

| Title | 切欠底における小寸法疲労き裂の進展ならびに下限界 に関する研究 |
|--------------|------------------------------------|
| Author(s) | 西川, 出 |
| Citation | 大阪大学, 1986, 博士論文 |
| Version Type | VoR |
| URL | https://hdl.handle.net/11094/1625 |
| rights | |
| Note | |

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

切欠底における小寸法疲労き裂の進展 ならびに下限界に関する研究

昭和61年1月

西 川 出

目次

| 第 | 1 | 章 | | 緒 | | 論 | | ••• ••• ••• ••• | | 1 |
|---|----------|---|----------|---|-----|----|-------------------|---------------------|---|----|
| | 参 | 考 | 文 | 献 | | | | *** *** *** *** *** | | 8 |
| | | | | | | | | | | |
| 第 | 2 | 章 | | 切 | 欠』 | 底に | おける小寸法疲労き裂進展挙動 | ••• ••• ••• ••• | | 15 |
| | 2 | • | 1 | | 緖 | | * | *** *** *** *** * | • ••• • • • • • • • • • • • • • | 15 |
| | 2 | ٠ | 2 | | 実 | 贪方 | 法 | *** *** *** *** ** | • • • • • • • • • • • • • • • • | 16 |
| | | 2 | ٠ | 2 | • | 1 | 供試材ならびに試験片 | ••• ••• ••• ••• | * | 16 |
| | | 2 | ÷ | 2 | • 4 | 2 | 疲労試験 | | | 17 |
| | | 2 | ø | 2 | • | 3 | 除荷弾性コンプライアンス法 | *** *** *** *** *** | | 17 |
| | | 2 | ٩ | 2 | * 2 | 1 | 応力拡大係数 | | 3 0 4 9 9 9 9 8 8 9 0 0 9 0 0 9 0 | 19 |
| | 2 | ٠ | 3 | | 巨花 | 見疲 | 労き裂の進展特性 | *** *** *** *** ** | 0 *** *** *** *** *** | 20 |
| | 2 | ٠ | 4 | | 切り | 尺底 | におけるき裂進展挙動 | | | 22 |
| | | 2 | ٠ | 4 | • | 1 | 切欠底から発生するき裂の進展挙動 | *** *** *** *** ** | | 22 |
| | | 2 | ٠ | 4 | * | 2 | 切欠底のき裂開閉口挙動 | | | 25 |
| | 2 | • | 5 | | 考 | | 察 | *** *** *** *** ** | | 29 |
| | | 2 | ٠ | 5 | ٠ | 1 | 平滑試験片における微小き裂の進展な | らびに開閉 | 引口挙動 … | 29 |
| | | 2 | ٠ | 5 | • • | 2 | 平滑試験片における微小き裂と切欠底 | 微小き裂 | ~~~ ~~ • • • • • • • • • • • • | 32 |
| | | 2 | ٠ | 5 | • ; | 3 | 切欠底における塑性域に関する考察 | *** *** *** *** | * *** *** *** *** *** | 35 |
| | 2 | ٠ | 6 | | 結 | | | *** *** *** *** ** | * *** *** *** *** *** | 38 |
| | 参 | 考 | 文 | 献 | | | | *** *** *** *** * | • | 39 |
| | | | | | | | | | | |
| 第 | 3 | 章 | | 切 | 欠棒 | オの | 停留き裂 | ••• ••• ••• ••• ••• | • | 41 |
| | 3 | ٠ | 1 | | 緖 | | | ••• ••• ••• ••• ••• | • | 41 |
| | 3 | ٠ | 2 | | 炭す | 素鋼 | における停留き裂 | | • | 42 |
| | 3 | ٠ | 3 | | ス | テン | レス鋼切欠材における停留き裂 | ••• ••• ••• ••• ••• | | 44 |
| | | 3 | ٠ | 3 | • | 1 | き裂進展下限界挙動 | ••• ••• ••• ••• ••• | • | 44 |
| | | | | | | | | | | |

(i)

| $3 \cdot 3 \cdot 2$ | 常温両振り応力下の切欠底における小 | ヽ寸法き裂 | 47 |
|---------------------|-------------------|---|----|
| 3 • 3 • 3 | 圧縮平均応力重畳下における停留きる | ¥ | 49 |
| $3 \cdot 3 \cdot 4$ | 高温下における停留き裂 | ••• ••• ••• | 51 |
| 3・4 考 | 察 | ••••••• | 55 |
| 3・5 結 | 콜· | ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 57 |
| 参考文献 | | ••••••• | 58 |
| | | | |
| 第4章 切欠底に | おけるき裂の開閉口挙動の解析的検討 | と支配因子の検討 … | 61 |
| 4・1 緒 | | ••••••••••••••••••••••••••••••••••••••• | 61 |
| 4・2 き裂開 | 閉口挙動の有限要素解析 | · · · · · · · · · · · · · · · · · · · | 62 |
| $4 \cdot 2 \cdot 1$ | 解析方法 | ••••••••••••••••• | 62 |
| $4 \cdot 2 \cdot 2$ | 解析結果ならびに考察 | ••••••• | 63 |
| $4 \cdot 2 \cdot 3$ | 切欠塑性効果に関する考察 | ••••••••••••••••••••••••••••••••••••••• | 65 |
| 4・3 切欠底 | におけるき裂の開閉口挙動の支配因子 | •••••• | 66 |
| 4 • 3 • 1 | 切欠底の塑性変形ならびにき裂開閉口 | 挙動に | |
| | 対する切欠難 | 性効果 | 66 |
| $4 \cdot 3 \cdot 2$ | 切欠底におけるき裂開閉口挙動の予測 | ならびに進展則 | 69 |
| $4 \cdot 3 \cdot 3$ | 切欠底における種々のき裂進展現象 | •••••• | 77 |
| 4•4 結 | | •••••• | 79 |
| 参考文献 | | •••••• | 80 |
| | | | |
| 第5章 中高温域 | における疲労き裂進展ならびに下限界 | 挙動 | 82 |
| 5・1 緒 | = □ | •••••• | 82 |
| 5・2 実験方 | 法 | •••••••••••••••• | 83 |
| 5・3 実験結 | 果 | | 84 |
| $5 \cdot 3 \cdot 1$ | 疲労き裂進展ならびに下限界挙動 | | 84 |
| $5 \cdot 3 \cdot 2$ | き裂開閉口挙動 | | 86 |
| 5 • 3 • 3 | 破面観察 | ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 89 |

(ii)

| 5・4 考 | 察 | ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 93 |
|---------------------|----------------|-------------------------------------|----|
| $5 \cdot 4 \cdot 1$ | 線形領域における疲労き裂進展 | ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 93 |
| $5 \cdot 4 \cdot 2$ | 疲労き裂進展下限界領域 | ••• ••• ••• ••• ••• | 94 |
| 5・5 結 | * * | ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 97 |
| 参考文献 | | ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 98 |

| 第 | 6 | 章 | | き | 쾿 | 開閉 | 口挙動に対する酸化物・破面あらさの | こと | /響 | •• | • • • • | ••• •• | • • • • • • • | ••• | 100 |
|---|---|---|---|---|----|----|-------------------|-----|-------------|---------|-----------|-----------|-----------------|-----|-----|
| | 6 | • | 1 | | 緒 | | | •• | | •••• | | • • • • • | • • • • • • • • | ••• | 100 |
| | 6 | ٠ | 2 | | 実 | 験方 | 法 | •• | ••••• | •••• | • • • • • | ••••• | • • • • • • • • | ••• | 100 |
| | 6 | ٠ | 3 | | 実. | 験結 | 果 | • • | • • • • • • | • • • • | • • • • • | ••••• | • • • • • • • | ••• | 102 |
| | | 6 | ٠ | 3 | ٠ | 1 | 下限界近傍疲労き裂進展挙動 | •• | •• ••• •• | • • • • | • • • • • | ••• ••• | • • • • • • • | ••• | 102 |
| | | 6 | ٠ | 3 | ٠ | 2 | き裂開閉口挙動 | •• | • • • • • • | •••• | • • • • • | ••••• | | | 103 |
| | | 6 | ٠ | 3 | ٠ | 3 | 破面観察 | •• | • • • • • • | • • • | • • • • • | | • • • • • • • • | ••• | 105 |
| | 6 | ٠ | 4 | | 考 | | 察 | •• | • • • • • • | • • • • | • • • • • | ••••• | • • • • • • • • | ••• | 108 |
| | | 6 | • | 4 | ٠ | 1 | 下限界レベルの結晶粒径依存性 | •• | • • • • • • | •••• | • • • • • | | • • • • • • • | ••• | 108 |
| | | 6 | ٠ | 4 | ٠ | 2 | 下限界レベルの試験温度依存性 | •• | | •••• | • • • • • | ••••• | | ••• | 109 |
| | | 6 | ٠ | 4 | • | 3 | き裂先端における開閉口メカニズム | •• | • • • • • • | • •• | • • • • • | ••••• | • • • • • • • | ••• | 111 |
| | 6 | • | 5 | | 結 | | ₩ ₩ | •• | • • • • • • | • • • | | ••••• | • • • • • • • | ••• | 113 |
| | 参 | 考 | 文 | 献 | | | | •• | • • • • • • | • •• | • • • • • | ••••• | | ••• | 114 |

| 第 | 7: | 章 | | 高 | 負 | 荷応 | 力下における切欠底小寸法疲労き裂進 | 展挙動 | ••• ••• | 116 |
|---|----|---|---|---|---|----|-------------------|-------------|-------------------------|-----|
| , | 7 | • | 1 | | 緖 | | Ē | ••• ••• ••• | ••• ••• ••• | 116 |
| , | 7 | ٠ | 2 | | 実 | 験方 | 法 | ••• ••• ••• | ••• ••• ••• ••• ••• | 116 |
| , | 7 | • | 3 | | 実 | 験結 | 果および考察 | ••• ••• ••• | ••• ••• ••• ••• ••• | 117 |
| | | 7 | ٠ | 3 | ٠ | 1 | 切欠試験片におけるき裂進展ならびに | 開閉口挙 | 動 | 117 |
| | | 7 | ٠ | 3 | ٠ | 2 | 平滑試験片におけるき裂進展ならびに | 開閉口挙 | 動 | 121 |
| | | 7 | ٠ | 3 | ٠ | 3 | 弾塑性破壊力学的検討 | •••• | ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 122 |
| | 7 | • | 4 | | 考 | | 察 | ••• ••• | ••• ••• ••• | 126 |

.

| 1 | • ៦ | 듐 | 百 | | ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• ••• | 128 |
|-----|-----|---|---|--|---|-----|
| 参考 | 考文 | 献 | | | ••••••••••••••••••••••••••••••••••••••• | 128 |
| 第8重 | | 結 | 論 | | ······ | 130 |
| 謝辞 | | | | | ••• ••• ••• ••• | 136 |
| | | | | | | |

- a : き裂長さ
- a* : 切欠底のき裂開閉口挙動における遷移き裂長さ
- a. : 切欠底のき裂進展挙動における遷移き裂長さ
- **Anpe** : 停留き裂長さ
- a。 : 平滑試験片における物理的微小き裂遷移長さ
- a: 平滑試験片における微視組織的微小き裂遷移長さ
- *B* : 試験片幅
- C : Paris 則における比例定数
- d : 切欠深さ
- da/dN : き裂進展速度
- *E* : ヤング率
- *F* : 有限幅補正係数
- f(N) : J積分値の塑性成分に対する補正係数
- H : Bi-linear 応力・ひずみ関係におけるひずみ硬化係数
- △J : 繰返しJ積分幅
- K_{■IX} : 最大負荷時における応力拡大係数
- Kmin : 最小負荷時における応力拡大係数
- Kop : き裂開口時における応力拡大係数
- ₭ ₀ ₀ ∞ : 巨視き裂の開口応力拡大係数
- ΔK : 応力拡大係数幅(= K_{max} , R < 0; = $K_{max} K_{min}$, R > 0)
- ΔK_{eff} : 有効応力拡大係数幅(= $K_{\text{max}} K_{\text{op}}$)
- △Kth : 下限界応力拡大係数幅
- △K_{eff.th}: 下限界応力拡大係数幅の有効値
- *K*_t : 切欠の応力集中率
- m : Paris 則におけるべき指数
- N : ひずみ硬化指数

R : 応力比(=K_{min}/K_{max}) U : き裂開口比 (= $\Delta K_{eff} / \Delta K$) U∞ : 巨視き裂のき裂開口比 δ : き裂先端開口変位 Δε : 公称ひずみレンジ Δε。 : 繰返し降伏時のひずみレンジ(=Δσ。/E) Δε : 塑性ひずみレンジ o
 : 切欠底曲率半径 Δσ : 公称応力レンジ △ G : 切欠底最小断面における公称負荷応力レンジ ⊿ σ。 : 繰返し降伏応力 Δσω。: 平滑試験片の疲労限界応力レンジ Δσω, : 切欠試験片のき裂発生限界応力レンジ Δσω2 : 切欠試験片の破断限界応力レンジ σys : 静的引張り降伏応力 ω : 切欠による繰返し塑性域寸法 ω_{min} : 最小負荷応力時の切欠による単調塑性域寸法

第1章 緒 論

構造物が降伏応力以下の十分低い応力を受ける場合であっても、それが繰り返し負 荷される場合には疲労き裂が発生しこれが徐々に進展しついには部材を破断に至らし めることは周知のとおりである、近年このような疲労き裂進展特性が損傷許容設計 (Damage tolerance design)として採り入れられるようになり、き裂進展則の把握が 重要な課題となっている. ParisおよびErdogan ⁽¹¹ はすでに1963年に疲労き裂進展に 対する駆動力(Driving force)として線形破壊力学に基づく応力拡大係数幅△Kを用 いることを提案し、き裂進展速度 d_{idN} の間に $d_{idN} = C(AK)^{m}$ なる一価関数関係を提 案した。 Paris則と呼ばれるこの関係式はその有効性についてこれまでに数多くの実 験的検証が行なわれた結果⁽²⁾⁽³⁾,疲労き裂の進展挙動を記述するものとして広く受け 入れられている一方,変動応力下のき裂進展^{(4)~(6)}など特に非定常的なき裂進展問題 については必ずしも有効ではなく修正が必要であることが知られている。これらの問 題に対して1970年に Elber^m は疲労き裂の閉口現象(Crack closure) を発見するとと もに、き裂の真の開口応力幅に基づく有効応力拡大係数幅 ΔKeff がき裂進展の駆動力 であることを提唱した。その後解析面からも Δ K eff が疲労き裂先端の開口変位変化幅 と一対一の対応関係のあることが明らかにされ^{® 19} ΔKaffによって修正された Paris 則はより適用範囲の広い疲労き裂進展則として受け入れられつつある。かくして疲労 き裂進展に対する進展則の基本はほぼ確立したとも言えるが、疲労き裂進展問題全般 的にはなお不明のまま残されている問題も多いのが現状である。

特に寸法の小さいいわゆる微小疲労き裂の進展挙動はその解明が待たれる最大の問題の一つであり,近年,多くの研究者により詳細に調べられている^{100~231}.それらの結果によれば,ある寸法以下の小さいき裂では,その疲労き裂進展速度をこれまでの巨視的尺度のき裂に対するき裂進展則を用いて予測することは困難であることが指摘されている. 0.5~1mm 以下のような小寸法のき裂は物理的微小き裂 (Physically short crack)¹²³¹²⁴¹と呼ばれており,二三の実験によれば微小き裂の進展速度は Paris 則に基づき応力拡大係数幅 ΔKを用いて評価した場合,実際の進展速度を過小評価す

-1 -

るか,あるいはき裂の進展下限界値以下であってもき裂が進展するなど,種々の面で 危険側の予測値を与えることが指摘されている¹⁰⁰¹.したがってこのような短いき裂の 進展挙動の支配則を確立することは学問上のみならず,部材の損傷許容設計や残存疲 労寿命評価さらには構造物の保守・点検などの工業分野においても極めて重要な課題 となっている.微小き裂の進展則に関する提案は少ない.微小き裂の応力拡大係数幅 *ΔK*値を評価する際,実際のき裂長さを用いる代わりにその長さに特性寸法a.を加え た仮想的な有効き裂長さ*a* + *a*.(Fictitious crack length)を用いれば,物理的微小 き裂の進展挙動に対しても長いき裂に対する進展則がそのまま適用できるとする手法 が提案されている²⁶⁰²⁶³.一方,この問題にもき裂の開閉口が本質的に関係しており, き裂開閉口挙動を考慮に入れた有効応力拡大係数幅*ΔK*effを用いることにより,汎用 の線形破壊力学の適用範囲を物理的微小き裂に対してまで拡張し得ることが指摘され ている¹²⁷¹.しかし前者の有効き裂長さの物理的意味については明確ではなく,また, 後者についても短いき裂ではなぜき裂開閉口挙動が長いき裂のそれと異なるかについ ては明確ではない.

さて実機においては疲労き裂は平坦な箇所に発生することは極くまれであり、大部 分は断面減少部などの切欠部に発生する.したがって構造物の疲労設計や構造物部材 の健全性評価に際しては切欠底の小寸法き裂の進展挙動を把握しておくことが極めて 重要である.微小き裂問題は切欠の問題にこそ本質的で重要と言える.鋭い切欠底に 発生した微小き裂の進展挙動に対しては平滑な部材に発生した微小き裂と比較すると、 き裂寸法そのものが微小であることによる効果¹⁶⁹に加え,切欠の存在による種々の効 果¹⁹⁹¹²⁰⁰が重畳しているため問題が複雑である.また古くより知られている停留き裂の 現象ともからみあって問題が一層複雑なものとなっている.歴史的にはこれまでにも 切欠底における疲労き裂の問題,その中でも特に停留き裂問題については数多くの研 究がなされてきた^{1231~541}.しかしこの問題に関する研究の数が多いにもかかわらず, 切欠底のき裂進展あるいは停留のメカニズムについては未だに明解な回答が得られて いないのが現状である.停留き裂に関するこれまでの研究の大部分は切欠底に停留き 裂が形成されるか否かの観点に立っており⁵³⁹⁵⁴⁴,切欠底にき裂が発生し,最終的に停 留き裂が形成されるまでのき裂進展挙動あるいは停留することなくそのまま進展を継

-2 -

続する場合のき裂進展過程を定量的に取り扱った研究は極めて少ない⁶⁵³.数少ないデー タによれば⁶⁵³,切欠底から発生直後のき裂は極めて大きいき裂進展速度を示すが,そ の後き裂進展に伴い急速に進展速度が減少することが観察されている。もし負荷応力 が十分低ければき裂進展速度が連続的に減少し,ついにはき裂進展が停止する。一方, より高い負荷応力においては,あるき裂長さで極小のき裂進展速度を示した後,き裂 進展に伴い増加に転ずるといった特徴的な挙動を呈することが報告されている。切欠 底に発生したき裂の応力拡大係数幅ΔKの値はき裂進展に伴い単調に増加するので上 述のような挙動はΔKでは全く説明不可能となる。

このような切欠底における特徴的なき裂進展挙動に対してこれまでに幾つかの仮説 が提案されている^{569~43}。最近の破壊力学に基づく仮説に限定するとこれらは大旨以 下の三つに集約される。

第一のものはき裂開閉口現象そのものが切欠底のき裂進展挙動の本質であるとする 考え方である. Elber^m によってき裂閉口現象が見い出されて後,主として解析面^{GG} からこの種の問題に対するき裂閉口現象の寄与について検討されてきた.小倉ら^{GG}は 弾塑性有限要素法を用いた切欠底のき裂進展に関する解析的研究の結果から,切欠底 小寸法き裂のき裂開閉口挙動を算出し,これに基づく*ΔK*effを考えると*ΔK*eff はき裂 長さとともに減少し,実際の疲労き裂進展速度の変化と良く対応することから,これ をき裂の駆動力と考えた.この種の問題に対してき裂開閉口現象の寄与が重要である ことはある程度受け入れられている^{GM}.しかしながら停留き裂に至るまでの小寸法き 裂の進展挙動の観察,さらにはそのき裂の開閉口挙動については,その計測の難易度 の高さのため正確な測定すらなされていないのが現状であり,上記の仮説を確認する 切欠底のき裂開閉口挙動とき裂進展挙動とを一対一に関連付けた定量的なデータはほ とんどない.

第二のものは切欠底におけるき裂の特徴的な進展挙動を微小き裂の挙動としてとら えようとするものである.すなわち切欠底小寸法き裂の進展挙動は本質的にき裂寸法 が微小であることによる挙動であるとする考え方である.研究の数は極めて少ないが, El Haddad ら¹⁵⁸³は切欠底の小寸法疲労き裂に対しても平滑材の小寸法き裂に対して適 用したと同じ有効き裂長さの概念をそのまま導入した.彼らは実際のき裂長さの代わ りに有効き裂長さを用いて応力拡大係数幅△Kを計算すれば、切欠底における短いき 裂のき裂進展速度と応力拡大係数幅の関係は長いき裂のそれと良く一致することを報 告している。中井・田中ら²³⁸も切欠底の小寸法き裂の進展挙動を平滑材における微小 き裂のそれと同じと考えた。この考え方は開閉口挙動を考慮するといった点からは第 一の考え方の延長とも言える。

第三は切欠底の小寸法疲労き裂をひずみ支配、弾塑性破壊力学支配域あるいはAJ 支配域のき裂として扱う手法である、この考え方は破壊力学の出現以前の駆動力を応 力・ひずみに置く流れのものと理解される。切欠底から発生するき裂は必ずき裂発生 前に切欠により形成された塑性域内を進展する.それゆえこのようなき裂進展は応力 支配型き裂進展よりはむしろひずみ支配型き裂進展を呈することが考えられる^{69~40}。 Smith とMiller¹²⁹およびHammoudaら¹⁰⁰は切欠底におけるき裂進展を支配するパラメー タとして局所的な塑性ひずみ幅 $\Delta \epsilon_{P}$ を提案している.すなわち切欠底では $\Delta \epsilon_{P}$ は 大きく内部に入るにしたがい減少する.この傾向が切欠底のき裂進展挙動に対応する と考えるものである。この考えをより定量的に論ずるには弾塑性破壊力学パラメータ であるJ積分範囲 Δ J による検討が有効と考えられる⁴²⁴³³.実際に Δ J を用いた仮説 の提案は少ないが、El Haddad ら⁵⁸⁹は切欠底における短いき裂に対するJ積分の評価 法の提案とともに AJ が切欠底におけるき裂の駆動力とすると切欠底のき裂進展挙動 が説明し得ることを報告している、大路・中井ら433も同様の手法により切欠底のき裂 の駆動力を ΔJ であると報告している、しかし切欠底における微小き裂の進展を支配 する真のパラメータが△Jであるかどうかについては、△Jの評価法にも問題が残さ れており、さらに詳細な検討が必要であるように思われる.

鋭い切欠底における停留き裂に対しても同種の仮説が提案されている^{440~47}. 歴史 的にはき裂先端位置における応力・ひずみ値をき裂進展の駆動力と考えた仮説がいく つか提案されている. すなわち切欠の応力集中が内部へ入るほど弱くなるといった切 欠底の応力分布にその要因を求めている⁴⁴⁰⁴⁵³.破壊力学的見地からは上述の進展に対 する第一,第二の仮説の延長上にあるとする仮説が有力である. すなわち第一の仮説 では切欠底から発生したき裂のΔK_{eff}がき裂進展速度に対する駆動力であり,その値 がき裂進展とともに低下し限界値ΔK_{eff,th}を下回るか否かで停留条件を論ずる考え方

- 4 -

である・一方,第二の仮説ではき裂進展速度をきめる駆動力はΔKであるが,切欠底 におけるき裂の進展下限界値ΔKthは平滑試験片における微小き裂と全く同一でき裂 寸法がある値以下ではき裂寸法の減少とともに低下する.このため短い間進展してい たき裂がある長さでΔK ≤ ΔKth の条件を満足し,停留き裂が生じると考えている. 第二の仮説におけるこのような考えはΔKthの減少が本質的にはき裂開閉口に起因す るとの仮定に基づいた考えであり,第一の考え方と全く別のものではない.

以上のように切欠底におけるき裂の進展ならびに停留現象はその細部はともかく本 質的には力学すなわち破壊力学支配現象であるという考えが広く受け入れられつつあ る.しかしこれまでに行なわれた切欠底のき裂進展・停留挙動に対する破壊力学的研 究のほとんど大部分は炭素鋼を対象としたものであり、広く金属材料全般にわたり切 欠底き裂に対する力学的解釈の成立が保証されているわけではない。例えばオースデ ナイト系ステンレス鋼などに認められるごとく極く普通の負荷応力条件下の常温では 極度に鋭い切欠試験片に対しても停留き裂が存在せず⁴⁸⁸,高温になって初めて観察さ れるようになるなど⁴⁹⁹,材料によっては炭素鋼などにおける標準的なき裂進展・停留 挙動とは異なる挙動が認められることから、停留き裂は力学因子よりはむしろ材料組 織学的因子に基づく面が多いとする考え方の根拠とされている⁵⁰¹.

一方,停留き裂となるような低進展速度域におけるき裂開閉口挙動には上述のよう なき裂長さに依存する開閉口の他にき裂開口レベルのΔK依存に関する問題⁽¹⁶⁾が重量 している.切欠底き裂の進展挙動,特に低速度のき裂のそれを定量的に論ずる場合に は明確にしておかなければならない問題の一つである.常温大気中の進展下限界近傍 レベルにおける巨視疲労き裂の開閉口挙動に関する研究はこれまでにも数多く行なわ れているが⁽²⁶⁾,これらによれば下限界近傍のき裂開口レベルKopの変化は高ΔK域の それとは大きく異なり,ΔKレベル依存が顕著となる.すなわちき裂開口比率はΔK の低下に伴い上昇し,下限界に達した時には最大すなわち最も良くき裂閉口すること が指摘されている⁽²⁶⁾.このような現象に対しては Elberの指摘した塑性誘起き裂閉口 現象のみを用いて説明することは困難であることが解析的に示されている⁽⁸⁾.切欠底 の短いき裂についても同様,停留現象を含む場合のき裂開閉口挙動は切欠およびき裂 自身の塑性誘起き裂閉口現象だけでは説明が困難となるものと推察される.停留き裂

- 5 -

の開閉口には巨視き裂の下限界におけると同様のき裂閉口機構が作用しているものと 考えられる。このような下限界挙動を支配するき裂閉口現象としてはこれまでに破面 あらさにより牛ずるき裂上下面の不整合や破面上に付着・生成する酸化物に起因する 破面あらさ誘起閉口^{[51]~[54]}ならびに酸化物誘起閉口^{[55]~[57]}さらにはき裂面内に流入し た液体によって生ずる粘性流体誘起き裂閉口現象^{530,534},き裂面上あるいはき裂先端近 傍領域における相変態による相変態誘起き裂閉口現象⁶⁰¹⁶¹¹などが提案され、検討され つつある。これらのき裂閉口現象を支配する因子を個々に分離して調べることは必ず しも容易ではないが、その手法の一つとして酸化物の効果に対しては比較的低い高温 試験温度下すなわち中高温下におけるき裂進展下限界ならびに開閉口挙動を調べる試 み⁵⁷⁷が、また破面あらさの効果については結晶粒径の異なる材料や二相鋼を用いてき 裂進展下限界におけるき裂開閉口挙動を調べる試み^{50,52}がなされ始めており、いずれ も有力な手法であると考えられる。しかし中高温下におけるき裂開閉口挙動測定の困 難さや,異なる粒径を有する材料や二相钃においては強度レベルなど材料特性変化に よる効果を分離することの困難さ、あるいは破面あらさや破面上に付着した酸化物の 厚さの定量的な取り扱いの困難さなどの理由から下限界近傍におけるき裂開閉口革動 に対する支配的な因子であると考えられている破面あらさ・酸化物厚さとき裂開閉口 レベルとの相対関係についてはまだ十分解明されるまでには至っていない。

以上のような研究状況から本論文ではまず種々の条件下の切欠底における微小疲労 き裂の進展挙動を実験的に把握する。微小き裂の開閉口挙動を高精度で計測し,主と して疲労き裂進展に対する駆動力として有効応力拡大係数幅 ΔKeffの有効性を中心に 切欠底小寸法き裂の進展挙動を支配している力学因子を把握する。次に切欠底におけ る小寸法き裂の開閉口挙動を支配する因子について検討する。有限要素弾塑性解析に よる疲労き裂進展シュミレーション解析手法を用いた切欠塑性効果に関する検討を中 心に,平滑微小予き裂材におけるき裂進展試験から,き裂が短いことによる効果につ いての実験面からの検討をあわせ,き裂開閉口挙動に対する支配因子を分析的に検討 する.以上を総合して切欠底のき裂進展・停留挙動を説明し得るような,しかもこれ までの巨視き裂の進展則に矛盾のない切欠底のき裂進展則を提唱し,このき裂進展・ 停留則に基づき予測した切欠底におけるき裂の進展挙動を実験結果と比較することに

- 6 -

よりき裂進展則の妥当性について検討する.さらにき裂の進展下限界ならびに開閉口 挙動を中高温下において調べ,き裂進展下限界近傍の開閉口機構を解明し,切欠底の 停留き裂現象との関連をより詳細に検討する.最後に本切欠底き裂進展則がどの程度 高い負荷応力条件まで成立し得るかについて検討した.各章における概要は以下のと おりである.

まず第2章では種々の試験条件の下,切欠底に発生・進展する短い疲労き裂の進展 挙動を調べるとともに,微小き裂の開閉口挙動を高い精度で計測する。この結果を平 滑材における微小き裂進展挙動を計測した結果と比較することにより,切欠底の微小 き裂に特有の進展特性を明らかにする.次に切欠底における微小き裂の進展挙動に対 する支配力学因子について特にき裂開閉口挙動に着目して検討する。さらに切欠底に おけるき裂開閉口挙動を支配する要因について考察する。

第3章では切欠底から発生したき裂の停留条件について検討する。まず力学的仮説 を提案し、次に通常の負荷条件下では停留き裂の形成されないステンレス鋼切欠試験 片において常温下で圧縮平均応力を重畳させた場合ならびに高温下における停留き裂 の挙動を調べ、この力学的仮説を検証する。また切欠底のき裂進展挙動に及ぼす組織 因子の影響についても組織学的見地から検討する。

第4章では切欠底におけるき裂の進展挙動に対する支配力学因子としてき裂開閉口 挙動を支配する因子について定量的検討を行なう。すなわち切欠底のき裂開閉口挙動 に及ぼす切欠塑性効果ならびに微小き裂効果について各効果を分離し,それぞれを詳 細に検討する.まず切欠底において特徴的な挙動を呈するき裂開口挙動を有限要素法 を用いて解析的に調べる.最終的にはこれらのき裂開閉口挙動に関する実験ならびに 解析結果から切欠底におけるき裂の開閉口挙動を定式化し,それに基づき停留則なら びに進展則を提唱し,予測結果を実験結果と比較検討する.

第5章では切欠底の停留き裂の開閉口機構を明らかにする上で切欠による塑性誘起 き裂開口や微小き裂によるき裂開口以外に重畳しているき裂開閉口メカニズムを解明 するために,まず切欠の影響を受けないような巨視き裂に対して常温から中高温にわ たる幅広い試験温度条件下の低き裂進展速度領域におけるき裂進展挙動ならびに開閉 口を調べ,あわせて下限界近傍破面から詳細な情報を得,き裂進展下限界近傍におけ

- 7 -

るき裂開閉口挙動を規定する因子を分離・抽出し,個々の因子がき裂開閉口挙動にも たらす効果について検討する.

第6章ではき裂進展下限界近傍におけるき裂開閉口に及ぼす破面上付着酸化物なら びに破面あらさのそれぞれの因子が単独でき裂開閉口挙動に及ぼす効果を調べた前節 の結果を基にして,破面あらさと破面上付着酸化物の両因子が同時に増加した場合の 相乗効果について検討するために,低炭素鋼を用いて常温下のみならず高温下におけ るき裂進展下限界挙動ならびにき裂開閉口挙動を明らかにする.以上の結果を総合す ることにより下限界き裂の開閉口機構について検討し,そのき裂開閉口メカニズムの 解明ならびにモデル化を試みた.

第7章では切欠底でき裂の停留を含む比較的低い負荷応力下の切欠底におけるき裂 進展ならびに停留挙動に対する前章までの解釈との連続性に加え,平滑材低サイクル 疲労との連続性をも考察の対象とし,高い負荷応力レベル下における切欠底のき裂進 展挙動を調べ,低い負荷応力レベル下における切欠底き裂の力学的解釈がどの程度の 負荷レベルにまで拡張し得るかを検討した.さらに切欠底から発生進展するき裂は必 ず切欠塑性域内を通ることから,これらのき裂進展挙動に対して弾塑性破壊力学的な 検討をも行なった.

最後に第8章では幅広い負荷応力条件ならびに試験温度環境下における切欠底の微 小き裂の進展ならびに下限界挙動に関する本研究の結論をまとめた.

参考文献

- [1] P.C.Paris and F.Erdogan, A critical analysis of crack propagation laws, Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME., 85(1963), 528-534.
- [2] J.A.Feeney, J.C.McMillan and R.P.Wei, Environmental fatigue crack propagation of Aluminium alloys at low stress intensity levels, Metallurgical Transactions.1 (1970), 1741-1757.
- [3] 北川英夫,疲れき裂への破壊力学の適用,日本機械学会誌,75-642(昭和47-7), 1068-1080.
- [4] D.M.Corbly and P.F.Packman, On the Influence of single and multiple peak

overloads on fatigue crack propagation in 7075-T6511 aluminium,Engineering Fracture Mechanics,5 (1973), 479-497.

- [5] E.F.J.von Euw, R.W. Hertzberg and R.Roberts, Delay effects in fatigue crack propagation, ASTM STP 513 (1972), 230-259.
- [6] R.M.N.Pelloux, Review of theories and laws of fatigue striations, ASM Transactions, 62 (1969), 281-285.
- [7] W.Elber, Fatigue crack closure under cyclic tension, Engineering Fracture Mechanics, 2 (1970), 37-45; The significance of fatigue crack closure, ASTM STP 486 (1971), 230-242.
- [8] B.Budiansky and J.W.Hutchinson, Analysis of crack closure in fatigue crack growth, Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME., Ser.A, 45-2 (1978), 267-276.
- [9] H.Führing and T.Seeger, Dugdale crack closure analysis of fatigue cracks under constant amplitude loading, Engineering Fracture Mechanics, 11 (1979), 99-122.
- [10] S.Pearson, Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks, Engineering Fracture Mechanics, 7 (1975), 235-247.
- [11]北川英夫,高橋 進,微小な疲労き裂の成長とその下限界に関する破壊力学的研 究,日本機械学会論文集,45-399(昭和54-11),1289-1303.
- [12] H.Kitagawa and S.Takahashi , Applicablity of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage, Proceedings 2nd International Conference on Mechanical Behavior of Materials, (1976),627-631.
- [13] H.Kobayashi and H.Nakazawa, Proceedings 2nd International Conference on Mechanical Behavior of Materials, Boston, Mass (1976), 627.
- [14] K.Tanaka, Y.Nakai and M.Yamashita, Fatigue growth threshold of small cracks, International Journal of Fracture., 17-5 (1981), 519-533.
- [15] J.Lankford , The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminium,

- 9 -

Fatigue of Engineering Matererials and Structures, 5 (1982), 233-248.

- [16] W.L.Morris , M.R.James and O.Buck , A simple model of stress intensity range threshold and crack closure stress, Metallurgical Transactions, 12A (1981), 57-64.
- [17] 西谷弘信,皮籠石紀雄,小さい疲労き裂の伝ばとその疲労寿命評価への応用,日本機械学会論文集,49-440(昭和58-4),431-440.
- [18] 西谷弘信,後藤真宏,微小き裂伝ば則と部材の疲労寿命との関係,日本機械学会 論文集,51-462,A(昭和60-2),332-341.
- [19] D.Taylor and J.F.Knott, Fatigue crack propagation behavior of short cracks ;the effect of microstructure, Fatigue of Engineering Matererials and Structures, 4 (1981), 147-155.
- [20] K.J.Miller, The short fatigue crack problem, Fatigue of Engineering Matererials and Structures, 5 (1982), 223-232.
- [21] R.A.Smith, On the short crack limitation of fracture mechanics, International Journal of Fracture, 13 (1977), 717-720.
- [22] S.J.Hudak, jr., Small crack behavior and the predictuin of fatigue life, Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME., 103 (1981), 26-35.
- [23] R.O.Ritchie, Near-threshold fatigue-crack propagation in steels, International Metals Reviews, 20 (1979), 205-230.
- [24]田中啓介, 微小疲労き裂の伝ば, 材料,33-371 (昭和59-8),961-972.
- [25] M.H.El Haddad , K.N.Smith and T.H.Topper , Fatigue crack propagation of short cracks , Journal of Engineering Materials and Technology , Transactions of the ASME.ser.H,101 (1979),42-46.
- [26] T.H.Topper and M.H.El Haddad, Fracture mechanics analysis for short fatigue cracks, Canadian Metallurgucal Quarterly, 18 (1979), 207-213.
- [27] 城野政弘,宋 智浩,岡部雅彦,上杉暢彦,大垣雅由,江口直紀,発生初期微小 疲労き裂から弾塑性巨視疲労き裂までのき裂進展速度と開閉口挙動,材料, 33-

368 (昭和59-5),560-565.

- [28]中井善一,田中啓介,川島理生司,低炭素鋼切欠き材における疲労き裂の伝ばと 停留、材料、32-356 (昭和59-5),75-81.
- [29] R.A.Smith and K.J.Miller, Prediction of fatigue regimes in notched component, International Journal of Mechanical Sciences, 20 (1978), 201-206; Fatigue cracks at notches, International Journal of Mechanical Sciences, 19 (1977), 11-22.
- [30] M.M.Hammouda, R.A.Smith and K.J.Miller,Elastic-plastic fracture mechanics for initistion and propagation of notch fatigue cracks , Fatigue on Engineering Materials and Structures,2 (1979),139-154.
- [31] J.M.Lessells and H.E.Jacques, Effect of fatigue on transition temperature of steel, Welding Journal, 29 (1950), 745-835.
- [32] A.J.Fenner , N.B.Owen and C.E.Pillips , The fatigue crack as a stress raiser, Engineering, 171 (1951), 637-638.
- [33] N.E.Frost, A relation between the critical alternating propagation stress and crack length for mild steel, Proceedings of Institution of Mechanical Engineers, 173-35 (1959), 811-827; N.E.Frost and D.S.Dugdale, The propagation of fatigue cracks in sheet specimens, Journal of Mechanics and Physics of Solids, 6-2 (1958), 92-110.
- [34]石橋 正,切欠係数における分岐点について,材料試験,3-18(昭和29-11), 510-513;石橋 正,銅の切欠係数に現われる分岐点について,日本機械学会論 文集,22-115(昭和31-3),144-148.
- [35]小林英男,中沢 一,疲れき裂の発生進展および停留におよぼす切欠きの深さの
 影響,日本機械学会論文集,35-277(昭和44-9),1856-1863; 小林英男,山本
 晋,中沢 一,回転曲げによる切欠き材の疲れき裂進展速度,日本機械学会論文
 集,36-288(昭和45-8),1238-1246.
- [36]大路清嗣,小倉敬二,大久保好二,切欠き底に発生した疲労き裂の開閉口挙動と 進展・停留(解析的検討),日本機械学会論文集,42-355,A (昭和51-3),643-

648.; K.Ohji,K.Ogura and Y.Ohkubo,Cyclic analysis of a propagating crack and its correlation with fatigue crack growth, Engineering Fracture Mechanics,7 (1975),457-464.

- [37] P.K.Liaw and W.A.Logsdon, Crack closure: An explanation for small fatigue crack growth bahavior, Engineerig Fracture Mechanics, 22 (1985), 115-121.
- [38] M.H.El Haddad, N.E,Dowling, T.H.Topper and K.N.Smith, J integral applications for short fatigue cracks at notches, International Journal of Fracture, 16 (1981), 15-30.
- [39] M.H.El Haddad,K.N.Smith and T.H.Topper, A strain based intensity factor solution for short fatigue cracks initiating from notches, ASTM STP 677 (1978),.
- [40] S.Usami , H.Kimoto , K.Enomoto and S.Shida , Low cycle fatigue crack propagation at a notch under pulsating load , Fatigue of Engineering Materials and Structures, 2 (1979), 155-164.
- [41] B.N.Lies, Displacement controlled fatigue crack growth in inelastic notch fields: implications for short cracks, Engineering Fracture Mechanics, 22 (1985), 279-293.
- [42] N.E.Dowling and J.A.Begley, Fatigue crack growth during gross plasticity and J-integral, ASTM STP 590 (1976), 82-103.

[43]大路清嗣,中井善一,落 敏行,武良 優,切欠底近傍の弾塑性疲労き裂伝ば, 日本機械学会論文集,51-469(昭和60-9),2067-2075.

[44]福原照明,切欠材の疲れに及ぼす結晶粒大きさの影響(その2,停留き裂について),日本機械学会論文集,38-311(昭和47-7),1647-1653;だ円孔切欠きを有する無限板の引張り一圧縮による停留き裂の仮説の検討,日本機械学会論文集, 39-321(昭和48-5),1395-1402;切欠材の疲れにおよぼす平均応力の影響につい

て,日本機械学会論文集,41-346(昭和50-6),1633-1640.

[45] 竹中幸彦,疲労亀裂について,航空技術研究所報告,28号(1962).

[46] 西谷弘信, 鹿毛正治, 疲労き裂の伝ば停留に及ぼす焼なましおよび応力履歴の影

響,日本機械学会論文集,43-366(昭和52-2),398-406;西谷弘信,高尾健一, 一応力サイクル間における停留き裂先端部の挙動,日本機械学会論文集,40-338 (昭和49-10),2725-2733.

- [47] K.Tanaka and Y.Nakai, Prediction of fatigue threshold of notched component, Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of ASME., 106 (1984), 192-199.
- [48]大内田久,安藤司文,低温における切欠き材の疲れ強さ,日本機械学会論文集, 30-209(昭和39-1),52-58.
- [49]幡中憲治,清水茂俊,SUS304ステンレス鋼の低応力域疲労強度と停留き裂につい て、日本機械学会論文集,48-428 (昭和57-4),405-413。
- [50]粟谷丈夫,片桐一宗,白石哲郎,松山 正,停留き裂に関連したステンレス鋼の 疲労特性,材料,25-269(昭和51-2),151-156.
- [51] K.Minakawa and A.J.McEvily , On crack closure in the near-threshold region, Scripta Metallurgica, 15 (1981), 633-636.
- [52] V.B.Dutta , S.Suresh and R.O.Ritchie , Fatigue crack propagtion in dual -phase steels : Effects of ferrite-martensitic microstructures on crack path morphology, Metallurgical Transactions, A, 15A (1984), 1193-1207.
- [53] R.O.Ritchie and S.Suresh , Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology Metallurgical Transactions, A, 13A (1982), 937-940.
- [54]中村春夫,小林英男,柳瀬 悟,中沢 一,塑性,破面あらさおよび酸化物誘起 き裂閉口の修正Dugdale モデルによる解析,日本機械学会論文集,51-461 (昭和 60-1),148-151.
- [55] A.T.Stewart , The influence of environment and stress ratio on fatigue crack growth at near-threshold stress intensities in low-alloy steels , Engineering Fracture Mechanics, 13 (1980), 463-478.
- [56] S.Suresh, G.F.Zamiski and R.O.Ritchie , Oxide-induced crack closure : An explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior,

Metallurgical Transactions, A, 12A (1981), 1435-1443.

- [57]小林英男,小川武史,中村春夫,中沢一,SFVV3鋼の疲労き裂開閉口の実測と 下限界特性の評価,日本機械学会論文集,50-451 (昭和59-3),309-319;小林英 男,辻裕一,朴卿東,中沢一,中・高温大気中における SFVV3鋼の疲労き 裂進展特性とき裂開閉口,日本機械学会論文集,50-453 (昭和59-5),1003-1010.
- [58] K.Endo, T.Okada and T.Hariya, Fatigue crack propagation in bearing metals lining on steel plates in lubricating oil, Bulletin of the JSME., 15 (1972), 439-445; K.Endo, T.Okada, K.Komai and M.Kiyota, Fatigue crack propagation of steel in oil, Bulletin of the JSME., 15 (1972), 1316-1323.
- [59] J.L.Tzou, S.Suresh and R.O.Ritchie, in Mechanical Behavior of Materials IV,Proc.14th Int.Conf.(ICF-4), J.Carlsson and N.G.Olsen,eds.; Pergamon Press,Oxford,val.2,1983.
- [60] V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Busch, The enhancement of ductility in high-strength steels, Transactions of the ASM., 60 (1967), 252-259.
- [61] A.G.Evans, A.H.Heuer and D.L.Porter, p529 in Fracture 1977, Waterloo, Canada (ICF-4), D.R.M.Taplin, ed.; Pergamon Press, Oxford, vol.1, 1977.

第2章 切欠底における小寸法疲労き裂進 展挙動

2・1 緒 言

切欠底の小寸法疲労き裂の進展挙動に対する影響因子としては切欠の鋭さすなわち 切欠形状や寸法,切欠による応力集中の程度などが最も重要な因子と考えられる^{(11) [2]}. さらに切欠底における塑性変形挙動に直接影響を与える降伏応力などの材料因子や材 料組織学的な見地から材料組織の相違による効果⁽³⁾ならびに試験環境の効果⁽⁴⁾なども 重要な影響因子と考えられる。これらを総合的に把握して切欠底における小寸法疲労 き裂の進展を支配する法則を見いだすことは工業的ならびに工学的にも重要であり, 切欠底の疲労き裂進展について論ずる上で必要不可欠である。

そこで本章ではまず極く標準的な材料である炭素鋼の中から溶接構造用圧延鋼SM41 A を選び、二種類の切欠底曲率半径を有する切欠底において小寸法疲労き裂の進展挙 動を調べ、切欠形状ならびに切欠底の応力集中の相違がき裂進展挙動に及ぼす影響に ついて検討する、次に SM41A鋼とは材料特性や機械的性質の面からは性質が大きく異 なるオーステナイト系ステンレス鋼SUS304を用いて、常温条件下のみならず高温試験 環境下においても切欠底のき裂進展挙動を調べ、試験温度によるき裂進展挙動への影 響を検討する、さらに SM41A鋼の結果と比較することにより、切欠底のき裂進展挙動 が材料の相違によりいかなる影響を受けるかについても検討する。

これらのき裂進展挙動の計測に加えて,高い精度で切欠底における小寸法疲労き裂 の開閉口挙動を計測し,切欠底のき裂進展メカニズムを特にき裂開閉口現象を通じて 力学的見地から検討し解明する.また切欠底におけるき裂の開閉口挙動がいかなる要 因で決定されているかについても調べる.

一方,切欠底の小寸法き裂はき裂長さが短いために巨視き裂の進展とは顕著に異なる挙動を示す微小き裂との関連が重要となる⁽⁵⁾.そこで小寸法予き裂を有する平滑試験片を用いて平滑材における微小き裂の進展挙動を調べ,切欠底から発生する小寸法疲労き裂進展挙動との共通点ならびに相違点について比較検討することにより,切欠

底の微小き裂の本質を明らかにする.

以上を総合して切欠底における微小き裂のき裂進展を支配する力学因子について検 討することとする.

2・2 実験方法

2・2・1 供試材ならびに試験片

実験に用いた材料は表2-1 に示すような化学組成を有する板厚6mmの溶接構造用圧 延鋼 SM41Aならびに板厚5mmのオーステナイト系ステンレス鋼SUS304である.試験片 は図2-1 に示すような両側に60°V型切欠を有する両側切欠試験片である.切欠深さ

表2-1 SM41A鋼ならびにSUS304鋼の化学組成

| Materials | С | Si | Mn | Ρ | S | Ni | Cr | Fe |
|-----------|------|------|------|-------|-------|------|-------|----|
| SM41A | 0.1 | 0.23 | 0.97 | 0.013 | 0.002 | | | R. |
| SUS 304 | 0.06 | 0.57 | 0.99 | 0.029 | 0.007 | 8.55 | 18.07 | R. |

表2-2 SM41A鋼ならびにSUS304鋼の機械的性質

| Materials | Yield stress Øy (MPa) | Tensile strength Ø _B (MPa) | Elongation (%) | Hardness |
|-----------|--------------------------|--|-------------------|----------|
| SM 41 A | 274 | 396 | 34.0 | 120 Нв |
| SUS 304 | 235* | 613 | 61.1 | 81 Hrb |
| | | | | |

¥ 0.2% offset



図2-1 切欠試験片ならびに平滑予き裂試験片

は2mmで一定であるが、 SM41A鋼については切欠底の曲率半径 ρ は0.1mm と0.5mm の 二種類のものを,またSUS304鋼については ρ = 0.1mm の切欠を有する試験片を用いた. ρ = 0.1mm ならびに ρ = 0.5mm の切欠の面内曲げにおける弾性応力集中率Ktはそれぞ れ8.0,4.0 (四節点四辺形要素を用いた有限要素法による解)である.試験片作成後 に機械加工の影響を除去するために SM41A鋼には 650℃30分保持後炉冷の焼なまし処 理を,またSUS304鋼には1050℃で30分間保持の後,炉中強制空冷の溶体化処理を施し た.熱処理後の機械的性質は表2-2 に示すとおりである.なお熱処理後の SM41A鋼の 平均フェライト結晶粒径は約15 μ m, SUS304鋼の平均オーステナイト結晶粒径は約40 μ m であった.平滑試験片における微小き裂のき裂進展試験を行なうために数本の小 寸法予き裂試験片を用いた.これらの予き裂試験片は以下の手順で作成した.切欠試 験片に0.1 ~0.2mm の微小予き裂を導入後,切欠部を機械加工で除去することにより 縁に小さいき裂を有する平滑試験片とした.これらの試験片には予き裂導入時の荷重 履歴ならびに切欠除去時の機械加工の影響を除去する目的でき裂進展試験に供する前 にSM41A 鋼については 650℃×30min で焼なまし処理を,また SUS304 鋼については 1050℃×30min の溶体化処理を施した.

試験片はすべてき裂進展方向が圧延方向と垂直となるように採取した(L-T方向)。

2・2・2 疲労試験

疲労試験はシェンク型疲労試験機(東京衡機製,容量4Nm)であり,負荷様式は面 内曲げ,荷重制御下,応力比R=-1,周波数30Hzで行なった.試験環境は大気中で あり,試験温度はSM41A 鋼については常温,SUS304鋼については常温ならびに500 ℃ の高温である.き裂進展速度は切欠試験片ならびに平滑試験片を用いた一定応力振幅 試験結果に対しては増分多項式法⁽⁶⁾を用い,また一部平滑材の短いき裂の進展下限界 特性を調べるために実験した荷重漸減試験の結果に対してはセカント法⁽⁶⁾を用いて計 算した.なお荷重漸減試験における荷重漸減率は10%以下とした.

2・2・3 除荷弾性コンプライアンス法

き裂開閉口挙動の測定は切欠あるいはき裂の上をまたぐように貼付したひずみゲー





図2-3 減算回路

ジを用いて除荷弾性コンプライアンス法¹⁷⁷ により行った.以下にその方法の概要を述べる.

まずき裂を含む試験片の変位と負荷荷重のヒステリシス曲線を描かせると図2-2(a) のようにき裂開閉口によるコンプライアンス変化によりヒステリシス曲線はある位置 でわずかに折れ曲がる(A点).しかしこのままではき裂開口応力に対応する曲線の 折れ曲がり点の判定は極めて困難である.それに対して図2-2(b)は図2-3の減算回路 を用いてヒステリシスにおけるき裂開口範囲の除荷弾性線が荷重軸と平行になるよう に変位信号から荷重に比例する弾性成分を引き去り,さらに増幅したものである.ヒ ステリシス曲線に引算処理を施すことによりき裂開口に対する折れ曲がりの判別が容 易になり,き裂開口応力の測定精度が飛躍的に向上する.さらに本実験では疲労試験 の負荷様式に面内曲げ負荷を採用しているため,引張り圧縮負荷条件下では測定困難 であった短いき裂に対しても高精度のき裂開閉口挙動の計測が保証される.本実験に おいてはき裂長さが10μm以下の小寸法き裂に対してもき裂開閉口挙動を十分測定可 能であったことから,ここでの本手法による測定限界き裂長さは数μm以下であった. なお高温下の疲労試験におけるき裂長さおよびき裂開閉口は測定のたびに炉を開放し, 常温まで冷却した後に上述の同様の手法により測定した.

図2-4 には本研究で用いた除荷弾性コンプライアンス法によるき裂閉閉口測定装置 のプロック図を示した。



2・2・4 応力拡大係数

有限板の縁切欠から発生した小寸法き裂の応力拡大係数K値の厳密解は現在のとこ ろ得られていない、そこで無限板中の楕円孔から発生したき裂に対する解¹⁸¹を基礎に してその値を算定した、すなわち図2-5 に示すようにき裂長さa,切欠底曲率半径p に対して



図2-5 切欠底のき裂

- 19 -

$$K = 1.1215 \sigma_n \sqrt{\pi a}$$
(2-1)
 $a > \rho O \geq \mathfrak{E}^{(9)}$
 $K = F(\xi) \sigma \sqrt{\pi (d+a)}$ (2-2)

 $F(\xi) = \sqrt{\tan \xi / \xi} \cdot (0.923 + 0.199(1 - \sin \xi)^4) / \cos \xi$

 $\xi = \pi (a+d) / 4B$

ここでのは切欠底にき裂がないときの切欠によ る応力分布より算出した切欠底から a だけ内部へ 入った位置における応力, σは公称応力, d は切 欠深さ, 2 B は試験片幅である.実際の切欠底に おけるき裂の K 値はき裂長さ a の 増大に伴い,式 (2-1) から式(2-2) へと徐々に漸近する挙動を示



す^{non}.図 2-6には本実験で用いた切欠底曲率半径 ρ=0.1mm,切欠深さ d=2mm,60°V 型切欠から発生したき裂の無次元化した応力拡大係数 F 値のき裂長さ a に対する変化 を示した。

なお応力拡大係数幅 ΔK は応力比 R が正の場合には $\Delta K = K_{max} - K_{min}$, 応力比 R が 負の場合には $\Delta K = K_{max}$ を採用した.またき裂開口比 U はこの ΔK に対して定義して いるので, R > 0 では $U = (K_{max} - K_{op}) / (K_{max} - K_{min}) = (1 - K_{op} / K_{max}) / (1 - R)$, R < 0 では $U = 1 - K_{op} / K_{max}$ である.ここで K_{op} はき裂開口時の応力 拡大係数である.また ΔK の有効成分である有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} は $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ で定義している.

2・3 巨視疲労き裂の進展特性

切欠底におけるき裂の進展を論ずる上で本材料の巨視疲労き裂進展特性を把握して おくことは重要である.図2-7(a),(b)にはそれぞれ切欠試験片の実験で使用するすべ ての試験条件下すなわち SM41A鋼常温下ならびにSUS304鋼の常温ならびに 500℃下に おいて切欠の影響を受けないような長いき裂を有する予き裂試験片を用いて得られた



き裂進展速度dudNを応力拡大係数幅 ΔK (= K_{max} , R < 0)で整理したものを示した. 図中には荷重一定試験すなわち ΔK 漸増試験により得られたき裂進展速度に加えて, 荷重漸減法により得られた進展下限界領域近傍のき裂進展速度をもあわせて示してあ る. 図より明らかなように両鑭の常温下ならびにSUS304鐗の高温下におけるき裂進展 速度と応力拡大係数幅 ΔK の関係には比較的低い ΔK レベルでは ΔK 値のわずかな滅 少に伴いき裂進展速度が急に減少する進展下限界領域と,さらに高い ΔK レベルにお いては Paris則が成立する領域(以下線形進展領域と称する)の二領域が明りょうに 認められる.長いき裂のこのような進展特性は他鑭種におけるき裂進展特性と全く同 様である^(III). SUS304鋼については試験温度が常温から高温になると線形進展領域は高 進展速度側に移動する.一方,き裂進展下限界領域は高温になるほど高い ΔK 値とな る.高温下におけるこのような下限界値の高温における上昇現象についての詳細は第 5章,第6章に譲ることにする.また図2-7(a),(b)にはき裂開閉口挙動を考慮した有 効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} (= $K_{max} - K_{op}$)を用いてき裂進展挙動を再整理した結果を も黒塗り印であわせて示してある. $\Delta K_{eff} - dudN$ 関係にも $\Delta K - dudN$ 関係と同様の線 形進展領域と下限界領域の二領域が認められ,線形進展領域では有効応力拡大係数幅 2・4 切欠底におけるき裂進展挙動

2・4・1 切欠底から発生するき裂の進展挙動

SM41A鋼の切欠底曲率半径 ρ が 0.1mmならびに0.5mm の切欠底から発生・進展する き裂の進展挙動をそれぞれ図2-8(a)および(b) にまとめて示した.縦軸にはき裂進展 速度du/dV,横軸には切欠底からのき裂長さ α をとってある.まず ρ が0.1mm の場合, 負荷応力レベルがこの切欠試験片のき裂発生限界応力 $\Delta \sigma \omega_1$ である130MPaから破断限 界応力 $\Delta \sigma \omega_2$ である190MPaの範囲内では切欠底から発生したき裂の進展速度はき裂の 進展に伴い連続的に急減少し,停留に至っている.一方,破断限界応力である190MPa 以上の負荷応力レベルに対してはき裂進展速度は発生直後からあるき裂長さまでいっ たん滅速するが,極小値を取った後は単調増加に転ずる挙動を示す.さらにき裂発生 限界応力以上のあらゆる負荷応力レベルにおいても停留き裂が観察されなかった切欠 底曲率半径 ρ =0.5mmの場合は切欠底から発生したき裂の進展速度はいったん減少後, 単調増加の変化傾向を呈しており, ρ =0.1mmで停留き裂が観察されなかった場合と全 く同様の進展挙動となっている.しかし,ここで同一負荷応力レベル条件下において



- 22 -



図2-8 切欠底のda/dN-a関係

図2-8(a)のρ=0.1mmの切欠底におけるき裂進展挙動と図2-8(b)のρ=0.5mmの切 欠底における挙動を詳細に比較すると、切欠底曲率半径が小さい方がき裂発生直後か らのき裂進展速度の減少傾向が若干顕著であり、速度が極小となる時のき裂長さも短 くなっている.このように切欠底曲率半径ρの変化に伴い、き裂発生直後の進展速度 の絶対値は多少変化し、ρの値は停留き裂の形成に閉しては大きな影響を及ぼす.し かし停留する場合も含めて切欠底から発生したき裂がいったん減速するといった切欠 底におけるき裂進展挙動には本質的な相違が全く認められない.

一方,SUS304鋼の常温ならびに 500℃下における切欠底のき裂進展挙動を示したも のがそれぞれ図2-8(c),(d)である.図よりわかるように常温両振り条件下ではき裂発 生限界応力(200MPa)以上のあらゆる負荷応力レベルに対してき裂進展速度はき裂発 生直後から減少し極小値をとった後に増加するといったほぼ同様の進展挙動が認めら れる.SUS304鋼切欠試験片においてはき裂進展に伴い進展速度が急減少して停止する といった停留き裂は負荷応力レベルがき裂発生限界応力であっても観察されず,切欠 底にいったん発生したき裂は停留することなく進展し必ず破断にまで至る.このよう にSUS304鋼の切欠底におけるき裂の進展挙動は SM41A鋼切欠試験片における進展挙動 と全く同様である.一方,高温下SUS304鋼の切欠底におけるき裂進展挙動も発生直後 からき裂進展に伴い連続的に減速し,負荷応力レベルが低い場合はそのまま停留する が,負荷応力レベルが高い場合にはいったん極小の進展速度を示したあと単調増加に 転じており,常温下における挙動と本質的な相違は認められない.

以上のように試験材料 (SM41A鋼, SUS304鋼), 切欠底の曲率半径 (ρ=0.1mm, 0.5mm), 負荷応力レベルによらず,切欠底から発生した直後の小寸法疲労き裂の進 展速度は極めて速く,進展に伴い減速する. 停留き裂が観察される場合にはそのまま き裂進展が停止するが,停留き裂が観察されない場合には進展速度はいったん極小値 を取った後,単調増加に転ずる挙動を示すことがわかる.

図2-9(a),(b)はそれぞれ図2-8(a)~(d) に示した SM41A鋼ならびにSUS304鋼の切欠 底から発生・進展するき裂の進展速度dddNを応力拡大係数幅 ΔK (= Kmax, R < 0) で整理したものである. 図中の実線は図2-7 でも示した切欠の影響を受けないような 長いき裂 (巨視き裂) に対するマスターカーブである. 図2-9 からわかるようにき裂 発生直後の小寸法き裂の進展速度と同一 ΔK 値をとる巨視き裂の進展速度との間には 大きな相違が認められる. すなわち切欠底から発生し,ある程度進展したような長い



- 24 -



き裂に対するデータはすべて巨視き裂のデータバンド上に乗っているが、図2-8(a)~ (d) で約0.5mm 以下の短いき裂に対するデータは同一のΔK値をとる巨視き裂の進展 速度と比較して、高い進展速度を示している.すなわち巨視き裂の進展特性に基づき 切欠底のき裂進展速度を評価すると、その予測値は過小評価であり、危険側の予測で あることを示している.き裂がより短い時にはこの相違はさらに顕著となり、短いき 裂の進展速度は同一ΔKに対する巨視き裂の進展速度に比べて5倍程度高い値になる. また SM41A鋼のρ=0.1mmならびに高温下SUS304鋼の切欠底で停留き裂が観察されるよ うな低負荷応力レベル下におけるデータは全体的にマスターカープより低ΔKレベル 側に位置しており、その傾向は負荷応力レベルが低いものほど、またき裂が短いほど 顕著である.このような切欠底小寸法き裂の進展速度の負荷応力レベル依存性は田中 ・中井⁽¹²⁾や小林ら⁽¹³⁾が報告している傾向と全く同様である.

2・4・2 切欠底のき裂開閉口挙動

図2-10(a) および(b) にはそれぞれ切欠底の曲率半径 ρ が0.1mm , 0.5mm の場合の



図2-10 切欠底におけるKop / Kmax - a 関係

SM41A 鋼の切欠底から発生・進展するき裂の開閉口挙動を,また図2-10(c),(d) には それぞれ常温ならびに高温下におけるSUS304鋼の切欠底のき裂開閉口挙動をまとめて 示した.ここで図の縦軸には最大負荷応力に対するき裂開口時の負荷応力の比率Kop / K_{env} (= σ op / σ env)を、また横軸には切欠底から計測したき裂長さαをとってい る.図2-10(a),(b)の SM41A鋼の両曲率半径の切欠底において,さらには図2-10(c), (d)のSUS304鋼の両試験温度下の切欠底の、あらゆる負荷応力レベル下においてもき 裂開口比率Kop/Konxはき裂が短い時小さな値であるが,き裂が進展するにつれ上昇 し停留に至るか、停留しない場合には一定値に漸近するといった挙動を呈している。 すなわち切欠底の短いき裂は材料,試験温度,負荷応力レベル,切欠底曲率半径など によらず良く開口する挙動を示している。さらに切欠底においてき裂が極めて短い時 には K op / K max値はむしろ負の値をとり,負荷応力レベルが圧縮応力側であってもき 裂開口が生じていることを示している.しかしSM41A 鋼の両曲率半径の切欠底におい て同一負荷応力レベル条件下(例えば200MPa)で短いき裂の開口挙動を詳細に比較す ると両者には若干の相違が認められる。すなわち図2-10(a),(b) に示した SM41A鋼の 両切欠底において、曲率半径 ρ が大きい0.5mm に比べて切欠底曲率半径の小さい ρ= 0.1mm の場合には切欠底でき裂進展に伴うき裂開口比率Kop/Kanxの上昇挙動が急激 である.これは切欠の応力集中による弾性応力分布の応力分布の勾配の相違に起因し ているものと考えられる⁽¹⁴⁾.また図2-10(c),(d)で同一負荷応力レベル下において SUS304鋼切欠底の短いき裂の開口革動に対する試験温度の影響を調べると、き裂閉口 比率はき裂長さが同じであっても試験温度が高いほうが小さくなっている。これは高 温下における材料の機械的性質(たとえば降伏応力やヤング率)が常温下における性 質と異なることに起因していると考えられる.

これまでに巨視き裂の遷移的な進展挙動に対しては有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} を用 いると良好な説明が可能となることが指摘されている⁽¹⁵⁾.このような手法が切欠底の 小寸法き裂に対しても有効であるか否かについては不明である.そこで図2-8(a),(b) の SM41A鋼, SUS304鋼の切欠底におけるき裂進展挙動を図2-10(a) ~(d) のき裂開閉 口比率 K_{op} / K_{max} を用いて評価した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} (= $\Delta K \cdot$ (1 - K_{op} / K_{max}))により再整理を試みた.その結果をそれぞれ図2-11(a),(b)に示した.こ こで ΔK による整理の際,巨視き裂のデータバンドから高速度側に逸脱していたよう な切欠底の小寸法き裂に対するデータには斜線を付した記号で示した.図2-11より詳 細に見れば切欠底における小寸法き裂に対するデータはき裂開閉口を考慮することに



図2-11 切欠底におけるda/dN- ΔK eff 関係
より若干修正され過ぎるようであるが、全体的な傾向から判断するとすべてのデータ が一つのスキャターバンドに一価関数的に整理されており、特に切欠底小寸法き裂の データが高進展速度側へ逸脱するといった特定の挙動は観察されない.これらのこと から SM41A鋼ならびにSUS304鋼の切欠底における小寸法き裂の進展挙動に対する支配 力学パラメータはき裂開閉口現象を考慮した線形破壊力学パラメータである有効応力 拡大係数幅 Δ K eff であることがわかる.

2・5 考 察

2・5・1 平滑試験片における微小き裂の進展ならびに開閉口挙動

切欠底に発生した小寸法き裂を平滑試験片における微小き裂との関連から考察する ために,縁に小寸法予き裂(き裂長さ0.1mm 以下)を有する平滑試験片を用いて常温 試験条件下において微小き裂進展ならびに下限界挙動を調べた。 SM41A鋼については 0.1mm ~0.3mm の長さの微小き裂の進展速度をまたSUS304鋼については0.1mm ~0.64 mmの小寸法き裂進展速度を応力拡大係数幅 △ Kで整理した結果をそれぞれ図2-12(a), (b) に黒丸印であわせて示した。まず図2-12(b) のSUS304鋼における結果についてみ



図2-12 平滑試験片におけるda/dN-△K関係



図2-13 SM41A鋼平滑試験片における ΔKlong crack/ΔKとき裂長さ αの関係

ると0.1mm ~0.64mmの長さの小寸法き裂のデータはすべて巨視き裂の進展曲線と同一 線上にあり,本章の切欠底において実験の対象としたような長さの小寸法き裂はすべ て巨視き裂と考えて差し支えないことがわかる.しかし図2-12(a) に示した SM41A鋼 の結果においては0.1mm ~0.3mm の微小き裂の進展速度は巨視き裂の進展特性と比較 して高速側に、また同一dddW値で比較すると微小き裂のデータは低ΔK側に位置して おり、巨視き裂の進展特性を用いた線形破壊力学に基づきこれら微小き裂に対する残 存寿命評価あるいは進展下限界評価を行なうと、すべて危険側の予測値を与えること がわかる。またこのような微小き裂の高進展速度側への逸脱あるいは低ΔK側への逸 脱の程度はき裂長さが短いものほど顕著となっている.図2-13は SM41A鋼の微小き裂 の ΔK 値とマスターカープ上で同一進展速度を取る応力拡大係数幅 ΔK long crack値 との比率(ΔKlong crack/ΔK)をき裂長さに対してまとめたものである.この比 率は長いき裂の進展則を用いて短いき裂の速度を評価するときに必要な補正係数とも いうべきものである. 図より SM41A鋼においては短いき裂に対してはこの補正係数は 大きく,その値はき裂の短いものほど大となり,最大で 1.5倍程度にも達する.この ようにき裂が短いことのみによってもかなり進展速度が加速され得ることがわかる. 図2-14(a),(b) にはそれぞれ SM41A鋼ならびにSUS304鑼におけるき裂進展試験中に



計測した微小き裂の開閉口挙動をき裂開口比率Kop / Kmaxと応力拡大係数幅△Kの関係で示した。図より長いき裂のき裂開口比率Kop / Kmax値は高△K域ではほぼ一定値

となっているが、低 ΔK 域になると増加しており、き裂閉口が顕著となることがわか る.しかし SM41A鋼における微小き裂に対する K_{op} / K_{max} 値は同一 ΔK 値をとる巨視 き裂の K_{op} / K_{max} 値に比べると小さい.このことは微小き裂が良く開口していること を示している.切欠底における小寸法き裂の進展挙動と同様、平滑試験片における微 小き裂の進展速度は巨視き裂の進展速度に比べて速く、しかもき裂も良く開口してい ることから、その挙動もき裂開閉口挙動に基づく有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} を用いる と良好に説明し得る可能性が高いことが考えられる.図2-15(a),(b) はき裂開閉口挙 動を考慮して得られた ΔK_{eff} を用いて平滑材におけるき裂進展速度を整理したもので ある.図2-12(a) のSM41A 鋼におけるき裂進展速度の ΔK による整理では高速度側あ るいは低 ΔK 側に位置していたような微小き裂のデータも切欠底の微小き裂の場合 (図2-11)と同様、き裂開閉口挙動を考慮することにより、巨視き裂の進展曲線と一 致する.

2・5・2 平滑試験片における微小き裂と切欠底微小き裂

図2-12(a) において小寸法のき裂進展挙動が巨視き裂の進展特性とは著しく異なっ ていたが、ここでその寸法の絶対値が極めて短いため見掛け上 Δ K th による進展下限 界条件の適用が困難となるいわゆる平滑材における物理的微小き裂* との関連が重要 となる、そこで本実験で使用した SM41A鋼ならびにSUS304鋼の平滑試験片における物 理的微小き裂への遷移き裂長さα。を評価する、

α。以下の寸法のき裂に対する進展限界は巨視き裂に対する進展限界値ΔKthの値で は規定されず,き裂寸法が短くなるにつれてそれより徐々に低下し,平滑試験片の疲

| 材料 | 温度 | ΔK th | $\Delta K_{\rm eff}$.th | σω | a. | a |
|--------|------|---------------|--------------------------|--------|--------|---------|
| SM41A | 常温 | 6.2MPa√m | 3.2MPa√m | 200MPa | 0.24mm | 0.065mm |
| SUS304 | 常温 | 3.6MPa√m | 1.5MPa√m | 285MPa | 0.04mm | 0.007mm |
| | 500℃ | 5.3MPa√m | 4.2MPa√m | 215MPa | 0.15mm | 0.097mm |

表2-3 微小き裂への遷移き裂長さな。, なの値

*本論文では進展下限界が長いき裂のΔKthでは規定されず,それ以下となるような 短いき裂(すなわちa。以下の寸法のき裂)を特に物理的微小き裂と称し,ΔKによる 進展挙動の整理が困難となるような切欠底の短いき裂を単に小寸法き裂と表現を使い 分けることとする. 労限界応力 $\Delta \sigma \omega$ により定まる直線に漸近する、このことをSM41A 鋼ならびにSUS304 鋼のそれぞれの実験結果を用いて示したものが図2-16(a),(b) である、微小き裂への 遷移き裂長さ α は長いき裂の進展下限界応力拡大係数幅 ΔK thと平滑試験片の疲労限 界応力 $\sigma \omega$ を用いて次式で与えられる⁽¹⁶⁾.

$$\alpha_{o} = (1 / \pi) \cdot (\Delta K_{th} / 1.1215 \sigma \omega_{o})^{2}$$
(2-3)

表2-3 は本実験で用いた SM41A鋼ならびにSUS304鋼の平滑試験片について(2-3) 式 を用いて求めた微小き裂への遷移き裂長さゐを示したものである.なお表中には各材



料の各種試験条件下における平滑材疲労限 σωの値もあわせて示してある.

表2-3 から SM41A鋼における物理的微小き裂長さa。は0.24mmと比較的長い寸法となっており,図2-12(a) において黒丸印で示した 0.1~0.30mmの小寸法き裂のデータが 巨視き裂の進展曲線から逸脱したこととも良く対応している.このことから図 2-12 (a) において小寸法き裂のデータが巨視き裂のマスターバンドから逸脱していたのは そのき裂が物理的微小き裂であるためであることがわかる.また図2-14(a) で認めら れた小寸法き裂が良く開口する挙動もこれらの小寸法き裂が物理的微小き裂の範ちゅ うに入っていたためであることがわかる.さらに図2-12(b) においてSUS304鋼の 0.1 mm~0.64mmの小寸法き裂が巨視き裂の進展特性と一致したこともSUS304鋼ではa。値が 0.04mmと極めて小さい値であることより容易に理解できる.

次にこれらの微小き裂への遷移き裂長さa。に基づき切欠底における小寸法き裂と平 滑材における微小き裂との関連について検討する.図2-17(a),(b) はそれぞれ SM41A 鋼ならびにSUS304鋼の切欠底におけるき裂のΔK値とマスターカーブ上で同一き裂進 展速度を取る応力拡大係数幅ΔKlong crack値との比率(ΔKlong crack/ΔK)を き裂長さに対してまとめたものである.図2-17より材料や試験温度,切欠形状によら



図2-17 切欠底の AK long crack / AK - a関係

ず短いき裂に対する△K値は過小に評価されており,その程度はき裂の短いものほど, また負荷応力レベルが高いものほど顕著になることがわかる.図2-9(a)の SM41A鋼切 欠材において高進展速度側へ逸脱していた小寸法き裂データはその長さが約0.3mm 以 下であり,平滑材について得られた物理的微小き裂長さa。と良く対応している.しか しSUS304鋼切欠材については過小評価が生ずる切欠底のき裂長さすなわち切欠底にお ける小寸法き裂長さ a。の値も約0.5mm 前後であるが,平滑試験片における物理的微 小き裂長さa。が0.04mmであった.これらのことを考えるとSUS304鋼の切欠底小寸法き 裂は物理的微小き裂の範ちゅうには入ってはおらず,巨視き裂進展速度データからの 加速や下限界値の低下には物理的微小き裂以外の要因が作用していることを示唆して いる.

次に有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} を用いてもなお説明が不可能となるような微小き裂 (微視組織学的微小き裂^{III)}) への遷移き裂長さ α_{a} を評価,検討する. α_{a} の値は(2-3) 式中の ΔK_{th} を有効応力拡大係数幅の進展下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ に置換することにより得 られる。実際,両材料の α_{a} の寸法を算出すると常温下の SM41A鋼では65 μ m, さらに a_{a} の寸法が比較的大きい高温下のSUS304鋼でも97 μ m となり,その長さは極めて短い ものとなる。表2-3 にはこれらの微小き裂長さもあわせて示した。図2-8 の切欠底に おけるき裂進展挙動を見ても本研究で取り扱ったき裂はすべて微視組織学的微小き裂 への遷移き裂長さ α_{a} よりも長い。このことは図2-12(a)において ΔK では説明不可能 であった微小き裂の進展挙動がき裂開閉口を考慮することにより良好に説明可能とな ること(図2-15)とも良く対応している。したがって有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} を用 いて進展挙動を議論する上では平滑試験片における小寸法き裂を微小き裂として考慮 する必要はなく、本研究の範囲内ではすべて巨視き裂として扱うことができることを 示している。

2・5・3 切欠底における塑性域に関する考察

以上切欠底のき裂進展挙動にはき裂開閉口挙動の寄与が極めて重要であることを述べてきたが、ここでは切欠底で特有の挙動を呈する小寸法き裂のき裂開閉口現象を支 配する因子について考察する. 2・4・2節でも述べたように切欠底小寸法き裂は良く開口していることから,このようなき裂の開閉口挙動を考慮することにより小寸法き裂の進展挙動が良好に説明できることを示した. 微小き裂が良く開口する要因については 2・5・2節で述べたように平 滑材における微小き裂開口と同様,物理的にき裂長さが短いことによるき裂開口効果 も考えられる.しかし前節でも指摘したように常温下SUS304鋼の切欠底においては微 小き裂による効果が皆無に等しいことから,切欠塑性効果によるき裂閉口メカニズム が主因子となっていることも考えられる.以下では切欠塑性効果のメカニズムについ て考察する.

切欠底には切欠による塑性応力場が形成されている.切欠底における特徴的なき裂 開閉口挙動はこのような切欠による応力場の影響を強く受けているものと考えられる. 特に切欠底の極く近傍では切欠による強い塑性変形領域が必ず存在するので,それが 塑性誘起き裂閉口現象に影響を及ぼすことが考えられる.したがって切欠の影響を受 けていないような長いき裂の開口レベルに比べて切欠底で良く開口するき裂の最大長 さ*a*と切欠により形成される塑性域寸法ωとの間には密接な関係があることが推測さ れる.そこで SM41A鋼ならびにSUS304鋼切欠試験片につき切欠底のき裂開口比率Kop /Kmaxを切欠による繰返し塑性域寸法ωで無次元化したき裂長さ*a*/ωに対して整理 した.その結果が図2-18(a),(b) ならびに(c) である.なお切欠による塑性域寸法ω は式(2-5) の Lukášの式⁽¹⁷⁾を用いた.

 $\omega = \rho \left[\left(K_t \Delta \sigma / \Delta \sigma_o \right)^2 - 1 \right] / 4.5$ (2-5)

ここで ρ は切欠底の曲率半径, K_{t} は切欠の弾性応力集中率, $\Delta \sigma$ は公称応力レンジ, $\Delta \sigma$ 。は繰返し降伏応力である.

これらの図よりき裂が切欠底で良く開口するのはα/ω< 1.0~1.5 の時であり, 長いき裂の開口レベルへ漸近し終えたときのき裂長さαはωの 1.0~1.5 倍の長さと なっている.このように平滑試験片における物理的微小き裂長さα。の長さによらず, 切欠底におけるき裂開閉口挙動と切欠塑性効果は良く対応しており,切欠底の曲率半 径ρが変化しても成立している.しかしρ=0.1mm で切欠底でき裂が停留する場合に,



図2-18 切欠底のKop/Kmax-a/ω関係(SM41A,p=0.1mm)

は、例えば Δ σ = 183MPaの場合のように、全体的な変化挙動から逸脱する傾向が認め られる.このことから切欠底の停留き裂のメカニズムには塑性効果以外の機構が関与 していることが考えられる.一方、切欠底での開口の程度については負荷応力依存性 が明りょうに認められる.切欠底における開口レベルについては解析結果を調べた後, 実験・解析の両面からの検討を加えて第4章で総合的に論議することにする.

2・6 結 言

常温下の溶接用圧延鋼 SM41Aならびに常温・ 500℃の高温下におけるオーステナイ ト系ステンレス鋼SUS304につき二種類の切欠底曲率半径を有する切欠試験片を用いて 切欠底から発生・進展する小寸法疲労き裂の進展挙動ならびにき裂開閉口挙動を調べ た.さらに小寸法予き裂を有する平滑試験片を用いて切欠の影響のない場合の微小き 裂のき裂進展ならびに開閉口挙動を調べた.これらを総合して切欠底における小寸法 き裂進展挙動を把握し,さらに切欠底における小寸法き裂の開閉口挙動を支配する主 要因子について比較検討した結果,次のような結論が得られた.

(1) 長い予き裂試験片の $du/dN - \Delta K$ およ $U/du/dN - \Delta K_{eff}$ の両関係には明りょうな 下限界挙動が観察された. 微小き裂への遷移き裂長さ α_o の極めて短い常温下SUS304鋼 の小さいき裂(0.1mm ~0.65mm)の進展挙動や下限界値 ΔK th, ΔK_{eff} th値と長いき 裂のそれらとには相違が認められなかった.しかし α_o が0.30mmと比較的長い SM41A鋼 においては短いき裂0.1mm ~0.30mmの進展速度が長いき裂の進展速度よりも速く,下 限界値も低 ΔK 値を示すなど,危険側の評価を与えた.

(2) 試験材料,切欠底の曲率半径ならびに負荷応力レベルによらず,切欠底から 発生した直後の小寸法疲労き裂の進展速度は極めて速く,進展に伴い滅速する.停留 き裂が観察される場合にはそのままき裂進展が停止するが,停留き裂が観察されない 場合には進展速度はいったん極小値を取った後,単調増加に転ずる挙動を示す.した がって長いき裂の進展特性を用いてこのような切欠底のき裂進展挙動を予測すると進 展速度を過小評価することとなり,危険側の評価となる.

(3) 平滑試験片においてもα。以下の極めて短いき裂は良く開口する.また切欠底 における小寸法き裂も平滑試験片におけると同様,良く開口しており,き裂が極めて 短いときには圧縮応力側でき裂開口が生ずる.き裂が進展するにつれてき裂開口レベ ルσορは上昇し,巨視き裂の開閉口レベルσορ[∞]に漸近する挙動が観察された.

(4) 切欠底におけるき裂の進展・停留挙動はき裂開閉口挙動と密接な関係にある

が、き裂開閉口挙動自身には切欠による塑性変形によるき裂開口効果と微小き裂によるき裂開口効果の二種類が重畳しており、SUS304鋼では前者の効果が支配的であるが、 SM41A鋼では両者が作用しているようである。

(5) 切欠底におけるき裂進展挙動はき裂長さが微小き裂の範囲にはいっていると 考えられるa。以下の寸法であっても,さらには切欠底曲率半径ρ以下の寸法であって も,き裂開閉口挙動に基づく有効応力拡大係数幅 Δ Keff の変化と良く一致し,有効応 力拡大係数幅 Δ Keff を用いることにより,切欠底におけるき裂進展挙動を良好に説明 することが可能であった.

(6) 材料組織の影響が顕著であると考えられるSUS304鋼の常温下ならびに高温下 においても、切欠底のき裂進展挙動は SM41A鋼のそれと全く同様であり、き裂開閉口 挙動に基づく ΔKeffにより説明が可能であることから、切欠底のき裂進展挙動は力学 支配現象であり、顕著な加工硬化特性や加工誘起変態などの材料組織学的因子の影響 は極めて小さいことが明らかとなった。

参考文献

- [1] 西谷弘信,炭素鋼の回転曲げ試験における分岐点ならびに疲れ限度の寸法効果 (小形材による検討),日本機械学会論文集,34-259(昭和43-3),371-382.
- [2]北川英夫,西谷弘信,松本年男,疲労き裂成長の下限界応力拡大係数 Δ K th とき 裂材・切欠材の疲労限度との関係について、日本機械学会論文集,42-356(昭和 51-4),996-1000.
- [3] 粟谷丈夫,片桐一宗,白石哲郎,松山 正,停留き裂に関連したステンレス鋼の 疲労特性,材料,25-269(昭和51-2),151-156.
- [4] 大内田久,安藤司文,低温における切欠き材の疲れ強さ,日本機械学会論文集, 30-209(昭和39-1),52-58.
- [5] K.Tanaka and Y.Nakai, Prediction of fatigue threshold of notched component, Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME., 106 (1984), 192-199.
- [6] ASTM standard designation; E647-T81, Constant-load-amplitude fatigue

crack growth rates above 10⁻⁸m/cycle,(1981).

- [7] 菊川 真,城野政弘,田中健一,高谷 勝,除荷弾性コンプライアンス法による 低進展速度領域における疲労き裂進展速度とき裂開閉口挙動の測定,材料, 25-276 (昭和51-9),899-903.
- [8] 西谷弘信,石田 誠,主軸端にき裂をもつだ円孔の引張りにおける応力拡大係数, 日本機械学会論文集, 39-317(昭和48-1),7-14.
- [9] H.Tada ,P.C.Paris and G.R.Irwin, The stress analysis of cracks handbook, Del research corp. (1973).
- [10] J. Schijve, The stress intensity factor of small cracks at notches, Fatigue of Engineering Materials and Structures, 5-1 (1982), 77-90.
- [11] R.O. Ritchie, Near-threshold fatigue-crack propagation in steels, International Metals Reviews, Nos.5 and 6 (1979), 205-230.
- [12] K.Tanaka and Y.Nakai , Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch, Fatigue of Engineering Materials and Structures 6-4 (1983), 315-327.
- [13]小林英男,中沢 一,疲れき裂の発生進展および停留におよぼす切欠きの深さの
 影響,日本機械学会論文集,35-277(昭和44-9),1856-1863; 小林英男,山本
 晋,中沢 一,回転曲げによる切欠き材の疲れき裂進展速度,日本機械学会論文
 集,36-288(昭和45-8),1238-1246.
- [14] J. Schijve, Stress gradiants around notches, Fatigue of Engineering Materials and Structures, 3-4 (1980), 325-338.
- [15]小倉敬二,大路清嗣,島川貴司,川端保弘,クラッド材の接合界面を横切る疲労 き裂の伝ばとき裂開閉口挙動,材料,29-326(昭和55-11),1128-1134.
- [16]北川英夫,高橋 進,微小な疲労き裂の成長とその下限界に関する破壊力学的研究,日本機械学会論文集,45-399 (昭和54-11),1289-1303.
- [17] P.Lukáš and M.Klesnil, Fatigue limit of notched bodies, Materials Science and Engineering, 34 (1978), 61-66.

3・1 緒 言

前章では切欠底における微小疲労き裂の進展挙動を支配する力学因子ならびに平滑 試験片における微小き裂進展挙動との関連といった観点から常温下・溶接構造用圧延 鋼 SM41Aの二種類の切欠底曲率半径を有する切欠底におけるき裂進展挙動ならびに常 温・高温下オーステナイト系ステンレス鋼SUS304の鋭い切欠底から発生した短いき裂 の進展挙動を調べ,両材料の各種切欠形状ならびに各試験温度条件下の切欠底におけ るき裂進展挙動を比較検討した結果,材料の種類,切欠の鋭さ,試験温度により切欠 底き裂の進展挙動に本質的な相違はなく,き裂開閉口挙動に基づく有効応力拡大係数 幅 ΔK_{eff} の変化で説明が可能であることを実験により明らかにした。その際,切欠底 から発生したき裂がある程度進展するが最終的には進展を停止する停留き裂が SM41A 鋼の鋭い切欠底には容易に観察され,SUS304鋼における同種の切欠底には形成されず, 高温試験条件下において初めて観察されるといった特異な結果が得られた。これらの 切欠底のき裂停留問題に対する力学的な回答は前章における切欠底のき裂進展挙動に 対する力学的解釈の延長上に位置しているものと考えられる。

そこで本章ではまず前節で調べた常温下 SM41A鋼ならびに常温・高温下SUS304鋼の 切欠底におけるき裂進展挙動を停留き裂の観点から再整理し,そのき裂停留メカニズ ムを力学的に解明する。次に常温下においては停留き裂が形成されないSUS304鋼切欠 材においても特殊な負荷応力条件下では停留き裂が形成され得ることを力学的に導き 出し,この力学的仮説を実験により立証する.さらに高温下における停留き裂形成に 対する組織学的因子の影響を調べるために 500℃下SUS304鋼の結果に加え,それより 50℃低い 450℃下においても同様に切欠底のき裂進展・停留挙動を調べ,試験温度を 変化パラメータとすることにより力学のみならず組織学的側面からも停留き裂の形成 機構を調べた.

以上を総合して最終的には前節の力学的解釈を拡張することにより幅広い試験条件 下における切欠底の微小き裂の停留・進展条件を破壊力学パラメータを用いて記述す

- 41 -

3・2 炭素鋼における停留き裂

溶接構造用圧延鋼 SM41Aの二種類の切欠形状を有する切欠試験片につき種々の負荷 応力下で疲労試験を行った結果,まず切欠底曲率半径 $\rho = 0.1$ mm の切欠試験片の場合, 負荷応力レベル $\Delta \sigma = 120$ MPaでは10⁷回の応力繰返し数に対してもき裂は発生せず, 130MPa~183MPaの範囲の負荷応力レベル下においては,き裂はいったん発生するがそ の後進展が停止する停留き裂が形成された.200MPa以上の負荷応力レベル下では10⁷ 回以内の応力繰返し数で破断に至った.一方, $\rho = 0.5$ mm の切欠試験片では160MPa以 下の負荷応力レベル下ではき裂が発生せず,それより高い負荷応力レベル下では切欠 底に発生したき裂はすべて停留することなく進展した.これらの疲労試験の結果を疲 労限界応力 $\Delta \sigma \omega$ と応力集中率 K_t の関係でまとめたものが図3-1 である.図中には平 者試験片を用いて求めた疲労限応力 $\Delta \sigma \omega_o$ (すなわち $K_t = 1$ の切欠試験片の疲労限応 力)の結果もあわせて示した.切欠底の曲率半径 ρ が0.1mm ($K_t = 8.0$)と小さい場 合には切欠底に容易に停留き裂が観察されるが,曲率半径が0.5mm ($K_t = 4.0$)と大 きくなるといかなる負荷応力レベルにおいても停留き裂は観察されなくなる.このよ うな切欠底における停留き裂形成の様子はFrost⁽¹¹⁾や西谷⁽²¹⁾の結果とも定性的にも定



- 42 -

量的にも一致している. なおここで用いたSM41A 鋼の場合, 西谷ら⁽³⁾ が提案している 限界曲率半径ρの寸法は約0.5mm であった. またき裂発生直後のき裂の進展速度なら びに停留した時のき裂長さは負荷応力レベルΔσに依存し,負荷応力レベルが高いも のほどき裂進展速度が速く,停留き裂長さ ane も長くなっている. これらの停留き 裂長さと負荷応力レベルの関係をまとめて示したものが図3-2 である. 図より停留き 裂長さ ane と負荷応力レベルΔσの間には良好な線形関係が認められる. このよう な停留き裂長さの応力レベル依存性は小林ら⁽⁴⁾や中井ら⁽⁵⁾によっても指摘されている.

切欠の影響を受けないような長い疲労き裂の進展挙動は前章の図2-15に示したよう に有効応力拡大係数幅で良好な説明が可能であることから、停留き裂の形成条件に関 しても切欠底における微小き裂の有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} に着目することにする。 図3-3(a),(b)はそれぞれ切欠底曲率半径 ρ が0.1mm と0.5mm の場合の切欠底から発生 。進展するき裂の ΔK_{eff} 値の変化を示したものである。両図中には SM41A鋼における 長いき裂に対する進展抵抗の有効値である下限界有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} .thの値を 実線で示してある。前章の図2-17でも示したように切欠底における微視組織的微小き 裂長さ α_{o} より短いき裂に対しては疲労限応力 $\Delta \sigma_{o}$ が切欠底き裂の進展に対する下限 界条件となる。しかしSM41A 鋼の α_{o} 値は表2-3 にも示したように65 μ m と極めて短い ものであり、停留き裂となったデータは図3-2 の停留き裂長さを見てもわかるように、 すべて微視組織学的微小き裂への遷移き裂長さ α_{o} よりも長い。したがって本研究の範 囲内では切欠底におけるき裂の停留ならびに進展挙動を論ずる場合には長いき裂の進 展下限界応力拡大係数幅 ΔK_{eff} .thならびに有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} のみを基礎にし ても差し支えない。

図3-3(a)は ρ =0.1mmの切欠底から発生進展するき裂の有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} の き裂長さに伴う変化を示したものであるが、停留き裂が観察されない183MPa以上の負 荷応力レベルでは切欠底から発生したき裂の ΔK_{eff} 値は下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ よりもはる か上方で変化している.しかし負荷応力レベルが183MPa以下になると、 ΔK_{eff} 値はき 裂発生から減少し、あるき裂長さで下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ を横切り、そのときき裂は停留 することになる.それに対して図3-3(b)の ρ =0.5mmの場合には負荷応力レベルがき裂 発生限界応力 $\Delta \sigma$ ω,に極めて近いような低負荷応力レベル下であっても切欠底に発生

- 43 -



したき裂の ΔK_{eff} の極小値はき裂の進展中に下限界値を横切ることはなく, $\Delta K_{eff,th}$ に比べてはるかに高い値をとりながら変化していることから,この切欠形状において は停留き裂が観察されないものと考えられる。したがって切欠底に停留き裂が観察さ れるための必要条件はき裂発生限界応力 $\Delta \sigma \omega_i$ に等しい負荷応力レベル下でき裂進展 に伴い ΔK_{eff} 値が下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ を下回るか,あるいは等しくなり得ることである。

3・3 ステンレス鋼切欠材における停留き裂

3・3・1 き裂進展下限界挙動

切欠試験片の疲労試験を行うに先立ち、まずSUS304鋼の疲労き裂の進展下限界挙動 を調べた.進展下限界は切欠底におけるき裂の停留・進展挙動について考察する際に 必要となるものである.したがってここで調べた下限界近傍の疲労き裂進展試験の負 荷様式は切欠試験片のそれと同様,面内曲げであり,負荷応力条件は常温下における 応力比R(=σmin/σmax)が-3である.試験方法はき裂の微小進展の後に負荷荷重 レンジを漸減させる荷重漸減法である.ここで荷重漸減率は10%以下とした.図3-4 は下限界近傍の疲労き裂進展試験を行った結果得られたき裂進展速度duldNと応力拡大

- 44 -



図3-4 SUS304鋼下限界近傍のda/dN-ΔK, ΔK eff 関係

係数幅 ΔK の関係を示したものである. ここで, ΔK の値には K_{max} をとった. 図中に はき裂開閉口現象を考慮した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} による整理結果も合わせて黒 塗り印で示した.また図2-7(b)で示した常温両振りならびに 500℃の高温両振り条件 下 (R = -1)における結果をもあわせて示した.図より d_d d $H = \Delta K$ ならびに d_d d $H = \Delta K$ eff の両関係には応力比および試験温度によらず通常他鋼種で観察されると同様の 下限界領域が認められる.しかし進展下限界の応力拡大係数幅 ΔK th の絶対値は応力 比により若干の差異が認められる.まず常温下の下限界に限れば,常温下R = -1の ΔK th の値は3.6MPa√mであるのに対しR = -3の ΔK th の値は2.0MPa√mと小さい値と なっている.これはR = -1の下限界近傍でのき裂開口点がR = -3のそれに比べて 上昇したため,見かけ上R = -1での ΔK th が上昇したためと考えられる.図3-5(a), (b)は常温下におけるR = -1およびR = -3の下限界近傍の破面写真を示したもの であるが,それらを比較してもわかるようにR = -3の破面には圧縮荷重によるつぶ れが認められ,R = -1の破面状態と比べて明らかに平坦になっている.また常温下 ・R = -1,R = -3の両破面上には特に著しい酸化膜が認められなかったことから 常温下におけるSUS304鋼には酸化物誘起閉口^mの影響は少なく,閉口現象としては塑

き裂進展方向



(c) 500℃, R = -1 下限界き裂前縁

 $100\,\mu$ m

図3-5 進展下限界近傍の破面写真

性と破面あらさに誘起されたものが現われていると考えられる。有効応力拡大係数幅 ΔKeffにおけるき裂進展下限界値ΔKeff.thは応力比に依らない材料定数となり,常温 下におけるき裂進展下限界値はすべて約1.5MPa/mとなった。

一方,500 ℃の高温条件下における下限界値△Kthは同応力比下の常温下における 下限界値に比べ、著しく上昇している、そこで試験後の高温下における下限界近傍の 破面を観察すると、破面は変色が著しく、明らかに酸化生成物の付着が認められた。 このことから、高温条件下の下限界におけるき裂開口点は常温下における同一応力状 態下のき裂開口点に比較して高くなることが予測される.加えて図3-5(c)の高温下に おける下限界近傍の破面写真を見ても明らかなように、高温下の破面あらさは常温下 のそれに比べて粗いことから、高温条件下の下限界におけるき裂開口点は破面あらさ 誘起閉口現象[®] により高くなったものと考えられる.したがって高温下における下限 界値4Kthの上昇はき裂開閉口レベルの上昇による見かけの上昇と思われる.ところ が高温におけるき裂開口比は実際にはそれほど小さくならず,図3-4 からもわかるよ うに高温下における有効なき裂進展下限界値 AK off th は常温下におけるそれよりも高 い値となっている.このことと上述の酸化物および破面粗さ誘起閉口が生じているこ とを考えると,高温下における塑性誘起き裂閉口比(K op / K max)th は常温下におけ るそれと比べて低下するものとも考えられる. このような高温におけるΔKeff.thの上 昇原因については十分明らかではないが,結城ら⁽⁹⁾ も同じSUS304鋼について高温下で はき裂開口比率U(=1-Kop/Kmax)が常温に比べて大きいことを報告しており, その原因の一つとしてクリープ変形によるき裂先端近傍の応力の緩和を挙げている. なおこれらの高温下における下限界値の上昇現象については第5章以降で詳細に検討 することとする.

3・3・2 常温両振り応力下の切欠底における小寸法き裂

常温両振り負荷応力下におけるステンレス鋼の切欠試験片には停留き裂が観察され ないことを指摘したが、ここではその原因について考察する.図3-6 は切欠底に発生 したき裂の有効応力拡大係数幅 Δ K eff をき裂長さ α に対して示したものである.なお 図中には前章の図2-7 で得られた常温・両振り下における巨視き裂の進展下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ をも実線で示してある.図より常温のR = -1の負荷応力条件下ではSUS304 鋼の切欠底には停留き裂が決して形成されないことも理解できる.すなわち切欠底に 発生したき裂の ΔK_{eff} 値は切欠底から発生直後には減少傾向を,また極小値をとった 後は単調増加に転ずる傾向を示している.しかしこれらのき裂の ΔK_{eff} 値は長いき裂 に対する進展下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ よりはるかに高いレベルで変化しており, ΔK_{eff} 値が $\Delta K_{eff,th}$ 値を横切るか,あるいは下回るといったことはき裂発生限度の負荷応力レベ ル ($\Delta \sigma \omega_1 = 200MPa$)においても認められない.以上のような理由から両振り条件下 におけるSUS304鋼の切欠底から発生したき裂は進展中に停留することはないと考えら れる.SUS304鋼は加工誘起変態によるマルテンサイト生成あるいは加工硬化率が大き いなど材料組織学的要因の影響も大きい^{nontm}とされているが,この錆においても切欠 底におけるき裂進展は力学的要因により支配されていることを示していることがわか る.また両振り下では停留き裂が形成されないといった結果はSUS304鑈切欠試験片の き裂発生限界が進展限界に比較してはるかに高いことに起因しており,停留き裂の形 成されない理由も力学因子 ΔK_{eff} を用いることにより定量的に何ら矛盾なく説明し得 る.

一方,図3-6 の常温・R=-1下におけるき裂進展に伴うΔKeffの変化を見てもわ

- 48 ---

かるようにき裂進展中にとるΔKeffの極 小値は負荷応力レベルに依存し,負荷応 カレベルが大きいほど増加する.また ΔKeff値が極小値をとるき裂長さも負荷 レベルが大きくなるほど長くなる.この ようなΔKeff値の変化は切欠による繰返 し塑性域および圧縮側の単調塑性域の寸 法に密接に関連していると考えられる. すなわち切欠による繰返し塑性域内にき 裂が埋没している場合には通常の場合と 比較してき裂開口点が低下,Kop/Kmax が減少し,そのためその後のき裂進展と



ともに有効応力拡大係数幅にはその変化中に減少傾向を示す部分が生じてくることに なる.また圧縮側の単調塑性域の寸法が大きいほど切欠底近傍に生ずる引張り残留応 力が大となる結果,いったん開口したき裂はその後のき裂進展によっても閉口しにく く,△Keffのき裂長さに対する減少傾向は緩やかになると考えられる.

以上のことからSUS304鋼に対しても SM41A鋼の場合と同様,切欠底におけるき裂の 停留現象はき裂開閉口挙動に基づく有効応力拡大係数幅 Δ Keff の変化とその進展下限 界値の相対関係により説明可能であることが明らかである.また上述の実験結果や議 論より,もし何らかの理由で Δ Keff の最小値が Δ Keff の下限界値を下回れば,ステン レス鋼においても停留き裂が形成される可能性のあることがわかる.

3・3・3 圧縮平均応力重畳下における停留き裂

炭素鋼などにおける停留き裂形成条件は切欠底のき裂の有効応力拡大係数幅△Keff とその下限界値△Keff.thの相対関係を調べることによって説明可能であった。また前 項において同様の力学的説明によりステンレス鋼の両振り条件下で停留き裂が形成さ れないことも説明可能であった。このことからもし何らかの理由で極めて低い負荷応 力レベル下でもステンレス鋼の切欠底にき裂を発生させることが可能となれば、炭素 鋼で通常観察されると同様,切欠底におけるき裂の停留挙動が認められる可能性の高 いことを指摘した。すなわち常温大気中の通常の負荷応力条件下においては決して実 現できないが,き裂の有効応力拡大係数幅 Δ K eff がその下限界値 Δ K eff thを下回ると いった停留条件さえ満足すれば停留き裂が観察されるはずである。Frost-Dugdale ⁽¹⁾ は負荷応力レンジと比較してあまり大きくない平均応力が重畳する負荷条件下におい てはき裂発生限界はほとんど変化せずに、破断限界のみが低下することを炭素鋼切欠 試験片を用いて実験的に明らかにしている.また圧縮平均応力重畳条件下では停留き 裂の形成が容易になるとの指摘もある¹²¹.そこで本節ではまずき裂発生限度のみを低 下させる方法として圧縮平均応力の重畳した場合を考え,前節と同形状同寸法の SUS 304 鋼切欠試験片を用い,応力比R=-2,-3について疲労試験を行い,切欠底の き裂進展ならびにき裂開閉口挙動を調べた.

図3-7 は種々の負荷応力比条件下で得られた切欠底のき裂進展に伴うき裂進展速度

- 49 -



dddNの変化を示したものである.ここでは負荷応力レンジを両振り負荷条件下(R = -1)のき裂発生限界応力に相当する200MPaの一定として応力比Rのみを変化させた. 図には応力比-2, -3に加えて比較のためにR = -1の場合もあわせて示してある. 応力比が-2においてはき裂進展速度は発生直後いったん減少し,極小値をとった後 増加するというR = -1の場合と同様の傾向を示している.しかし応力比が-3まで 低下すると進展速度はき裂発生直後から急減少し,あるき裂長さで停止する.このよ うな停留に至るまでのき裂進展挙動は第2章におけるSM41A鍋に見られるものと全く 同傾向である.またこれらのき裂の切欠底における開閉口挙動を調べた結果,図3-8 に示すようなき裂開口比率 K_{op} / K_{max} の変化が認められた.これらの K_{op} / K_{max} 値の 変化も本質的には両振り下のそれと全く同傾向である.すなわち停留する場合も含め てき裂開口比率 K_{op} / K_{max} はき裂が短い時小さく,進展に伴い一定値に漸近する傾向 を示している.そこで前節で述べた結論に基づきこの K_{op} / K_{max} 値を用いて算出した 有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} (=($1 - K_{op} / K_{max}$)・ ΔK)の変化により,R = -2では停留き裂は形成されず,R = -3となって初めて形成されるといったき裂の停留 現象を説明し得ると推察される.

図3-9 はき裂進展に伴う有効応力拡大係数幅 Δ K eff 値の変化を示したものである.



図中には前節の場合と同様,常 温下におけるSUS304鋼の進展下 限界値 $\Delta K_{eff,th}$ を実線で示して ある。図より応力比Rの低下と ともにき裂発生直後の短いき裂 の ΔK_{eff} 値は低下しており,あ るき裂長さでとる ΔK_{eff} の極小 値も低下していくのがわかる。 しかしR = -2の場合の ΔK_{eff} の極小値はR = -1の場合と同 様,依然として $\Delta K_{eff,th}$ よりも 高いため,R = -2の負荷応力

図3-9 ΔK_{eff}-α関係(常温下,R=-1~-3)

条件下ではき裂は停留することはない.それに対して応力比がR=-3の場合にはき 裂進展に伴うΔK_{eff}値の減少中,それが進展下限界値ΔK_{eff.th}を横切る場合が生じる ために,停留き裂が形成されると解釈できる.

このようにSUS304鋼の両振り下では停留き裂が形成されず,圧縮平均応力を重畳さ せた場合に停留き裂が形成されることも,力学的に矛盾することなく説明が可能であ ることがわかる.

3・3・4 高温下における停留き裂

前項に引き続きSUS304鋼の切欠底における停留き裂を検討する.一般に高温下にお けるき裂発生限界は常温下の場合より低下することが知られている.したがって高温 試験条件下でも前項と同様,SUS304鋼の切欠底に停留き裂の形成されることが予想さ れる.実際,高温下においては両振り負荷条件下でもステンレス鋼の切欠底に停留き 裂が観察されるとの報告もある⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾.しかしそれらの研究では試験片として環状切欠 を有する丸棒試験片を用いているため切欠底のき裂進展ならびに開閉口挙動について は調べていないが,高温試験環境下におけるき裂の停留には析出炭化物などの材料組 織学的要因が支配的となることを指摘している. そこで本項では高温環境下でも実験を行い,その形成原因を力学的に検討する.さ らに高温環境では材料組織学的因子の影響も大きいと考えられることから,このよう な環境下のき裂進展挙動に対する材料組織学的因子の支配度についても試験温度を変 えることによりあわせて検討する.

図3-10は 450℃および 500℃の二種類の高温条件下において種々の負荷応力レベル で行った疲労試験の結果をまとめて示したものである。図よりわかるようにき裂発生 限界 $\Delta \sigma \omega_1$ は試験温度の上昇に伴い減少している。一方破断限界 $\Delta \sigma \omega_2$ については高 温になるほど上昇してくる傾向が認められる。これは高温下におけるSUS304鋼の進展 下限界値の上昇に起因している。この結果ある温度以上の高温条件下ではき裂発生限 界が破断限界を下回り($\Delta \sigma \omega_1 < \Delta \sigma \omega_2$),図中斜線で示したような停留き裂の形成 される領域が現れてくる。

図3-11は 450℃および 500℃の両高温試験条件下のSUS304鋼切欠試験片におけるき 裂進展挙動をまとめて示したものである。 450℃下の負荷応力レベルΔσ=170MPaお よび500 ℃下のΔσ=170MPa, 180MPaの各条件において通常観察されると同様の停留 き裂に至るまでのき裂進展挙動が認められる。すなわちき裂発生直後から進展速度が



図3-11 daldN-a関係(高温下)



連続的に急減少して停留に至っており,試験温度(450℃,500℃)による進展挙動の 差異は認められない.また図3-12は高温下における切欠底から発生したき裂の開閉口 挙動を示したものである.図より高温条件下におけるき裂閉口比率 K_{op} / K_{max} の変化 も常温のそれと全く同様であることが確認できる.また 3・3・1項でも述べたようにき 裂進展が停止した時のき裂閉口比(K_{op} / K_{max}) thは常温下の値((K_{op} / K_{max}) th =0.7)と比較してはるかに低く,このことからも高温下において進展下限界に達し たときのき裂は良く開口していることが確認できる.

前節の常温下で圧縮の平均応力を重畳した場合と同様,高温条件下における停留き 裂の形成理由もき裂開口比に基づく有効応力拡大係数幅ΔKeffを用いることにより説 明できることが予測される.図3-13は高温下において切欠底から発生・進展するき裂 のΔKeff値をき裂長さに対してまとめたものである.図よりわかるように低い負荷応 力レベルにおけるΔKeff値は切欠底から離れるにしたがい急激に減少し,最終的には 下限界値を下回ったところでき裂の進展が停止している.このように材料学的因子の 影響が極めて強いと考えられる高温環境下であっても力学因子ΔKeffにより停留現象 の説明が可能であることがわかる. 一方,高温におけるSUS304鋼の停留き裂には炭化物の析出が重要な因子になってい るとの指摘がある⁽¹³⁾. すなわちき裂先端が硬度の高い炭化物にぶつかることによりそ の進展に対して障害となり,き裂が停留するとしている.しかし炭化物の寸法はその 直径が高々2 ~3 µm と非常に小さいことからも考えて,炭化物が進展に対する障害 物となっているとは考えにくいように思われる.炭化物自身よりはむしろ析出炭化物 の近傍に必ず存在する軟質のクロム欠乏層の方が寸法的にも大きく,き裂進展挙動に 影響を与えている可能性が強いと思われる.

そこで本研究でも高温下で形成された停留き裂先端近傍の組織状態を調べてみた.



き裂進展方向

(a) 500 ℃



(0) 450 (

図3-14 停留き裂先端近傍の表面組織

 $20 \,\mu$ m

450℃ならびに 500℃の高温下・切欠底で形成された停留き裂先端近傍の組織写真を 図3-14に示す.なお組織観察に際しては試験片内部の組織を調べる必要があることか ら,腐食に先立ち試験片表面から厚さ方向へ約0.5mm の深さまで研磨を施した後に組 織観察を行った.腐食液は10%塩酸-アルコール溶液を用い,電解腐食を行った.図 3-14(a)よりわかるように 500℃下で形成された停留き裂の先端近傍には白い斑点状 のCr₂₀C₆と思われる析出炭化物が多数認められた.この析出物が炭化物であることは X線回折法によっても確認した.しかし図3-14(b)に示すように 450℃下で形成され た停留き裂の先端近傍にはそのような炭化物は全く認められない.このように50℃の 温度差で片方には炭化物が析出しているのに対して,もう一方は炭化物が全く析出せ ずにき裂が停留していることを考え合せると,析出炭化物およびその周辺に存在する クロム欠乏層が停留き裂の形成に直接関与し,き裂の進展を阻止するといったことは 考えにくいように思われる.またき裂が停留に至るまでの進展挙動も 450℃と 500℃ でほとんど差異がなかったことより本研究の範囲ではき裂の進展および停留のいずれ についても析出した炭化物ならびにクロム欠乏層のき裂進展に及ぼす影響は非常に少 ないものと考えられる.

3・4 考 察

以上の結果を総合して切欠底におけるき裂進展・停留に関する力学的機構について 考察する.常温両振り条件下 SM41A鋼の ρ =0.1mm, ρ =0.5mmの切欠試験片(図3-3(a), (b))ならびにSUS304鋼切欠試験片の常温・R=-1(図3-6),常温・R=-2, -3(図3-9),高温・R=-1(図3-13)の種々の試験条件下におけるき裂進展に 伴う ΔK_{eff} の変化を見てもわかるように切欠底におけるき裂の ΔK_{eff} 値はき裂発生直 後大きく,進展とともにいったん減少し,極小値をとった後増加に転ずるという傾向 を示す.き裂進展中にとる ΔK_{eff} の極小値は負荷応力レベルに依存し,負荷応力レベ ルが大きいほど増加する.また ΔK_{eff} 値が極小値をとるき裂長さも負荷レベルが大き くなるほど長くなる.このような ΔK_{eff} 値の変化は切欠による繰返し塑性域および圧 縮側の単調塑性域の寸法に密接に関連していると考えられる.すなわち切欠による繰 返し塑性域内にき裂が埋没している場合には,通常の場合と比較してき裂開口点が低

下, Kop / Konx は減少し,そのためその後のき裂進展とともに有効応力拡大係数幅の 変化中に減少傾向を示す部分が生じてくることになる。また圧縮側の単調塑性域が大 きいほど切欠底近傍に生ずる引張り残留応力が大となる結果,いったん開口したき裂 はその後のき裂進展によっても閉口しにくく、AK effのき裂長さに対する減少傾向は 緩やかになると考えられる. 図3-15(a) は図3-3(a),(b)の SM41A鋼のo=0.1mm なら びに $\rho = 0.5$ mm の切欠底におけるき裂の ΔK_{eff} 値の変化を、また図3-15(b),(c) は図 3-9 ,図3-13のSUS304鋼の圧縮平均応力重畳下ならびに高温試験環境下での切欠底に おけるき裂の A K eff 値の変化の様子を模式的に表したものである.まず図3-15(a) で SM41A 鋼の $\rho = 0.1$ mm と $\rho = 0.5$ mm の切欠底におけるき裂の ΔK_{eff} 値の変化挙動を比 較してみると切欠の鋭いρ=0.1mm におけるΔKeffの減少傾向はρ=0.5mm における よりも急激であり、 $\Delta K_{\rm eff}$ が極小となるき裂長さもho=0.1mmの方が短いようである. したがって,き裂停留条件を満足するような極限の負荷条件下ではo=0.1mmの場合 にはき裂が停留し、 $\rho = 0.5 mm$ の場合には停留せず進展することも理解できる、次に SUS304鋼の常温下における $R = -3 \ge R = -1$ の同負荷応力レベル条件下で ΔK_{eff} の 挙動を比較してみると繰返し塑性域寸法は両者等しいが,圧縮単調塑性域の寸法はR = -3の場合の方が大きい、このためR = -3においては ΔK_{eff} が極小値をとるき裂 長さが長くなったものと考えられる.また高温両振り下で形成された停留き裂の寸法



図3-15 切欠底における△K effの変化

が長いのは高温下では降伏応力が低下するために常温の同一負荷応力条件下の塑性域 寸法より大きくなったためと考えられる.

本研究のSUS304鋼切欠試験片の場合,常温両振り(R=-1)下におけるき裂発生 限界応力に対してΔKeffの極小値をとるき裂長さが約0.2mm であったことを考えると, もし常温両振り条件下の極低負荷応力レベルでき裂を発生させることができれば,そ のようなき裂の進展に伴うΔKeff値の変化中に必ず現われるΔKeffの値の極小点はき わめて短いき裂長さで現われることとなり,その長さも少なくとも0.2mm 以下のもの になると推定される.一方,常温・R=-3および高温両振り条件下では,上述の考 えによれば,停留き裂の長さはかなり長くなるものと予測されるが事実得られた停留 き裂の長さはそれぞれ約0.4mm,0.3 ~0.4mm といった長さであり, SM41A鋼におけ る停留き裂長さ(図3-2)にくらべてかなり長いものとなっている.常温下に比べて 高温条件下では停留き裂長さが長くなるとの報告があるが¹¹³¹,本研究と同じ傾向であ り,上述のような考えに矛盾しない.

なお温度・応力比が同じ条件下において停留き裂が形成される場合には、負荷応力 幅が小さいほど停留き裂が短いことはこれまでの研究^{(3) (4)} でも知られており、本研究 でもその傾向が認められた。停留き裂が比較的大きな応力で形成される場合は、すな わちき裂進展に伴う ΔK_{eff} 値の減少中にそれが $\Delta K_{eff,th}$ を横切るような負荷条件下で は負荷応力が低いほどき裂進展初期に $\Delta K_{eff} = \Delta K_{eff,th}$ となるので、負荷応力レベル の低下に伴い停留き裂の長さが短くなることも容易に理解できる。

以上のことから応力比あるいは試験温度などの試験条件に依らずすべての切欠底に おけるき裂の停留現象はき裂開閉口挙動に基づく有効応力拡大係数幅 Δ K eff の変化と その進展下限界値の相対関係により説明可能であることが明らかとなった。

3・5 結 言

溶接用圧延鋼 SM41Aを用い,二種類の切欠底曲率半径を有する切欠試験片について 切欠底から発生・進展するき裂の進展・停留挙動ならびにき裂開閉口挙動を調べた. さらに常温における種々の応力比条件下,および 450,500 ℃の高温環境下において SUS304鋼の切欠底から発生する疲労き裂の進展および停留を調べ,切欠底における停 留き裂のメカニズムについて検討した.その結果次のような結論が得られた.

(1) 切欠底から発生した直後き裂は良く開口し、き裂長さの増大とともに長いき 裂の開口レベルに収束するといった切欠底のき裂の開閉口挙動を考慮した有効応力拡 大係数幅 Δ K_{eff}値は応力比,試験温度,応力レベルによらずき裂発生後いったん減少 し、その後増加に転ずるといった同様の変化傾向を示す.またこのき裂開口比に基づ く有効応力拡大係数幅 Δ K_{eff}の変化を用いてき裂の進展停留条件を記述することが可 能となった.停留き裂が形成される条件は切欠底におけるき裂の Δ K_{eff}値が材料の進 展下限界の有効値 Δ K_{eff},thを下回ることである.

(2) SUS304鋼切欠試験片においては両振り負荷条件下で停留き裂は形成されない が,これはき裂発生限界が破断限界と比較して著しく高いことに起因しており,圧縮 平均応力重畳条件下あるいは高温環境下といった試験条件下で相対的に発生限界を低 下させることにより,SUS304鋼の切欠底においても停留き裂が形成されることが明ら かとなった.このような停留き裂の形成は切欠底におけるき裂の開閉口挙動に基づく 有効応力拡大係数幅 Δ K eff がその進展下限界値 Δ K eff.th 以下になるか否かで説明でき る.

(3) 切欠底における Δ K eff 値の減少傾向は切欠形状に依存し,鋭い切欠ほど急激 な減少傾向が観察される.また Δ K eff 値が極小値をとるき裂長さには負荷応力依存性 が認められ,その寸法は切欠によって形成された塑性域寸法と良く対応していた.

(4) 炭化物が析出するような高温条件下であっても、切欠底を進展するき裂の進展・停留の挙動は常温下のそれと全く同様であり、き裂開閉口挙動に基づく ΔK eff により説明が可能であることから、停留き裂の形成には力学因子 ΔK eff が支配的であり、炭化物析出などの材料組織学的因子の切欠底のき裂進展ならびに停留挙動に及ぼす影響は極めて小さいことが明らかとなった。

参考文献

[1] N.E.Frost and D.S.Dugdale, Fatigue tests on notched mild steel plates with measurements of fatigue cracks, Journal of Mechanics and Physics of Solids,5 (1957),182-192.

- [2] 西谷弘信,炭素鋼の回転曲げ試験における分岐点ならびに疲れ限度の寸法効果 (小形材による検討),日本機械学会論文集,34-259(昭和43-3),371-382.
- [3]小林英男,中沢一,日本機械学会論文集,35-277(昭44-9),1856;小林英男,山本晋,中沢一,回転曲げによる切欠き材の疲れき裂進展速度,日本機械学会論文集.36-288(昭45-8),1238-1246.
- [4]小林英男,中沢 一,炭素鋼の疲れき裂を進展させるのに必要な繰り返し応力に ついて(続報),日本機械学会論文集,36-291 (昭和45-11),1789-1798.
- [5] 中井善一,田中啓介,川島理生司,低炭素鋼切欠き材における疲労き裂の伝ばと 停留,材料,32-356(昭58-5),75-81.
- [7] S.Suresh , G.F.Zamiski and R.O.Ritchie, Oxide-induced crack closure : An explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior , Metallurgical Transactions, 12A (1981), 1435-1443.
- [8] G.T.Gray,III, J.C.Williams and A.W.Thompsons, Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructually sensitive fatigue crack growth, Metallurgical Transactions, 14A (1983), 421-433.
- [9] 結城良治,北川英夫,大平壽昭,三木安孝,高温におけるステンレス鋼の疲労き 裂成長の下限界特性,日本機械学会講演論文集,No.830-10 (昭和58-10),205 -207.
- [10]粟谷丈夫,片桐一宗,白石哲郎,松山 正,停留き裂に関連したステンレス鋼の 疲労特性,材料,25-269(昭和51-2),151-156.
- [11]大内田久,安藤司文,低温における切欠材の疲れ強さ,日本機械学会論文集, 30-209(昭和39-1),52-58.
- [12]西谷弘信,岡坂健一,7:3黄銅の引張り圧縮疲れにおける疲れ強さ,き裂強さおよび分岐点の切欠半径におよぼす平均応力の影響,日本機械学会論文集,39-317 (昭和48-1),49-59.
- [13]幡中憲治,清水茂俊,SUS304鋼の低負荷応力域疲労強度と停留き裂について,日本機械学会論文集,48-428(昭和57-4),405-413.

[14] S.Usami, Y.Fukuda and S.Shida, Micro-crack initiation, propagation and

threshold in elevated temperature inelastic fatigue , ASME 83-PVP-97 (1983).

第4章 切欠底におけるき裂の開閉口挙動 の解析的検討と支配因子の検討

4・1 緒 言

第2・3章では切欠底における小寸法疲労き裂の進展挙動に対しては低い外部負荷 応力レベル下においてもき裂が良く開口するといった開閉口挙動が重要な因子となっ ており、このようなき裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅 Δ Keff を用いるこ とにより、切欠底のき裂進展挙動のみならずき裂の停留現象までも良好に説明可能と なることを炭素鋼やステンレス鋼の切欠試験片を用いて得られた実験結果に基づき示 してきた。また切欠底におけるき裂開閉口挙動に対しては切欠によって形成される塑 性変形の影響が強く現われていることも示してきたが、切欠底における小さいき裂は その寸法の微小さのために良く開口することが指摘されている⁽¹¹⁾.本研究でも第2章 でSM41A 鋼切欠試験片におけるき裂進展挙動には物理的微小き裂の効果が作用してい る可能性の高いことを指摘した。

そこで本章では切欠底においてき裂が良く開口する主要因の解明に加え,開口の程 度を規定している力学量を定量的に明らかにするために,まず弾塑性有限要素法を用 いて切欠底から発生進展するき裂の開閉口挙動を数値解析し,き裂開閉口挙動に対す る支配因子として特に切欠塑性効果に着目し,切欠底における塑性効果がき裂開閉口 挙動に及ぼす影響度について検討した.さらに切欠底に塑性変形を伴わずにき裂を発 生・進展させる実験的には実現し得ないような場合におけるき裂開閉口挙動について も調べ,切欠底においてき裂の寸法が短いことによるき裂開口の効果についてもあわ せて検討した.

以上の解析結果ならびに前章で調べた比較的切欠による塑性変形の影響が大きいと 考えられるSUS304鋼の切欠底き裂開閉口挙動に関する実験結果に基づき解析的に切欠 底の微小き裂開閉口挙動を定量化し,その予測結果の妥当性を調べた.次に巨視き裂 から物理的微小き裂への遷移き裂長さa。が切欠塑性域寸法ωと同程度かまたはa。の方 が長いSM41A 鋼切欠試験片のように微小き裂によるき裂開口効果が重畳した場合へと 予測手法を拡張する.さらには切欠底におけるき裂の停留現象の予測に対しても本き 裂進展則が成立するかどうかを検討する.これらすべてのき裂開閉口挙動に基づくき 裂進展・停留挙動の予測値を前章の実験結果と比較検討することにより,本章におけ る切欠底のき裂開閉口予測手法の妥当性を調べる.またこの理論に基づいて種々の切 欠底における微小き裂進展現象に対して予測ならびに説明を試みる.

4・2 き裂開閉口挙動の有限要素解析

4・2・1 解析方法

弾塑性有限要素解析により切欠底から発生・進展するき裂の開閉口挙動を調べた。 解析には四節点四辺形要素を用いた.解析に使用したプログラムでは負荷応力増分に



図4-1 解析手順

伴う要素の降伏ならびにき裂開閉口を自動 的に判別し,それぞれ弾塑性応力-ひずみ マトリックスの変換およびき裂面上の節点 の境界条件の変換を行なっている.またバ ウシンガー効果を考慮し,塑性硬化則とし て H.Zieglerの移動硬化則⁽²⁾を採用した. 本プログラムのフローチャートを図4-1 に 示す.

解析形状は図4-2 に示すように前章の実 験において用いた試験片と同様の切欠形状



図4-2 解析形状

(60° V型切欠,切欠底曲率半径ρ = 0.2mm,切欠深さ d = 2mm ,弾性応力集中率Kt =6.2)を有する両側切欠付き平板である。引張り一圧縮の繰返し応力下で切欠底よ りき裂を発生・進展させた.解析にあたり材料は Bi-linearの応力ーひずみ関係に従 うものと仮定した.材料定数としてはSUS304鋼を想定し,図4-2 中にも示しているよ うにヤング率E=200GPa,繰返し降伏応力Δσ.=320MPa,H'/E=0.075を仮定した。 解析の対象となる位置が切欠底近傍であること,さらには注目点がき裂の先端近傍で あることなどの理由から応力の三軸性を考慮して平面ひずみ条件下で解析した.なお 要素分割は全要素数 125,全節点数 151と

4・2・2 解析結果ならびに考察 種々の負荷応力レンジムσならびに応力 比Rの条件下で解析を行った結果得られた き裂開口比Kop/Kmaxとき裂長さaの関係 を図4-3 に示す.図よりいずれの負荷応力 レンジ,応力比条件下においても切欠底に 発生直後のき裂の開口比Kop/Kmax値は小 さく,その後き裂が進展するにつれて増加



| R | ΔØ (MPa) | 0 _{min} (MPa) | a* (mm) | ယ (mm) | ω _{min} (mm) | ω _{max} (mm) | | | |
|-------|-------------|---------------------------|------------|-----------|--------------------------|--------------------------|--|--|--|
| 0 | 98 | 0 | 0.09 | 0.07 | 0.07 | 0.22 | | | |
| -0.56 | 137 | -49 | 0.19 | 0.12 | 0.12 | 0.16 | | | |
| 1 | 196 | -98 | 0.28 | 0.22 | 0.22 | 0.22 | | | |
| | 137 | -69 | 0.20 | 0.12 | 0.12 | 0.1 2 | | | |
| - 1 | 98 | -49 | 0.13 | 0.07 | 0.07 | 0.07 | | | |
| | 55 | -27 | 0.06 | 0 | 0 | 0 | | | |
| - 3 | 98 | -74 | 0.16 | 0.07 | 0.14 | 0.07 | | | |
| - 9 | 98 | -88 | 0.19 | 0.07 | 0.16 | 0.07 | | | |
| | | | | | | | | | |

表4-1 a*, ω, ω_mの値

し、あるき裂長さ以上で長いき裂の開口比(Kop / Kmax)[∞]に漸近している.まず応 力比 R = -1の場合(Kop / Kmax)[∞]は負荷応力レベル Δσに依存せず同じ値になっ ているが、き裂開口比 Kop / Kmaxがき裂進展に伴い(Kop / Kmax)[∞]値まで漸近し、 その値が(Kop / Kmax)[∞]に等しくなるまでのき裂長さ*a* は Δσが増加するにつれて 長くなる.表4-1に*a* 値および切欠底にき裂がないとした時の切欠によって形成され る繰返し塑性域寸法ωの値をまとめて示した.また表中には最小負荷応力時σminなら びに最大負荷応力時σmaxにおける単調塑性域寸法ωmin,ωmaxの値もあわせて示した. 表4-1からωが大きくなるほど*a* の長さも長くなり、両者の間には良い対応関係があ ることがわかる.しかし一方、負荷応力レベル Δσが一定の場合、切欠によって形成 される繰返し塑性域の寸法ωは各応力比とも等しくなるが、*a* の寸法には R 依存性が 認められる.すなわち R 値が小さくなり、圧縮側の負荷応力レベルが大きくなるほど、 遷移き裂長さ*a* も長くなっている.以上のことからき裂開閉口挙動が切欠の影響を脱 し終えるまでのき裂長さ*a* の寸法は切欠による繰返し塑性域寸法ωと単調圧縮塑性域 寸法ωminの両者の影響を受けていることが明らかである.

一方,図4-3 中◇印で示してあるΔσ=55MPa, R=-1の条件下における結果は 切欠塑性効果が皆無である場合, すなわち最大・最小負荷応力時においても切欠によ る塑性変形が生じない場合の解析結果である.切欠塑性効果を伴わない場合にはき裂 は発生直後,理想き裂(幅0のスリット)の状態となっており,負荷応力σが零のと きにき裂の開閉が生じる.しかしある程度き裂が進展するとき裂開閉ロレベルはわず かに上昇しながら定常値に漸近する.このようなき裂閉口挙動は切欠塑性効果が顕著
な他の負荷応力レベル条件下においてもその作用が重畳しているものと考えられる. しかしこのようなき裂面に塑性ストレッチが十分発達していないことによるき裂開口 の程度は比較的小さい.またその影響範囲もき裂長さが極めて短い間である.これら のことから本解析の対象とした切欠底におけるき裂開閉口挙動に対しては切欠塑性効 果に誘起されたき裂開口挙動が主たる支配因子となっていることが明らかである.

4・2・3 切欠塑性効果に関する考察

前項において切欠塑性効果が切欠底のき裂開口に影響を及ぼす範囲は繰返し塑性域 寸法ならびに単調圧縮塑性域寸法に関連していること,言い換えれば繰返し負荷応力 レンジと圧縮負荷応力レベルに依存していることを示した.ここでは切欠底に発生直 後の短いき裂の開口レベルがいかなるパラメータに支配されているかを調べる.切欠 塑性効果は次節で詳細に述べるように負荷の圧縮側成分の及ぼす影響が大きいことか ら,切欠塑性効果によりき裂の開口レベルが低下する量としてき裂開口レベルの長い き裂の開口レベルとの差の圧縮負荷に対する無次元量を考える.このような切欠塑性 効果の寄与度を現わす量を繰返しならびに単調圧縮降伏域寸法の両者を組み合わせた 塑性域寸法ω=(ω+ω=in)/2 で無次元化したき裂長さで整理したものが図4-4 である. 図を見てもわかるようにあらゆる解析結果が一本のマスターバンド内に整理される.



このことは切欠塑性効 果がき裂開口に寄与す る寸法は切欠による塑 性域寸法で規定され, その寄与度は圧縮側の 負荷応力レベルで与え られることを明りょう に示している. Lukáš の式⁽³⁾に繰返し降伏応 力ならびに静的引張り 降伏応力を代入するこ





図4-5 IKօp[∞]-Кор I/IKop[∞]-K_{min} I-a/ω関係

とにより評価したω,ω_{min}を用いて SM41A鋼ならびにSUS304鋼の切欠試験片の実験結 果に対して図4-4 と同様の整理を行ったのが図4-5(a)ならびに(b) であるが,それら の結果は解析結果の場合と同様,一本のマスターバンド内に整理されている.ただ図 4-5(a)に示したSM41A 鋼の切欠底においてき裂が停留するような比較的低い負荷応力 レベル下 (例えば183MPa) におけるき裂開閉口挙動に対しては切欠塑性効果のみによ る説明が困難となっている.このように停留き裂の閉閉口挙動は他のデータと比較し て,若干下方に逸脱していることから,このような負荷応力レベル下におけるき裂に 対してはさらに別のき裂開閉口メカニズムが重畳しているものと考えられる.

4・3 切欠底におけるき裂開閉口挙動の支配因子

4 · 3 · 1 切欠底の塑性変形ならびにき裂開閉口挙動に対する切欠塑性効果

SM41A鋼ならびにSUS304鋼切欠試験片を用いた実験から得られた切欠底におけるき 裂開閉口挙動をまとめて示した図2-10からもわかるように負荷応力レベルによらず切 欠底から発生直後のき裂は開口が極めて著しいが,き裂の進展に伴いき裂閉口レベル が回復し,巨視弾性き裂のき裂開口レベルの定常値へと漸近する傾向を示している. このような切欠底近傍におけるき裂が良く開口する原因としては次のようなものが考 えられる.

(1) 切欠により誘起される塑性変形に起因した開口(切欠塑性誘起き裂開口)

(2) き裂寸法の絶対値が微小であることに起因した開口(微小き裂誘起き裂開口) ここで(2)の微小き裂に起因したき裂開口効果が顕著となるのはき裂長さが物理的 微小き裂への遷移き裂長さa。以下のときである、しかし第2章の2・5・2 の図2-16でも 示したようにSUS304鋼の物理的微小き裂への遷移き裂長さa。の寸法は約40μm と極め て短く,切欠底で良く開口するき裂長さの範囲がこの長さよりはるかに長い、このこ とから考えて,少なくともSUS304鋼の切欠底における小寸法き裂のき裂開閉を考える にあたっては,(2)の微小き裂誘起き裂閉口効果はほとんど影響せず,(1)の切欠塑 性の効果のみが重要な因子と考えられる、以下ではまずSUS304鋼にのみ着目し,(2) の効果を考えず(1)の切欠塑性効果理論にのみ基づき詳細に調べて行くことにする、

前節の図4-4 の有限要素法により得られた結果でも示したように切欠底において切 欠塑性効果により良く開口するき裂の長さは切欠底にき裂がないときの切欠自身によ って形成される塑性域の寸法ωと密接に関連している.このような切欠塑性効果を切 欠底における塑性変形の様子に基づき検討する.

ここでは降伏応力が G。の弾完全塑性体平板中に応力集中率が Kt であるような切欠が ある場合を想定し,完全両振り負荷 (R=-1)を受ける時の切欠底の弾塑性挙動につ

いて考察する. 切欠などの影響 を受けない実際のき裂の開閉口 レベルは通常零より大きいが⁽⁴⁾ ここでは簡単のため,き裂は零 レベルで開閉すると仮定する. すなわち Elberの塑性誘起き裂 閉口現象がなく,き裂はき裂先 端における応力値が正になった 時に開口し,負である時には閉 口しているものと仮定する. 切 欠底にき裂がある場合には切欠







図4-6 き裂を有する切欠底の塑性変形

(b)

のみの場合とは引張り負荷時において切欠底の弾塑性状態の様相が若干異なる.すな わち引張り負荷荷重に対する切欠自身の応力集中はき裂の存在により緩和され,き裂 自身がき裂先端に形成する塑性変形域の影響が支配的となってくる.逆に最小圧縮公 称応力負荷時にはき裂先端は閉口しており,き裂による塑性効果は消失している.し たがってσ=σminでは切欠の影響すなわち切欠塑性効果のみが重要となる.そこで切 欠底にき裂がある場合の塑性変形履歴を図4-6 にも模式的に示したように最小圧縮公 称応力負荷時の切欠底における弾塑性状態から考察を進めることにする.

まず図4-6(a)に示すようなき裂長さaが切欠により形成される塑性域寸法 ω より短 いような場合($0 < a < \omega$)を考える、最小圧縮負荷応力 σ_{\min} から再負荷が始まり, ある程度負荷が進行し公称応力レベルが σ i (<0)になった時を考える、この瞬間 までき裂先端は閉口しているとすると、き裂の塑性効果の影響は考慮に入れる必要は ない、したがってこのときの切欠底の応力分布は図4-6(a)の曲線②のように最小負荷 応力下($\sigma = \sigma_{\min}$)における切欠底の応力分布と降伏応力が2000同一形状切欠が σ = σ i $-\sigma_{\min}$ なる引張り負荷を受けたときの応力分布の線形和で与えられる、図中に 示したのはき裂先端における応力がちょうど零レベルになった状態であり、き裂先端 は次の負荷の瞬間,正の応力となり閉口することになる、このことは切欠底における 短いき裂に対しては圧縮公称応力負荷下でもき裂閉口が生じることを示している、こ のような切欠による塑性域に埋没しているき裂の圧縮負荷下での開閉は切欠底におけ るき裂開閉口挙動の実験結果(図2-10)とも矛盾しない、

さらにき裂長さ α が切欠による塑性域寸法 ω と等しい場合($\alpha = \omega$)を考える(図 4-6(b)).このときには最小応力負荷時($\sigma = \sigma_{\min}$)の切欠底における応力分布が上 述の場合とは若干異なる.すなわちき裂先端位置では切欠による塑性変形が生じなく なりはじめるため,き裂自身が作る塑性域に対して切欠による塑性変形が強く干渉す ることはない.したがって最小応力負荷時($\sigma = \sigma_{\min}$)における応力分布は図4-6(b) の曲線③に示すようにき裂と切欠による応力分布の線形和で与えられ,実質的には塑 性域寸法が ω より大きくなる.したがって問題は上述の0< α < ω における切欠底の 状態と同様となり,図4-6(b)の曲線④で示すように負荷応力が圧縮側でき裂開口が生 じることになり,巨視き裂の開口レベルより低い負荷応力レベルで開口が起こるもの と考えられる.このことは図2-18などにおいてき裂長さαが切欠による塑性域寸法ω と等しくなってもき裂開閉口レベルが長いき裂の開閉口レベルにまでは完全に回復し ていないといった実験結果とも対応している.

以上のことから切欠底におけるき裂開口挙動は切欠底における応力分布形態と最小 負荷応力値で記述の可能性の高いことがわかる.次項ではこの考えに基づき切欠塑性 効果の影響を定式化する.

4・3・2 切欠底におけるき裂開閉口挙動の予測ならびに進展則

まず材料の弾塑性応力ーひずみ関係として次式のような指数硬化則を仮定する。

$$\sigma \neq \sigma_{\circ} = \left(\varepsilon \neq \varepsilon_{\circ} \right)^{\mathsf{N}} \tag{4-1}$$

σ_o, ε_o:降伏応力およびひずみ N:ひずみ硬化指数 また切欠底の弾性応力σ_{el} と弾塑性応力σ_{el} との間の関係としてGlinkaの切欠底エ ネルギ密度一定の条件⁽⁴⁾を用いると、次式が成立する・

$$(\sigma_{\text{el}} / \sigma_{\text{o}})^2 = C'(\sigma_{\text{el}} / \sigma_{\text{o}})^{1 + \frac{1}{N}} - D$$
 (4-2)

ここでC',Dは定数で,それぞれC'=2/(1+N),D=(1-N)/(1+N)で表わされる。 負荷応力が圧縮側で最小値を取ったとき,切欠による塑性域内部における弾性応力 σ_{el,min}と弾塑性応力σ_{pl.min}の関係は次式のようになる。

$$(\sigma_{\text{el,min}}/\sigma_{o})^{2} = C'(|\sigma_{\text{Pl,min}}|/\sigma_{o})^{1,\frac{1}{N}} - D$$
 (4-3)

次に公称負荷応力が圧縮最小応力σminからσi だけ負荷された時を考える.このと きの切欠底から xの距離における弾性応力σel, i が上述の最小負荷荷重時における切 欠底から xの距離における弾塑性応力σel, minを相殺する時,切欠底に長さ xのき裂が 存在すれば,このき裂は初めて開口するものと考えられる.その条件は前式(4-3)を 用いて次式のように表わすことができる.

$$(\sigma_{\text{el},\min} / \sigma_{o})^{2} = C' (\sigma_{\text{el},i} / \sigma_{o})^{1 + \frac{1}{N}} - D$$

$$(4-4)$$

切欠底における弾性応力分布が切欠深さd,切欠底曲率半径 ρ ,切欠底からの距離 xの関数gと公称応力 σ の積, σ el = $g(d, \rho, x)$ σ で与えられると仮定すると, き裂開口が生ずるまでの公称レベルでの負荷応力増分 σ i は次式で得られる.

$$|\sigma i| = \sigma_{o} \neq C^{\frac{N}{1+N}} [(g(d, \rho, x) \cdot \sigma_{\min} \neq \sigma_{o})^{2} + D]^{\frac{N}{1+N}} \neq g(d, \rho, x)$$
(4-5)

ここでC=1/C'である.

結局,公称レベルでのき裂開口応力 σ_{op} は $|\sigma|$ | と $|\sigma_{min}|$ の差で得られる。したがって公称最小負荷応力 σ_{min} を基準に考えた時のき裂開口比率 $|\sigma_{op}/\sigma_{min}|$ はS = g(d, ρ , x)· σ_{min}/σ_{o} (= $\sigma_{el,min}/\sigma_{o}$)とおくと次式のように求まる。

$$|\sigma_{op} / \sigma_{min}| = 1 - C^{\frac{N}{1+N}} (S^2 - D)^{\frac{N}{1+N}} / S$$
 (4-6)

本実験で用いたSUS304鋼の切欠底曲率半径 ρ =0.1mm,切欠深さd=2mm の場合について、(4-6)式を用いて実際にき裂開閉口挙動を予測する.まず切欠底における弾性応 力分布を表わす式として Lukášの式⁽³⁾を用いる.

$$\sigma_{\text{el}} = K_t \sigma / \sqrt{1 + 4.5 x / \rho} \tag{4-7}$$

Ktは切欠の弾性応力集中率, σは公称負荷応力, xは切欠底からの距離, ρは切欠 底曲率半径である。

(4-6)式,(4-7)式にSUS304鋼の常温下における材料定数ならびに切欠形状を与える値を代入して得られた切欠底におけるき裂開口比率 | σ op / σ min | のき裂長さαに



図4-7 き裂長さに対する開口比率 $| \sigma_{op}^{\infty} | / | \sigma_{min}^{\infty} | の変化(SUS304)$

対する変化を $| \sigma_{\min} / \sigma_{\circ} | = 0.3 \sim 1.0$ の場合についてまとめて図4-7 に示した。図よ り各負荷応力レベル下の切欠塑性効果によるき裂開口が消失するまでのき裂長さは負 荷応力レベルに依存し、き裂発生直後のき裂開口比率 $| \sigma_{op} / \sigma_{\min} | は負荷応力が高$ いものほど大きな値をとっており、よく開口していることを示している。これらのこ $とは図2-10で示したき裂開閉口挙動に関する実験結果 (<math>\alpha - K_{op} / K_{\max}$ 関係)とも良 く対応している。

次にき裂開口比率 | $\sigma_{op} / \sigma_{min}$ | を用いて有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} の値を算出す る.これまでき裂先端位置における応力値が零レベルのときき裂の開閉口が生ずると 仮定したが、実際の疲労き裂先端では Elberの指摘したき裂閉口機構(き裂の残留ス トレッチによる効果)⁽⁴⁾ が働くためにき裂開閉口レベルは零レベルより若干高くなる. その開閉口レベルの K_{max} に対する比率 K_{op} / K_{max} は比較的高い K_{max} レベルではそれに 依存せず、一定値となることが解析的に求められている⁽⁶⁾.それゆえ切欠の影響など を受けない巨視き裂の閉口比率 (K_{op} / K_{max}) [®]を用いることによりき裂の残留スト レッチのみによって生ずるき裂先端の開口レベルを評価することができる.これまで き裂開口レベルとして零応力レベルを基準にしてきたが、以下では Elberのき裂閉口 効果をも考慮するために (K_{op} / K_{max}) [®]により算出される応力レベルをき裂開口の 基準レベルとする.したがって有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} 値は (K_{op} / K_{max}) [®]と切 欠塑性効果の程度を表わす | $\sigma_{op} / \sigma_{min}$ | を用いて次式で評価できる.

$$\Delta K_{\rm eff} = K_{\rm max} - (K_{\rm OP} / K_{\rm max})^{\infty} \cdot K_{\rm max}$$
$$+ | \sigma_{\rm OP} / \sigma_{\rm min} | \cdot ((K_{\rm OP} / K_{\rm max})^{\infty} \cdot K_{\rm max} - K_{\rm min}) \quad (4-8)$$

第二項および第三項中の(K_{op} / K_{max})[∞]・K_{max}がき裂開口の基準となるレベルで あり、その値は Elberの残留ストレッチ誘起き裂閉口現象により正となる。また第三 項目が切欠塑性効果によるき裂開口成分を表わしている。

常温両振り条件下のSUS304鋼切欠試験片における切欠底から発生進展するき裂の (Kop/Kmax)[∞]値は図2-10に示したように0.2 であった.この(Kop/Kmax)[∞]値 と図4-7 に示したき裂開口比率 | σ op / σ min | 値を用いて(4-8) 式から得られた有効 応力拡大係数幅 ΔK eff 値をき裂長さ α に対して示したものが図4-8 である.なお材料 定数はSUS304鋼の材料定数に従いN=0.34, $\Delta \sigma_{o}$ = 320MPaとした.図より負荷応力レベ ル $\Delta \sigma$ によらずき裂発生直後から ΔK eff 値は急上昇し,いったん減少傾向を示す挙動 が確認できる.この低下する ΔK eff 値の絶対量は高 $\Delta \sigma$ レベルのものほど大きい.ま た ΔK eff が極小値をとるき裂長さ α ^{*}や,その時の極小値 (ΔK eff) min も負荷応力レベ ル $\Delta \sigma$ に依存し, $\Delta \sigma$ の小さい方が α ^{*}は短く,(ΔK eff) min 値も小さくなる.これら の切欠底における ΔK eff 値の変化傾向は実験結果(図3-6)とも良く対応している. またこの ΔK eff 値を用いて巨視き裂の du dN - ΔK eff 関係から予測したき裂進展速度の



図4-8 解析に基づくSUS304鋼の切欠底におけるき裂のΔK eff 値の挙動



図4-9 SUS304鋼の切欠底におけるき裂進展挙動の予測結果

変化挙動を図4-9 に示す。予測結果では実験結果を若干過大評価する傾向が認められ る。これは予測に際しては切欠底にき裂が存在しないときの応力分布を用いて計算し ているが、実際にはき裂が存在することにより生じた評価誤差と考えられる。しかし 予測結果の全体的な変化挙動はSUS304鋼切欠試験片におけるき裂進展挙動の実験結果 (図2-9(b))とも良く対応している。

次に SM41A鋼切欠底におけるき裂進展挙動の予測を試みる,第2章で SM41A鋼平滑 材につき調べた切欠の影響を受けないような小寸法き裂はその絶対寸法が短いことに より良く開口する挙動を呈していた。したがって切欠底における小寸法き裂に対して は上述の二種類のき裂開口成分が重畳して作用しているものと考えられる,そこで両 者の線形和をとることにより切欠底における小寸法疲労き裂の開閉口挙動を評価する ことができる.

機小き裂がその寸法の短さのために良く開口する現象の原因についてはたとえば中 井により指摘されているき裂先端の塑性域が結晶粒界で阻止されること[™],あるいは き裂長さと塑性域寸法が同オーダーとなるため小規模降伏条件から大規摸降伏へと以 降すること,さらにはき裂が短いためき裂面上に十分残留ストレッチが形成されず理 想き裂の状態に近いこと[®] などが考えられている.本研究においても SM41A鋼平滑試 験片における微小き裂の開閉口測定結果をK_{■UX}で整理した結果(図2-14(a))からわ かるように物理的微小き裂長さa。以下の寸法のき裂は良く開口しており,開口レベル はKmaxすなわち√aに比例して変化している.またき裂長さ零の微小き裂の開閉ロレベルは零レベル近傍の開閉と外挿され,長いき裂の開閉ロレベルに漸近し終えるときのき裂長さがa。であったことなどから,微小き裂の開閉口挙動を次のようなき裂長さ aの簡単な関係式で近似することができる.この式は基本的には田中・中井らの微視 力学的研究に基づき導出された半実験式⁽⁶⁾と同様である.

- a < a₀のとき
- $K_{\text{op}} / K_{\text{max}} = (K_{\text{op}} / K_{\text{max}})^{\infty} \sqrt{a / a_{\sigma}}$ (2) $a \ge a_{\sigma} \mathcal{O} \ge \mathfrak{E}$ (4-9) $K_{\text{op}} / K_{\text{max}} = (K_{\text{op}} / K_{\text{max}})^{\infty}$

さらに SM41A鋼切欠試験片の実験結果は切欠底においてき裂の停留を伴うような低 負荷応力レベル下のものである、このように切欠底において停留き裂が形成されるような負荷レベル下ではき裂開閉口レベルのKレベル依存が問題となる、すなわち上述



小き裂効果以外の他にき裂閉口メカニズムが寄与していることを示唆している.

進展下限界近傍レベルにおける巨視き裂のき裂開閉口挙動に関してはこれまでに二 三のメカニズムが提案されている.詳細は第5章ならびに第6章で述べるがその中で も代表的なき裂開閉口機構をあげると図4-10のとおりである.き裂進展下限界レベル 近傍ではき裂上下面の凹凸のために生ずる不整合によりき裂の閉口が促進される破面 あらさ誘起き裂閉口現象¹⁹¹(図4-10(a))やき裂面内に酸化物が付着・たい積するた めにき裂閉口が助長される酸化物誘起き裂閉口現象¹⁰⁰(図4-10(b))などのメカニズ ムが考えられている。これらのき裂閉口メカニズムはき裂先端閉口変位が酸化物厚さ や破面あらさと同オーダーになったときのみ顕著に作用するものと考えられる。すな わちこれらのき裂閉口現象が現われてくるのはき裂先端開口変位と一対一の対応関係 にある有効応力拡大係数幅 ΔKeffが極めて小さく。その下限界値に近いときのみであ る。切欠の影響を受けないような長いき裂(巨視き裂)の進展下限界近傍におけるき 裂開閉口挙動は図4-10に示したようになる。切欠底のき裂に対しても進展下限界近傍 では塑性誘起き裂開閉口ならびに微小誘起き裂開口のみならず同様のKaax依存のき裂 閉口効果が重畳するものと考えられる。したがって下限界近傍レベルにおける切欠塑 性効果以外によるき裂開口比率は負荷レベルの減少とともに上昇するものと考えられ る。 SM41A鋼における ΔK eff 値の変化において特に停留き裂の実験結果が予測結果を 大きく下回るのはこのような理由のためである。

以上より切欠底においてき裂の停留が生じるような低負荷応力レベル下をも含めた 切欠底のき裂進展挙動の予測手順は図4-11に示すようになる.まず対象とした材料の ヤング率や応力-ひずみ関係などの材料定数と切欠深さや切欠底曲率半径などの切欠 形状に関する定数を用いて,切欠塑性効果のみにより生ずるき裂開閉口挙動すなわち ΔKeffの挙動が予知できる(図4-11の①).次に切欠塑性域寸法ωと物理的微小き裂 への遷移き裂長さa。と比較してω≤a。であれば微小き裂の開口効果を考慮する.(図 4-11の②)さらに低いΔKeff値については図4-10で示したようなき裂閉口メカニズム が重畳して作用するため,これらの効果を加味してΔKeffの挙動を修正する(図4-11 の③).最後に長いき裂を用いてあらかじめ評価したき裂進展速度dddNと有効応力拡 大係数幅ΔKeffの関係を用いることにより切欠底のき裂進展挙動が得られる(図4-11



図4-11 切欠底におけるき裂進展挙動の予測手順



の④)。このような手順に従って評価した実際の材料(SM41A鋼)の停留き裂が形成さ れるような負荷レベル下(Δσ=180MPa)におけるき裂開閉口挙動(ΔK_{eff}の挙動) を図4-12に示す。図には微小き裂ならびに切欠塑性効果によりき裂が良く開口し,低 ΔK_{eff}領域ではKレベル依存のき裂閉口効果が重畳している様子を現わすために各効 果を逐次考慮した段階でのΔK_{eff}値を合わせて示してある。図より切欠底におけるき 裂のΔK_{eff}値が進展にともないいったん減少する挙動は切欠塑性効果によるものが支 配的となっており,またき裂の停留を決定する因子としてはKレベル依存のき裂閉口 効果が支配的となっていることがわかる。このようなΔK_{eff}値変化挙動から数種の負 荷レベル下における切欠底のき裂進展挙動の予側結果を示したものが図4-13である。 図2-10(a)の SM41A鋼切欠試験片における実験結果と比較すると予測結果における全 体的なΔK_{eff}値の変化傾向やき裂の停留現象の予知などの点でも良好な結果となって いることがわかる。

4・3・3 切欠底における種々のき裂進展現象

これまで述べてきた切欠塑性効果ならびに微小き裂効果に基づく理論を種々の切欠

底のき裂問題に応用してみる、切欠塑性効果ならびに物理的微小き裂に基づく理論と 切欠底におけるき裂進展挙動が有効応力拡大係数幅 Δ K eff に支配されているという概 念をあわせて用いることにより,次のような現象が容易に説明できる.

(1) 同一材料,同一試験片形状(切欠形状)の下では停留き裂長さおよびき裂進 展速度が最小となるき裂長さなは負荷応力レベル(すなわち主として切欠による塑性 域寸法)に依存し,正の相関を示す.

(2) 切欠底におけるき裂が進展中にき裂進展速度の極小値をとるき裂長さα'は切欠による塑性域寸法ωあるいは物理的微小き裂長さα。をはるかに超えることはない. さらに同様の理由からωやα。よりはるかに長い停留き裂は存在しない.

まず(1)については図3-2 に示した SM41A炭素鋼切欠試験片における停留き裂長 さと負荷応力レベルの関係を見ても明らかであり,小林ら^{IIII}や中井らの炭素鋼切欠試 験片における停留き裂長さに関する実験結果^{II2I}にもこのことが明瞭に現われている. またき裂進展速度が最小となるき裂長さについては 2・5・3の図2-18においてき裂開口 レベルが巨視き裂の値に漸近するのは負荷応力レベルによらずき裂長さαとωの比が ほぼ 1のときであることからも明らかである.これらはすべてき裂開閉口挙動が切欠 塑性効果の影響域から脱するき裂長さが負荷応力レベルに依存することに起因してい る.

(2) についてはき裂開閉口挙動が長いき裂の開閉口レベルに漸近し終えるき裂長 さが切欠による塑性域寸法ωあるいは微小き裂長さa。とほぼ等しく,それより長いき 裂の開口比率はほぼ一定値を示すため,一定荷重下において切欠塑性域より長いき裂 のΔKeff値がその進展中に下限界レベルΔKeff.thを下回るといった現象はない.また 微小き裂の効果ならびに切欠塑性効果が存在しない場合,切欠底においてき裂が良く 開口することはない.その結果,有効応力拡大係数幅ΔKeffが大きな値をとり,き裂 進展中に進展速度が極小値を取るといった挙動はとり得ないから停留き裂も観察され ないことになる.表4-2 には SM41A炭素鋼切欠試験片における停留き裂長さと切欠に よる塑性域寸法をまとめて示した.ここでの微小き裂への遷移き裂長さa。は0.24mmで あった.表4-2 をみても近似的に上述のことが成立していることがわかる.

このように停留き裂長さと塑性域寸法あるいはゐ値とが良い対応を示すことは中井

- 78 -

| 負荷応力レベルΔσ(MPa) | 停留き裂長さ anne (mm) | 塑性域寸法ω(mm) |
|----------------|------------------|------------|
| 130 | 0.029 | 0.108 |
| 140 | 0.097 | 0.129 |
| 150 | 0.058 | 0.151 |
| 160 | 0.160 | 0.175 |
| 183 | 0.291 | 0.235 |

表4-2 SM41A 鋼切欠試験片(ρ=0.1mm)における停留き裂長さと塑性域寸法

ら¹⁰²や小林ら^{IIII}の実験結果においても認められる.しかし詳細に見ると停留き裂長さ は塑性域寸法より長くなっているものもある.これは切欠底のき裂開閉口に対して切 欠塑性の影響の及ぶ範囲がき裂長さが切欠塑性域寸法に等しいところまでではなく, 図4-6(b)でも示したように切欠塑性域寸法に等しくなってもなおき裂の塑性域は切欠 による塑性域と干渉し合っていることおよび α,の寸法がωを上回っていることに起因 しているものと考えられる.しかし全体的な傾向からみれば切欠塑性効果による挙動 が支配的となっている.また古くから停留き裂の形成限界を与えるものとして図3-1 に示したような耐久限度 Δσω -応力集中率ん線図における分岐点が提案されている が,分岐点における切欠底の最大弾性応力を計算すると,これらはほとんど降伏応力 を上回るかあるいは一致していること¹¹³¹から考えて,分岐点による停留き裂形成限界 条件は一般的には負荷応力レベルが切欠底において塑性変形を生じる程度に大きく, かつき裂発生限界応力よりも大きいこと,さらには破断限界応力以下であることであ る.

4・4 結 言

切欠底に発生した寸法の小さなき裂の開閉口挙動を弾塑性有限要素法を用いて解析 的に調べ、切欠底におけるき裂の開閉口挙動を支配する主要因子について解析的に検 討した.さらにその結果に基づき提案した切欠底におけるき裂進展・停留則を,実験 結果と比較検討した結果,以下のような結論が得られた.

(1) 切欠底における短いき裂が良く開口する要因としては切欠によって誘起される塑性変形の影響によるものとき裂の寸法が短いために生ずるものとがあるが、この中でも切欠塑性効果によるき裂開口が主要因であることが明らかとなった。このよう

な切欠塑性効果に基づくき裂開口挙動は圧縮負荷応力レベルと良い対応があり,材料 ・切欠形状が一定であれば切欠によって誘起される塑性域の寸法の関数であることが 明らかとなった.

(2) 切欠底におけるき裂の切欠塑性効果によるき裂開口量は圧縮負荷応力レベル の値に強く依存し,最小負荷応力レベルで無次元化した開口レベルをき裂長さの一価 関数で表現することができる.

(3) 切欠底における微小き裂は良く開口するが,これは切欠塑性効果により誘起 されたき裂開口がその支配因子であった.しかしき裂が停留するような低負荷応力レ ベルにおいては切欠塑性誘起き裂開口現象に加えて他のき裂閉口メカニズムを考慮す る必要がある.

(4) 停留き裂は切欠底におけるき裂の△Keff値がき裂進展に伴いいったん低下し、 下限界値△Keff.thを横切るときに形成される.しかしこのような△Keff値減少の主要 因となっている切欠底における塑性変形が生じないような条件下では停留き裂は形成 されにくいことが予想される.

(5) 切欠塑性効果ならびに微小き裂効果に基づくき裂開口概念の適用限界はき裂 長さが微視組織学的微小き裂への遷移長さα。を下回る場合である.さらに切欠底の塑 性域寸法ωが物理的微小き裂長さα。を大きく下回る場合にはα。に基づくき裂開閉口挙 動に遷移する.

参考文献

- [1] K.Tanaka, Y.Nakai and M.Yamashita, Fatigue growth threshold of small cracks, International Journal of Fracture, 17 (1981), 519-532.
- [2] H.Ziegler, A modification of prager's hardening rule, Quartarly of Applied Mathematics, 17 (1959), 55-65.
- [3] P.Lukáš and M.Klesnil, Fatigue limit of notched bodies, Materials Science and Engineering, 34 (1978), 61-66.
- [4] W.Elber, The significance of fatigue crack closure, ASTM STP 468 (1971), 230-242.

- 80 -

- [5] G.Glinka , Energy density approach to calculation of inelastic-strainstress near notches and cracks , Engineering Fracture Mechanics , 22-3 (1985) , 485-508 ; Calculation of inelastic notch-tip strain-stress histories under cyclic loading , Engineering Fracture Mechanics , 22-5 (1985),839-854.
- [6] B.Budiansky and J.W.Hutchinson, Analysis of crack closure in fatigue crack growth, Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME., Ser.A,45-2 (1978),267-276.
- [7] S.Taira, K.Tanaka and Y.Nakai, A model of crack tip slip band blocked by grain boundary, Mechanics Research Comminucations, 5 (1978), 375-381.
- [8] 城野政弘,宋 智浩,岡部雅彦,上杉暢彦,大垣雅由,江口直紀,発生初期微小 疲労き裂から弾塑性巨視疲労き裂までのき裂進展速度と開閉口挙動,材料, 33-368 (昭和59-5),560-565.
- [9] K.Minakawa and A.J.McEvily, On closure in the near-threshold region, Scripta Metallurgica, 15-6 (1981), 633-636.
- [10] S.Suresh, G.F.Zamiski and R.O.Ritchie, Oxide-induced crack closure: An explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior, Metallurgical Transactions, 12A (1981), 1435-1443.
- [11]小林英男,中沢 一,炭素鋼の疲れき裂を進展させるのに必要な繰り返し応力に ついて(続報),日本機械学会論文集,36-291 (昭和45-11),1789-1798.
- [12]中井善一,田中啓介,川島理生司,低炭素鋼切欠き材における疲労き裂の伝ばと 停留,材料,32-356 (昭和58-5),75-81.
- [13] 西谷弘信,炭素鋼の回転曲げ試験における分岐点ならびに疲れ限度の寸法効果 (小形材による検討),日本機械学会論文集,34-259(昭和43-3),371-382.

第5章 中高温域における疲労き裂進展な らびに下限界挙動

5・1 緒 言

前章では切欠底における小寸法疲労き裂の進展・停留則について論じ,切欠底のき 裂進展挙動は基本的には切欠によって形成された塑性域の効果とき裂長さが微小であ ることによるき裂開閉口の変化,とりわけ前者の効果が本質的であり,またこれらを 考えることにより良好な予測が可能となることを示してきた.しかし切欠底において き裂が停留するような場合には切欠塑性ならびに微小き裂効果の二種類の効果に加え, 低進展領域におけるき裂先端閉口変位が微小であることに起因したき裂閉口のΔKレ ベル依存を考慮する必要のあることを指摘した.このようなき裂進展下限界近傍のき 裂閉口現象は切欠底に固有のものではなく巨視き裂における下限界挙動と類似のもの と考えられる.この下限界挙動を支配するき裂閉口現象として,破面あらさにより生 ずるき裂上下面の不整合に起因した破面あらさ誘起閉口⁽¹⁾~⁽³⁾ならびに破面上に付着 ・生成する酸化物に起因する酸化物誘起閉口⁽⁴⁾~⁽⁶⁾などの因子が複雑に絡み合ってい ることが考えられる.

そこで本章では常温あるいは高温大気中における酸化特性が顕著に異なるオーステ ナイト系ステンレス鋼SUS304と溶接用圧延鋼 SM41Aを用いて,常温から中高温域にわ たる広い試験温度条件下における巨視き裂の下限界より高い進展速度領域から下限界 近傍の低進展速度領域におけるき裂進展挙動を調べ,これらの領域のき裂進展挙動を 支配する力学因子について検討する.さらに下限界近傍のき裂開閉口挙動に影響を及 ぼす個々のき裂開閉口成分について詳細に検討するために,まずこれらのき裂開閉口 成分を分離・抽出し,その各成分がどのように絡み合っているかを調べる.あわせて 両鋼の中高温下・下限界近傍における疲労き裂進展挙動を支配する主要因子ならびに き裂進展下限界の有効値ΔKeff.thがいかなる因子により規定されているかについても 検討した.

次に次章ではこれらの相互作用を調べ,低進展速度域におけるき裂開閉口挙動に及

ぼす影響因子を総合的に検討し,低進展速度領域におけるき裂開閉口挙動に関するモ デル化を試みることとする.

5·2 実験方法

実験に用いた材料は板厚 5mmのオーステナイト系ステンレス鋼SUS304と板厚 6mmの 溶接用圧延鋼 SM41Aであり,化学組成は第2章の表2-1 に示すものと同様である.試 験片は図5-1 に示すような片側に V型のスタータ・ノッチを有する片側切欠試験片で ある.下限界近傍レベルにおける疲労試験には試験片に低負荷応力レベル下で疲労き 裂を発生させ,スタータ・ノッチの影響を十分無視できる程度き裂を進展させた後, 本実験に供した.両鋼試験片は機械加工および予き裂導入時の荷重履歴の影響を除去 する目的で,疲労試験に用いる前にSUS304鋼には1050℃30分保持後急冷の溶体化処理 を,また SM41A鋼には 650℃30分保持の応力除去焼なましを施した。熱処理後の SUS 304 鋼の平均オーステナイト結晶粒径ならびに SM41A鋼の平均フェライト結晶粒径, さらにはそれぞれの材料の機械的性質についても第2章の表2-2 と全く同様である.



図5-1 試験片形状

疲労試験にはSUS304鋼に対しては電気炉(最大600 ℃)を装着したシェンク型疲労 試験機(東京衡機製)を使用し, SM41A鋼に対しては簡易電気炉を取り付けた曲げね じり疲労試験機(島津製作所製)を用いた.両試験機における荷重負荷様式は共に面 内曲げ,負荷荷重は両振り(R=-1)であり,荷重漸減法により下限界近傍の疲労 試験を行った.すなわちき裂の微小進展の後,負荷荷重を徐々に減少させた.荷重漸 減率は10%以下とした.繰返し速度はSUS304鋼については30Hz, SM41A 鋼については 33Hzである.試験温度はSUS304鋼については常温,100℃,300℃,500℃の4種類,SM41 A 鋼については常温,100℃,300℃,400℃の4種類である.き裂長さの測定には移動顕 微鏡を用いた.またき裂開閉口挙動の測定は第2章と同様,切欠背面あるいは切欠上 をまたぐように貼付したひずみゲージを用い,除荷弾性コンプライアンス法⁽⁷⁾により 行った.高温度条件下におけるき裂開閉口挙動の測定はひずみゲージの耐熱性の都合 上,各測定毎に試験片を常温まで冷却した後,ゲージを貼付することにより行った. なお 100℃および 300℃においては耐熱性接着材を用いて試験片背面に貼付したひず みゲージにより直接高温下き裂開閉口の連続測定を行った.なおこの方法で得られた 結果を上述の常温まで冷却した後測定する方法によった場合の結果とを比較し,両者 がほぼ一致することを確認した.破面あらさの測定は触針式あらさ計にマイクロコン ビュータを接続したものを使用し,触針子を三次元的に移動させながら,いったんデ ィジタル化したデータを採取した後,計算および作図処理を行った.応力拡大係数*K* はTadaの式⁽⁸⁾を用いて算出し,応力拡大係数幅*ΔKと*してはKmax(*R*<0)を採用した.

5・3 実験結果

5・3・1 疲労き裂進展ならびに下限界挙動

SUS304鋼の常温,100℃,300℃,500℃の各試験温度条件下ならびに SM41A鋼の常温, 100 ℃,300℃,400℃の各試験温度条件下で行った下限界近傍レベルにおける疲労試験 の結果,得られた疲労き裂進展速度を応力拡大係数幅 ΔKで整理した結果をそれぞれ 図5-2(a)および(b) に示す.両図より明らかなように試験温度が上昇しても疲労き裂 進展曲線が低 ΔKに対応する下限界領域と,より高い ΔKに対応する線形き裂進展領 域の2つの部分から構成されている点は両鋼とも常温の場合と変わらない.しかしお のおのの進展曲線の試験温度による変化は非常に異なっている.

まずSUS304鋼の場合,高温下におけるdudN – ΔK関係は常温下のき裂進展曲線と交差する結果となっている.まず線形進展領域について見れば,試験温度が高くなるに つれてデータは高進展速度側に常温,100℃,300℃,500℃の順に高くなっている.常温 におけるき裂進展速度を基準にとって考えた加速の程度は同ΔKレベルで比較すると, 100 ℃で約2倍,300 ℃で約8倍,500 ℃で約12倍となっている.また同一き裂進展



速度で比較すれば,500 ℃,300℃,100℃,常温の順に高ΔK値となっている.一方, 下界領域について見ると,温度依存性は全くその逆となっている.すなわち下限界レ ベルΔKthは常温において最低となり,100 ℃,300℃と順次高くなり,500 ℃で最高 値となっている.

これに対し炭素鋼の場合、試験温度上昇に対する線形き裂進展領域の変化はステン

レス鋼と同様であるが、下限界領域については若干変化が複雑である.まず常温から 100 ℃程度まで試験温度が上昇すると下限界領域は若干低ΔK側へ移動するが、それ よりも温度が高くなると高ΔK側へ移動し始める.その結果100 ℃下のき裂進展曲線 は常温下の曲線に比べてわずかに高ΔK側へ平行移動した形となっている.しかし常 温あるいは100 ℃下のき裂進展曲線と300 ℃,400℃下のそれはステンレス鋼と同様, 互いに交差する結果となる.

5・3・2 き裂開閉口挙動

各種試験温度条件下のSUS304鑽ならびに SM41A鋼における進展中の疲労き裂の開閉 口挙動をそれぞれ図5-3(a)ならびに(b) に示した。両図において縦軸にはき裂開口比 率K op /K maxを,横軸には ΔK (=K max)をとってある.図5-3(a)のSUS304鋼におけ る結果には一定振幅荷重下において切欠底から発生し、停留き裂となったデータにつ いて記号に斜線を付して合わせて示してある。まずSUS304鋼の常温について見ると、 き裂開口比率K op ZK maxは ΔK レベルの高い時(ΔK > 7MPa $_{
m M}$)には,ほぼ一定値を 示しているが,7MPa氚より低いΔKレベルにおいてはΔKの減少とともに線形的に増 加し、 AKがその下限界値に近くなるとK op / K max値は急激に上昇する. すなわち下 限界レベルに近づくにつれき裂閉口現象が顕著に生じている. 100℃,300℃の中高温 下においてもこの傾向は同一であった。しかし線形進展領域および下限界領域におけ る K_{op} / K_{max} の絶対値は常温のそれに比べると、100 \mathbb{C} ,300 \mathbb{C} の順で全体的に低くな っている、すなわち中高温下においては常温よりき裂が良く閉口しており、試験温度 が高い程き裂は閉口しにくいという結果を示している。 500℃下の結果については明 確なことは言えないが,Kop/Kmax値は 500℃以下の場合の値と比較して全体的に小 さく,き裂が停止した下限界におけるKop/Kmax値(以下これを(Kop/Kmax)thと 称する)も常温下で約 0.7であるのに対し 500℃下では約0.3 といったように, 500 ℃では常温に比べてはるかに小さい結果となっている.SUS304鋼におけるKop/Koox 値は全体的に温度の上昇とともに低い値を示し,き裂進展が停止した状態でも高温下 においてはき裂が良く開口しているようである.

一方図5-3(b)の SM41A鋼の場合,各試験温度条件下における Δ K に対するき裂開口 比率 K op / K max値の変化傾向はSUS304鋼の場合と同様である.しかし種々の試験温度



(a) SUS304



図5-3 Kop / Kmax - △K関係

におけるKop/Kmax-ΔK曲線間の関係はSUS304鋼において認められたような関係と は若干の差異が認められる.すなわち常温から温度が上昇するにつれてKop/Kmax-ΔK曲線は全体的にいったん低下し,100 ℃を超えたあたりからは逆に上昇する傾向 となっている.

これらのき裂開閉口挙動を考慮した力学因子である有効応力拡大係数幅 ΔKeff (=



Kmax−Kop)を用いて,図5-2(a)のSUS304鋼ならびに図5-2(b)のSM41A 鋼におけるき 裂進展データを再整理した結果をそれぞれ図5-4(a)および(b) に示す.

まず図5-4(a)のSUS304鐦におけるき裂進展速度とΔKeffの関係を図5-2(a)のΔKに よる整理と見比べてもわかるように、き裂開閉口現象を考慮すると、各試験温度下の 線形領域におけるき裂進展データはΔKによる整理結果より一致する方向に移動して いる.しかし詳細に見ると、なおも試験温度が高くなるにつれて若干線形進展領域は 高き裂進展速度側へ移動している.また下限界領域は試験温度上昇に伴い高ΔKeff 側 へ位置する傾向がより顕著になっており、進展下限界値の温度による変化はΔKeff を 用いても全く説明が困難である.

一方,図5-4(b)に示した SM41A鋼のΔK_{eff} - du/dN関係における線形進展領域はデー タが少なく明瞭ではないが,SUS304鋼の場合と比較すると試験温度に依らずほぼ一本 のマスターバンド内に整理されるようである.しかし下限界領域については温度上昇 に伴い高ΔK_{eff} 側へ移動するといったSUS304鋼の場合と全く同様の試験温度依存性が 観察される.

以上のように線形進展領域と下限界領域とでは試験温度により全く別種の変化傾向 が認められる.そこで 5・4節の考察では各種温度下の疲労き裂進展挙動を線形進展領 域と下限界領域の2つに場合分けし,それぞれについて考察を加えることにする.

5・3・3 破面観察

5・3・1節で示したSUS304鋼および SM41A鋼の試験温度上昇に伴う Δ K th 値上昇の要 因の一つとして破面あらさによるき裂面の不整合や破面上に付着した酸化物により誘 起されたき裂閉口レベルの上昇が考えられる。そこで本節ではまず各種試験温度下に おけるSUS304鋼および SM41A鋼の下限界近傍破面のあらさを定量的に評価する。

図5-5 および図5-6 にはそれぞれSUS304鋼,SM41A鋼の各試験温度条件下で形成された下限界近傍における破面のSEM写真の一例を示す.

まず図5-5(a)の常温下SUS304鋼の破面写真からわかるように下限界近傍の破面は全体的には比較的平坦であるが、き裂進展方向とほぼ平行にすじ状の小さな凹凸が多数 認められる。それに対して図5-5(b)に示したように、高温下(300℃) SUS304鋼の破面 には常温下で認められたような細かいすじ状の凹凸は消失し、比較的大きな単位での 凹凸が破面全体にわたって認められる。しかし図5-6 に示した SM41A鋼の破面写真か らもわかるように炭素鋼の場合はステンレス鋼と異なり試験温度の上昇に伴い破面様 相には大きな変化が認められない。

これらの下限界近傍の破面様相を定量化するために触針式あらさ計を用いてSUS304 鋼ならびに SM41A鋼の破面あらさを計測した結果を三次元的に表示したものがそれぞ れ図5-7 および図5-8 である.破面あらさの計測にあたっては触針をき裂進展方向と 平行にスキャンさせた.SUS304鋼の常温下においては図5-7(a)の破面のあらさ曲線か らも明らかにわかるように,破面は全体的に平坦であり,小さな凹凸が認められる. 図中下限界き裂前縁に近いA – A間における中心線平均あらさC.L.A.および二乗平均 あらさR.M.S.の値は常温下でそれぞれ 4.1μm,5.2 μm と極めて小さくなっている。 それに対して図5-7(b)に示した 300℃といった高温下における破面は大きな凹凸で 構成されており, C.L.A.値およびR.M.S.値も常温下のそれらと比べてはるかに高く, C.L.A.=11.5 μm,R.M.S.= 13.7μm と大きな値となっている.このようにSUS304鋼に おける疲労破面は高温になるほど破面あらさが粗くなることが明らかである.

それに対して SM41A鋼の場合は図5-8 に示した各種温度下の破面あらさ曲線を見て もわかるように試験温度が上昇しても破面の様相にはあまり変化がなく, C.L.A.値お



図5-6 SM41A 鋼の下限界近傍破面写真

 $100 \,\mu$ m



図5-8 SM41A 鋼の下限界近傍破面あらさ曲線

- 91 -

よびR.M.S.値は常温下ではそれぞれ 3.3µm, 4.1µm ,300℃下では 3.6µm, 4.4µm となっている.

次に破面上に付着した酸化物の厚さを定 量評価する.マクロ的な破面上の様相を観 察すると,まず SM41A鋼の常温下・下限界 近傍の破面上にはフレッティングによると 考えられる酸化物が下限界き裂先端後方に 帯状に認められたのに対して,300 ℃から 400 ℃の高温下における破面上には破面全 体にわたって薄茶色から濃い茶色の高温酸 化物が一様に付着していた.一方SUS304鋼 においても SM41A鋼と同様の傾向が認めら れるものの,その着色の程度から考えて量



図5-9 破面上付着酸化物量の変化

的にはかなり少ないものと考えられる.これらの酸化物厚さを定量的に把握するため に、ここではX線回折法を用いて酸化物の付着量を計測した.すなわち下限界近傍破 面にX線を照射し、酸化鉄Fe₂O₃ならびにFe₃O₄に対するX線回折強度からそれらの 量を推定した.この手法を用いると酸化物厚さの絶対値は評価できないが、試験温度 変化による酸化物厚さの相対的な変化はとらえることができる.各種温度下の SM41A 鋼について測定した破面上酸化物のX線回折強度を常温下における酸化物のX線回折 強度で無次元化して表わしたものが図5-9 である.図中には図5-7 ならびに図5-8 に 示した両鋼の下限界近傍(A-A 間)における破面あらさR.M.S.の値もあわせて示した. 図5-9 よりSM41A 鋼においては常温から 200℃程度までは酸化物量に大きな変化は観 察されないが、それ以上の試験温度においては温度上昇に伴い破面上に急速に酸化物 が堆積することがわかる.すなわち 400℃下における破面上付着酸化物量は常温下の 場合と比較して約4倍である.炭素鋼におけるこのような酸化物付着の様相は小林ら の指摘¹⁰¹ともほぼ一致している.一方、SUS304鋼の場合には試験温度が 500℃の高温 下であっても酸化物の堆積量は極めて少なく、X線回折法を用いての酸化物量の定量 化は困難であった.すなわちSUS304鋼の場合には SM41A鋼の場合ほど破面上に酸化物 が堆積してはおらず、その堆積量は極めて微量であることが判明した。

5・4 考 察

5・4・1 線形領域における疲労き裂進展

5・3・1節において SM41A鋼の場合には明瞭ではないが, SUS304鋼の疲労き裂進展曲

線中の Paris則が成立するような線形 進展領域におけるき裂の進展速度は試 験温度の上昇とともに高進展速度側に 位置する傾向を示していた。このよう な進展挙動はき裂開閉口挙動を考慮し てもなお説明し得ない現象であること を明らかにした。ここでは中高温下・ 線形進展領域におけるき裂進展挙動を 支配する主要破壊力学パラメータにつ いて検討する。



図5-10 σys, Eの試験温度依存性

高温下でき裂進展速度が常温のそれに比べて速くなる要因としてまずき裂開閉現象 が考えられる。しかしき裂開閉挙動を加味した有効応力拡大係数幅 Δ K eff を用いても なお進展速度は高温下の方が若干高くなることを図5-4(a),(b)で示した。したがって



図5-11 da/dN - ΔK eff / E関係(SUS304)



図5-12 $da/dN - \Delta K_{eff} / \sqrt{E\sigma_{ys}}$ 関係

高温下におけるき裂進展速度の加速の主要因はき裂開閉口挙動のみではなく,温度変 化に伴う材料特性の変化が影響を及ぼしていることが考えられる.ここでは高温下に おける線形進展領域の高進展速度側への逸脱が明瞭であるSUS304鋼の場合について, 材料特性の変化の影響について検討する.図5-10には本研究で用いたSUS304鋼の各種 温度下における降伏応力(0.2%耐力) σ ys ならびにヤング率Eをまとめて示した.図 より高温下では材料のヤング率Eや降伏応力σ ys が著しく低下することがわかる.そ こでこのような材料特性の変化を考慮したパラメータを考える.

まず有効応力拡大係数幅 A Koffをヤング率で除した A Koff / Eなるパラメータで各 種試験温度下におけるき裂進展挙動を整理した結果が図5-11である。線形進展領域に おけるき裂進展データは $\Delta K_{eff} / E$ を用いることにより、単に ΔK_{eff} を用いた時に比 べてより良く整理されることがわかる。ヤング率の異なる材料におけるき裂進展デー タを統一的に整理する上でΔK.sr/Eはしばしば用いられているが、同一材料におい て試験温度によりヤング率が変化する場合でもこのパラメータは有用である。しかし 一方,図5-11を詳細に調べてみると、なおも高温下の進展データが常温下のデータの 若干上方に位置している.これはき裂開口特性の変化を代表するものとしてヤング率 のみを採用したためと考えられる。そこで次にヤング率と降伏応力の積を考えてみる。 図5-12は有効応力拡大係数幅ΔK。ffを材料の降伏応力σ vs とヤング率Eの積の平方根 で除したΔKeff/√Eσァでき裂進展データを再整理したものである.線形領域に限 ればΔKeffノ√Eσァsを用いるとすべての試験温度条件下におけるデータが一本の直 線上に整理される.このようにストライエーション型き裂進展の場合にはき裂先端開 口変位に密接に関係している材料特性値の変化、特に降伏応力とヤング率の変化を同 時に考慮したパラメータを用いることにより線形領域の疲労き裂進展挙動をうまく説 明できる.しかし下限界領域についてはこのような材料特性の変化を考慮に入れるこ とにより、試験温度による差がさらに大きくなり、全く説明が不可能となる方向であ ることが図5-11および図5-12から容易に理解できる.

5・4・2 疲労き裂進展下限界領域

5・3・1節で述べたようにSUS304鋼ならびに SM41A鋼の高温下における進展下限界値 ΔKthは常温下のそれに比べて著しく上昇していた.これらの挙動は SM41A鋼の場合



図5-13 ΔKth, ΔKeff.thの試験温度依存性

には図5-9 に示したように高温環境下において下限界近傍の破面上に形成される高温 酸化物の堆積が顕著となること、あるいはSUS304鋼の場合には図5-7 の破面あらさ曲 線を見てもわかるように高温下における著しく粗い破面あらさなどに誘起されてき裂 閉口点が上昇したため,見かけ上,き裂進展下限界が上昇したものと解釈することも できる.しかし図5-4(a)ならびに図5-4(b)にも示したように,これらのき裂閉口現象 をすべて考慮した有効応力拡大係数幅の下限界値AK。ff.thにも試験温度とともに高く なる傾向が認められる。図5-13には両鍋における各種温度下のき製進展下限界値なら びに下限界におけるき裂開口比率(K₀ヮ/K max)th をまとめて示した.図5-13におい て下限界値 ΔK th と ΔK eff.th の差 ΔK closure を考えると,この値は見かけ上の下限 界値に対してき裂開閉口現象が寄与している程度を表わしていることになる.SUS304 鋼の場合ΔKclosure は試験温度が上昇してもあまり変化せずほぼ一定であり,低下 傾向すら観察される.このことからSUS304鋼の場合には試験温度が高温になってもき 裂閉口現象が顕著にはなっていないことがわかる.高温下SUS304鋼におけるΔK+hの 上昇はき裂閉口を介してではなくむしろ高温下における材料の特性寸法の変化が主因 となっているものと考えられる.一方 SM41A鋼においてΔKclosure の変化を観察す ると,この値は 200℃程度まで試験温度が上昇してもΔKclosure はほとんど変化せ



ず, さらに温度が高くなるとΔKclosure は顕著に上昇することがわかる.したがっ て SM41A鋼の場合にはSUS304鋼の場合とは大きく異なり,試験温度上昇に伴いき裂閉 口現象が顕著となっていることがわかる.さらに SM41A鋼におけるΔKclosure の試 験温度に対する変化は図5-9 に示した破面上の堆積酸化物量の変化と良く対応してい ることがわかる.このことから SM41A鋼における高温下き裂閉口には酸化物に誘起さ れた閉口現象が強く寄与しており,ΔKthの上昇の主要因は酸化物誘起き裂閉口現象 であることがわかる.

以上のことからき裂進展下限界領域における閉口レベルに対しては酸化物の影響が 支配的であることがわかる.さらにここで扱ったようなオーダーの破面あらさがき裂 閉口レベルに及ぼす影響は極めて小さく,破面酸化を伴わない破面あらさのみの要因 でき裂閉口現象が顕著となることはないことがわかる.すなわち破面あらさ誘起き裂 閉口が単独で及ぼす影響は少なく,破面あらさと同時に破面上に酸化物の付着を伴い 両者が互いに助長しあう場合に限り,影響が顕著に現われるものと考えられる.

図5-14はSUS304鋼および SM41A鋼における下限界値の変化とその要因を模式的に示 したものである.温度上昇に伴い ΔKth 値が上昇する挙動はSMA41A鋼, SUS304鋼の両 鋼ともほとんど同様であるが, SMA41A鋼の場合は図5-14(b) に示したようにき裂開閉 口現象が支配的であり, ΔKeff.thの値は試験温度によってあまり変化することはない. それに対してSUS304鋼の場合は図5-14(a) に示したようにき裂開閉の影響は温度によ りあまり変化せず, ΔKeff.thの値の変化が顕著となっている.またこのような両鋼の ΔKeff.thの温度依存性は図5-9 に示した試験温度に対する破面あらさの変化と良く対 応していることがわかる. 高温下における Δ K eff.th 値の上昇傾向が材料によって著しく異なる点についてはあ まり明確ではないが, SMA41A鋼に比べて破面あらさの温度依存性が顕著な SUS304 鋼 において Δ K eff.th の温度依存が顕著なことから, き裂先端における変形の一単位を与 える特性寸法とも言うべきものがSUS304鋼の高温下においては温度上昇とともに大き くなり,材料のき裂進展抵抗が増すと考えると全体にわたって矛盾が生じないようで ある.換言すれば破面あらさはき裂閉口現象を介しては Δ K th 値上昇に関与しないが, 材料の進展抵抗 Δ K eff.th 値の上昇を通じ,最終的には Δ K th 値を上昇させる効果があ るものと考えられる.しかしながらこのような特性寸法の物理的実体が何であるか, また何故に Δ K eff.th が上昇するかについては,不明であり,Δ K eff.th 値の上昇に対す る要因については今後さらに詳細な実験ならびに検討が必要であると考えられる.

5・5 結 言

SUS304鋼ならびに SM41A鋼の常温から中・高温域における疲労き裂進展ならびに下 限界挙動を調べ,破面あらさや破面上に付着した酸化物厚さを測定した結果をもあわ せて検討した結果,以下の結論を得た。

(1) 中高温における疲労き裂進展速度は温度の上昇とともに線形き裂進展領域では速くなるが、下限界領域ではΔKthの顕著な上昇とともに進展速度は減少した.このような挙動は線形き裂進展領域では有効応力拡大係数幅ΔKeffを降伏応力とヤング率で修正したパラメータを用いることにより整理できた。

(2) ΔKth値上昇の原因は両鋼において著しく異なる。SUS304鋼の場合,高温に なるにつれて破面は著しく粗くなるが,それに伴ってき裂閉口が顕著に生ずることは なく,ΔKth値の上昇は主としてΔKeff.th値の上昇に起因する.一方 SM41A鋼の場合, 破面上に付着した酸化物の堆積量はΔKthレベルの上昇と良く対応し,ΔKth値の上 昇は主として酸化物誘起によるき裂閉口の上昇に起因することが明らかとなった。

(3) 中高温下・下限界近傍領域におけるき裂開閉口挙動を支配する主要因は酸化物誘起き裂閉口現象であることが明らかとなった。破面あらさ誘起き裂閉口現象は破面の凹凸のみにより生ずることはなく,酸化物の付着を伴う時に初めてき裂閉口を助長する効果をもたらすものと考えられる。

(4) SUS304鋼および SM41A鋼の進展下限界の有効成分 Δ K eff.th 値の温度上昇に伴う変化傾向は破面あらさの変化と良い対応関係があった.

参考文献

- [1] K.Minakawa and A.J.McEvily, On crack closure near threshold region, Scripta Metallurgica, 15-6 (1981), 633-636.
- [2] G.T.Gray, III, J.C.Williams and A.W.Thompson, Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructually sensitive fatihue crack growth, Metallurgical Transactions, 14A (1983), 421-433.
- [3] W.L.Morris , M.R.James and O.Buck , A simple model of stress intensity range threshold and crack closure, Engineering Fracture Mechanics , 18-4 (1983),871-877.
- [4] R.O.Ritchie, S.Suresh and C.M.Moss, Near-threshold fatigue crack growth in 2 1/4Cr-1Mo pressure vessel steel in air and hydrogen, Transactions of the ASME., ser. H, 102 (1980), 293-299.
- [5] A.T.Stewart, The influence of enviornment and stress ratio on fatigue crack growtrh at near-threshold stress intensities in low-alloy steels, Engineering Fracture Mechanics, 13 (1980), 463-478.
- [6] S.Suresh, G.F.Zamiski and R.O.Ritchie, Oxide-induced crack closure : An explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior, Metallurgical Transactions, 12A (1981), 1435-1443.
- [7] 菊川 真,城野政弘,田中健一,高谷 勝,除荷弾性コンプライアンス法による 低進展速度領域における疲労き裂進展速度とき裂開閉口挙動の測定,材料,25-279 (昭51-9),899-903.
- [8] H.Tada and P.C.Paris, The stress analysis of cracks handbook, DEL Research Corporation (1973), 2.14.
- [9]小林英男,朴 卿東,辻 裕一,金沢博史,中沢 一, SFVV3鋼の疲労き裂進展 下限界に及ぼす高温酸化被膜の効果,日本機械学会論文集,51-463 (昭60-3)。

第6章 き裂開閉口挙動に対する酸化物・ 破面あらさの影響

6・1 緒 言

前章では特にき裂進展に対する材料強化のメカニズムとして近年注目されている破 面の凹凸によるき裂上下面の不整合がき裂閉口を助長する破面あらさ誘起き裂閉口現 象⁽¹¹⁾~⁽⁵⁾ ならびに破面上に酸化物が付着・たい積することによりき裂閉口が促進され る酸化物誘起き裂閉口現象⁽⁶⁾~⁽¹¹⁾に重点を置き,SUS304鋼ならびにSM41A 鋼を用いて 中高温試験条件下におけるき裂進展ならびにき裂閉閉口挙動を調べた結果,き裂閉口 に対しては破面上に付着した酸化物がき裂閉口を助長する効果に比べて破面あらさが 単独でき裂閉口に寄与する効果は極めて少ないことを明らかにした。しかし破面のあ らさが変化しながら酸化物の付着が顕著となる場合,すなわち酸化物と破面あらさの 両者の効果が重畳する場合のき裂開閉口メカニズムについてはほとんど調べられては いなかった。実際の金属材料の破面上ではそれぞれの因子だけが作用していることは 極めてまれであり,ほとんどの場合両者の効果が混在している。したがって破面あら さと破面上付着酸化物の両者の重畳効果を解明することはきわめて重要な問題である。

そこで本章では材料としては高温試験条件下で酸化が顕著におこり,破面上に厚い 酸化物層の付着が予想されるような結晶粒径の異なる二種類の低炭素鋼を用い,常温 のみならず高温試験環境下においても疲労き裂の進展下限界挙動を調べ,まずき裂開 閉口挙動に及ぼす破面あらさならびに酸化物の単独の効果をそれぞれ分離することに よりおのおのの影響因子について検討し,次に破面あらさと酸化物の両者の効果が重 畳した場合のき裂開閉口挙動に及ぼす相乗効果について詳細に調べた.さらに中高温 下・き裂進展下限界近傍のき裂開閉口メカニズムについて総合的に検討し,き裂開閉 口挙動のΔKレベル依存に関する簡単なモデルを提唱する.

6・2 実験方法

実験に用いた供試材はDP鋼として用いられる表6-1 のような化学組成を有する板
表6-1 化学組成

| С | Si | Mn | Fe |
|------|------|------|----|
| 0.11 | 0.20 | 0.46 | R. |

| 表6-2 | 機械的 | 性質 |
|------|-----|----|
| | | |

| - | treatment | | |
|------------|--|--|--|
| Material S | 800°C Water Quench + 650°C 30min Annealing | | |
| Material L | 900°C Furnace Cooling | | |



図6-1 表面組織写真

 $100 \,\mu$ m

厚3mmの炭素鋼である.通常の低炭素鋼と比較して強度レベルをあまり変化させない 目的で,表6-2 に示すように,通常のDP鑈に適用されている処理とは若干異なる二 種類の熱処理を施すことにより結晶粒径を変化させた.それらの平均フェライト結晶 粒径は約20μmと約80μmであり(以下それぞれの材料をS材・L材と称する),S 材はフェライトー焼き戻しマルテンサイト組織,L材はフェライトーパーライト組織 である.両材の表面組織写真を図6-1 に示した.なおS材ならびにL材の常温下にお ける降伏強さはそれぞれ 379MPa,199MPaであり,引張り強さはそれぞれ 499MPa,337M Paと両者の強度には若干差異がある.しかしマイクロビッカース硬度計を用いて計測 した各相の硬度はS材のマルテンサイト相が 221,L材のパーライト相が 175であり, 両者の硬度にあまり大きな差異は認められなかった.試験片は図6-2 に示すような片 側にV型のスタータ・ノッチを有する片側切欠試験片である.なお下限界近傍の疲労 き裂進展試験に用いる試験片には低負荷応力で切欠底に2mm程度の長さの疲労予き裂 を導入した後,本試験に供した.

疲労き裂進展試験には電気炉を装着したシェンク型疲労試験機を用い,面内曲げ, 両振り荷重負荷条件下(*R*=−1)で,繰返し速度は30Hzである.試験温度としては 常温ならびに 300℃の二種類の試験環境下で行った.下限界近傍の疲労き裂進展試験



図6-2 試験片形状

は荷重漸減法により行った。荷重漸減率は10%以下とした。き裂長さの計測は移動顕 微鏡を用いて行った。き裂開閉口挙動の測定は切欠をまたぐように貼付したひずみゲー ジを用い除荷弾性コンプライアンス法⁽¹²⁾により前章と同様の手法で行った。下限界近 傍の破面あらさは触針式あらさ計にマイクロコンピュータを接続し、連動させること により三次元的に計測した。また破面上に付着した酸化物量はX線ディフラクトメー タを用い、酸化物のX線回折強度から算定した。

6・3 実験結果

6・3・1 下限界近傍疲労き裂進展挙動

下限界近傍における疲労き裂進展ならびに開閉口挙動に対する結晶粒径依存性なら びに試験温度依存性を調べるために,結晶粒径の異なるS材・L材につき常温下なら びに 300℃の高温試験環境下において疲労き裂進展試験を行った.図6-3 はそれらの 疲労試験より得られた疲労き裂進展速度dddNを応力拡大係数幅 ΔK (=Kmax, R<0) で整理したものである.まず常温下における両材料の結果を比較すると,下限界近傍 の ΔK レベルにおいてはS材に比べて粒径の大きいL材におけるデータが低進展速度 側に位置しており,き裂進展下限界レベル ΔK th 値もL材の方が高い値を示している. さらに高温下における両材料の結果も常温下における結果と同様であり,同一 ΔK レ ベルで比較するとS材のき裂進展速度はL材のそれよりも高くなっている.このよう な下限界近傍におけるき裂進展挙動の結晶粒径依存性は他鋼種⁽¹⁴⁾で認められるものと 同様の結果となっている.次に常温下と 300℃の高温下における下限界レベル ΔK th



図6-3 da/dN - △K関係

の値を比較すると、常温下S材では5.1MPa√m、高温下S材では8.8MPa√mであり、L材 についても常温下では5.6MPa√m、高温下では9.0MPa√mとなっている。このように両材 料とも高温における下限界レベルの方が常温下における値より極めて高い値を示して いる。これらの高温下におけるΔKth値の上昇傾向は前章のSUS304鋼や SM41A鋼の結 果と全く同様であり、その原因として破面上に付着した酸化物や破面あらさによるき 裂開閉口挙動あるいはΔKeff.thの上昇に起因していると考えられる。

6・3・2 き裂開閉口挙動

図6-4 は下限界近傍の疲労き裂進展試験中に得られたき裂開閉口挙動をまとめて示 したものである、図6-4 の縦軸は無次元化したき裂開口時の応力拡大係数Kop/Kmax であり、横軸はΔKである。き裂開閉口比率Kop/Kmaxの負荷レベルΔKに対する変 化は粒径の大小によらず同様となっている、すなわちΔKレベルが減少し、下限界レ ベルに漸近するにつれてき裂開閉口比率Kop/Kmaxの値は急上昇しており、下限界近 傍におけるき裂閉口が顕著となっていることを示している、しかし両材料におけるき 裂開口比率Kop/Kmaxの絶対値を比較すると、その様相は若干異なっている・まず常 温下の下限界におけるS材とし材のき裂開閉口挙動を比較すると、S材におけるき裂 開口比率Kop/Kmaxが0.48であるのに対してし材における値は0.41となっており、S



温下におけるき裂開口比率を比較すると、S材の場合は常温下で0.48、高温下では0. 46であり、L材の場合は常温下で0.41、高温下で0.36となっており、両材料とも試験 温度が常温から高温に変化してもKop / Kmax値にはほとんど変化が認められない.こ れらの値のみから判断すると試験温度が高温になってもき裂閉口が顕著となることは ないようである.しかし本実験の場合、後述するように試験温度が常温から高温にな ると、それにつれて材料固有のき裂進展抵抗であるΔKeff.th値自身も変化することか



ら, Kop / Kmax値のみを基準にして下限界レベルに対するき裂閉口の寄与の程度を論 することはできない、き裂閉口の程度は後の節で述べるように Δ Keff.th 値から見掛け 上の進展下限界レベル Δ Kth までの上昇成分を考える必要がある。

これらのき裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅 Δ Keff を用いてき裂進展速 度を再整理した結果が図6-5 である。有効応力拡大係数幅を用いても下限界レベルの 結晶粒径依存性ならびに試験温度依存性が消失することはない。すなわち試験温度一 定のもとで比較すると粒径の大きいし材の方が,また同一材料では温度が高い方が, 高い Δ Keff.th値を示していることがわかる。このような下限界レベル Δ Keff.th値の粒 径依存性は Nakaiら⁽¹³⁾の結果と同様であり,また下限界レベルの試験温度依存性は前 章のSUS304鋼や SM41A鋼の下限界における挙動と同様の結果となっている。

6。3・3 破面観察

下限界近傍のき裂開閉口挙動を調べる上で,破面の凹凸や破面上に付着した酸化物 厚さの絶対量を把握することは重要である.本節ではこれらの量を定量評価する.

まず下限界近傍破面を巨視的に観察した。図6-6 には常温下ならびに高温下におけ るS材。L材両材料の下限界近傍の破面写真を示した。S材の下限界近傍破面は常温 。高温下とも比較的小さい単位の凹凸から構成されているのに対して,L材の方は極 めて大きな凹凸で構成されている。また両材料とも試験温度が高くなると破面上に付 着する酸化物の量が顕著となるようである。しかし特に 300℃の高温下における破面 を詳細に観察すると,下限界に達したき裂先端から後方数十μm にわたっては比較的 酸化膜の厚さが薄い領域が存在しているようである。このことから下限界レベル近傍 においては破面上酸化物によりき裂開閉口が特異な挙動を呈していることも考えられ る。

図6-7 には両材料の下限界近傍破面について触針式あらさ計を用いて測定した結果, 得られた三次元破面あらさ曲線を示した.まず常温下における両鋼の破面あらさにつ いて見れば,破面あらさは粒径の増大に伴いあらくなっていることがわかる.しかし 両材における破面あらさは試験温度が高くなってもほとんど変化がないようである. このように破面あらさが試験温度によらずほぼ一定となる結果は同系統の材料である SM41A鋼における結果とも一致している. き裂進展方向



図6-6 下限界近傍の破面写真

 $100\,\mu$ m





図6-7 下限界近傍の破面あらさ曲線



図6-9 破面上付着酸化物厚さ

次に破面上の付着酸化物量をX線回折法を用いて定量評価する.すなわち図6-8 に 模式的に示すように下限界近傍の破面上にX線を照射し,酸化物Fe₃O₄に対する回折 積分強度を調べた.図6-9 には常温下し材における酸化物回折強度で無次元化した各 種試験条件下の破面に対する回折強度比 I/I_{Lrt.}をまとめて示した.また同図には 図6-7 の破面あらさの定量化で得られた下限界近傍破面(A-A 間)の二乗平均あらさ R.M.S.値もあわせて示した.図より破面上のたい積酸化物によるX線回折強度は両鋼 とも試験温度が常温から高温になると約20倍程度増大していることがわかる.このこ とから破面のマクロ観察でも述べたように,試験温度が高温になると破面上付着酸化 物量は顕著に増大していることがわかる.材料別に見てみると,わずかではあるがし 材に比べて結晶粒径の小さいS材の方が試験温度によらず全体的に酸化物量は多いよ うであるが,その変化は試験温度に対する変化に比べると極めて小さい.

6・4 考 察

6・4・1 下限界レベルの結晶粒径依存性

S材とL材では本来異なる材料であるが、本節では特にき裂進展下限界レベルに及 ぼす結晶粒径の影響に着目して検討する.図6-3 に示した常温下におけるS材・L材 の下限界挙動を見てもわかるように結晶粒径が大きい程高いΔKth値を示す.このよ うなΔKth値上昇の要因としてはき裂開閉口挙動に及ぼす破面あらさの効果が考えら れる.破面あらさは図6-7 を見てもわかるように結晶粒径の大きい方があらくなって おり,破面あらさの値は ΔK th値の変化と良く対応しているようである.しかしすで に破面あらさの効果をも考慮に入れているき裂開閉口の影響を考慮した下限界レベル の有効成分 ΔK eff th値を調べると,この値にも ΔK th値の上昇と同様の結晶粒径依存 性が認められる.図6-10には常温下S材およびし材における下限界レベルをまとめて 示した.図6-10において ΔK th値と ΔK eff th値の差はき裂閉口現象の寄与の程度を表 わしていると考えられる.このようなき裂閉口現象の寄与の程度は粒径が変化しても 大きく変化することはない.すなわち破面あらさのみが変化してもき裂閉口が顕著と なることはないようである.このことは破面があらいだけではき裂閉口が顕著となる ことはない、すなわち破面あらさ誘起き裂閉口現象はほどんど生じないことを示唆し ている。このような結果は前章の中高温下SUS304鋼の結果と同様である。下限界レベ ルに対する結晶粒径依存性は破面あらさの変化を介してき裂閉口挙動を変化させるた めに生ずるわけではなく、主に材料固有のき裂進展抵抗である ΔK eff th値の変化に起 因しているものと考えられる.

6・4・2 下限界レベルの試験温度依存性

次にS材・L材における進展下限界レベルに対する試験温度依存性について検討する。図6-11は試験温度に対するS材・L材の下限界レベルの変化をまとめて示したも



図6-10 **ΔK th 値の結晶粒径依存性**



のである.両材とも試験温度が高温になるほどき裂進展下限界レベルΔKth値は上昇 する.一方,材料固有のき裂進展抵抗であるΔKeff.thの値も試験温度が上昇すると大 きくなる傾向が認められるものの,その変化の程度はΔKthの変化に比べると若干小 さい.その結果,試験温度が上昇するにつれき裂閉口現象の寄与の程度を表わすと考 えられるΔKth値とΔKeff.th値の差は大きくなっていることがわかる.すなわち常温 から高温へと試験温度が変化すると下限界レベルに対するき裂閉口現象の寄与が大き くなることがわかる.そこでこのようなき裂閉口現象に対する支配因子を調べること にする.図6-7 でも示したようにS材・L材の両鋼とも試験温度が上昇しても破面あ らさにはほとんど変化が認められなかったことから,ここでのき裂閉口現象に対する 要因としては破面上にたい積した酸化物がき裂の閉口を助長する酸化物誘起き裂閉口 現象が支配的と考えられる.酸化物の量は両材とも試験温度が高温になるにつれ急増 しているが.酸化物量のこのような変化はΔKth値とΔKeff.th値との差で与えられる き裂閉口現象の効果の大きさを現わす量とも良く対応している.したがって,ここで き裂閉口現象に寄与している因子は酸化物量の変化だけである.この酸化物がき裂閉 口現象に及ぼす効果については前章で得た結論と全く同様である.

また高温下のS材およびL材の下限界値 ΔKth に対するき裂閉口寄与の増大量に顕 著な差がなく,破面上に付着している酸化物量の変化のみでき裂閉口現象を矛盾なく 説明可能であることから,き裂閉口に及ぼす破面あらさの重畳効果はほとんどないよ うである.したがってき裂開閉口現象として近似的に塑性誘起き裂閉口と酸化物誘起 き裂閉口のみを考慮することにより十分良い精度でき裂閉口量を把握できるものと考 えられる.

一方,高温下の下限界においてはき裂閉口の寄与の増大と同程度のΔKeff.th値上昇 が観察される.すでに述べたように本研究で用いた低炭素鋼では破面あらさの値に温 度依存性が認められなかったことから,高温下におけるこのようなΔKeff.th値の上昇 の理由は前節において観察された結晶粒径の増大に伴うΔKeff.th値上昇,あるいは前 章の中高温下におけるステンレス鋼のΔKeff.th上昇のメカニズムとはやや異なること が予想される.これらの原因の一つとして加藤ら⁽¹⁴⁾が指摘しているようなひずみ時効 などの材料組織的な変化も考えられる. 6・4・3 き裂先端における開閉口メカニズム

本節では下限界レベル下のき裂先端近傍における開閉口メカニズムについて考察する.

まず破面あらさが変化した場合について考える.前節でも述べたように破面あらさ が変化してもき裂閉口を助長することはなく,破面あらさとき裂閉口レベルとの間に

は相関はないようである.これは次のような 理由によるものと考えられる、図6-12は破面 あらさがき裂開閉口挙動に及ぼす影響を模式 的に示したものである.ここでは簡単のため 破面形状としてき裂面の傾斜が±0で、周期 W,振幅Hのジグザグ状のものを考える.き 裂先端近傍に作用するモードⅡ変形成分ェが



図6-12 破面あらさ誘起き裂閉口

負荷応力レベル σ の θ 方向の分力に等しい,すなわち $\tau = \sigma \sin \theta$ と仮定すると,き 裂面がジグザグであるために生ずる残留き裂開口変位 δ_{rough} は τ に比例したき裂上下 面の相対変位の θ 方向成分に等しいから,

$$\delta_{\text{rough}} = \alpha \ (\sigma \ \sin \theta) \ \sin \theta \tag{6-1}$$

ここでαは比例定数である、上式からもわかるように破面あらさにより生ずる残留き 裂開口変位 δ_{rough}は破面あらさの周期W,振幅Hには依存しない、すなわち破面の凹 凸の形状が相似形である場合には破面あらさの値が変化しても破面あらさのき裂閉口 に及ぼす効果には何ら変化が生じないことになる、

以上より低き裂進展速度領域におけるき裂開閉口挙動に対しては破面あらさの影響 はほとんど皆無に等しく,破面上に付着した酸化物の効果のみを考えればよいことが 明らかとなった.そこで酸化物の効果をモデル化することにする.

簡単のため直線き裂のき裂面内に一様な厚さ δ_{oxide} /2の酸化物が付着しているような疲労き裂を考える。このき裂に対して図6-13に示すようなDugdale-Barenblattモデルを想定する⁽¹⁵⁾。き裂先端部において残留塑性ストレッチや付着酸化物の効果を考慮

した有効き裂先端開口変位δ_{eff,tip}は次 式で与えられる・

$$\delta_{eff,tip} = \delta_{tip} - \delta_r - \delta_{oxide}$$
(6-2)

ここで δ_{tip} :実際のき裂先端開口
 変位(物理的き裂先端開口変位)

δ_r :残留ストレッチ
 δ_{oxide}:付着酸化物厚さ



図6-13 破面上に付着物を伴う疲労き裂の Dugdale-Barenblattモデル

さらに物理的き裂先端開口変位 δ_{tip} は次式で与えられる.

$$\delta_{\rm tip} / \delta_{\rm o} = 1 - 2 \,\omega_{\rm r} / \omega \tag{6-3}$$

ここで ω_r :除荷による圧縮塑性域寸法(=($\pi/8$) (($K_{max} - K$)/2 σ_s)²) ω :最大塑性域寸法(=($\pi/8$) (K/σ_s)²)

除荷時にき裂先端開口変位が零になる時,き裂が閉口したと判断すると,その条件 は(6-2) 式で δ_{eff,tip} = 0 とすることにより(6-4) 式のように得られる.

$$K_{\rm cl} \neq K_{\rm max} = 1 - \sqrt{2(1 - \delta_{\rm r}/\delta_{\rm o} - \delta_{\rm oxide}/\delta_{\rm o})}$$
(6-4)

ここで δ_r / δ_o は*K*に依存しない定数⁽⁶⁾であり、*R*=0のとき0.8562である.

(6-4) 式をき裂開口時に拡張しK_{cl}をK_{op}と置換し,さらに酸化物の効果が無視し 得る程度に負荷レベルが高い時,長いき裂の開口比率(K_{op} / K_{max})[∞]に漸近するよ うに定数を定めることにより(6-5) 式に示すようなき裂開口比率K_{op} / K_{max}を与える 式が得られる.

$$K_{\text{op}} \neq K_{\text{max}} = 1 - \sqrt{\beta^2 E \sigma_0 \delta_{\text{oxide}}} \neq K_{\text{max}}$$
(6-5)



図6-14 酸化物誘起き裂閉口によるKop/KmaxのKmax依存性

ここで $\beta = (1 - (K_{op} / K_{max})^{\infty})^2$ であり、 $(K_{op} / K_{max})^{\infty}$ は付着酸化物の影響 を受けないような高Kレベル下におけるき裂開口比率である。

図6-14は常温下の SM41A鋼 (E = 200GPa, $\sigma = 274$ MPa) において0.05 μ m ~0.5 μ m の厚さの酸化物がき裂面上に付着した時,(6-5) 式に基づき評価したき裂開閉口挙 動を示したものである。本研究では酸化物厚さの正確な値は得られていないが,炭素 鋼における実測結果によれば常温下におけるその値は約0.1 μ m と報告されている⁽⁶⁾。 本材料についても酸化物厚さがこの値に近いと仮定すると,き裂開閉口挙動は常温下 における実験結果 (図5-3(b)) とも良く対応していることがわかる。このように高*K* レベルにおける K_{op} / K_{max} 値, すなわち (K_{op} / K_{max}) [∞]値の試験温度依存性の詳細 については不明であるが, (K_{op} / K_{max}) [∞]値からのき裂開口レベルの上昇について は(6-5) 式で十分表現し得ることがわかる。

6・5 結 言

二種類の結晶粒径を有する低炭素鋼について常温ならびに高温(300℃)下のき裂進 展下限界レベル近傍におけるき裂開閉口挙動とそのき裂先端近傍の破面あらさ・破面 上付着酸化物との関係を調べた。その結果,以下のような結論が得られた。

(1) 下限界近傍のき裂開閉口に及ぼす破面あらさの影響は破面上酸化物の有無に

かかわらず、極めて少ないことが明らかとなった。

(2) 破面上の酸化物はその付着量にほぼ比例してき裂閉口レベルを上昇させる効果があり、下限界レベル近傍のき裂開閉口に対しては塑性誘起き裂閉口現象の以外の 閉口メカニズムとして酸化物誘起き裂閉口が支配的であった。

(3) 材料固有のき裂進展抵抗 Δ K eff.th 値は結晶粒径が大きくなると上昇する.ま た試験温度の上昇とともに上昇することも明らかとなった.

(4) 破面上に付着した酸化物の効果のみを考慮することにより低き裂進展速度領 域におけるき裂開閉口挙動のΔKレベル依存性に対して良好な説明が可能となった.

参考文献

- [1] K.Minakawa and A.J.McEvily, On crack closure near-threshold region, Scripta Metallurgica, 15 (1981), 633-636.
- [2] G.T.Gray,III, J.C.Williams and A.W.Thompson, Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructually sensitive fatigue crack growth, Metallurgical Transactions, A, 14A (1983), 421-433.
- [3] W.L.Morris, M.R.James and O.Buck, A simple model of stress intensity range threshold and crack closure, Engineering Fracture Mechanics, 18-4 (1983), 871-877.
- [4]小林英男,中村春夫,柳瀬 悟,中沢 一,コンパクト試験片の破面粗さおよび 酸化物誘起き裂閉口の有限要素解析,日本機械学会論文集,51-461,A(昭60-1), 152-155.
- [5] 中村春夫,小林英男,柳瀬 悟,中沢 一,塑性,破面粗さおよび酸化物誘起き
 裂閉口の修正Dugdale モデルによる解析,日本機械学会論文集,51-461,A(昭60-1),148-156.
- [6]小林英男,朴 卿東,辻 裕一,金沢博史,中沢 一, SFVV3鋼の疲労き裂進展 下限界に及ぼす高温酸化被膜の効果,日本機械学会論文集,51-463,A(昭60-3), 799-805.
- [7] A.T.Stewart, The influence of environment and stress ratio on fatigue

crack growth at near-threshold stress intensities in low-alloy steels, Engineering Fracture Mechanics,13 (1980),463-478.

- [8] S.Suresh , G.F.Zamiski and R.O.Ritchie, Oxide-induced crack closure : An explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior , Metallurgical Transactions, A, 12A (1981), 1435-1443.
- [9] R.O.Ritchie , S.Suresh and C.M.Moss, Near-threshold fatigue crack growth in 2 1/4Cr-1Mo pressure vessel steel in air and hydrogen, Transactions of the ASME., Ser. H, 102 (1980), 293-299.
- [10] S.Usami , Y.Fukuda and S.Shida , Micr-crack initiation, propagation and threshold in elevated temperature inelastic fatigue , 4th National Congress on Pressure Vessel and Piping Technology , 83-PVP-97 , (1983), ASME.
- [11]長谷川典彦,広瀬素尚,加藤容三,正木信行,低炭素鋼の高温における各種疲労 限度と下限界応力拡大係数幅との関係,日本機械学会論文集,43-426,A(昭57-2), 132-140.
- [12]菊川 真,城野政弘,田中健一,高谷 勝,除荷弾性コンプライアンス法による 低進展速度域における疲労き裂進展速度とき裂開閉口挙動の測定,材料,25-276 (昭和51-9),899-903.
- [13] Y.Nakai and K.Tanaka, The effects of stress ratio and grain size on near -threshold crack propagation in low-carbon steel, Engineering Fracture Mechanics, 15 (1981), 291-302.
- [14]加藤容三,長谷川典彦,低炭素鋼のき裂進展下限界に及ぼす高温酸化物の影響, 日本材料学会第17回疲労シンボジウム前刷集(昭和59-11),198-202.
- [15] J.R.Rice , Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue, ASTM STP 415 (1967),247-311.
- [16] B.Budiansky and J.W.Hutchinson, Analysis of crack closure in fatigue crack growth, Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME., Ser.A., 45-2 (1978), 267-276.

第7章 高負荷応力下における切欠底小寸 法疲労き裂進展挙動

7・1 緒 言

切欠底の小寸法疲労き裂は停留き裂などの複雑な現象とも関連し,数多くの研究対 象となってきた^{(11) [2]}.近年切欠底におけるき裂進展挙動に対して微小き裂の観点から の説明が試みられている^[3].前章までは比較的低い負荷応力条件下におけるこれらの 問題に注目し,切欠底の小寸法疲労き裂進展に対してはき裂開閉口の寄与が大きく, き裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅が支配力学因子であることを指摘して きた.しかし切欠底の材料は必ず塑性変形を伴い,その中をき裂が進展することから, このような切欠底のき裂問題に対しては弾塑性破壊力学適用の必要性が生じてくるも の^{[4]~[6]}と考えられる.そこで本章ではまずこれまで調べてきたステンレス鋼,炭素 鋼の切欠試験片を用いて弾塑性状態が顕著となる比較的高い負荷応力条件下において き裂進展挙動と開閉口を調べ,切欠底のき裂進展挙動に対する真の支配因子について 検討した.次に切欠試験片の場合と同程度に高い負荷応力レベル下における平滑試験 片の実験結果を追加し,切欠底における弾塑性疲労き裂進展挙動との相違についても 検討した.さらにこのような高い負荷応力レベル下における切欠底のき裂開閉がいか なる量によって規定されているかを調べ,その支配因子について総合的に検討した.

7・2 実験方法

実験に用いた供試材は第2章の表2-1 に示したと同様な化学組成を有する板厚5mm のオーステナイト系ステンレス鋼SUS304ならびに板厚6mmの溶接用圧延鋼SM41A であ る.試験片は図7-1 に示すような切欠形状(応力集中率8.0)を有する片側切欠試験片 ならびに切欠試験片に微小予き裂を導入した後切欠部を機械加工で除去することによ り得た縁に0.1 ~0.3 mmの長さの微小貫通予き裂を有する SM41A鋼平滑試験片である. さらに切欠底の曲率半径より短いき裂の進展特性を詳細に調べるために切欠底曲率半 径が 0.5mmの片側切欠試験片(応力集中率4.0)をも用いた.これらの試験片には疲労



図7-1 片側切欠四点曲げ試験片

試験に先立ち, SUS304鋼に対しては1050℃,0.5hrの溶体化処理を, また SM41A鋼に対 しては 650℃1 hrのひずみ取り焼なましを施した。熱処理後の各鋼の機械的性質も表 2-2 のとおりである。

疲労試験は電気油圧式疲労試験機を用いて、両振り面内曲げ負荷、荷重制御で行った。なお切欠試験片を用いた実験の一部は応力比0.2 で実験した。き裂長さは移動顕 微鏡を用いて測定した。き裂開閉口は切欠あるいは予き裂をまたぐように貼付したひ ずみゲージを用いて除荷弾性コンプライアンス法により測定した。なお荷重。変位信 号はパーソナルコンピュータを用いたマシン語プログラムにより数十回の荷重繰返し 中に高速サンプリングし、材料の塑性変形などによる非線形成分を減算することによ りき裂開口点の高精度な検出を可能にしている。その他詳細は第2章。第3章と同様 である。

7・3 実験結果および考察

7・3・1 切欠試験片におけるき裂進展ならびに開閉口挙動

SUS304鋼ならびに SM41A鋼の切欠試験片を用いて,それぞれの材料の降伏応力ある いはそれ以上の公称応力条件下にて疲労試験を行った.得られた切欠底におけるき裂 進展速度を応力拡大係数幅 ΔK (ΔK = Kmax, (R<0), ΔK = Kmax - Kmin, (R>0)) で 整理した結果をそれぞれ図7-2 (a), (b) に示した.図中には小規模降伏条件を満足す るような長いき裂の進展曲線を実線で示してある.両図より明らかなように,両振り 負荷の下で切欠底から発生した直後の寸法の小さなき裂の進展速度は長いき裂のda/dN - ΔK曲線の上方に位置している.短いき裂の進展速度の長いき裂のそれからの逸脱



の程度は負荷応力が大きいほど,またき裂長さが短いほど顕著である.一方,図 7-2 (a) に◇印で示したき裂閉口を伴わなかった応力比R=0.2 下におけるき裂の進展速 度はき裂の進展に伴い単調に増加するのみであり,通常切欠底において見られるよう



図7-3 Kop-a関係

な短いき裂の進展速度の加速は全く観察されなかった。き裂開閉口を伴う場合の切欠 底のき裂進展挙動は基本的には切欠底において停留き裂が観察されるような比較的低 負荷レベル下で切欠底に発生したき裂の進展挙動と同様である。

次にき裂長さに対する切欠底のき裂開ロレベルKopの変化を図7-3 (a),(b) に示した。両図よりき裂発生直後のき裂開ロレベルは圧縮側にあるが,き裂の進展に伴い増加し長いき裂の開ロレベルKop[∞]に漸近する.この時の開ロレベルの低下傾向はき裂の短いものほど顕著となっている.このような高負荷応力下における切欠底のき裂の 開閉口挙動もまた低負荷応力下における切欠底のき裂の開閉口挙動と全く同様の変化傾向である.これらのき裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} (= Kmax – Kop)により,き裂進展速度を再整理した結果を図7-4 (a),(b) に示す.両図より 負荷応力が300MPa程度の比較的低い負荷応力で切欠底から発生したき裂の進展速度は ΔK では整理が不可能であった小さなき裂のデータ(斜線を付したデータ)をも含め, 全体的に長いき裂のデータバンド内に整理されている.またこのことは切欠底曲率半 径 ρ が0.5mm である切欠試験片における ρ 以下の小寸法き裂のデータについても全く 同様であり,き裂寸法が ρ 以下のき裂の進展に特異な挙動は認められない.

一方、負荷応力レベルが大きくなると切欠底の微小き裂の進展速度は長いき裂の進



展速度より高速側に位置し、ΔKeffを用いても説明が困難となる.このようなΔKeff の適用限界は材料の降伏が顕著となるため線形破壊力学が成立しなくなることに起因 していると考えられる.しかし、これらの切欠底におけるき裂進展挙動は負荷応力が

- 120 -

大きく切欠による塑性効果もかなり顕著であるにもかかわらず,進展速度の高速度側 への逸脱の程度は後述する平滑材低サイクル疲労の場合(図7-4(b))と比較すると小 さなものとなっている、このことは切欠塑性効果が比較的顕著であっても塑性変形域 が局所に限定される場合にはΔK_{eff}が極めて有効なパラメータとなり得る可能性を示 唆している。

7・3・2 平滑試験片におけるき裂進展ならびに開閉口挙動

切欠底のき裂進展に対して幅広い負荷応力レンジにわたって有効性を示した力学因 子 Δ K eff が平滑材における弾塑性き裂に対しても有効であるかを検討するために,本 節では平滑試験片を用いて高い負荷応力下のき裂進展ならびに開閉口挙動を調べた。 種々の負荷応力下で得られたき裂進展速度を Δ K eff で整理した結果を図7-4(b)に示し た。図中▲印のデータはSM41A 鋼の繰返し降伏応力以下の負荷応力で得られた結果で あり,また直線は小規模降伏条件を満足するような長いき裂のマスターカーブである。 公称応力が材料の繰返し降伏応力より小さい場合すなわち試験片が繰返し塑性変形を 伴わない場合のき裂進展速度はマスターカーブ上に位置するが,塑性変形を伴う場合 のき裂進展速度は上方に位置している。その逸脱の程度には負荷応力依存性が認めら れ負荷応力の大きなものほど顕著である。このような高負荷応力下におけるき裂進展

挙動は西谷ら^mの結果と同様である. 切欠試験片においては公称応力が繰返 し降伏応力を越えてもなお Δ K eff が有 効であったが,平滑試験片の場合には 負荷応力レベルの増大とともに容易に その有効性が消失することがわかる. このような Δ K eff の有効性の相違は塑 性変形域が局所に限定されるか否かに 起因している.すなわち切欠材では塑 性変形域が切欠底近傍に限定されるた め多少大きくなっても Δ K eff の有効性



図7-5 平滑試験片における Kop / Kmax - a 関係

がそのまま維持されるものと考えられる.

このときのき裂開口レベルKopの挙動を図7-5 に示す.図よりき裂進展に伴うKop 値の変化はほとんど認められないが,各負荷応力間で比較すると高負荷応力になるほ どその値は小さく,き裂は良く開口している.このようなき裂開口レベルの低下は,

局所に限定されている切欠塑性効果によ る場合と同様,部材全域に広がっている 塑性変形に起因したものと考えられる.

7・3・3 弾塑性破壊力学的検討 切欠底から発生したき裂のJ積分値評 価は El Haddadら⁽⁴⁾の提案している評価 法に準じた.すなわち切欠底における短 いき裂のJ積分値Js は弾性成分と塑性 成分に分離して考えることにより次式で 与えられる.

.



図7-6 切欠底における局所的応力--ひずみ

$$J s = F^{e} \pi a \sigma^{2} / E + F^{e} f(N) a \sigma \varepsilon_{P}$$
(7-1)

ここでf(N)=3.85(1-N)/√N+πN であり^{IBI},N はひずみ硬化指数,Fは有限幅補正係 数, aおよびEはそれぞれき裂長さおよびヤング率である.またΔσeff,Δεp,eff は それぞれ切欠底にき裂がないとしたときのき裂先端位置における応力ならびに塑性ひ ずみである.切欠底におけるき裂先端位置での応力・塑性ひずみの値はその位置(x) における弾性応力集中率K_t(x)を Lukášの式^{II3I}を用いて次式で表わす.

$$K_t(x) = K_t / \sqrt{1 + 4.5x/\rho}$$
(7-2)

ここでKiは切欠の弾性応力集中率,ρは切欠底曲率半径,x は切欠底からの距離であ

る.一方,材料の応力-ひずみ関係として

$$\sigma \neq \sigma_{\circ} = (\varepsilon \neq \varepsilon_{\circ})^{\mathsf{N}}$$
(7-3)

なるひずみ硬化則を仮定し,さらにNeuber則¹⁹⁾を用いることにより切欠底からx だけ 内部に入った位置おける応力σひずみεは次式で与えられる.

$$\sigma \neq \sigma_{\circ} = \zeta^{\frac{2N}{1+N}} \qquad \varepsilon \neq \varepsilon_{\circ} = \zeta^{\frac{2}{1+N}} \qquad (7-4)$$

ここで $\xi = K_t(x) \sigma \neq \sigma$, σ は公称応力, σ は降伏応力である。(7-1),(7-4) 式より Js 積分値は次式のようになる。

$$J s = F^{2} \pi a \sigma_{\circ} / E \zeta^{\frac{4N}{1+N}} + F^{2} f(N) a \sigma_{\circ} / E [\zeta^{2} - \zeta^{\frac{4N}{1+N}}]$$
(7-3)

次に繰返し負荷に対するJ積分範囲はき裂閉口の考慮がやや複雑である。すなわち 実験で計測しているき裂開口比U(=(1-Kop / Kmax)/(1-R)) あるいはき 裂開閉口レベルσop, σ cl は公称応力ベースであり,切欠底の局所的な応力σベース での開閉口点ではない。したがって切欠底の開口応力σop をヒステリシスループ上で のき裂開閉口点から求めるにあたっては公称応力ベースのそれを修正する必要がある。 この修正は図7-6 に示すようにできるから,結局切欠底の短いき裂に対するJ積分範 囲ΔJs は次式で与えられる。

$$\Delta J s = F^{e} \pi \alpha \Delta \sigma_{eff}^{2} / E + F^{e} f(N) \alpha \Delta \sigma_{eff} \Delta \varepsilon_{P}, eff \qquad (7-4)$$

$$\Delta \sigma_{eff} / \Delta \sigma_{e} = \zeta \left(\zeta^{\frac{N-1}{1+N}} + U_{cl} - 1 \right)$$

$$\Delta \varepsilon_{P}, eff / \Delta \varepsilon_{e} = \zeta \left(\zeta^{\frac{1-N}{1+N}} - \zeta^{\frac{N-1}{1+N}} \right)$$

ここでU_{cl}はき裂閉口点を基準に考えたときのき裂開口比,またΔσ,Δε_pはそれ ぞれ繰返し応力ならびに塑性ひずみであり,Δσ_o,Δε_oはそれぞれ繰返し降伏応力・ ひずみである.

このようにして求められる ΔJs は切欠による塑性域寸法ωに対してき裂長さが十 分小さく,き裂が完全に切欠によって形成された塑性域に埋没している状態にあると きのみ成立するものと考えられる.き裂が進展し αが切欠塑性域寸法ωに対して同程 度の長さになると,J積分範囲の値は全体を弾性として算出されるJ積分値 ΔJd に 急速に漸近するものと考えられる.ここで ΔJd は次式で与えられる.

$$\Delta J d = \Delta K_{\rm eff} / E \tag{7-5}$$

モードⅢ非線形弾性体に対する有限要素解析によると、切欠底から発生したき裂の J値の挙動はき裂発生直後急速に増加するものの単調増加のまま長いき裂のJ値へ漸 近するようである⁽¹⁰⁾.本研究ではJ値の挙動が単調増加に近づくよう急速にJsから Jd に漸近する補間を行った.すなわちh(α/ω)=sin^{1/2}(π/2 (α/ω))なる補間関 数を導入して、切欠におけるJ積分範囲の値を次式で評価した.

$$\Delta J = \{1 - h(a \neq \omega)\} \Delta J s + h(a \neq \omega) \Delta J d$$

(7-6)式を用いて本切欠試験片の切 欠底から発生進展するき裂の ΔJ 値の 挙動を図7-7 に示した、切欠底の ΔJ は Δ K と同様き裂進展とともに単調増 加している。その挙動はモード III 下の 切欠底におけるき裂の ΔJ 値の挙動¹⁰⁰ と全く同様である。

図7-4 に示した切欠試験片ならびに 平滑試験片における弾塑性疲労き裂の 進展速度を(7-6)式の評価に基づくJ 積分範囲ΔJを用いて再整理した結果



図7-7 切欠底における△Jの挙動

(7-6)



をそれぞれ図7-8(a),(b)に示した.まず切欠試験片について見れば,斜線を入れた高 負荷応力下の短いき裂のデータはΔKeffによる整理結果(図7-4)と比べるとより整 理される傾向にはあるが,全体的傾向は同様となっている.一方,平滑試験片に対す るΔJによる整理結果は図7-4(b)に示したΔKeffによる整理結果とは異なり,き裂進

展速度は負荷応力に依存せず△Jにより一本のデータバンド内に整理されるようであ る.平滑試験片におけるこのような△Jの有効性はDowling ⁽¹¹⁾や星出ら⁽¹²⁾と同様の結 果となっている.図7-8(a)および(b)から,△Jは切欠底あるいは平滑試験片におけ る弾塑性き裂を問わず有効であり,このようなき裂の支配力学パラメータとなってい ることがわかる.

7・4 考 察

切欠底のき裂先端位置において微小な平滑試験片を想定し、その試験片の局所的な 公称応力-ひずみを用いることにより、精度の良い切欠底のき裂のJ積分値を評価す ることができるようであり、評価した ΔJ 値は切欠底のき裂進展挙動とも良く対応し ている、すなわち R > 0.2のようにき裂開閉口が生じない場合には $\Delta J = \Delta K_{eff} / E$ となり、Kの変化と全く同様に単調増加する、これは R = 0.2、 $\Delta \sigma = 300 MPa$ のき裂 進展速度が進展と共に単調増加することにも対応している、一方、R < 0の場合のよ うにき裂開閉口の生じる場合には J p 成分がき裂開口比 Uの大きさにより変化するも のの、負荷応力レベルが小さい場合には $\Delta J = \Delta K_{eff} / E$ が近似的に成立する、これ は R = -1の負荷応力レンジ 200~300 MPa ならびに R = -2, 300 MPa のき裂進展速度 が進展とともにいったん減少するが、この挙動が ΔK_{eff} により十分説明可能であるこ

とに対応する.また負荷応力レベルが 大きくなると $\Delta J p$ 成分が大きくなり $\Delta J > \Delta K_{eff} / E \ge xaa. これはR =$ -2xooびにR = -30400MPaの場合の短いき裂の進展速度が ΔK_{eff} で整理 するとマスターカーブの上方に位置す ることに対応している.さらに 7・3・1 の図7-4 を見てもわかるように ΔK_{eff} による整理結果が ΔJ を用いた時と同 程度に良好な結果となっている.図7-9 には切欠底におけるき裂の ΔJ 値を



図7-9 ΔJとΔKeff/Eの比較

- 126 -

 $\Delta K_{eff} / E$ で無次元化した量のき裂長さaに対する変化を示した。図7-9 を見てもわ かるように $\Delta J / (\Delta K_{eff} / E)$ 値はき裂の極く短い時は1よりわずかに大きくなる が,ある程度き裂が進展すると1に等しくなる。すなわちあらゆるき裂長さに対して も近似的に $\Delta J = \Delta K_{eff} / E$ が成立していることがわかる。以上のことから切欠底の き裂進展挙動は本質的には弾塑性破壊力学支配現象の一つであることが結論できる。

次に高負荷応力下の切欠底でき裂が良く開口する原因について考察する、図7-3 で はき裂開ロレベルKopの変化挙動を示したが、ここではき裂長さaを切欠による繰返 し塑性域寸法ωで無次元化した値を用いて再整理した結果を図7-10(a)、(b) に示した、 ωの値はLukáš⁽¹³⁾の切欠底の弾性応力分布を与える式を用いて、式(2-5) から算出し た。

α/ωによる整理結果からもわかるようにき裂開口レベルが長いき裂の開口レベル Kopに遷移するき裂長さなは負荷応力にはほとんど依存せず、SUS304鋼ではな/ω≒ 1.0 ~1.5、SM41A鋼ではな/ω≒2.0 程度になっている.すなわちき裂長さが切欠に よる塑性変形域の1~2倍の寸法より短い場合、切欠底のき裂に対して切欠塑性効果 によるき裂開口効果が重畳する.またα/ωが小さくなるほど切欠塑性効果が顕著と なり、開口レベルが低下することがわかる.



図7-10 Kop-a/ω関係

7・5 結 言

切欠底に発生した寸法の小さなき裂の進展挙動ならびに開閉口を実験的に調べた結 果,以下のような結論を得た.

(1) き裂開閉を伴う場合,切欠底に発生した短いき裂の進展速度は負荷応力レベル や応力比によらず長いき裂の進展速度より著しく加速する.またき裂開口比Uは切欠 底から発生した直後大きく,き裂長さの増大に伴い長いき裂の値に収束する.このよ うな切欠底のき裂進展ならびにき裂開閉口挙動は低負荷応力下における挙動と全く同 様であり,き裂開閉口挙動に基ずく有効応力拡大係数幅 Δ K eff を用いることにより進 展挙動を良好に整理することが可能である.すなわち切欠塑性効果が比較的顕著な条 件下のき裂進展に対しても Δ K eff が非常に有効なパラメータであることが明らかとな った.

(2) 切欠底に発生したき裂の進展挙動に対する支配力学因子はより一般的には弾塑 性破壊力学パラメーター ΔJ であるものと考えられるが、切欠底のように塑性変形域 が局部に限定される場合には ΔK eff が ΔJ の良い近似値を与えており、そのためかな り高い負荷応力レベルに対しても ΔK eff のみで切欠底のき裂進展挙動を十分説明し得 るものと考えられる。

(3)高負荷応力下の切欠底における短いき裂が良く開口する主要因は切欠によって 誘起される塑性変形の影響によるものであることが明らかとなった.このようなき裂 開口は圧縮負荷応力レベルと良い対応があり,材料・切欠形状が一定であれば切欠に よって誘起される塑性域の寸法の関数であることが明らかとなった.

参考文献

[1] 西谷弘信,停留き裂(切欠き),材料,26-282(昭和52-3),296-306.

- [2]小林英男、中沢 一、疲れき裂におよぼす切欠きの深さの影響、日本機械学会論 文集、35-277 (昭和44-9),1856-1863.
- [3] K.Tanaka and Y.Nakai, Prediction of fatigue threshold of notched component, Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME., 106 (1984), 192-199.

- [4] M.H.El Haddad , N.E.Dowling , T.H.Topper and K.N.Smith , J integral applications for short fatigue cracks at notches , International Journal of Fracture, 16,1 (1980), 15-30.
- [5] M.M.Hammouda, R.A.Smith, and K.J.Miller, Elastic-plastic fracture mechanics for initiation and propagation of notch fatigue carcks, Fatigue of Engineering Materials and Strucures, 2, (1979), 139-154.
- [6] 大路清嗣,中井善一,落 敏行,武良 優,切欠底近傍の弾塑性疲労き裂伝ば, 日本機械学会論文集,51-469 (昭和60-9),2067-2075.
- [7] 西谷弘信,後藤真広,皮籠石紀雄,大応力下および小応力下におけるき裂伝ば則 の検討,日本機械学会論文集,50-449,A(昭和59-1),23-32.
- [8] G.F.Shih and I.W.Hutchinson, Fully plastic solutions and large scale yielding estimates for plane stress crack problems, Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME., 98-4 (1976),289-295.
- [9] H.Neuber , Theory of stress concentration for shear strained prismatical bodies with arbitrary non-linear stress-strain law , Journal of Applied Mechanics, Transactions of the ASME, Ser.E, 28 (1961), 544-550.
- [10]大路清嗣,久保司郎,前田哲男,切欠底に発生したき裂のJ積分の簡便評価式, 日本機械学会講演論文集,No.830-1 (昭和58-3,4),102-104.
- [11] N.E.Dowling , Geometry effects and the J-integral approach to elasticplastic fatigue crack growth, ASTM STP 601 (1976), 19-32.; Fatigue-crack growth rate testing at high stress intensities, ASTM STP 637 (1977), 139-158.
- [12]星出敏彦,田中啓介,仲田摩智,弾性,弾塑性および前面降伏条件下での疲労き 裂伝ば則の実験的検討,材料,31-345 (昭和57-3),566-572.
- [13] P.Lukáš and M.Klesnil, Fatigue limit of notched bodies, Materials Science and Engineering, 34 (1978), 61-66.

第8章 結 論

本研究ではまず常温から 500℃までの中高温下において SM41A鋼ならびにSUS304鋼 の切欠底における寸法の小さな疲労き裂の進展・停留挙動を調べ,あわせて高精度の き裂開閉口挙動の計測を行ない,切欠底のき裂進展挙動に対する支配力学パラメータ について特にき裂開閉口現象との関連から検討した.さらに切欠底のき裂開閉口挙動 について実験ならびに有限要素法を用いた疲労き裂進展の弾塑性シュミレーション解 析の両面から切欠底のき裂開閉口挙動を調べ,それらに対する支配力学因子を各成分 に分離し,各成分について詳細に検討することにより,その中でも特に主要な支配因 子を明らかにした.これらの結果を総合して切欠底における疲労き裂進展則ならびに 切欠底におけるき裂進展挙動に対してもき裂開閉口挙動に基づく線形破壊力学適用の 要当性を調べ,幅広い負荷条件下における切欠底の疲労き裂進展則の確立を目指した. 得られた結論はすでに各章末に示してあるのでここではその要約を述べる.

まず切欠底で停留き裂が形成されるような比較的低い負荷応力レベル下における切 欠底のき裂進展・停留挙動に対する主要支配力学因子について検討した結果,切欠底 から発生したき裂の進展速度はいかなる材料,負荷応力条件下においても発生直後か らいったん減少し,停留する場合はそのまま減速し進展が停止するが,停留しない場 合はあるき裂長さで進展速度が極小値をとり,それ以降では単調増加に転ずることが 明らかとなった.これらの SM41A鋼ならびにSUS304鋼の切欠底における微小き裂の進 展速度を破壊力学パラメータ,応力拡大係数幅 ΔKを用いて整理した結果,両鋼とも 切欠底の小寸法き裂の進展速度はすべて巨視き裂の進展速度と比較して著しく加速す ること,さらに切欠底で停留したようなき裂のデータは巨視き裂のマスターカープよ り大きく低 ΔK 側に移動しており,小寸法き裂進展速度の巨視き裂データバンドから の逸脱はそのき裂長さが短いものほど顕著となることが明らかとなった。切欠底の微 小き裂に汎用の破壊力学的手法に基づくき裂進展挙動評価法を適用すると進展速度な

- 130 -

らびに進展下限界条件などすべて危険側の評価を与えることが明らかとなった。

両鋼における切欠底の疲労き裂の開口レベルを計測した結果,切欠底から発生直後の短いき裂ではき裂開口レベルは極めて低く,そのレベルはむしろ圧縮負荷応力側に あるが,き裂が進展するにつれて開口レベルは上昇し,最終的には長いき裂の閉口レ ベル(Kop/Koux)[∞]に漸近する挙動を示すことが明らかとなった.

これらのき裂開口挙動の計測結果に基づく有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} (= $K_{max} - K_{op}$)のき裂進展に対する変化はき裂発生直後から減少し、いったん極小値をとった後単調 増加に転ずる.このような ΔK_{eff} の変化挙動は上述の切欠底におけるき裂進展挙動と 良い対応関係にあること、さらに実際に有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} を用いて切欠底の き裂進展速度da/dNを整理した結果は材料、試験温度、き裂長さ、切欠の種類などによ らず巨視き裂の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 関係に一致することが明らかとなった。

SM41A鋼切欠試験片で観察された停留き裂の形成は切欠底におけるき裂の有効応力 拡大係数幅 Δ K eff 値のき裂進展に伴う減少挙動の途中にその下限界値 Δ K eff.th を下回 るとき停留するといった力学的仮説に矛盾せず, Δ K eff と Δ K eff.th との相対関係で決 まることが明らかとなった。また鈍い切欠の場合にはいかなる負荷応力レベルにおい ても停留き裂が観察されなかったが,これはき裂発生直後からの Δ K eff 値の減少傾向 が鈍いため下限界値を下回るといった停留き裂の形成条件を満足しないことに起因し ていた。

一方,SUS304鋼の場合にも常温下では切欠底に停留き裂が形成されなかったが,こ れは切欠底から発生直後のき裂のΔKeff値がその下限界値ΔKeff.thに比較して著しく 高いことによるものであった.しかしSUS304鋼においても圧縮平均応力重畳条件下と いった特殊な条件下においては切欠底に通常観察されるような停留き裂が形成される. さらに高温試験温度条件下においても停留き裂が形成されることが明らかとなった. これらの停留き裂の形成はいずれもき裂開閉口を考慮した力学因子ΔKeffとその下限 界値の相対関係により何ら矛盾なく説明が可能であることが明らかとなった.高温下 においては停留き裂形成に対する炭化物析出など材料組織学因子の影響が予想された が,これらの影響はまず力学因子すなわち有効応力拡大係数幅ΔKeff値に反映され, 力学因子を通じて現われることが明らかとなった.以上のことから,切欠底の小寸法

- 131 -

き裂の進展・停留挙動にはき裂開閉口挙動が本質的役割を果たしていることが明らか となった.

切欠底の微小き裂の開閉口挙動を支配する因子としては以下のものが考えられ,そ れぞれについて検討を行なった.

①切欠によって形成される塑性場に誘起されたき裂開口効果(切欠塑性効果)

②き裂寸法が短いことに起因したき裂開口効果(微小き裂の効果)

③進展下限界近傍におけるき裂閉口効果(下限界き裂の閉口効果)

まず切欠試験片を用いた実験ならびに解析結果から,き裂開閉口挙動と切欠塑性域 が密接に関連しており,切欠底で良く開口するき裂長さと切欠塑性域寸法ωは良く対 応していること,さらには切欠底における開口の程度も切欠底の塑性変形に強く依存 していることが明らかとなった.切欠底におけるき裂の開口現象は主に最小圧縮負荷 応力時における切欠に誘起された塑性変形に起因しており,切欠底の弾塑性応力分布 を考慮することにより,切欠塑性効果に対して良好な定式的表現が可能となった.

切欠底の小寸法き裂の進展挙動に対し,き裂寸法の絶対寸法の微小さの効果を明ら かにするために平滑試験片における微小き裂の進展挙動ならびに開閉口をも調べた. 小寸法疲労き裂(0.1mm~0.6mm)の進展挙動を応力拡大係数幅 Δ K で整理した結果,常 温下SUS304 編については巨視き裂の進展挙動と全く一致していたが, SM41A 編につい てはき裂長さが 0.1mm~0.3mm の範囲の微小き裂の進展速度は巨視き裂の進展速度よ り著しく加速し,同一進展速度で比較すると低 Δ K 側に位置し,また微小き裂は巨視 き裂の進展下限界値 Δ K th 以下であっても進展することが明らかとなった.巨視き裂 に比べて微小き裂は良く開口しており,き裂が長くなるにつれて巨視き裂の開口レベ ルに漸近する挙動が認められた.このような微小き裂の開口レベルの低下はき裂長さ α の物理的微小き裂への遷移き裂長さ α,に対する比 α / α, と良い対応があり,き裂発 生時のごく短いき裂の開口レベルは0 レベル近傍であるが,き裂長さ α が α, こ 近づく につれて巨視き裂の開口レベルに漸近する挙動が観察された.切欠底微小き裂の進展 挙動と同様,この結果から SM41A 鋼切欠底小寸法き裂の進展・き裂開閉口挙動にはき 裂寸法の小さいことによる効果が顕著であることが明らかとなった. さらに切欠底においてき裂が停留するような場合には上述の二種類のき裂開口効果 に加えてき裂先端開口変位が微小であることに起因した進展下限界近傍におけるき裂 閉口効果すなわち開口レベルのΔKレベル依存性を考慮する必要もあることが明らか となった。

これらの結果より切欠底から発生した小寸法き裂の開閉口の要因は一般的には三者 のき裂開閉効果が複合しており、すべての効果を考慮する必要があるが、材料によっ てそれらの寄与度が同一ではないことが明らかとなった。物理的微小き裂への遷移き 裂長さa。と切欠塑性域寸法ωの比較や、き裂進展速度の高低を調べることにより、い かなる効果が支配的となっているかを推測することが可能となった。すなわち常温下 SUS304鋼の場合にはa。<くωとなっており、切欠塑性効果のみを考慮することにより 切欠底のき裂進展挙動を良好に予測し得た。一方 SM41A鋼の場合にはa。≒ωとなって おり、停留き裂を伴わない場合には切欠塑性効果と微小き裂効果の二種類の効果を考 慮することにより進展挙動予知が可能となった。さらに切欠底におけるき裂の停留現 象に対しては③の下限界き裂の効果をも重畳し、実際にこれらの効果を考慮して行な った切欠底におけるき裂の進展。停留の予測結果は実験結果と良好に対応した。

停留き裂の予知に際してはき裂進展下限界値がいかなる因子で規定されているか, さらには下限界近傍レベルのき裂進展ならびに開閉口メカニズムを明らかにすること は重要である。

SUS304鋼とSM41A 鋼を用いて各種試験温度下における下限界挙動を比較検討した結 果,常温下に比べて高温下では両鋼ともΔKthが上昇することが明らかとなった。温 度上昇に伴うΔKthの上昇はき裂開閉口挙動の温度依存が主要因と予測された。しか しSUS304鋼の場合には高温になるほど破面が粗くなるものの,酸化物の付着は測定精 度内では測定されなかった。しかし温度上昇に伴い破面が粗くなるだけではき裂閉口 が顕著に生じるようになることはなく,高温におけるΔKthの上昇はΔKeff.thそのも のの上昇に起因することが明らかとなった。一方 SM41A鋼といった酸化特性が顕著な 材料においては破面あらさは試験温度が変化しても粗くなることはないが,進展下限 界近傍のき裂開閉口レベルは破面上に付着した酸化物厚さに強く依存し,開閉口レベ ルは酸化物付着量の増大とともに上昇しており,これが高温におけるΔKthの上昇の 大きな原因となっていることが明らかとなった.

高温下におけるSUS304鋼切欠材の停留き裂の形成はこの材料のき裂発生限界応力が 低くなることもさることながら,主にき裂進展限界応力の上昇に起因すると考えられ る.高温下におけるSUS304鋼のき裂進展限界応力は進展下限界レベルΔKthと一対一 の対応関係にあり,高温下においてΔKthが上昇すれば,それにつれてき裂進展限界 応力も上昇する.その結果,高温試験条件下のSUS304鋼切欠材に対しては負荷条件が 両振り負荷であっても停留き裂が形成される.このような進展下限界値の上昇現象は 下限界近傍破面の破面あらさと良い相関関係にあることが観察された.

一方き裂開閉口挙動に及ぼす破面あらさと破面上における酸化物付着の重畳作用を 調べた結果,酸化物によるき裂閉口効果に破面あらさの影響はほとんど重畳せず,近 似的には酸化物によるき裂開閉口挙動のみが支配的であることが明らかとなった.

次に比較的高い負荷応力レベル条件下における切欠底のき裂進展ならびにき裂開閉 口挙動を調べた結果,切欠底から発生したき裂の進展挙動は低い負荷応力レベル下の 場合と同様,発生直後いったん進展速度が減少し,増加に転ずる挙動が観察されたが, このようなき裂が切欠により形成された塑性変形領域中を進展することから,弾塑性 破壊力学的なアプローチが必要となるものと考えられた.実際,弾塑性破壊力学パラ メータであるJ積分範囲 ΔJを用いて切欠底のき裂進展速度を整理した結果は極めて 良好であった.このことからも ΔJが切欠底のき裂に対する支配力学因子であること が判明した.しかし弾性破壊力学パラメータである応力拡大係数幅 ΔKにき裂開閉口 挙動を考慮したパラメータである有効応力拡大係数幅 ΔK keff を用いてき裂進展挙動を 整理した結果もまた ΔJによる整理と同程度に良好な結果が得られた.これは切欠底 のような塑性変形領域が局部に限定される場合には ΔK keff / Eが近似的にJ積分値を 与えていたためであった.一方,これらの高負荷応力下におけるき裂開閉口挙動は切 欠による塑性域で起こる現象であることから,平滑材の低サイクル疲労条件下におけ るき裂開閉口挙動との対応も考える必要がある.そこで切欠材の場合と同程度に高い 負荷応力条件下において平滑材に発生した疲労き裂の進展ならびに開閉口挙動をも調 ベ,前述の切欠底におけるき裂進展・開閉口挙動と比較検討した結果,切欠底においては高負荷応力条件下であっても ΔK_{eff}がき裂進展の駆動力として高い有効性を維持していたのに対し,平滑材においては容易にその有効性が消失することが明らかとなった.これは切欠底のように塑性変形域が局部に限定される場合と平滑材のように全体に広がる場合の状態の差に起因しているものと考えられた.これらの高い負荷応力レベルにおいても切欠底におけるき裂開閉口挙動も切欠塑性域と良い対応関係が認められ,このような負荷条件下の切欠底においてもき裂開閉口挙動は低負荷応力下における挙動の延長上にあることが明らかとなった.

本論文を終わるにあたり、本研究に対して終始御懇篤なる御指導と御鞭達を賜わり ました大阪大学 小倉敬二教授に対し心からの謝意を表します.また本論文の作成に あたり、有益なる御助言、御討論を賜わりました大阪大学 林 卓夫教授および福岡 秀和教授に対し謝意を表します.

また本論文の作成にあたり、御助力いただいた三好良夫助教授をはじめ小倉研究室 の諸氏に感謝の意を表します.特に実験の遂行に御協力いただいた小西益生,後藤 剛,筒井伸幸,光原 孝,武田喜重,岡尾年克,丸 典明,和田成生の諸氏には深く 感謝いたします.