

図 3-5 試験片表面から Stage II き裂先端までの深さ a_{II} (例：図 3-1)

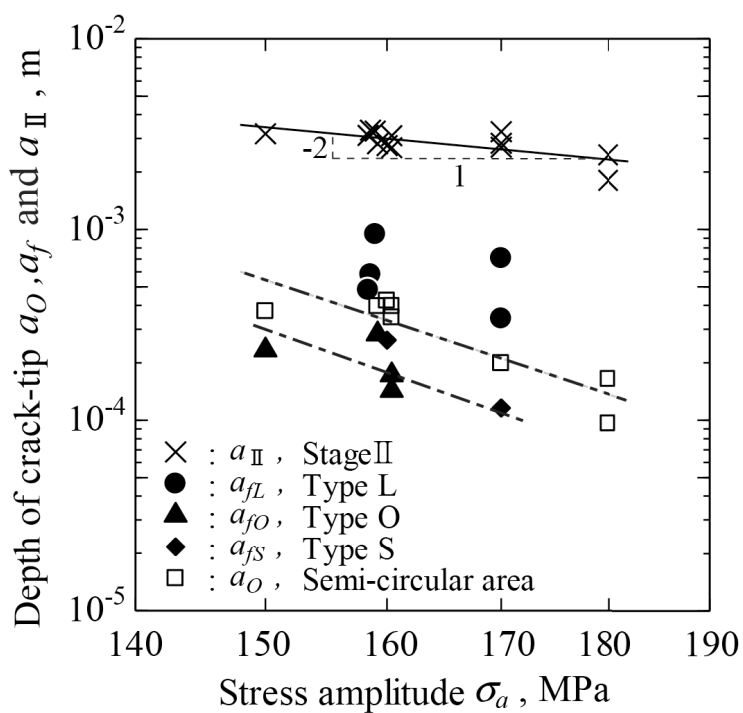


図 3-6 表面からのき裂深さと応力の関係

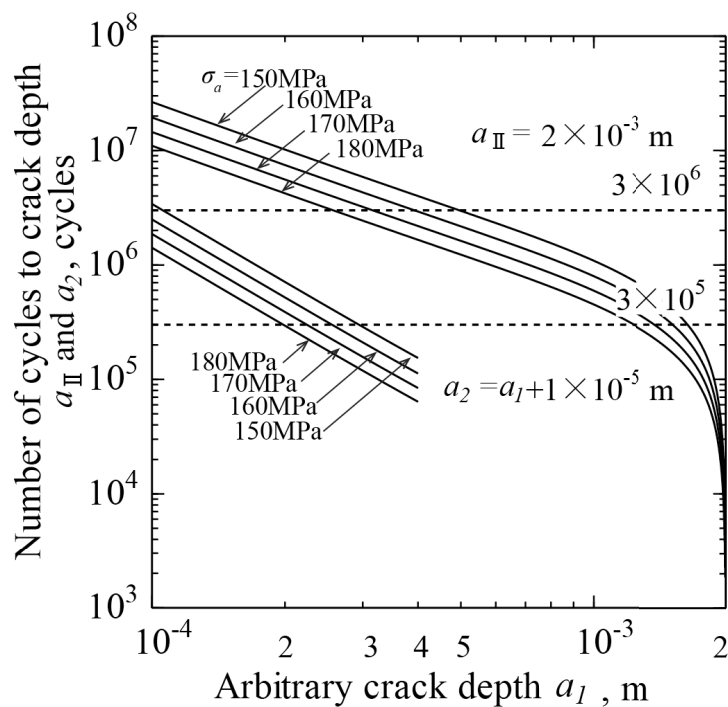


図 3-7 き裂進展挙動解析結果 (その 1)

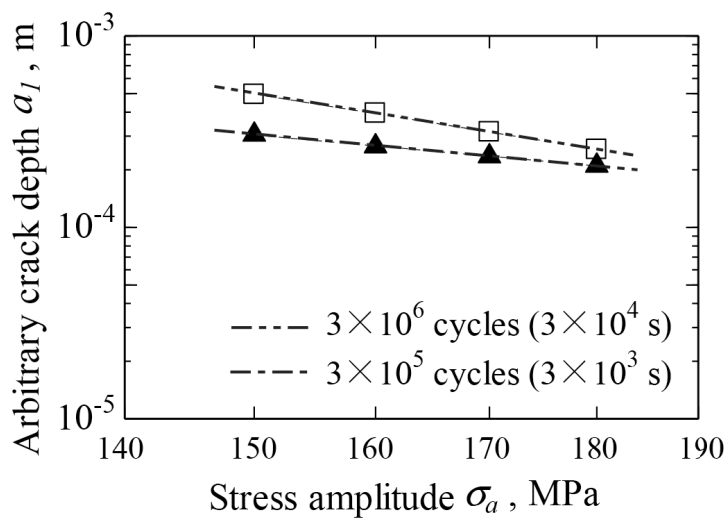


図 3-8 き裂進展挙動解析結果 (その 2)

第4章

オーステナイトステンレス鋼の高温高サイクル疲労
における破壊形態

第4章 オーステナイトステンレス鋼の高温高サイクル疲労における破壊形態

4.1 緒言

第2章では、オーステナイトステンレス鋼 SUS321-B に対して 700°Cにおける回転曲げ疲労試験を実施し、破壊形態を調べ、2段 S-N 曲線の関連のもと高応力・低寿命域では表面破壊となり、低応力・高寿命域ではフィッシュアイを伴う内部破壊となることを明らかにした。また、破壊の起点は、いずれの破壊形態の場合も非金属介在物が集合した領域であった。第3章では、その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破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。また、起点が浅く小さなフィッシュアイを形成する場合の特徴としては、フィッシュアイ周囲に酸化された半円状領域が形成されるだけでなく、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態のき裂となるが、そこから新たにき裂が誘起され表面き裂が発生するという現象も認められた。

そこで本章では、第2章、第3章で明らかになった破壊形態とその形成過程について、他のオーステナイトステンレス鋼においても再現性のある現象なのか検証する。

4.2 供試材と実験方法

供試材は既に疲労試験が行われ S-N データや関連する検討結果について報告がなされている熱間圧延板オーステナイトステンレス鋼 SUS304-HP で、¹⁾ 化学成分、熱処理条件を表 4-1 に、機械的特性を表 4-2 に示す。試験片は直径 8mm、長さ 25mm の平行部を有する平滑材で、その形状を図 4-1 に示す。平行部の表面最終仕上げは、600 番エメリー紙による軸方向研磨によった。

疲労試験、疲労試験中の硬化・軟化現象の変形挙動、疲労試験後の試験片の硬

さ測定などについては、すべて第2章と同様である。なお、手元に残されていた試験片は僅かであったため、試験応力については、既に報告されている S-N プロットにおいて、¹⁾ 高寿命側の結果を与える 125MPa と 130MPa で行った。

4. 3 観察・分析方法

疲労試験後に得られた破面の表面形状観察は、第2章及び第3章と同様とした。EPMA を用いた破面の表面組成分析方法としては、オーステナイトステンレス鋼 SUS321-B 及び第5章で取り扱う低合金鋼 SCMV2-2NT といった異種鋼間においても比較検討できるよう、観察前の試料の前準備、分析条件は第2章及び第3章と同様とし、破壊の起点における物質の同定には表 2-3 に、フィッシュアイを含めた広い領域の分析については表 3-1 にそれぞれ従った。

4. 4 結果及び考察

4. 4. 1 疲労試験結果と S-N プロット

疲労試験の結果を過去の試験結果¹⁾ と合わせて図 4-2 に示す。図中○印プロットが過去の試験結果で●印プロットが本試験で得られたデータである。過去の試験結果とは、本供試材と同じヒートの SUS304-HP 鋼に対する 700°Cにおける回転曲げ疲労試験による結果で、その S-N 曲線は 10^6 サイクル近傍で僅かながら折れ曲がりが見られるが、全体的な傾向としては応力振幅の低下にともない破断繰返し数が漸次大きくなり、明瞭な疲労限度が認められない S-N 曲線になることが示されている。

本試験での低応力側の応力振幅のもとでの疲労試験結果は、いずれも 10^8 サイクル前後の高寿命域での破壊で、結果は過去の S-N 曲線上に載るものであった。

図中、○印に斜線が入っているプロットは、過去の試験結果において高寿命域

で破面にフィッシュアイを伴う破壊を起こしたと報告されたものである。しかし、フィッシュアイ及びその周囲を含めた破壊形態については、フィッシュアイが認められたとの報告のみで、²⁾ 具体例をもつての破面観察例が示されていない。そこで、疲労試験により得られた破面の表面形状観察及び表面組成分析を行った。

4. 4. 2 破面観察と破壊形態

観察の対象とした試験片は、図 4-2 で示した過去の試験結果で得られた○印プロットの試験片は既に手元に残されていないため、本試験で得られた●印のプロットとした。第 2 章及び第 3 章にて SUS321-B 鋼の 700°C における高寿命域での破壊形態は、フィッシュアイの大きさ、フィッシュアイ面内及びその周囲の酸化度合いによって Type S, Type O, Type L の 3 つに分類できることを示した。本供試材における疲労試験の結果においては、ごく少量の試験片であったにもかかわらず、SUS321-B 鋼で得られた 3 つの破壊形態との類似性が認められた。以下、観察された破壊形態の例と図 4-3, 図 4-4 に光学顕微鏡写真 (OM), SEM 像 (SEM), 組成像 (COM), 酸素のマッピング像 (MAP : Oxygen) を示す。

(1) 小さなフィッシュアイを伴う内部破壊

1 つ目のタイプの例を図 4-3 に示す。光学顕微鏡写真においては、表面に接するように半径 170 μm ほどの若干黒ずんだフィッシュアイが認められ、その周囲には、フィッシュアイの試験片表面側先端を中心として半径 400 μm ほどの着色された半円状領域が認められた。SEM 像においては、フィッシュアイを起点として試験片の中心方向及び円周方向へき裂が進展している様相が認められた。同じ場所の組成像及び酸素のマッピング像においては、フィッシュアイ及び半円状領域に対応した像となっており、フィッシュアイ面内より半円状領域のほうが酸化度合いは強くなっていた。以上の観察及び分析結果より、図 4-3 で示した破面の破壊

形態とその形成過程は、SUS321-B 鋼における Type S と同じであると見なすことができた。

ここで、破壊の起点にある物質の同定を EPMA にて試みた。その結果、起点部にはおもに Al, Ca, Ti, Mn といった元素が C, S とともに検出され、SUS321-B 鋼同様に非金属介在物が集合した領域が破壊の起点となっていた。

(2) 酸化物で覆われた小さなフィッシュアイを伴う内部破壊

2 つめのタイプの例を図 4-4 に示す。図 4-4(a) 及び図 4-4(b) に示した破壊形態の共通した特徴は、フィッシュアイ面内が著しく酸化されていることである。図 4-4(a) に示す破面の様相は、光学顕微鏡写真及び SEM 像においては、半径 $500\mu\text{m}$ ほどの着色された半円状領域内が認められ、その半円状領域内には表面に接するような半径 $114\mu\text{m}$ ほどの黒ずんだフィッシュアイが認められる。同じ場所の組成像及び酸素のマッピング像においては、対応して半円状領域は酸化されており、図中矢印で示す試験片表面に位置する半円状領域の中心部に隣接して著しく酸化されたフィッシュアイが認められる。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った様相は認められず、図中矢印で示した近傍から新たなき裂が発生し進展していった様相が認められた。すなわち、図 4-4(a) に示した破壊形態は、破面の各領域の酸化度合いや形成機構の類似性から図 3-2 で示した Type O と同じで、酸化物で覆われた小さなフィッシュアイに誘起された破壊と同じであると見なすことができた。

図 4-4(b) に示す破面の場合は、光学顕微鏡写真及び SEM 像においては半径 $150\mu\text{m}$ ほどの着色されたフィッシュアイが認められ、フィッシュアイ先端がある幅をもって試験片表面に到達していた。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は著しく酸化されていることがわかる。さらに詳細に観察すると、フィッシュアイの周りには、フィッシュアイを取り囲むよ

うにやや帯状をした酸化された半円状領域が認められた。この破面の形成過程としては、フィッシュアイ先端が試験片表面近傍まで進展し、リガメント部が破壊された時点でフィッシュアイ面内は高温大気環境下に曝されることにより、フィッシュアイ面は酸化され、酸化物誘起き裂閉口現象によってき裂進展が遅くなる。しかし、フィッシュアイの大きさは、図 4-3 や図 4-4(a)に示すフィッシュアイよりも大きいため、フィッシュアイの試験片中心方向の先端位置における応力拡大係数が高くなり、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態のき裂となるよりも前に、表面き裂として進展する過程があったことによるものと考えられる。その結果、僅かに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初期の段階において酸化された半円状領域が形成されたものと考えられる。

このような破壊形態は、Type S、Type O の破壊形態とは明らかに異なるものである。その破壊形態の特徴としては、Type S のように小さなフィッシュアイとその周囲に酸化された半円状領域を形成し、かつ Type O のようにフィッシュアイ面内が著しく酸化された状態にあるが、フィッシュアイが試験片表面に到達した位置の近傍から新たなき裂が誘起されていないことである。そこで、Type S と Type O の破壊形態の過渡的な形態と捉え、以降、このような破壊形態を便宜的に Type SO と呼ぶこととする。

破壊の起点部にはおもに Mn といった元素が S とともにまとまっており、その周囲には Al, Ca, Ti といった元素が C とともに検出された。この場合も非金属介在物が集合した領域がフィッシュアイの起点となっていることがわかった。

なお、図 4-4(a)にて矢印で示した酸化物で覆われたフィッシュアイに誘起されき裂が発生した箇所においては、非金属介在物が集合した領域は認められなかった。この点においても、SUS321-B 鋼の場合の Type O と同様である。

本供試材 SUS304-HP 鋼における破壊形態は、破面に及ぼす酸化効果とその形成

過程から Type S, Type O, Type SO に分類できることができた. ここでも第3.4.2項と同様に, フィッシュアイ面内及び半円状領域のそれぞれの領域について酸化度合いの定量的評価を行った. 図4-5に SUS321-B 鋼の結果と合わせて示す. 試験片本数が少なくばらつきは大きく, 鋼種が異なるため単純には比較できないが, フィッシュアイ面内と半円状領域の酸化度合いの平均値に着目すると SUS321-B 鋼の結果と合わせた傾向としては, Type S の場合は半円状領域が, Type O 及び Type SO の場合はフィッシュアイ面内のほうが高くなっているのがわかる. また, 全体的な酸化度合いの傾向としては, SUS304-HP 鋼が示すプロット群は SUS321-B 鋼よりも酸化度合いが低い側に位置しているのが認められた. この酸化度合いの相違が生じる要因としては, 両鋼の Cr 濃度 (表 2-1, 表 4-1) を比較すると SUS304-HP 鋼のほうが高いためと考えられる. すなわち, Cr は, Fe 合金に添加すると耐食性及び耐酸化性を向上させる役割があり, Cr 量の増加とともに高温酸化皮膜 (酸化スケール) 層は生成されにくくなることが知られている.^{3),4)} また, 高温大気下における疲労き裂進展過程においては, 疲労き裂面上に形成される高温酸化皮膜の生成量がフレッティング摩耗粉による酸化物の生成量を決めるため, 結果として, Cr 量の相違がき裂進展速度に影響を及ぼすことが報告されている.^{5)~7)} すなわち, 本供試材においては, フィッシュアイが試験片表面に到達後, 表面き裂となって単位き裂長さあたりに進展するのに要する時間が異なり, 形成されたき裂面の酸化度合いが低くなったものと考えられる.

4. 4. 3 疲労試験中の硬化・軟化挙動

第2章と同様に, 回転曲げ疲労試験中の荷重点のたわみの変化から非弾性的たわみ成分の変化を求め, 疲労試験中の硬化・軟化の変形挙動を調べた. その結果を図4-6に示す.

非弾性的たわみ成分は, 疲労試験開始直後から 10^6 サイクルオーダーにかけて

増加し軟化傾向を示している。このように試験開始直後から長い期間にわたり軟化傾向が示されることは、図 2-9 で示した固溶化処理された SUS321-B 鋼の結果とは異なるものである。異なる要因としては、本供試材においては熱間圧延時に生じた加工硬化が固溶化熱処理によっても十分に取りきれないままに疲労試験に掛けられてしまい、加工硬化が繰返し応力のもとで解放されて繰返し軟化挙動を示したものと考えられる。あらかじめ加工硬化された材料は、繰返し数応力のもとで軟化挙動を示し疲労特性に影響を及ぼすことが知られている。^{8),9)} 本供試材の 700°Cにおける S-N 曲線としては、応力振幅の低下にともない破断繰返し数が漸次大きくなる傾向を示し、SUS321-B 鋼のような 2 段 S-N 曲線となっていなかったのは、このような繰返し応力下での変形挙動の違いが原因となっているものと考えられる。

一方、非弾性的たわみ成分は、 10^6 サイクルを境に繰返し数とともに減少し繰返し硬化している傾向が認められ、Cr 炭化物の析出硬化によるものと考えられる。しかし、 10^7 サイクルを超えるあたりから、硬化傾向は緩和され、僅かに非弾性的たわみ成分が増加し軟化傾向を示している。これは、長時間におよぶ試験の結果、過時効により析出物の粗大化により析出時効による硬化が消失し始めたことによるものと考えられる。その後、非弾性的たわみ成分は一気に増加し破断に至っている。

図 4-2 で示した S-N プロットにおいては、 10^6 サイクルを越えた疲労寿命領域でいずれの場合もフィッシュアイが認められる内部破壊となっている。表面破壊から内部破壊に移行する要因としては、SUS321-B 鋼と同様に、700°Cにおける長時間におよぶ疲労試験の経過に伴い、過時効により試験片が軟化することで試験片内部にある非金属介在物が集合した領域を起点とした内部破壊に至るためと考えられる。このことは、図 4-6 で示した非弾性的たわみ成分の硬化・軟化過程からも推測できる。そこで、第 2 章と同様に実際に硬化しているのか確認をした。疲

疲労試験後の試験片平行部の表面から中心方向への硬さ分布を図 4-7 に示す。全体的な硬さの傾向としては、ばらつきは大きいですが、高い応力を受ける表面近傍で高くなっており、繰返し応力が高いほど硬化している。試験応力 125MPa の結果においては、より高寿命側で破断した試験片のほうが硬化する傾向にあり、析出時効による硬化が進んでいることがうかがえる。このような傾向は、図 4-6 の非弾性的たわみ成分の変化傾向と一致していた。

4. 4. 4 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

オーステナイトステンレス鋼 SUS304-HP の 700°Cにおける疲労試験において、高寿命域ではフィッシュアイを伴う内部破壊となり、そこでの破壊形態としては、Type S, Type O, Type SO の 3 つに分類できた。Type SO の破壊形態は、第 2 章、第 3 章で述べた SUS321-B 鋼の場合には認められなかったが、Type S と Type O の破壊形態の過渡的な破壊形態と捉えられるので、SUS321-B 鋼の場合でも、試験片の本数を増やし、破面例が増えれば Type SO の破壊の起こることは十分に考えられることである。したがって、本研究で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その形成機構は、再現性のある現象であると考えられる。

既に第 3 章にて述べたように、SUS321-B 鋼の 700°Cにおけるフィッシュアイを伴う破壊形態の相違は、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における応力拡大係数と形成されたき裂面に及ぼす酸化物誘起き裂閉口現象との兼ね合いでもたらされるということであった。本供試材 SUS304-HP 鋼においても同様なものと考えられる。そこで、Type SO の破壊形態に添字 SO を付けたプロットを追加し SUS321-B 鋼の結果と合わせて図 4-8 に示す。

破面全体の巨視的な様相としては、図 3-5 で示した SUS321-B 鋼と同様であっ

た. ここでも第Ⅱ段階のき裂進展過程で形成されたき裂の先端位置の表面からの深さ a_{II} と試験応力 σ_a の関係を図 4-8 に×印プロットで示す. 直線回帰式を求めると, 図中の実線のように勾配は -2 に近い値となった. したがって, 本供試材においても, 破壊形態によらず, き裂先端の応力拡大係数がある一定の値に到達すると, より急速な疲労き裂進展過程に入ることを示している.

酸化された半円状領域の深さを示す□印プロットは, SUS321-B 鋼で示された 2 点鎖線を延長した場合の直線より下側に位置している. このことは, 第 4. 4. 2 項においても述べたが, フィッシュアイが試験片表面に到達後, 表面き裂となって進展していく過程において, Cr 添加量の違いが形成されたき裂面上に生成される酸化物の堆積量に相違をもたらし, その結果, 表面き裂となって単位き裂長さあたりに進展するのに要する時間が決まり, 既に形成されたき裂面が酸化の影響を受けるき裂深さに差異が生じたものと考えられる.

破壊形態 a_{fs} , a_{fo} , a_{fso} を示すプロットにおいては, いずれの場合も酸化された半円状領域を示す□印プロットの下側に位置しており, SUS321-B 鋼が示す各破壊形態を示すプロットの位置関係と類似性が認められた. なお, Type SO においては, フィッシュアイ面内が酸化物で覆われて閉塞状態とならなかった理由として, 同じ試験応力のもとで Type S や Type O より起点が深くフィッシュアイが大きければ, フィッシュアイ先端における応力拡大係数は高くなるため, フィッシュアイ面内が酸化物で閉塞状態になるよりも前に, 表面き裂として進展することのほうが僅かに優位に働いたことによるものと考えられる. このことは, 図 4-4 で示したように僅かにフィッシュアイの周囲にやや帯状になった酸化された半円状領域が僅かに認められたことと, Type SO が示す▼印プロットが□印プロット直下に位置していることからこの考えを支持するものである.

また, SUS321-B 鋼が示す各破壊形態を示すプロットの位置関係との類似性から, 本供試材においてもフィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態となるか

否かの支配因子としては、表面き裂となっ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に及ぼす酸化物誘起き裂閉口現象との兼ね合いによりもたらされると考えられる。

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の特徴としては、起点が浅く小さなフィッシュアイを伴う表面直下型の内部破壊の場合は、同一試験応力下であってもき裂深さの僅かな相違により Type S にも Type O にもなりうる非常に狭い範囲にて認められる現象であることが考えられる。

ここで、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表面破壊が観察されなかったのは、本章までに得られた結果と合わせ、次のような機構が働いたものと考えられる。すなわち、試験片表面にある非金属介在物が集合した領域から発生したき裂は、第Ⅱ段階のき裂進展過程の初期段階において、き裂面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が、閉塞状態となったき裂近傍において新たなき裂が誘起されることとなる。したがって、表面にある非金属介在物が集合した領域を起点として発生したき裂の進展過程としては、“①非金属介在物が集合した領域を起点としたき裂が発生し進展⇒②き裂進展過程において酸化物で覆われ閉塞状態となり停留する⇒③停留したき裂近傍に新たなき裂が誘起され進展⇒②へ”，ということを繰返しながら僅かに進展していく状態になっていてもおかしくはない。仮に、表面き裂がこのような進展と停留を繰返す過程があったとしても、長時間に及ぶ疲労試験の経過において、試験片内部に存在する非金属介在物が集合した領域からき裂が発生し、フィッシュアイを伴う内部破壊に至るものと考えられる。

4. 5 結 言

オーステナイトステンレス鋼の高温高サイクル疲労特性を明らかにすべく、第2章では、SUS321-B 鋼の 700°Cにおける回転曲げ疲労試験を実施し、破壊形態と

の関連のもと2段S-N曲線について検討した。第3章では、破面に及ぼす酸化効果といった観点から分析を行い、破壊形態に及ぼす影響因子としてフィッシュアイの大きさと試験応力に依存し、フィッシュアイが試験片表面に到達後、表面き裂になった時点でのフィッシュアイ先端の応力拡大係数と、形成されたき裂面での酸化の進行度合いとの兼ね合いによることを明らかにした。また、高寿命域での特徴的な破壊形態としては、フィッシュアイ面内が酸化物で覆われ閉塞状態のき裂となっても、そのフィッシュアイの試験片表面近傍から新たなき裂が誘起され破壊に至るといった現象が認められたことである。本章では、第3章までに得られた高寿命域での破壊形態とその形成過程に関する知見に基づいて、他のオーステナイトステンレス鋼においても再現性のある現象なのかを確かめるため、オーステナイトステンレス鋼 SUS304-HP を用いて疲労試験を行い、得られた破面について酸化の効果といった観点から観察及び分析を行った結果、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共通した破壊形態として以下の結果を得た。

- (1) 低応力・高寿命域での破壊形態は、非金属介在物が集合した領域が起点となるフィッシュアイを伴う内部破壊であった。
- (2) 内部破壊となるのは、疲労試験の過程において硬化し表面き裂が抑えられ、 10^7 サイクルを越える高寿命域になると試験片が軟化傾向を示しはじめる時期に、試験片内部の非金属介在物が集合した領域からき裂が発生、進展することで内部破壊に至るものと考えられた。
- (3) 高寿命域での破壊形態の多くは、起点が浅く小さなフィッシュアイを伴う表面直下型の内部破壊であった。表面直下型の内部破壊には、フィッシュアイ面内と周囲の半円状領域の酸化度合いにより、3つのタイプの破壊形態に分類することができた。
- (4) フィッシュアイの起点が浅く試験応力がより低い場合は、フィッシュアイ面

内は酸化物で覆われ閉塞状態となるが、閉塞状態となったフィッシュアイの試験片表面近傍に新たなき裂が誘起され破壊に至る現象が認められた。

- (5) 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影響因子としては、フィッシュアイが試験片表面に到達した時点におけるフィッシュアイ先端の応力拡大係数と、表面き裂となって進展していく過程において、既に形成されたき裂面が酸化物誘起き裂閉口現象の影響を受けることによる酸化の進行の兼ね合いによってもたらされるということが明らかになった。
- (6) 高寿命域において表面にも存在する非金属介在物が集合した領域を起点とした表面破壊が認められないのは、き裂が発生しても進展過程において酸化物で閉塞状態となり進展しなくなる機構が働くものと考えられた。
- (7) 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その形成機構は、ステンレス鋼の鋼種によらず再現性のある現象であることが明らかにされた。

参考文献

- 1) 金属材料技術研究所, “熱間圧延ステンレス鋼板 SUS304-HP (18Cr-8Ni)の高温高サイクル疲れ特性データシート”, 科学技術庁金属材料技術研究所データシート, No.42, (1984) 科学技術庁 金属材料技術研究所.
- 2) 金澤健二, 山口弘二, 佐藤守夫, “高温機器用材料の高温高サイクル疲労特性”, 金属材料技術研究所材料強度データシート資料, No.6, (1990) 科学技術庁 金属材料技術研究所.
- 3) 新居和嘉, ”合金の高温酸化”, 防食技術, Vol.26, No.7, pp.389-400 (1977).
- 4) 齊藤安俊, 阿竹徹, 丸山俊夫編訳, “金属の高温酸化”, (1986) 内田老鶴圃.
- 5) 小倉敬二, 三好良夫, 西川出, “中高温域における疲労き裂進展ならびに下限界挙動”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.52, No.473, pp.89-98 (1986).

- 6) 竹内悦男, 松岡三郎, 西島敏, “1Cr-1Mo-0.25V および 13Cr 鋼の中高温疲労き裂伝ぱ特性と酸化層厚さの関係”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.53, No.496, pp.2223-2231 (1987).
- 7) 小林英男, 朴卿東, “合金鋼, 炭素鋼の中・高温疲労き裂進展下限界特性に及ぼす酸化被膜の影響”, 圧力技術, Vol.30, No.1, pp.14-23 (1992).
- 8) 竹内悦男, 松岡三郎, 西島敏, 木村恵, “室温における SUS304 鋼の疲労特性”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol.51, No.464, pp.967-974 (1985).
- 9) ステンレス協会編, “ステンレス鋼便覧”, (1995) 日刊工業新聞社.

表 4-1 供試材 SUS304-HP 鋼の化学成分 [mass%]と熱処理条件 ¹⁾

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.05	0.53	0.87	0.028	0.009	9.00	18.60
熱処理条件：1150°C/30min → 水冷容体化処理						

表 4-2 供試材 SUS304-HP 鋼の機械的性質 ¹⁾

Temperature [°C]	R.T.	400	500	600	700
0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ [MPa]	242	156	162	146	128
Tensile strength σ_u [MPa]	666	445	422	360	252
Elongation δ [%]	68	41	38	40	63
Vickers hardness [Hv]	150				

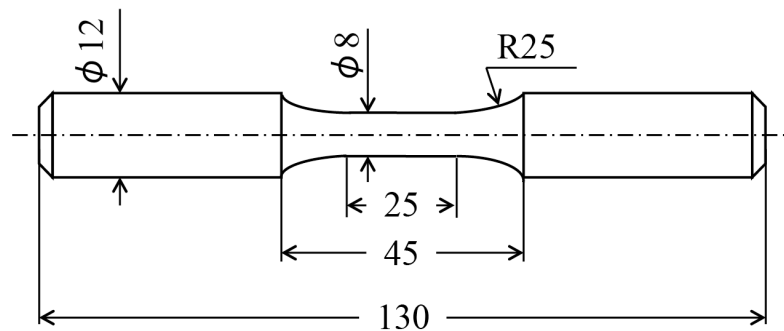


図 4-1 疲労試験片形状 ¹⁾

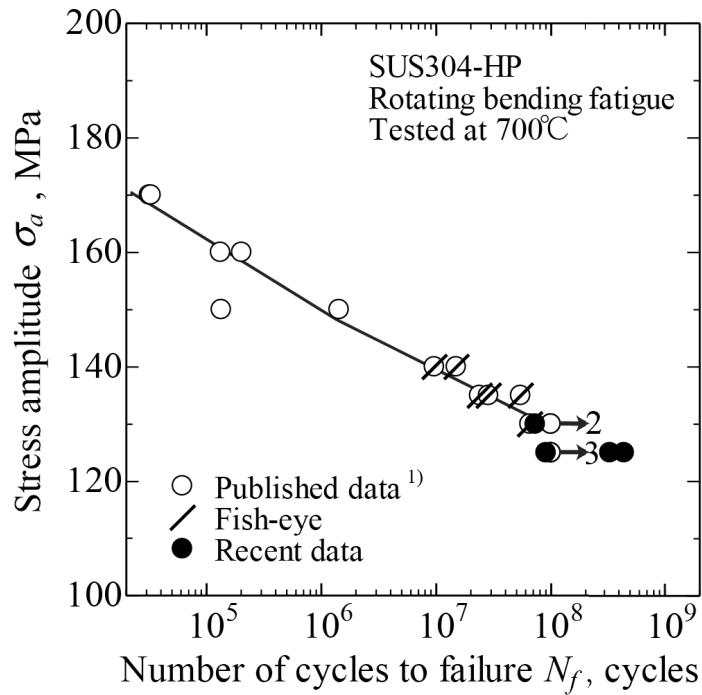
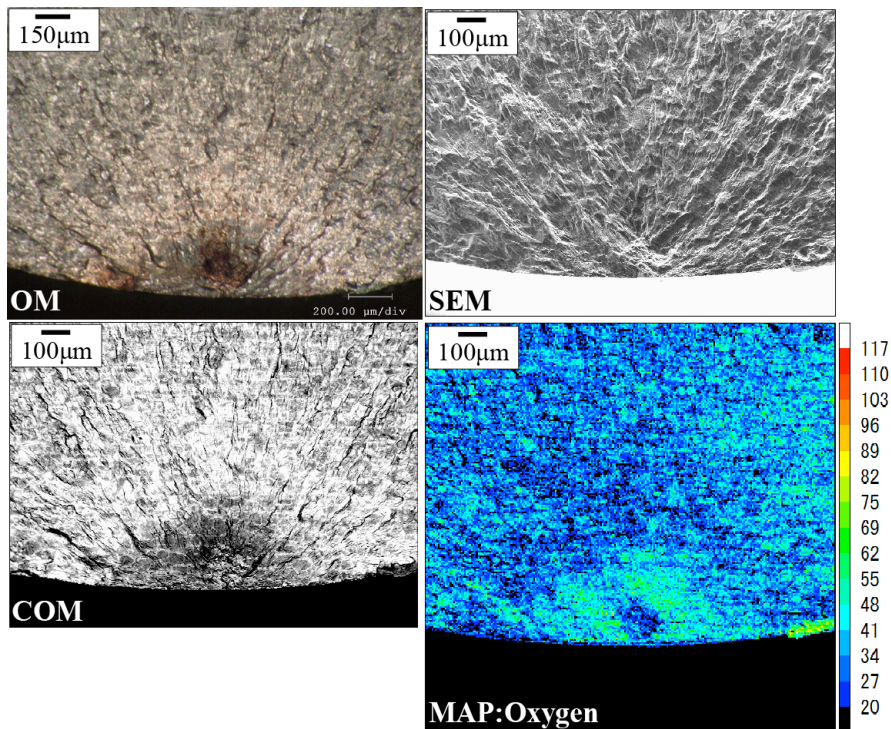


図 4-2 SUS304-HP 鋼の 700°Cにおける回転曲げ疲労試験による S-N プロット



700°C, $\sigma_a = 125\text{MPa}$, $N_f = 9.07 \times 10^7$ cycles.

図 4-3 小さなフィッシュアイを伴う表面直下型の内部破壊