の可能性を考慮して、注目介在物の形状のみではなく、その周辺の介在物配置をも併せて観測することにより行った。

4. 結果および考察

4.1 介在物からの微視き裂生成挙動 前述の方法に従い、試験片表面におけるき裂の発生状況を観察した結果、介在物周りに基底組織からの剥離が生じており、そこにはさらに数 μm 以下の微視き裂が発生していることが多数の介在物について認められた。介在物からのき裂の発生部位は全て剥離部からであり、Kunio-

図2 熱処理条件

ら⁹⁾, Lankfordら⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾が指摘しているように界面強度の低さから容易に剥離が生じ、かかる剥離部の応力集中によりき裂が発生したと考えられる。図3(a)～(c)に観察された剥離、及び微視き裂の代表例を示す。(b)はこれまで疲労破壊に関与し難い⁽¹²⁾とされてきたMnSとおぼしきA系介在物から疲労き裂が生成している場合を、(c)は1～2 μm の極微小介在物からき裂が生成している状況を示す。

次に、これらの剥離、ならびにき裂発生割合を調べた結果、剥離は全介在物の内の51%の介在物において、また、き裂の発生は全介在物の43%(剥離の生じている介在物中では84%)から生じていた。

一方、内部では、剥離は全介在物の58%で生じており、さらにき裂は剥離の生じている介在物の内、35%の介在物から発生していた(図4)。表面と比べてき裂生成割合が小さい値となったが、これは、表面き裂が穴縁(剥離箇所縁)に形成されやすい⁽¹⁰⁾のに対し、内部き裂では優先的な発生箇所が無いため、必ずしも発生し

(a) $\sigma_a=588\text{MPa}$, $N=1 \times 10^7$

(b) A系小介在物, $\sigma_a=706\text{MPa}$, $N=1 \times 10^7$

(c) 極微小介在物, $\sigma_a=706\text{MPa}$, $N=1 \times 10^7$

図3 表面介在物周りの様相

たき裂が研磨面上に現われないことによると考えられる。そのため、正確なき裂生成割合は不明であるが、応力集中を生じさせる剥離は内部においても生じていることから、表面と同様、多くの介在物からき裂が発生したものと考えられる。

以上の結果から、介在物の位置が表面であるか内部であるかに依らず、また、介在物の寸法、形状に依らず、組織中の無数の介在物から微細なき裂が発生していることが分かった。また、次節で明らかにするようにこの微視き裂は、極低繰返し数域($N < 10^4$)においてすでに発生している。

従って、破断寿命に比してき裂発生寿命は非常に短く、高強度鋼は初期から“介在物+微視き裂”の状態として無数のき裂を含む材料であると看做することができる。初期き裂が数 μm 以下であることから、破壊起点となり得る大きな介在物に対しては近似的に“介在物=き裂”であり、『介在物を微小き裂と等価と看做す⁽¹⁰⁾』ことは十分妥当であると言える。

また、高強度鋼をこのような“介在物+き裂”の無数のき裂を有した材料であると考えることにより、

『最大級介在物が破壊起点となる⁽⁷⁾⁽⁸⁾』ことが明快に説明される。それは(i)最大級介在物=最大級微小き裂であり、(ii)長いき裂ほどき裂進展速度が速いこと⁽¹⁰⁾から、最大介在物から発生したき裂が最も速く成長し、主き裂を形成するからである(ここでは、微小き裂進展則を考えたが、パリス則等、他のき裂進展則であっても同様である)。なお、数 μm の微視き裂に対し、何らかのき裂進展則が成立するか否かは不明であるが、き裂進展に影響する組織因子も非常に微細(マルテンサイトラス等)であることから、組織的には大きなき裂であると言える。従って、定性的には微小き裂進展則⁽¹⁰⁾と類似の法則が成立することが予想される。

4・2 表面介在物からのき裂進展挙動 介在物周りで微視き裂の発生、進展状況をさらに明らかにするため、 $N=0, 1 \times 10^4, 1 \times 10^5, 5 \times 10^5, 1 \times 10^6$ 回の繰返し数で特定の幾つかの介在物周りのき裂進展挙動を観察した。

図4 内部介在物周りの様相, $\sigma_a=706\text{MPa}$, $N=1 \times 10^7$

図5にき裂成長曲線の一例を示す。なお、縦軸のき裂長さに介在物寸法は含んでいない。この結果から次の2点に分かる。

- (1) $N < 10^4$ 回の極低繰返し数域においてき裂は発生している。
- (2) 発生したき裂は、ほとんど進展せず、停留の傾向を示す。

前者は、介在物の剥離によって生じた微小穴縁での応力集中により、早期にき裂が発生するためと考えられる。

一方、後者は、従来、停留き裂が認められない⁽⁴⁾と考えられてきた高強度鋼においても極微視的には停留き裂が存在している可能性を示唆している。停留き裂の存在は、『疲労限度の存在』と密接に関連する。そこで、一旦、発生した疲労き裂が停留しているか否かを確認するため、 $N=10^7$ 以降の長寿命域におけるき裂の進展挙動を同様の手法で観察した。観察対象としたき裂は、すでに 10^7 回の応力繰返し後、最小径部表面に確認された最大のき裂、ならびに二番目に長いき裂である。

図5 き裂成長曲線

図6 き裂成長曲線

図6にき裂成長曲線を示す。同図より分かるように、 10^7 回以降もき裂の進展は認められず、停留き裂となっている。なお、本試験片では 4.1×10^7 回でFish eye型の内部破壊により破断が生じており、図中の $N=4.1 \times 10^7$ 回でのき裂長さは、破断後の表面において測定したものである。このとき、内部破壊起点介在物の最大径は $18.1 \mu\text{m}$ (介在物の表面からの深さは $256 \mu\text{m}$)であり、最大表面停留き裂の起点介在物($22.2 \mu\text{m}$)と同程度である。

以上のことから、高強度鋼においても表面き裂の停留が生じ、従って、「表面破壊型の疲労限度」が存在すること、一方、表面き裂の停留状況下においても内部き裂は停留することなく進展を続け、Fish eye型の内部破壊をもたらすことが明らかとなった。

かかる結果から、表面破壊からFish eye破壊型の内部破壊への「破壊モード遷移」が以下のように説明される。従来から、破壊モード遷移は、図7に示すように、表面破壊型の寿命線と内部破壊型の寿命線の交差が長寿命域において起こることがその原因であると考えられてきた⁽¹⁷⁾。しかしながら、表面き裂と内部き裂の応力拡大係数の違い⁽¹⁰⁾や応力勾配などの力学条件からは、

図7 破壊モード遷移の模式図⁽¹⁷⁾

図8 破壊モード遷移の模式図

このような寿命線の交差は説明されない(曲げ疲労では表面破壊が優先する)。従って、すでに前報⁽⁹⁾において指摘したように、力学条件以外に表面破壊抑制機構、若しくは内部破壊促進機構の存在を考える必要がある。本研究で明らかになった「表面破壊型の疲労限度」の存在は、かかる応力レベル以下では表面破壊が生じないことを意味しており、高強度鋼の破壊モード遷移を生じさせる表面破壊抑制機構の本質であると言えよう。

すなわち、「表面破壊型の疲労限度」以上の高応力域では力学条件に支配されて表面破壊が起こり、一方、それ以下の低応力域ではき裂の停留をもたらす表面破壊抑制機構が優位に働いて表面破壊は生ぜず、長寿命域に存在する内部破壊型の寿命線に至って破壊が生じる、と考えることによって高強度鋼特有の破壊モード遷移が説明される(図8)。なお、ここで「表面破壊型の疲労限度」とは材料に固有の疲労限度ではなく、特定の介在物分布(=微小き裂分布)を有している個々の試験片が持つ疲労限度である点に注意が必要である。

4・3 表面き裂の停留機構 最後に「疲労限度の存在」について検討する。すでに、「表面破壊型の疲労限度」の存在は明らかであるから、かかる問題は、「内部破壊型の疲労限度」が存在するか否か、すなわち、内部き裂の停留という問題に帰結する。結論から述べると、本研究で用いた内部観察手法が一種の破壊検査であるため、明確にその存在を証明し得る実験事実は本研究の範囲では得られていない。

そこで、内部き裂の停留を考える一助として、表面き裂の停留機構について考察を加えた。まず注目すべき事実として、4・2で述べたように表面き裂の停留条件下においても内部き裂の停留は生ぜず、Fish eye破壊が生じたことである。かかる事実は、表面き裂と内部き裂に働く種々の力学条件、環境因子等の内に表面き裂の停留を促進する要因が存在することを示唆している。表面き裂と内部き裂の間で最も異なる点は、き裂が酸化雰囲気中に開口しているか否かである。従って、選択的に表面き裂の停留を生じさせるき裂の停留機構として酸化物誘起型のき裂開口が考えられる。かかる観点から、表面介在物周りの微視き裂を再度観察すると、図3においても認められるように除荷状態でき裂は開口しており、かつ、その先端部に異物が存在している例が多数認められた。一方、内部介在物周りの微視き裂では、明確には開口しておらず(図4矢印)、その先端部に異物も認められない。

以上の結果から、本研究においてはき裂内の異物が酸化物であるか否かを確認するに至らなかったが、表面き裂停留の要因の一つが酸化の影響であると言えるであろう。

本研究の範囲においては『内部破壊型の疲労限度』の存在を明確にできなかったため『疲労限度の存在』について明確な結論を得るには至らなかった。かかる問題を明らかにするには、内部微視き裂の進展をモニターする必要があるが、金属材料内部の数 μm のき裂の進展を観察することは現在の非破壊検査技術では不可能である。一方、表面き裂か内部き裂であるかの力学条件の差異はあるが、酸化雰囲気の影響を除いた場合の表面き裂進展挙動を検討することによって内部き裂の進展挙動を推測することができるであろう。この点については今後の課題である。

5. 結 論

高強度鋼の疲労破壊挙動は、通常の鋼で知られているものとは異なる特異な挙動を示す。近年に至り、その疲労強度評価や破壊起点となる介在物の条件等がかなり明確になってきているものの、高強度鋼のさらなる信頼性の確保や強度の向上をはかる為には、未だ解明すべき幾つかの問題が存在している。そこで本研究では、高強度鋼の表面、及び内部における介在物周りの疲労き裂発生、進展過程を正確に把握することを目的に、疲労過程の個々の微小介在物周りの微視的観察を行った。また、その結果および従来知られている知見を基に、高強度鋼の疲労特性について考察を加えた。得られた結果を以下に要約する。

- (1) 高強度鋼の疲労過程においては、介在物が試験片の表面にあるか、内部にあるかによらず、また、介在物の形状や寸法を問わず、組織中の無数の介在物において界面の剥離が生じ、さらにかかる剥離を生じた介在物の周囲にその応力集中の結果として疲労き裂が発生する。
- (2) かかるき裂の発生は、 $N < 10^4$ 回の極低繰返し数領域で生じる。
- (3) 寿命初期に無数の介在物からの微小き裂の発生が認められることから、高強度鋼は無数の微小き裂を有するある種の欠陥材料であるといえる。そのため、近似

的に介在物を微小き裂と看做することが可能である。

(4) 従って、最大級介在物を最大級の微小き裂と看做することができる。長いき裂程速く成長し、主き裂を形成するため、高強度鋼においては、通常、最大級介在物が疲労破壊起点となる。

(5) 表面き裂の場合は、停留き裂となり得るため、高強度鋼においてもいわば『表面き裂型の疲労限度』といえる状況が存在する。

(6) 『表面き裂型の疲労限度』の存在により、『表面破壊型の疲労限度』以上の高応力域では力学条件から内部破壊に比べて表面破壊が優位となり、一方、それ以下の低応力域では表面破壊は生ぜず、長寿命域に存在する内部破壊型の寿命線に至って疲労破壊が生じる、と考えることによって高強度鋼特有の *Fish eye* を伴う破壊モード遷移が説明される

(7) 内部き裂が停留しない条件下において生じる表面き裂の選択的な停留には、き裂面に形成される酸化物の有無が影響すると考えられる。

文 献

- (1) 西島, 金材技研疲れデータシート資料, Vol.1, (1981).
- (2) M.F. Garwood et al, Interpretation of Test and Correlation, ASM, (1951) 1.
- (3) T. Kumio et al, Int. J. Fract., 17, (1981), 111.
- (4) 毎熊・ほか2名, 日本機械学会論文集, 53-485, A(1987), 11.
- (5) 蘇・ほか2名, 日本機械学会論文集, 54-506, A(1988), 1821.
- (6) 岩倉・ほか2名, 日本機械学会論文集, 54-506, A(1988), 1826.
- (7) 黒島・ほか2名, 日本機械学会論文集, 56-529, A(1990), 1920.
- (8) 黒島・ほか2名, 日本機械学会論文集, 57-543, A(1991), 2628.
- (9) 黒島・ほか2名, 日本機械学会論文集, 59-560, A(1993), 1001.
- (10) 村上敬宜, 金属疲労・微小欠陥と介在物の影響, (1993), 養賢堂.
- (11) 江村・浅見, 日本機械学会論文集, 55-509, A(1989), 45.
- (12) 例えば, P.H. Frith, J. Iron Steel Inst., 180, (1955), 26.
- (13) J. Lankford and F.N. Kusenberger, Metall. Trans., 4, (1973), 553.
- (14) J. Lankford, Int. J. Fract., 12, (1976), 155.
- (15) J. Lankford, Eng. Fract. Mech., 9, (1977), 617.
- (16) 村上・ほか4名, 日本機械学会論文集, 49-447, A(1983), 1411.
- (17) 木村・ほか3名, 日本機械学会論文集, 37-300, (1971), 1475.