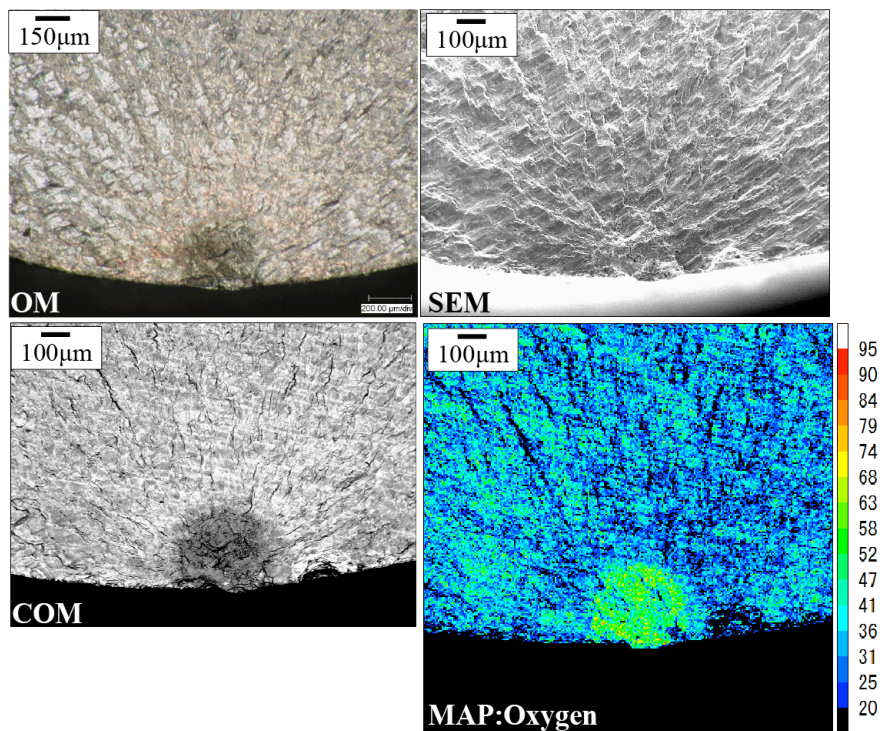


(a) 700°C , $\sigma_a = 125\text{MPa}$, $N_f = 4.45 \times 10^8$ cycles.



(b) 700°C , $\sigma_a = 125\text{MPa}$, $N_f = 3.36 \times 10^8$ cycles.

図 4-4 酸化物で覆われた小さなフィッシュアイを伴う表面直下型の内部破壊

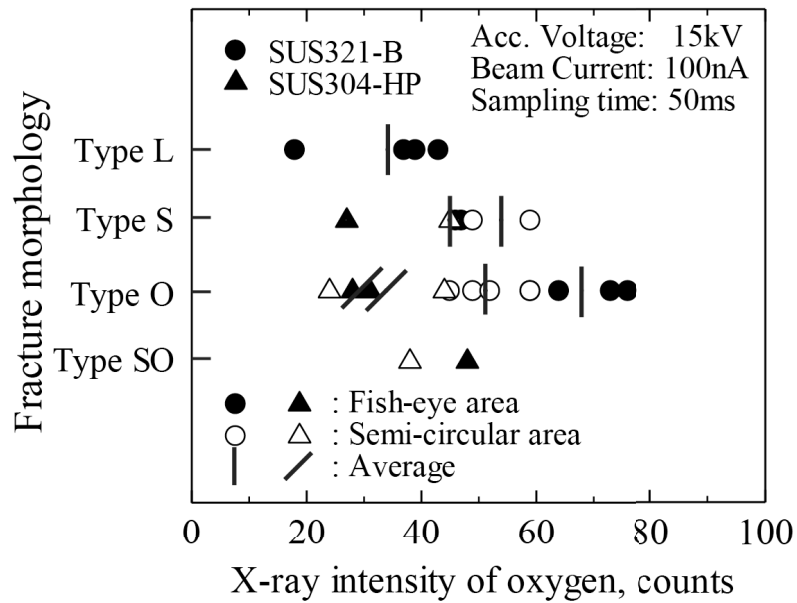


図 4-5 破壊形態と酸素の X 線強度（濃度）との関係

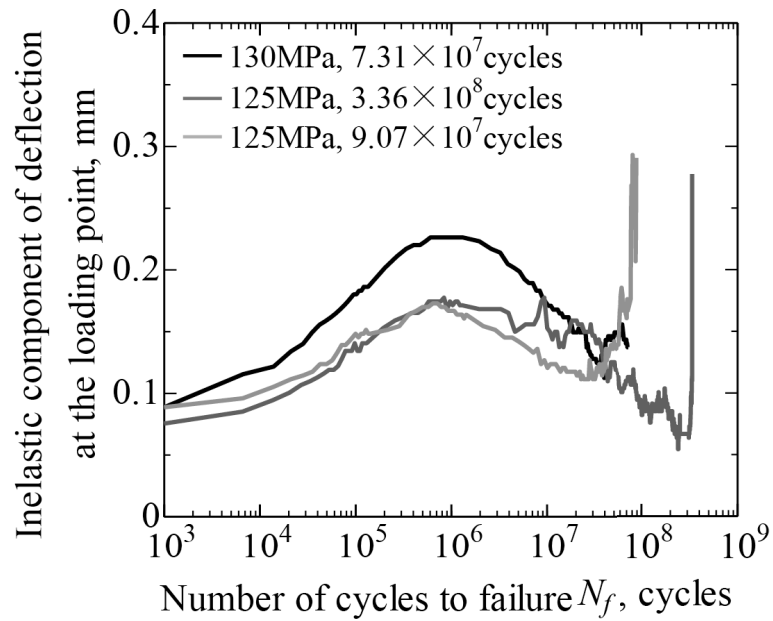


図 4-6 荷重点における非弾性たわみ成分の変化

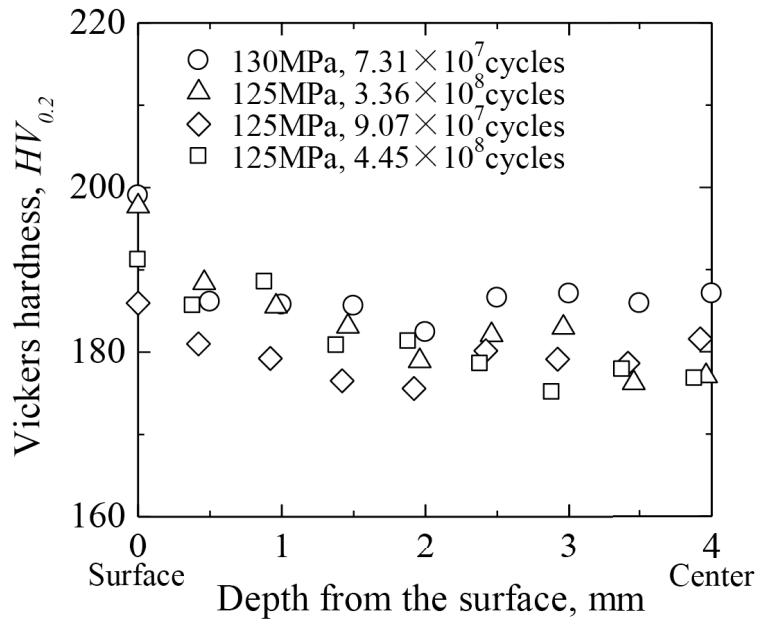


図 4-7 サイクル数毎の疲労試験片の平行部におけるビッカース硬さ分布

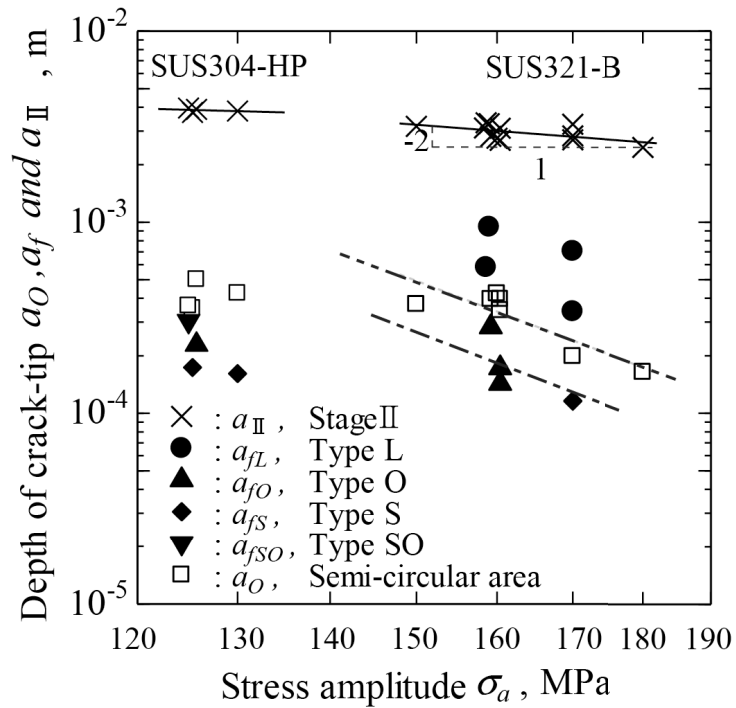


図 4-8 表面からのき裂深さと応力の関係

第 5 章

低合金鋼 SCM V2-2NT の 400°C における 2 段 S-N 曲線
の高寿命域での疲労破壊形態

第5章 低合金鋼 SCMV2-2NT の 400°Cにおける 2 段 S-N 曲線の高寿命域での疲労破壊 破壊形態

5. 1 緒 言

第4章までにおいて、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける高寿命域での破壊形態は、フィッシュアイを伴う内部破壊になることを明らかにした。また、フィッシュアイを伴う破壊の過程には、高温疲労の特徴であるき裂面が酸化されたことの影響が強く残されており、それらはフィッシュアイの起点深さと試験応力に依存してもたらされることを明らかにした。フィッシュアイの起点が表面直下であり試験応力が低い場合の特徴的な破壊形態としては、フィッシュアイが試験片表面に到達後、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ、き裂としては進展しない閉塞状態のき裂となるが、そのフィッシュアイの試験片表面近傍から新たなき裂の発生が誘起され、破壊に至るという現象が認められたことである。このような破壊形態は、オーステナイトステンレス鋼以外の鋼においても認められる現象なのか、興味のあるところであり確かめる必要がある。

低合金鋼の高温高サイクル疲労特性としては、室温と 200°Cでは疲労限度が認められる S-N 曲線となるが、300°C、400°Cではステップを有する 2 段の S-N 曲線となり、^{1),2)} 低応力・高寿命域では内部の非金属介在物などの欠陥を起点としたフィッシュアイを伴う内部破壊になることが報告されている。^{2)~6)} この低合金鋼の 400°Cにおける高寿命域で得られた多くの破面^{1),2)} においては、高温疲労の特徴である破面が酸化されることによる影響を受けるものと示唆される。しかし、これまでの報告においては、詳細な破壊形態の観察や破壊形態に及ぼす酸化の効果といった観点からの観察・分析及び検討はなされていない。^{2)~6)} また、この低

合金鋼の 400°Cでの破壊形態の一つとしては、 10^9 サイクル近傍で破断した試験片の破面に、目視で 20 数個のフィッシュアイが認められたと報告がなされている。

2) 同一破面上に複数個のフィッシュアイが出現する過程としては、試験片内部に形成されたフィッシュアイが、試験片表面に形成された厚くて硬い酸化皮膜のため表面に突き出ることができずに、試験片の表面直下で止まってしまい、多くのフィッシュアイが表面き裂として進展できなかつたためとの考え方が示されてきた。^{2)~4)} しかし、そのことを示す傍証は得られていない。

そこで本章では、低合金鋼の 400°Cにおける疲労試験にて既に得られた破面について、^{1), 2)} フィッシュアイを含む広い領域に対して破面に及ぼす酸化の効果といった観点から観察及び分析を行い、破壊形態を明らかにした上で、なぜ同一破面上に 20 数個ものフィッシュアイが出現したのかについても、その形成機構について検討を行う。

5. 2 観察対象試験片と観察・分析方法

観察の対象とした試験片は、既に疲労試験が実施され、S-N データや検討結果が報告されている^{1)~4)} ボイラ及び圧力容器用クロムモリブデン鋼板 SCMV2-2NT の板厚 50mm のヒートで、¹⁾ 化学成分、熱処理条件を表 5-1 に、機械的性質を表 5-2 に示す。疲労試験片は直径 8mm、長さ 25mm の平行部を有する平滑試験片で、その形状を図 5-1 に示す。疲労試験は電気抵抗炉を有する 4 点曲げ回転曲げ疲労試験機（島津製作所製、クラウゼ型）を用いて、100Hz のもと、室温、200°C、300°C、400°Cで行われた。図 5-2 に当該条件下で行われた S-N プロットを示す。^{1)~3)} 室温と 200°Cでは明瞭な疲労限度が認められ、300°C、400°Cではステップを有する 2 段の S-N 曲線となり、高寿命域ではフィッシュアイを伴う内部破壊を示した。観察の対象とした試験片は、図 5-2 の●印プロットで示した試験温度 400°Cにて行われ、高寿命域の結果を示した試験片とした。なお、図中、

10⁹ サイクル近傍に位置する●印に斜線を付けたプロットは、同一破面上に 20 数個のフィッシュアイが認められた試験片である。

観察の対象とした疲労破面の観察及び分析方法としては、第4章までに示したオーステナイトステンレス鋼に対すると方法と同様である。なお、EPMA を用いた組成像及び面分析においては、低合金鋼における分析条件を定めるため、あらかじめ試料を超音波洗浄機にて十分に洗浄し定性分析を行った結果、低合金鋼においても表 2-3 及び表 3-1 で示したビーム条件が最適であることがわかった。これら定めたビーム条件のもとフィッシュアイを含む広い領域に対して破面の酸化度合いについて分析を行った。

5. 3 結果及び考察

5. 3. 1 低合金鋼の高寿命域におけるフィッシュアイを伴う破面

既に報告されているが、^{3),6)} 高寿命域におけるフィッシュアイを伴う破壊形態のマクロ的な様相としては、破面上に単一のフィッシュアイが認められている。その代表的なフィッシュアイ破面の光学顕微鏡写真とその破面の模式図を図 5-3 に示す。そのマクロ的な様相は、表面から 1mm 強の深さまでリング状の領域が認められる。そのリング状領域内には表面に接するように単一のフィッシュアイが認められ、破面の中央からフィッシュアイがある方向には青色に着色された領域、その反対側には茶色に着色された最終破断領域が形成されている。なお、このようなリング状の領域は、室温大気下の試験においても認められ、塑性ひずみの繰返しを受け、硬化した領域内をき裂が進展した領域とされている。^{3),6)}

第4章までに得られたオーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける高寿命域での破面には、高温疲労の特徴であるき裂面が酸化されたことの影響が強く残さ

れていることを明らかにした。そこでまず、破面上に単一のフィッシュアイが認められたと報告がなされている破面に対して、破面に及ぼす酸化の効果という観点から破壊形態についてまとめ整理する。その上で、同一破面上に複数個のフィッシュアイが認められた破面に対して形成機構など検討を行う。

5. 3. 2 代表的なフィッシュアイ破面の様相と形成過程

既に述べたとおり、図 5-2 で示した 10^7 サイクルを超える高寿命域では、破面上に単一のフィッシュアイが認められる破面であった。ここでは、これら破面に対して、第 4 章までに得られたオーステナイトステンレス鋼の 700°C における高寿命域での破壊形態と比較しながら慎重に観察及び分析を行った。以下、フィッシュアイを含む広い領域について、観察及び分析した結果を光学顕微鏡写真 (OM)、SEM 像 (SEM)、組成像 (COM) 及び面分析の結果として酸素のマッピング像 (MAP : Oxygen) として図 5-4、図 5-5 に示す。

(1) 小さなフィッシュアイを伴う表面直下型の内部破壊

1 つ目のタイプの例を図 5-4 に示す。このタイプは、表面から起点までの深さが 100~210 μm と浅く表面直下に位置し、小さなフィッシュアイが形成されていた。光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、フィッシュアイ面内とその周囲に比較的凹凸の滑らかな半円状の領域が認められた。このような小さなフィッシュアイを伴う破壊形態は、フィッシュアイ面内及びその周囲の半円状領域の酸化度合いの相違から、次に示す 2 通りのタイプに別けることができた。

図 5-4(a)の場合、光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、フィッシュアイとその周囲に半円状領域が認められ、フィッシュアイ面内と半円状領域の凹凸は滑らかで、その後のき裂進展によって形成された凹凸の粗い破面の領域と区別するこ

とができた。同じ場所の組成像及び酸素のマッピング像においては、フィッシュアイ面内の酸化度合いは低く、半円状領域の方が酸化度合いは高くなっていた。これらのことから、この破壊形態は、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける Type S と同じであると見なすことができる。したがって、低合金鋼の 400°Cにおける Type S においてもフィッシュアイ周囲の半円状領域が意味するものは、フィッシュアイが表面き裂となって進展する第Ⅱ段階の初期の過程において形成されたき裂面で、酸化物誘起き裂閉口現象の影響を受けた領域とみなせる。

図 5-4(b)の場合、光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、フィッシュアイとその周囲の半円状領域は図 5-4(a)と同様な様相を示していた。しかし、相違点として、酸素のマッピング像においては、フィッシュアイ面内と半円状領域の酸化度合いは同程度で、フィッシュアイ面内も一様に酸化されていたことである。フィッシュアイを含む半円状領域内が一様に酸化されていた理由としては、フィッシュアイの起点深さが図 5-4(a)の 138 μm に対して 110 μm と浅いことによるものと考えられる。すなわち、フィッシュアイが試験片表面に到達し、表面き裂になった時点におけるフィッシュアイの試験片中心方向先端の応力拡大係数が図 5-4(a)よりも小さくなり、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態になるよりも前に、表面き裂として僅かに進展する過程があったものと考えられる。このような破壊形態としては、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける Type SO と同じであると見なすことができる。

(2) 大きなフィッシュアイを伴う内部破壊

2 つ目のタイプの例を図 5-5 に示す。表面から起点までの深さは 230~480 μm と深く、大きなフィッシュアイが形成されていた。光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、フィッシュアイ面内は比較的滑らかでその周囲のき裂面のほうが粗く、明瞭なフィッシュアイ境界が認められた。組成像においてはフィッシュアイ面内

とその周囲とは組成コントラストの差が認められ、同じ場所の酸素のマッピング像を見るとフィッシュアイ面内は周囲のき裂面より酸化度合いが低く、酸化された半円状領域は形成されていなかった。

このようなタイプの形成過程としては、フィッシュアイが試験片表面に到達した時点で、大きな表面き裂になるので、その後のき裂進展速度は速く、その過程においては、フィッシュアイの周囲に酸化物誘起き裂閉口現象をもたらす酸化度合いの強い半円状領域は形成されなかったものと考えられる。このような破壊形態は、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける Type L と同じであると見なすことができる。

なお、図 5-4、図 5-5 で示した酸素のマッピング像においては、フィッシュアイが試験片表面に到達後、表面き裂となって試験片中心方向及び円周方向へ進展していった破面の領域が一様に酸化されている様相が認められた。これは、破面の粗さの違いによるものと考えられる。すなわち、フィッシュアイは試験片内部において真空中を遅い速度で進展するため、そのき裂面上は滑らかとなるが、フィッシュアイが試験片表面に到達後、第Ⅱ段階の初期の進展過程を終えるとき裂進展速度は速くなるため粗くなる。^{7), 8)} その結果、き裂面が叩き合うことによって生じるフレットング摩耗粉の量が多くなって、相対的に酸化度合いが高くなったと考えられる。

以上の観察及び分析結果から、低合金鋼の 400°Cにおける高寿命域でのフィッシュアイを伴う破壊形態の特徴としては、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cでの破壊形態で分類した Type L, Type S, Type SO と同じであると見なすことができた。

オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける高寿命域での破壊形態は、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われて閉塞状態となる Type O のほうが Type S に比べ、より高寿命側に位置している傾向が認められた。そこで、観察対象とした低

合金鋼の 400°Cでの破壊形態と繰返し数との関係を確認した。その結果を図 5-6 に示す。なお、図中には、後述する同一破面上に複数のフィッシュアイが認められた破壊形態もプロットしてある。図 5-6 に示す Type L, Type S, Type SO のプロットにおいては、Type SO のプロット群のほうが高寿命側に位置しており、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cと同様に、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われる破壊形態のほうが高寿命側になる傾向が認められた。

5. 3. 3 同一破面上に複数のフィッシュアイを伴う破壊形態

前項において、破面上に単一のフィッシュアイを有する破壊形態とその形成過程としては、第 4 章までに得られたオーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける分類された破壊形態と同じであると思なすことができた。これらの結果を基に、本項では、同一破面上に複数個のフィッシュアイが認められた破面に対して、観察及び分析を行いその形成過程について検討することにする。

第 1 章で述べたが、高強度化や表面強化処理が施された鉄鋼材料の 2 段 S-N 曲線となった高寿命域での破壊形態としては、フィッシュアイを伴う破壊形態となる。この場合、破面上には、単一のフィッシュアイが認められることになる。

一方で、報告例は少ないが、高強度鋼や表面強化処理鋼の室温における疲労試験においては、同一破面上に 2 つ 3 つと複数のフィッシュアイが観察されたという報告がなされている。^{9)~12)} 同一破面上に複数のフィッシュアイが認められる現象に対しては、木村らは、⁹⁾ 試験片内部に数多く存在する非金属介在物などの欠陥からき裂が発生し複数のフィッシュアイが形成され、通常は、これら複数のフィッシュアイのうち最小の繰返し数で表面に到達したフィッシュアイが最終破壊をもたらすが、偶然、複数のフィッシュアイが同時期に表面に到達したことによるものとの考えを述べている。一方、三角らは、¹²⁾ 1 つの試験片において複数の

フィッシュアイが発生するものと考えられるが、最終破壊をもたらすフィッシュアイ以外はすべて試験片表面には到達しておらず、試験片が軟化したためにたまたま認められたものとしている。このように複数のフィッシュアイが出現する事象においては、偶然性が高いものと考えられているが、鉄鋼材料の疲労現象を明らかにする上で検討すべきであると報告されている。⁹⁾

このように、同一破面上に複数のフィッシュアイが認められる現象については、不明な点、明らかにされていない点が多く残されている。本研究で観察対象とした破面は高温高サイクル疲労試験の結果で得られたものである。したがって、同一破面上に複数のフィッシュアイが出現する形成過程やその機構については、フィッシュアイとその周囲のき裂面に及ぼす酸化の効果に着目した観察や分析によって明らかにされるものとする。

5. 3. 3. 1 隣接して 2 つのフィッシュアイを伴う 破面の破壊形態

図 5-7 に示す破壊形態は、これまでの報告^{2), 3), 4), 6)}において破面上に単一のフィッシュアイが認められたものとして分類されていたものであるが、前項における観察の過程にて新たに認められた破壊形態で、同一破面上に 2 つのフィッシュアイを有するものである。

光学顕微鏡写真においては、フィッシュアイとその周囲に半円状領域が認められた。半円状領域を含む同じ場所を拡大した SEM 像においては、半円状領域内に図中矢印で示す箇所に凹凸の滑らかな円形状の領域としてフィッシュアイが認められ、矢印 A で示す半円状領域の中心に位置する大きいほうのフィッシュアイと、矢印 B で示す起点が浅く小さなフィッシュアイの 2 つが形成されていた。しかし、この小さなほうのフィッシュアイは、試験片表面に到達後、表面き裂となって進展し最終破壊を導くように試験片の中心方向及び円周方向へき裂が進展し

ていった様相は認められない。組成像及び酸素のマッピング像によりフィッシュアイ面内の酸化度合いに着目すると、いずれの場合も小さなほうのフィッシュアイが周囲の領域と較べ高くなっているのが認められる。大きなほうのフィッシュアイとその周囲の半円状領域が示す像の様相は、図 5-7(a)の場合、大きいほうのフィッシュアイ面内の酸化度合いが低いことから Type S と、図 5-7(b)の場合、一様に酸化されていることから Type SO と類似性が認められた。

このような破壊形態の形成過程としては次のように考えられる。すなわち、起点が深く大きいほうのフィッシュアイは、フィッシュアイ先端が試験片表面に到達後、表面き裂として第Ⅱ段階の初期のき裂進展過程に入り、その進展過程において酸化物誘起き裂閉口現象の影響を受け酸化された半円状領域が形成される。一方で、起点が浅く小さいほうのフィッシュアイは、試験片表面に到達した時点でのフィッシュアイ先端における応力拡大係数が低く、表面き裂となって進展することよりも前に、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態となり、き裂として進展することのできない状況下になったものと考えられる。小さいほうのフィッシュアイが閉塞状態となり進展しなくなった間にも、大きいほうのフィッシュアイから発生した最終破壊をもたらす表面き裂は進展していく過程にあり、そのき裂進展過程において小さなほうのフィッシュアイが取込まれ、同一破面上に2つのフィッシュアイが出現したものと考えられる。

このような破壊形態の特徴としては、大小2つのフィッシュアイが隣接しており、いずれの場合も大きいほうのフィッシュアイが破壊をもたらしたことである。また、小さなほうのフィッシュアイにおいては、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態となり、Type O のように新たな表面き裂が誘起されることもなく、もはやき裂としては進展しなくなることで破壊には直接関与しないことである。ここで、これら破壊形態と繰返し数との関係を図 5-6 の斜線を引いたプロットとして示す。やはりこの場合も、図 5-7(b)で示したフィッシュアイ面内が酸化物で

覆われている破壊形態のほうが高寿命側に位置していた。

低合金鋼の 400°Cにおける高寿命域での破壊形態としては、フィッシュアイが試験片表面に到達後、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態となり、き裂としては進展しなくなるフィッシュアイを確認することができた。このことは、次目で取り扱う同一破面上に 20 数個のフィッシュアイを伴う破面の形成過程や破壊機構を明らかにする上で重要な知見を提供しているものと考えられる。また、破断した試験片の破面以外においては、破壊には直接関与しないフィッシュアイが潜在的にしている可能性を示唆するものである。

ここで、次目において同一破面上に 20 数個のフィッシュアイを伴う破壊形態について検討に入る前に、本章におけるフィッシュアイそのものについての呼び方を定義しておく。同一破面上に認められた個々のフィッシュアイについては、最終破壊をもたらしたフィッシュアイをメインフィッシュアイ、最終破壊には直接関与しないフィッシュアイをサブフィッシュアイと呼ぶこととする。この定義においては、図 5-4 及び図 5-5 で示したフィッシュアイはいずれもメインフィッシュアイであり、図 5-7 においては大きいほうのフィッシュアイがメインフィッシュアイ、小さなほうのフィッシュアイがサブフィッシュアイとなる。

5. 3. 3. 2 同一破面上に 20 数個のフィッシュアイを伴う破壊形態

低合金鋼の 400°Cにおけるフィッシュアイを伴う破壊形態は、フィッシュアイの大きさとフィッシュアイ面内及びその周囲の酸化度合いの相違によって、Type S, Type SO, Type L の 3 つのタイプに分類できることを示した。また、同一破面上に大小 2 つの隣接したフィッシュアイが認められる破壊形態においては、破壊をもたらすメインフィッシュアイと酸化物で閉塞状態となりき裂としては進展しなくなり破壊には直接関与しないサブフィッシュアイが認められることを示した。

ここでは、前目までにおいて得られた破壊形態の様相とその形成過程について得られた知見を踏まえて、同一破面上に 20 数個のフィッシュアイが認められた破面について、その形成機構について検討を行う。

図 5-8 に示す光学顕微鏡写真は同一破面上に 20 数個のフィッシュアイが認められた破面のマクロの様相である。²⁾ そのマクロ的な様相は、リング状領域、青色に着色された領域、茶色に着色された領域が認められ、図 5-3 で示した様相と同様である。相違点としてはリング状領域内に複数のフィッシュアイが認められることである。これらリング状領域内に存在する個々のフィッシュアイについて光学顕微鏡写真にて高倍率で観察すると、単独で存在している箇所と、2 個、3 個と複数のフィッシュアイが隣接して存在している箇所が認められる。図 5-8 に示したローマ数字は、これら各々の箇所についてセクション別けしたもので、フィッシュアイが単独で存在しているセクションは IV, VI, VII, VIII, フィッシュアイが複数個隣接して存在しているセクションは I, II, III, V, IX, X に該当する。最終破壊をもたらしたメインフィッシュアイは、図 5-3 で示したマクロの様相との類似性からセクション II に位置するものと考えられる。図 5-9 にセクション別けした代表的な例を示す。

なお、このような同一破面上に多数のフィッシュアイが認められる破面をマルチフィッシュアイ破面と呼ぶこととする。

(1) リング状領域内に単独で存在するフィッシュアイ

図 5-9(a) はリング状領域内にフィッシュアイが単独で存在していたもので、代表例としてセクション VI を示す。光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、フィッシュアイがある幅をもって試験片表面に到達している様相が認められた。しかし、フィッシュアイが試験片表面に到達後、表面き裂となって試験片中心方向及び円周方向へ進展していった様相は認められない。酸素のマッピング像において

は、フィッシュアイ面内の酸化度合いは周囲の破面よりも高くなっていた。なお、組成像に示されるフィッシュアイ面内には、所々に明るいコントラストを示す箇所がある。これは、EPMA によるマッピング分析の結果、SCMV2-2NT 鋼の構成元素であるモリブデンのマッピング像と一致していたことからフィッシュアイ面に堆積した酸化物が破断時において剥離した箇所であると考えられる。

(2) リング状領域内に隣接して存在するフィッシュアイ

図 5-9(b) は複数個のフィッシュアイが隣接して存在していたもので、代表例としてセクションⅢを示す。光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、フィッシュアイが一部重なるように隣接し位置しており、いずれのフィッシュアイも試験片表面に到達後、表面き裂となって進展していった様相は認められない。酸素のマッピング像においては、隣接する個々のフィッシュアイ面においてその周囲の破面よりも酸化度合いが高くなっている様相が認められた。

以上、図 5-9(a)及び図 5-9(b)で示した酸化されたフィッシュアイの形成過程としては、次のように考えられる。すなわち、試験片表面直下にある起点から発生したフィッシュアイが試験片表面近傍に到達し、フィッシュアイと試験片表面の間のリガメント部が崩壊した時点で、フィッシュアイ面内は高温大気下に曝され酸化されることとなる。しかし、これらフィッシュアイは小さいために表面き裂として進展することよりも前に、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われくさびを打ち込まれた閉塞状態のき裂となることで、もはやき裂としては進展しないサブフィッシュアイになったものと考えられる。サブフィッシュアイは、メインフィッシュアイから発生し進展した表面き裂に取り込まれることにより、同一破面上に出現することとなる。

(3) リング状領域内のセクションⅡに存在するフィッシュアイ

次に、図 5-9(c)にセクションⅡに存在するフィッシュアイを示す。光学顕微鏡写真及び SEM 像においては 2 つのフィッシュアイが観察され、図中、矢印 A で示す大きいほうのフィッシュアイに隣接して、矢印 B で示す小さいほうのフィッシュアイが認められた。このセクションⅡが示す破面の様相としては、大きいほうのフィッシュアイが小さいほうのフィッシュアイを取り囲むように試験片中心方向及び円周方向へ進展していった凹凸の滑らかな領域として認められた。酸素のマッピング像においては、大きいほうのフィッシュアイ面内の酸化度合いは、その周囲のき裂進展領域よりも低くなっており、小さいほうのフィッシュアイ面内の酸化度合いは、大きいほうのフィッシュアイ面内よりも僅かながら高くなっていた。大小 2 つのフィッシュアイが隣接して存在している場合の形成過程としては、図 5-7 で示した大小 2 つのフィッシュアイが隣接する破壊形態と同様と見なすことができる。すなわち、起点深さが異なる大小 2 つのフィッシュアイが隣接している場合は、フィッシュアイが表面に到達した時点で、小さいほうのフィッシュアイは酸化物で覆われ閉塞状態となり、その間に、大きいほうのフィッシュアイから生じた表面き裂として進展していく過程において取り込まれて、ひとつの大きな半円状領域を形成したものと考えられる。

以上の観察及び分析結果から、セクションⅡに認められた大小 2 つのフィッシュアイにおいては、大きいほうのフィッシュアイがメインフィッシュアイ、小さいほうのフィッシュアイがサブフィッシュアイであることが示された。

低合金鋼の 400°Cにおける高寿命域で破断した試験片の内部には、多くのフィッシュアイが潜在していることが示された。潜在しているフィッシュアイにおいては、どのフィッシュアイが先に試験片表面に到達するのか、確認するすべもなく難しい事象である。仮に、試験片内部に多数存在するフィッシュアイのうち最小の繰返し数で試験片表面に到達したものが最終破壊をもたらすメインフィッシ

ユアイになると仮定すると、起点が浅く小さなフィッシュアイがメインフィッシュアイとなってもおかしくはない。しかし、起点が浅い小さなフィッシュアイはいずれも酸化の影響を受けることによりサブフィッシュアイとなっていた。試験片内部を起点として形成されたフィッシュアイがサブフィッシュアイとなるのかメインフィッシュアイとなるのかといった事象は、フィッシュアイが試験片表面に到達した時点でのフィッシュアイ先端の応力拡大係数と形成されたき裂面が酸化に要する時間との相関関係によって決まるものと考えられる。

以上のことから、同一破面上に複数のフィッシュアイを伴う破壊形態の形成過程として次のように考えられる。すなわち、試験内部にある非金属介在物などの欠陥から発生したフィッシュアイにおいては、あるフィッシュアイが試験片の表面に到達後、表面き裂として進展する以前にフィッシュアイ面内が酸化され閉塞状態のき裂になればサブフィッシュアイとなる。また、ある他のフィッシュアイがこれらサブフィッシュアイよりも起点が深く大きなフィッシュアイであれば、試験片表面に到達した時点において表面き裂として進展していくことが優勢となり、最終破壊を導くメインフィッシュアイとなると考えることができる。この考えは、多くのフィッシュアイがサブフィッシュアイとなる状況下であるならば、メインフィッシュアイとなる存在が出現するまでに多くの繰返し数を要し高寿命側へシフトされることも予想される。図 5-6 に示す■印プロットがより高寿命側に位置していることは、この予想を支持するものである。

一方で、試験片表面には到達しておらず、まさしく試験片表面方向へ進展過程にあるフィッシュアイの存在も示唆される。これを裏付ける観察結果を次に示す。

(4) 試験片表面に到達せずに存在するフィッシュアイ

リング状領域内に認められた個々のフィッシュアイにおいては、図 5-9(d)に示すセクションVのように3つの隣接したフィッシュアイが一部重なっているもの

が認められた。光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、図中、矢印 A で示す試験片表面に接する大きなフィッシュアイと、その近傍に矢印 B 及び矢印 C で示す表面には到達していない2つのフィッシュアイが認められた。試験片表面に到達したフィッシュアイは、表面き裂となって進展していった様相は認められない。試験片表面には到達していない2つのフィッシュアイにおいては、当然のことながら表面き裂となる状況下でもなく、フィッシュアイとして同心円的に進展していく過程であったものと考えられる。同じ場所の組成像及び酸素のマッピング像においては、試験片表面に到達しているフィッシュアイ面内は著しく酸化されており、他のセクションにおけるサブフィッシュアイと同様な様相を示していた。一方、図中矢印 B 及び矢印 C で示した2つのフィッシュアイの酸化度合いが低いことから、この2つのフィッシュアイは、いずれも試験片の表面に到達していないものであったことがわかる。したがって、セクションVに認められた3つのフィッシュアイにおいては、いずれも最終破壊に直接関与しないサブフィッシュアイと見なせるが、仮にセクションIIにおけるメインフィッシュアイとなるフィッシュアイが形成されていなければ、矢印 B で示す深い位置を起点としたフィッシュアイが試験片表面に到達し、メインフィッシュアイになり得るものであったと考えられる。

5. 3. 3. 3 マルチフィッシュアイ破面の形成過程

前目の観察及び分析結果から、長時間にも及ぶ疲労試験の過程においては、同一破面上でなくとも試験片の内部には数多くのフィッシュアイが形成され、個々のフィッシュアイがメインフィッシュアイにもサブフィッシュアイにもなり得る状況下にあると考えることができた。

試験片の内部にある個々のフィッシュアイがいつの時点で発生したのかは確認できないが、400°Cという高温環境下においては、フィッシュアイが試験片表面に

到達したからといって最終破壊をもたらすメインフィッシュアイとなるとは限らず、表面直下にある数多くのフィッシュアイ自身が次々と試験片表面に到達しては酸化物で覆われ、き裂としては進展しなくなるサブフィッシュアイ化してしまうものと考えることができる。しかし、このようなサブフィッシュアイ化が延々と繰返されるわけではなく、試験片表面からより深い位置にある起点から発生したフィッシュアイが、メインフィッシュアイとなる条件を満たすまで、他のフィッシュアイにおいてはサブフィッシュアイ化が繰返し起こるものと考えられる。このような過程を経て、同一破面上に 20 数個のフィッシュアイ破面が出現したのと考えられる。ここで述べたメインフィッシュアイとなる条件とは、低合金鋼の 400°Cにおける高命領域においてメインフィッシュアイとなるかサブフィッシュアイとなるかの条件のことを指す。オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける破壊形態に及ぼす支配因子としては、フィッシュアイが試験片表面に到達した時点でのフィッシュアイ先端の応力拡大係数といった力学的因子と破面に及ぼす酸化の効果といった因子について関係を示した。本章にて観察対象とした疲労破面においても同様の機構が働くものと考えられる。

破壊形態に及ぼす影響因子を明らかにすべく、まず次項にて、フィッシュアイ破面の酸化度合いについて破壊形態ごとに整理し、その上で、影響因子について検討を行う。

5. 3. 4 フィッシュアイ破面上の酸化度合いの相違

第 5. 3. 3. 3 目を受けて、ここではまず、フィッシュアイ破面上におけるメインフィッシュアイとサブフィッシュアイとの酸化度合いの相違について調べた。

フィッシュアイ面内の領域とその周囲の領域の酸化度合いについての定量的な評価としては、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける疲労破面に対して行った方法と同じとした。その結果を、縦軸に破壊形態、横軸に酸素の X 線強度

として図 5-10 に示す。図中、●印プロットは Type L, Type S, Type SO のフィッシュアイ面内を, □印プロットは Type S 及び Type SO で認められた酸化された半円状領域を示している。また, 同一破面上に複数のフィッシュアイが認められた破面に対しては, メインフィッシュアイを○印プロット, サブフィッシュアイを+印プロットで示してあり, 図 5-7(a)で示した破面を Type S に, 図 5-7(b)で示した破面を Type SO にそれぞれ含めてある。なお, 縦棒印プロットは平均値を示す。

フィッシュアイ面内に着目するとその酸化度合いの平均値は, Type L (48counts), Type S (74counts), Type SO (83counts) で, Type SO の酸化物で覆われたフィッシュアイが最も高くなっていた。同一破面上に隣接した大小2つのフィッシュアイを伴う破壊形態においては, 図 5-7(a)の Type S においては, メインフィッシュアイ面内は 43counts で, Type L に近い値を示していた。図 5-7(b)の Type SO においては, メインフィッシュアイ面内は 73counts で Type SO の平均値と同程度で, サブフィッシュアイ面内は, 半円状領域の平均値と同程度であった。

同一破面上に 20 数個のフィッシュアイが認められたマルチフィッシュアイ破面の個々のフィッシュアイの酸化度合いは, 図 5-9(d)で示した試験片表面に到達していない2つのサブフィッシュアイを除けば, セクションⅡに存在するメインフィッシュアイが 50counts で最も低くなっていた。

5. 3. 5 破壊形態に及ぼす支配因子

低合金鋼の 400°Cにおける高寿命域のフィッシュアイを伴う破壊形態は, 形成されたき裂面が高温疲労の特徴である酸化の影響を強く受けることにより, フィッシュアイ面内とその周囲の領域における酸化度合いから Type S, Type SO, Type L の3つのタイプに分類できることを示した。また, 同一破面上に複数個のフィッシュアイを伴うマルチフィッシュアイ破面においては, 最終破壊をもたらすメインフィッシュアイ, 酸化物で閉塞状態となりき裂としては進展しなくなったサ

ブフィッシュアイ，試験片表面には到達していない進展過程にあるサブフィッシュアイがあることを示した．このような破壊形態の相違をもたらす支配因子としては，オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける破壊形態に及ぼす支配因子と同様に，フィッシュアイが試験片表面に到達した時点におけるフィッシュアイの試験片中心方向先端の応力拡大係数であると考えられる．

この応力拡大係数により求まるき裂進展傾向は，図 3-6 及び図 4-7 と同様にフィッシュアイが表面き裂となった時点における試験片表面からフィッシュアイの試験片中心方向先端までのき裂深さ a_f と試験応力 σ_a で求まる．そこで，き裂深さと試験応力の関係を示すプロットとして，Type L を●印プロット，Type S を◆印プロット，Type SO を▲印プロット，酸化された半円状領域を□印プロットとしたものを図 5-11 に示す．図中，2 点鎖線は半円状領域の直線回帰の結果である．

Type S，Type SO，Type L を示すプロットは，いずれも半円状領域の直線回帰を示す 2 点鎖線を挟んで位置しており，図 3-6 及び図 4-7 で示したオーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける傾向と同様である．すなわち，低合金鋼の 400°Cにおいても大きなフィッシュアイを伴う破壊形態は，フィッシュアイが表面に到達した時点において大きな表面き裂となるので応力拡大係数は高く，き裂進展速度が速いので，酸化物誘起き裂閉口現象の影響を強く受けることなく進展し，酸化された半円状領域は形成されなかったことを示す．また，小さなフィッシュアイを伴う破壊形態 Type S，Type SO は，フィッシュアイが試験片表面に到達した時点での応力拡大係数は小さく，酸化物誘起き裂閉口現象の影響を受けながら表面き裂として進展していくことを示している．酸化された半円状領域の近似直線として示した 2 点鎖線は，フィッシュアイが試験片表面に到達後，表面き裂として進展していく過程において，酸化物誘起き裂閉口現象の影響を強く受けるか否かの境界を意味している．この酸化された半円状領域の直線回帰の結果を示す 2 点鎖線の傾きは -4.4 となり，式 (3-2) より導かれる応力拡大係数に支配される

き裂深さと試験応力の関係を示す直線の傾き -2 よりも急な勾配となっていた。すなわち、低合金鋼の 400°Cにおいても酸化された半円状領域の形成に及ぼす影響因子としては、応力拡大係数といった力学的因子だけでなく、形成されたき裂面での酸化の進行度合いが影響を及ぼしていることがわかる。

酸化された半円状領域を伴う小さなフィッシュアイにおいては、Type S を示す◆印プロット群と Type SO を示す▼印プロット群とでは、プロット数が少なく一概には言えないが、片方が低応力側にあるとか、き裂が浅い側にあるとかの偏りは認められず、両プロット群は同一直線上に載る傾向が認められた。そこで、Type S 及び Type SO のプロット群に対して直線回帰した結果を図中 1 点鎖線で示す。この 1 点鎖線が示す勾配は -4.5 となり酸化された半円状領域の 2 点鎖線と同様な傾向を示した。

この Type S と Type SO が示す 1 点鎖線が示す意味を考えてみる。2 点鎖線と同様な傾向を示したのは、フィッシュアイが試験片表面に到達し表面き裂となった時点におけるフィッシュアイ先端の応力拡大係数と、その応力拡大係数がもたらすき裂進展過程（進展速度）は、形成されたき裂面に対する時間経過に伴う酸化の挙動が同程度であるものと捉えることができる。

ここで、同図に同一破面上に複数のフィッシュアイが認められた破面のメインフィッシュアイを○印プロットで、サブフィッシュアイを+印プロットで示す。1 点鎖線が示す直線の低応力側への延長線上には、20 数個のフィッシュアイを伴うマルチフィッシュアイ破面におけるメインフィッシュアイの○印プロットが載ることが示されている。一方、試験片表面に到達し酸化物で覆われ閉塞状態となったサブフィッシュアイは、いずれも 1 点鎖線の下側に位置している。また、試験応力 310MPa、260MPa における○印プロットは、それぞれ図 5-7(a)、図 5-7(b)で示した同一破面上に 2 つの隣接したフィッシュアイを伴う破壊形態で、これらのサブフィッシュアイにおいても 1 点鎖線の下側に位置していることがわかる。以

上のことから、この1点鎖線が意味するところは、フィッシュアイが試験片表面に到達し表面き裂として進展するか否かの境界線であると捉えることができる。すなわち、試験片表面からフィッシュアイ先端までのき裂深さと試験応力によって決まる、その後の表面き裂としてのき裂進展過程においては、この1点鎖線が示す境界条件以下であれば、き裂進展に要する時間は長くなりフィッシュアイはいずれも酸化物で覆われ閉塞状態となり、き裂としては進展しなくなるサブフィッシュアイになることを示している。

低合金鋼の 400°Cにおける破壊形態としては、高温疲労の特徴である破面が酸化されたことの影響が強く残されており、破壊形態に及ぼす支配因子としては、フィッシュアイの大きさと試験応力に依存して、フィッシュアイ先端における応力拡大係数と形成されたき裂面における酸化物誘起き裂閉口現象の影響との兼ね合いによってもたらされることが明らかになった。

しかし、低合金鋼の 400°Cにおける高寿命域での破壊形態としては、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける破壊形態で示した酸化物で閉塞状態となり新たな表面き裂が誘起され破壊形態に至る Type O は認められなかった。この相違が生じる原因としては、材料固有の高温酸化特性と機械的特性の違いによるものと考えられる。高温酸化特性の相違とは、高温大気中に曝されている時間経過に伴い試験片表面に形成される酸化皮膜の成長速度は、同一温度条件下においては低合金鋼の方が速くかつ厚くなるため、¹³⁾ き裂面が酸化物で覆われるくさび効果が著しくなるため、き裂が完全に閉口^{14), 15)} してしまいき裂としては進展しなくなったものと考えられる。

5. 4 結 言

本章では、低合金鋼の 400°Cにおける 2 段 S-N 曲線となった高寿命域でのフィッシュアイを伴う破壊形態とその形成過程について明らかにすべく、破面に及ぼ

す酸化の効果といった観点から観察・分析を行い、以下の結果を得た。

- (1) 低合金鋼の 400°Cにおける破壊形態としては、オーステナイトステンレス鋼の 700°Cにおける破壊形態と同様に、フィッシュアイの大きさとフィッシュアイ破面上の酸化度合いによって3つに分類することができた。
- (2) 同一破面上に複数個のフィッシュアイを有する破面においては、フィッシュアイが試験片表面に到達後、そのフィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態となり表面き裂としては進展せず最終破壊には直接関与しないサブフィッシュアイと、閉塞せず最終破壊をもたらすメインフィッシュアイに分類することができた。
- (3) 同一破面上に複数個のフィッシュアイを伴う破面の形成過程としては、長時間にも及ぶ疲労試験の時間、起点が浅く小さなフィッシュアイはサブフィッシュアイとなりやすく、より深いところにある起点から発生したフィッシュアイが表面に到達しメインフィッシュアイとなる条件を満たすまで試験片の各所でサブフィッシュアイが形成されるものと考えられた。
- (4) 形成されたフィッシュアイがメインフィッシュアイとなるかサブフィッシュアイとなるかの条件としては、表面き裂となった時点でのフィッシュアイの試験片中心方向先端の応力拡大係数と形成されたき裂面における酸化物誘起き裂閉口現象の影響との兼ね合いによってもたらされることを明らかにした。

参考文献

- 1) National Research Institute for Metals, “NRIM fatigue data sheet No.72, Data sheets on elevated-temperature, high-cycle fatigue properties of SCMV2-2NT (1Cr-0.5Mo) low alloy steel plate for boilers and other pressure vessels”, National Research Institute for Metals, Japan, (1992).

- 2) 金澤健二, 西島敏, “低合金鋼の高温における超高サイクル域の疲労破壊”, 材料, Vol.46, No.12, pp.1396-1401 (1997).
- 3) 金澤健二, 西村和之, 松田和彦, 影山和弘, 山口弘二, “低合金鋼の高温疲労におけるフィッシュアイを伴う内部破壊と動的ひずみ時効による表面改質”, 材料, Vol.52, No.6, pp.646-652 (2003).
- 4) 金澤健二, 木村恵, 西島敏, “炭素鋼, 低合金鋼の中温疲労特性”, 金属材料技術研究所 材料強度データシート資料 14, (1996) 科学技術庁 金属材料技術研究所.
- 5) Nishijima, S. and Kanazawa, K., “Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue”, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures”, Vol.22, Issue7, pp.601-607 (1999).
- 6) 金澤健二, 住吉功, 白木和祐, 杉本真優, “低合金鋼の高温高サイクル疲労におけるフィッシュアイ破壊”, 材料, Vol.56, No.1, pp.61-68 (2007).
- 7) 村上敬宜, 植田徹, 野本哲志, 村上保夫, “ 10^7 回を超える超長寿命疲労破壊の原因と疲労破面のフラクトグラフィ解析”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.66, No.642, pp.311-319 (2000).
- 8) 酒井達雄, 武田光弘, 田中伸明, 金光学, 小熊規泰, 塩澤和章, “高炭素クロム軸受鋼の超広寿命域における回転曲げ疲労特性と破面形態”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.67, No.663, pp.1805-1812 (2001).
- 9) 木村和夫, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾武, “高かたさ鋼における疲れき裂発生形態の観察:高周波焼入れした S35C 材の場合”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.35, No.279, pp.2146-2153 (1969).
- 10) 中曾根祐司, 小川克久, 加藤潤一, “高強度鋼 SNCM439 における超高サイクル疲労特性に関する研究”, 年次大会講演論文集 2001 (1), pp.159-160.
- 11) 政木清孝, 越智保雄, 細谷拓三郎, 松村隆, “オーステンパ球状黒鉛鋳鉄の長寿命疲労特性におよぼすショットピーニング処理の影響”, 日本機械学会論文集, Vol.71, No.711, pp.1488-1493 (2005).
- 12) 三角正明, 大久保雅文, 中山健太, “ラジカル窒化後ショットピーニングした SNCM439 鋼の超高サイクル疲労”, 年次大会講演論文集 2006(1), pp.469-470 (2006).

- 13) 竹内悦男, 松岡三郎, 西島敏, “疲労き裂伝ば特性と皮膜厚さの関係”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.60, No.570, pp.344-351 (1994).
- 14) 遠藤吉郎, 駒井賢治郎, 大西一男, “実働荷重下におけるき裂進展とふん囲気の影響”, 材料, Vol.17, No.173, pp.160-168 (1968).
- 15) 浅見克敏, 寺沢正男, “第2段階の疲労き裂伝ば挙動と酸化物誘起き裂閉口”, 材料, Vol.33, No.372, pp.1173-1178 (1984).

表 5-1 SCMV2-2NT 鋼の化学成分 [mass%]と熱処理条件¹⁾

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.15	0.25	0.61	0.007	0.004	1.09	0.56

プレート： 板厚 50mm
熱処理条件：焼きならし 930°C/30min → 空冷
焼戻し 700°C/30min → 空冷

表 5-2 SCMV2-2NT 鋼の機械的性質¹⁾

Temperature [°C]	R.T.	200	300	400
0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ [MPa]	317	263	236	222
Tensile strength σ_u [MPa]	494	435	447	445
Elongation δ [%]	32	29	25	27
Vickers hardness [Hv]	142			

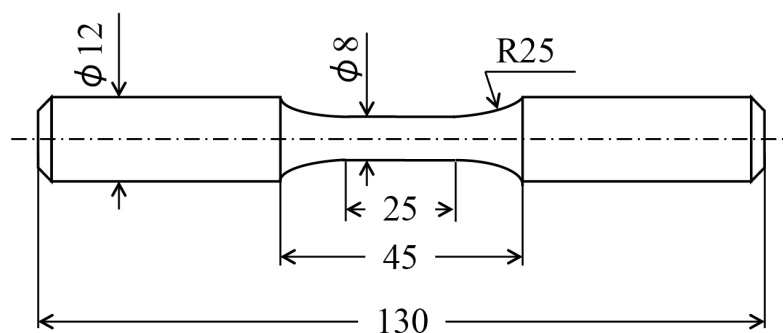


図 5-1 疲労試験片形状¹⁾

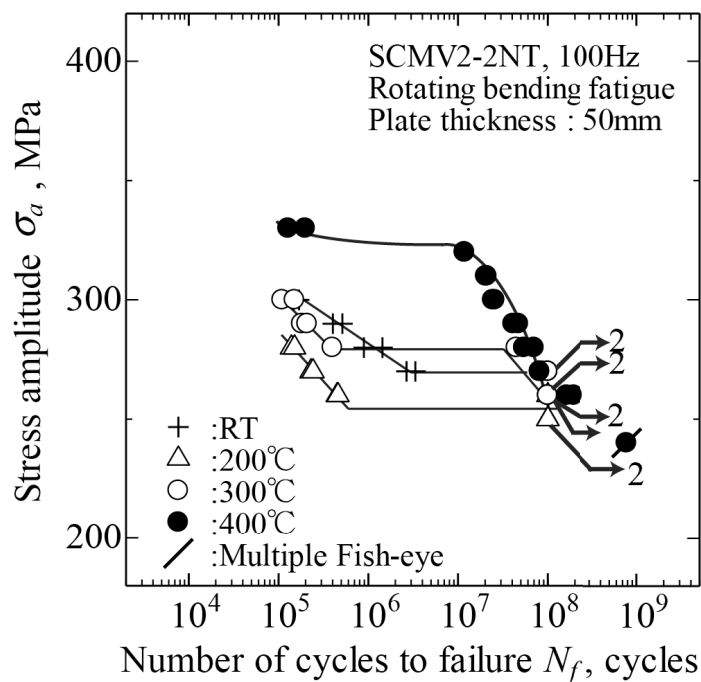


図 5-2 SCMV2-2NT 鋼の回転曲げ疲労試験による S-N プロット ^{1)~3)}

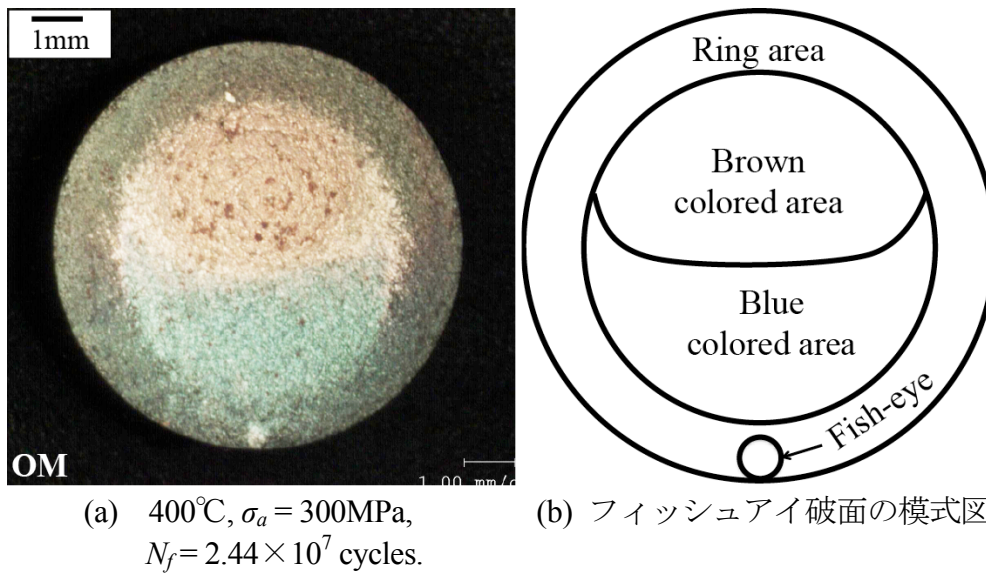


図 5-3 フィッシュアイ破面のマクロ的様相 ^{3), 6)}