

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	<a href="https://hdl.handle.net/11094/1625">https://hdl.handle.net/11094/1625</a>
rights	
Note	

*Osaka University Knowledge Archive : OUKA*

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

Osaka University

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 緒 言	15
2・2 実験方法	16
2・2・1 供試材ならびに試験片	16
2・2・2 疲労試験	17
2・2・3 除荷弾性コンプライアンス法	17
2・2・4 応力拡大係数	19
2・3 巨視疲労き裂の進展特性	20
2・4 切欠底におけるき裂進展挙動	22
2・4・1 切欠底から発生するき裂の進展挙動	22
2・4・2 切欠底のき裂開閉口挙動	25
2・5 考 察	29
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	29
2・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・5・3 切欠底における塑性域に関する考察	35
2・6 結 言	38
参考文献	39
第3章 切欠材の停留き裂	41
3・1 緒 言	41
3・2 炭素鋼における停留き裂	42
3・3 ステンレス鋼切欠材における停留き裂	44
3・3・1 き裂進展下限界挙動	44





5・4 考 察	93
5・4・1 線形領域における疲労き裂進展	93
5・4・2 疲労き裂進展下限界領域	94
5・5 結 言	97
参考文献	98
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	100
6・1 結 言	100
6・2 実験方法	100
6・3 実験結果	102
6・3・1 下限界近傍疲労き裂進展挙動	102
6・3・2 き裂開閉口挙動	103
6・3・3 破面観察	105
6・4 考 察	108
6・4・1 下限界レベルの結晶粒径依存性	108
6・4・2 下限界レベルの試験温度依存性	109
6・4・3 き裂先端における開閉口メカニズム	111
6・5 結 言	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 結 言	116
7・2 実験方法	116
7・3 実験結果および考察	117
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	117
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	121
7・3・3 弾塑性破壊力学的検討	122
7・4 考 察	126

7・5 結 言	.....	128
参考文献	.....	128
第8章 結 論	.....	130
謝 辞	.....	136

## 主要記号

$a$	:	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
$a_n$	:	切欠底のき裂進展挙動における遷移き裂長さ
$a_{npc}$	:	停留き裂長さ
$a_o$	:	平滑試験片における物理的微小き裂遷移長さ
$a'_o$	:	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
$\Delta J$	:	繰返し $J$ 積分幅
$K_{max}$	:	最大負荷時における応力拡大係数
$K_{min}$	:	最小負荷時における応力拡大係数
$K_{op}$	:	き裂開口時における応力拡大係数
$K_{op}^{\infty}$	:	巨視き裂の開口応力拡大係数
$\Delta K$	:	応力拡大係数幅 ( $= K_{max}$ , $R < 0$ ; $= K_{max} - K_{min}$ , $R > 0$ )
$\Delta K_{eff}$	:	有効応力拡大係数幅 ( $= K_{max} - K_{op}$ )
$\Delta K_{th}$	:	下限界応力拡大係数幅
$\Delta K_{eff.th}$	:	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 ( $= \Delta K_{\text{eff}} / \Delta K$ )
$U^{\infty}$	:	巨視き裂のき裂開口比
$\delta$	:	き裂先端開口変位
$\Delta \varepsilon$	:	公称ひずみレンジ
$\Delta \varepsilon_0$	:	繰返し降伏時のひずみレンジ ( $= \Delta \sigma_0 / E$ )
$\Delta \varepsilon_p$	:	塑性ひずみレンジ
$\rho$	:	切欠底曲率半径
$\Delta \sigma$	:	公称応力レンジ
$\Delta \sigma_n$	:	切欠底最小断面における公称負荷応力レンジ
$\Delta \sigma_0$	:	繰返し降伏応力
$\Delta \sigma_{\omega_0}$	:	平滑試験片の疲労限界応力レンジ
$\Delta \sigma_{\omega_1}$	:	切欠試験片のき裂発生限界応力レンジ
$\Delta \sigma_{\omega_2}$	:	切欠試験片の破断限界応力レンジ
$\sigma_{ys}$	:	静的引張り降伏応力
$\omega$	:	切欠による繰返し塑性域寸法
$\omega_{\min}$	:	最小負荷応力時の切欠による単調塑性域寸法

# 第 1 章 結 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<sup>[1]</sup> 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  $\Delta K$  を用いることを提案し、き裂進展速度  $da/dN$  の間に  $da/dN = C(\Delta K)^m$  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<sup>[2][3]</sup>、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<sup>[4] ~ [6]</sup> など特に非定常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<sup>[7]</sup> 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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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<sup>[8][9]</sup>  $\Delta K_{eff}$  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説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<sup>[10] ~ [29]</sup>。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)<sup>[23][24]</sup> 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  $\Delta K$  を用いて評価した場合、実際の進展速度を過小評価す

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<sup>110)</sup>。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 $\Delta K$ 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 $a_0$ を加えた仮想的な有効き裂長さ $a + a_0$  (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<sup>125)126)</sup>。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 $\Delta K_{eff}$ 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<sup>127)</sup>。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<sup>116)</sup>に加え、切欠の存在による種々の効果<sup>119)120)</sup>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<sup>129)~134)</sup>。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<sup>133)134)</sup>、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

統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<sup>35)</sup>。数少ないデータによれば<sup>35)</sup>，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  $\Delta K$  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  $\Delta K$  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<sup>36)~43)</sup>。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<sup>7)</sup>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<sup>36)</sup>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<sup>36)</sup>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  $\Delta K_{\text{eff}}$  を考えると  $\Delta K_{\text{eff}}$  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<sup>37)</sup>。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对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<sup>38)</sup>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  $\Delta K$  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<sup>128</sup>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  $\Delta J$  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<sup>139~141</sup>。Smith と Miller<sup>129</sup> および Hammouda ら<sup>130</sup> 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  $\Delta J$  による検討が有効と考えられる<sup>142,143</sup>。実際に  $\Delta J$  を用いた仮説の提案は少ないが、El Haddad ら<sup>138</sup> 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  $\Delta J$  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<sup>143</sup> も同様の手法により切欠底のき裂の駆動力を  $\Delta J$  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  $\Delta J$  であるかどうかについては、 $\Delta J$  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<sup>144~147</sup>。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<sup>144,145</sup>。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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff,th}$  を下回るか否かで停留条件を論ずる考え方



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 $\Delta K$ であるが、切欠底におけるき裂の進展下限値 $\Delta K_{th}$ 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 $\Delta K \leq \Delta K_{th}$ 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 $\Delta K_{th}$ 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。例えばオーステ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<sup>48)</sup>、高温になって初めて観察されるようになるなど<sup>49)</sup>、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<sup>50)</sup>。

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 $\Delta K$ 依存に関する問題<sup>16)</sup>が重畳している。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数多く行なわれているが<sup>25)</sup>、これらによれば下限界近傍のき裂開口レベル $K_{op}$ の変化は高 $\Delta K$ 域のそれとは大きく異なり、 $\Delta K$ レベル依存が顕著となる。すなわちき裂開口比率は $\Delta K$ 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<sup>25)</sup>。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<sup>16)</sup>。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

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生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<sup>151)~154)</sup>ならびに酸化物誘起閉口<sup>155)~157)</sup>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<sup>158)~159)</sup>、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<sup>160)~161)</sup>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<sup>161)</sup>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<sup>151)~152)</sup>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鋼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挙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  $\Delta K_{eff}$  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

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

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し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、破面あらし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.Führling 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, Applicability 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,

- Fatigue of Engineering Materials 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 Materials and Structures,4 (1981),147-155.
- [20] K.J.Miller, The short fatigue crack problem, Fatigue of Engineering Materials 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 prediction 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 Metallurgical 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-

- [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 initiation 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), 74S-83S.
- [32] A.J.Fenner, N.B.Owen and C.E.Phillips, 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, 鋼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 behavior, Engineering 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-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



- 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 propagation 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, 破面あらか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, SFV3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 SFV3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<sup>[1][2]</sup>．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<sup>[3]</sup>ならびに試験環境の効果<sup>[4]</sup>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SM41A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<sup>[5]</sup>．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。切欠深さは

表2-1 SM41A鋼ならびにSUS304鋼の化学組成

Materials	C	Si	Mn	P	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 $\sigma_y$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation (%)	Hardness
SM 41A	274	396	34.0	120 Hb
SUS 304	235*	613	61.1	81 HRB

\* 0.2% offset

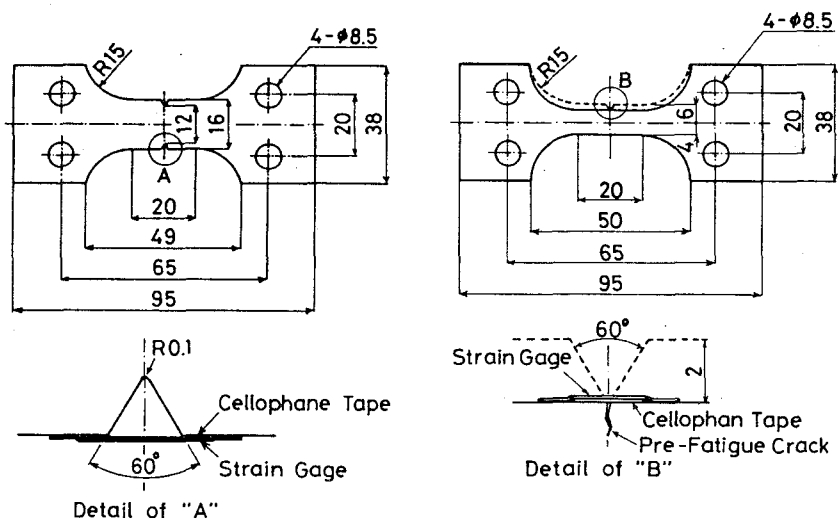


図2-1 切欠試験片ならびに平滑予き裂試験片

は2mmで一定であるが、SM41A鋼については切欠底の曲率半径 $\rho$ は0.1mmと0.5mmの二種類のを、またSUS304鋼については $\rho=0.1\text{mm}$ の切欠を有する試験片を用いた。 $\rho=0.1\text{mm}$ ならびに $\rho=0.5\text{mm}$ の切欠の面内曲げにおける弾性応力集中率 $K_t$ 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 $\mu\text{m}$ 、SUS304鋼の平均オーステナイト結晶粒径は約40 $\mu\text{m}$ 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、荷重様式は面内曲げ、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<sup>6)</sup>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<sup>6)</sup>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

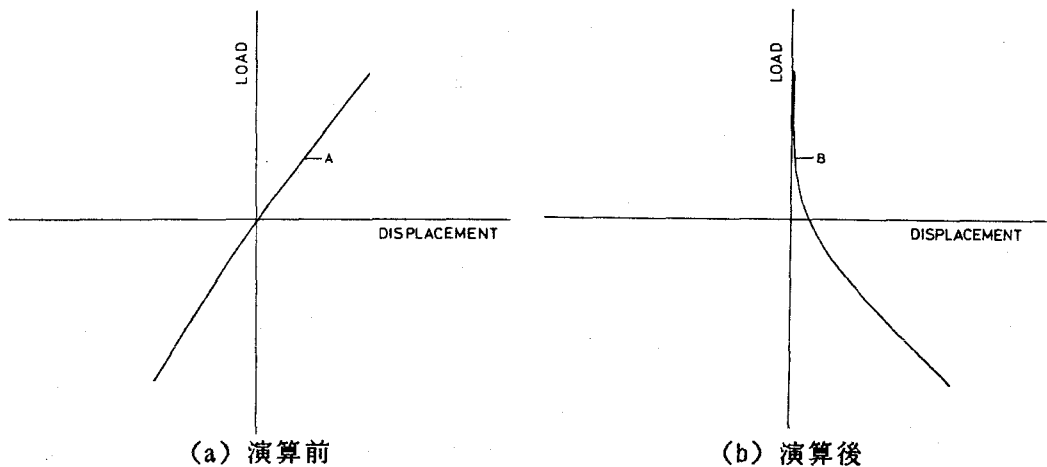


図2-2 コンプライアンス曲線

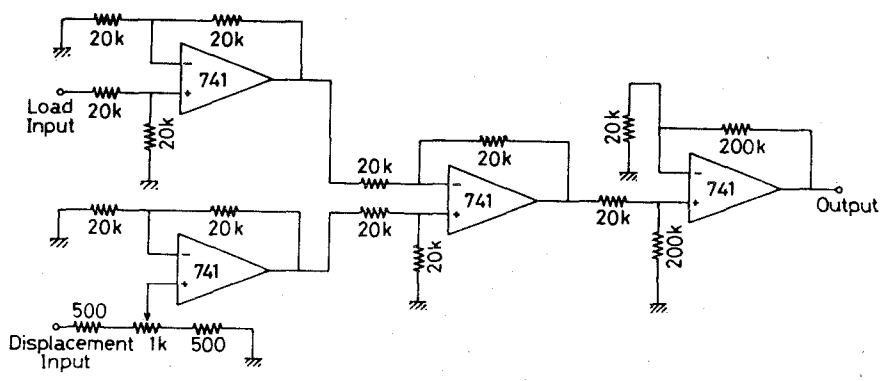


図2-3 減算回路

ジを用いて除荷弾性コンプライアンス法<sup>7)</sup>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 $10\mu\text{m}$ 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 $\mu\text{m}$ 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開閉口測定装置のブロック図を示した。

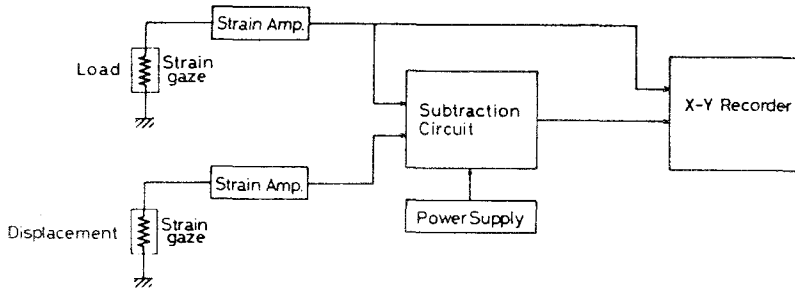


図2-4 き裂開閉口測定装置ブロック図

#### 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<sup>10)</sup>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 $\rho$ に対して

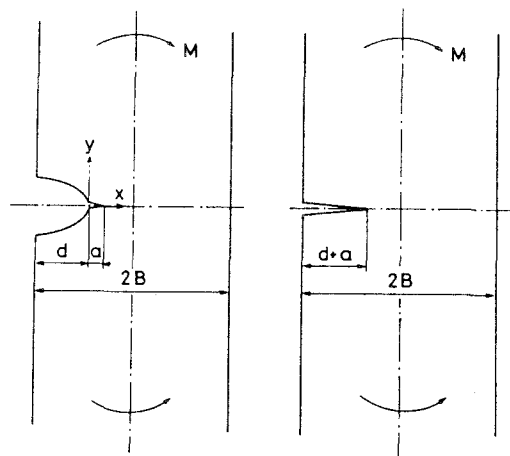


図2-5 切欠底のき裂

$\alpha \leq \rho$  のとき

$$K = 1.1215 \sigma_n \sqrt{\pi \alpha} \quad (2-1)$$

$\alpha > \rho$  のとき<sup>19)</sup>

$$K = F(\xi) \sigma \sqrt{\pi (d + \alpha)} \quad (2-2)$$

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

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

ここで $\sigma_n$ 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 $\alpha$ だけ内部へ入った位置における応力、 $\sigma$ は公称応力、 $d$ は切欠深さ、 $2B$ 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 $\alpha$ 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<sup>10)</sup>。

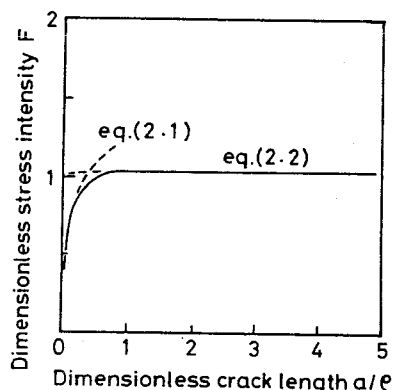


図2-6 F 値の変化

図 2-6には本実験で用いた切欠底曲率半径 $\rho=0.1\text{mm}$ 、切欠深さ $d=2\text{mm}$ 、 $60^\circ$  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 $\alpha$ に対する変化を示した。

なお応力拡大係数幅 $\Delta K$ 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 $\Delta K$ 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 $\Delta K$ の有効成分である有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{eff}}$ は $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{op}$ 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



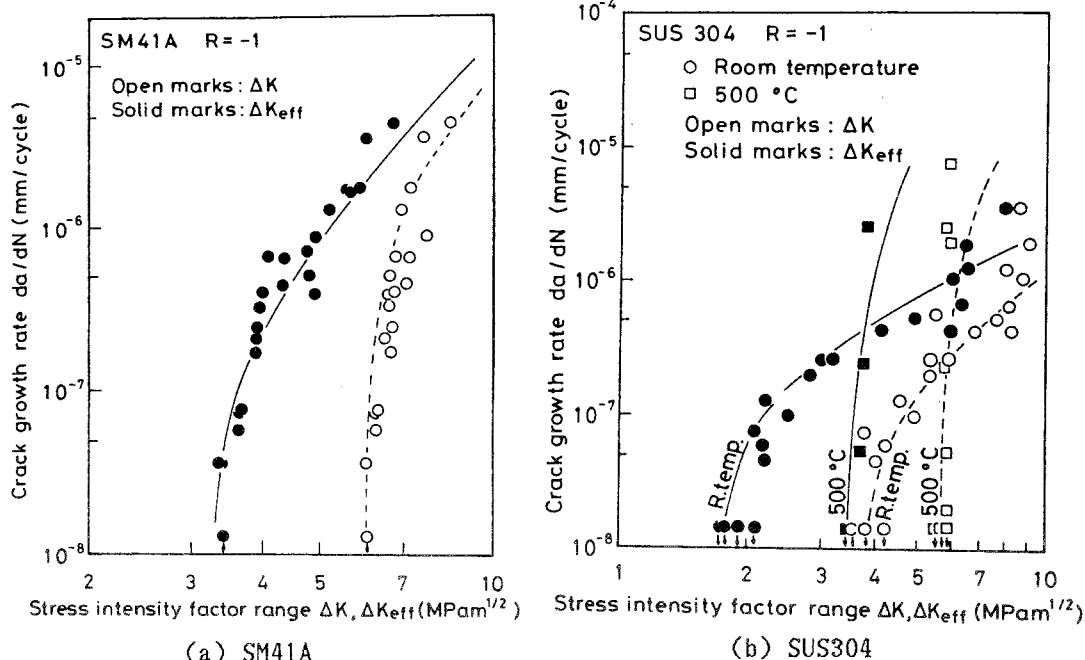


図2-7 巨視き裂の  $da/dN - \Delta K, \Delta K_{eff}$  関係

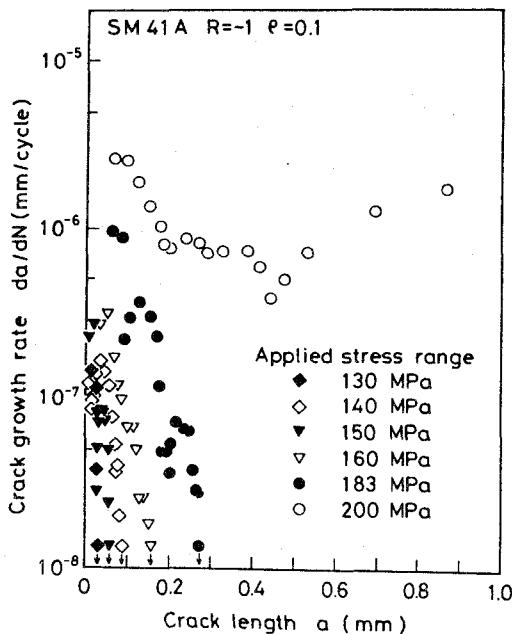
き裂進展速度  $da/dN$  を応力拡大係数幅  $\Delta K (= K_{max}, R < 0)$  で整理したものを示した。図中には荷重一定試験すなわち  $\Delta K$  漸増試験により得られたき裂進展速度に加えて、荷重漸減法により得られた進展下限界領域近傍のき裂進展速度をもあわせて示してある。図より明らかなように両鋼の常温下ならびに SUS304 鋼の高温下におけるき裂進展速度と応力拡大係数幅  $\Delta K$  の関係には比較的低い  $\Delta K$  レベルでは  $\Delta K$  値のわずかな減少に伴いき裂進展速度が急に減少する進展下限界領域と、さらに高い  $\Delta K$  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）の二領域が明りように認められる。長いき裂のこのような進展特性は他鋼種におけるき裂進展特性と全く同様である<sup>11)</sup>。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  $\Delta K$  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 章に譲ることとする。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  $\Delta K_{eff} (= K_{max} - K_{op})$  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。 $\Delta K_{eff} - da/dN$  関係にも  $\Delta K - da/dN$  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

に基づく修正 Paris則が成立している。

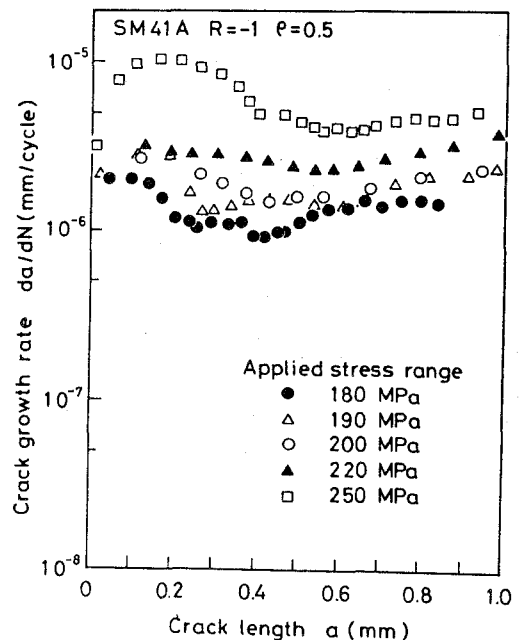
## 2・4 切欠底におけるき裂進展挙動

### 2・4・1 切欠底から発生するき裂の進展挙動

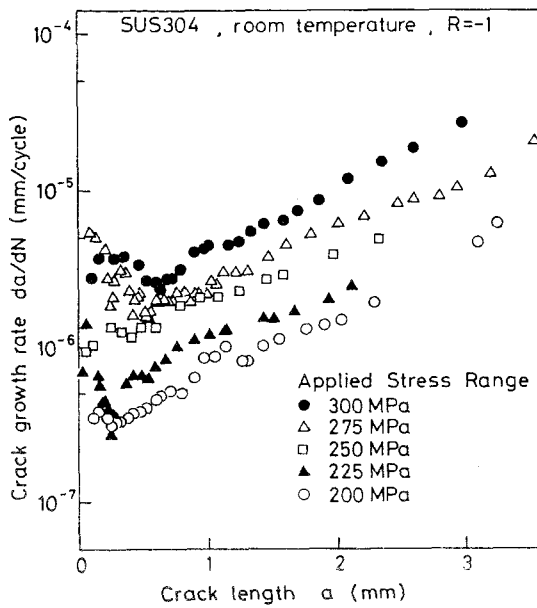
SM41A鋼の切欠底曲率半径  $\rho$  が 0.1mm ならびに 0.5mm の切欠底から発生・進展するき裂の進展挙動をそれぞれ図2-8(a)および(b) にまとめて示した。縦軸にはき裂進展速度  $da/dN$ 、横軸には切欠底からのき裂長さ  $a$  をとってある。まず  $\rho$  が 0.1mm の場合、負荷応力レベルがこの切欠試験片のき裂発生限界応力  $\Delta\sigma_{w_1}$  である 130MPa から破断限界応力  $\Delta\sigma_{w_2}$  である 190MPa の範囲内では切欠底から発生したき裂の進展速度はき裂の進展に伴い連続的に急減少し、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減速するが、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  $\rho=0.5\text{mm}$  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、 $\rho=0.1\text{mm}$  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



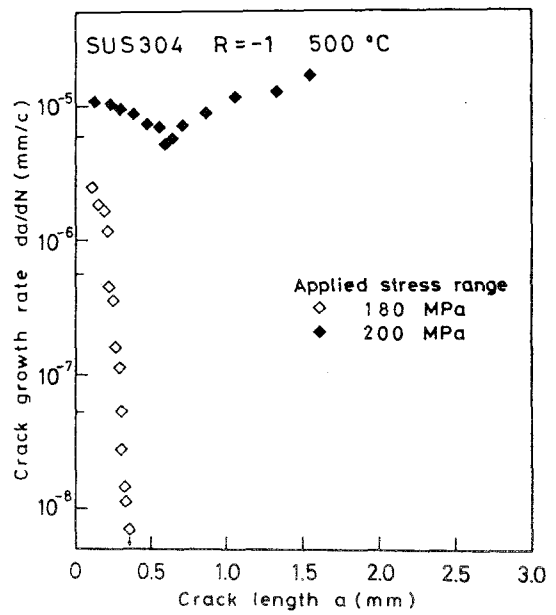
(a) SM41A,  $\rho = 0.1\text{mm}$



(b) SM41A,  $\rho = 0.5\text{mm}$



(c) 常温下SUS304



(d) 高温下SUS304

図2-8 切欠底の $da/dN - a$ 関係

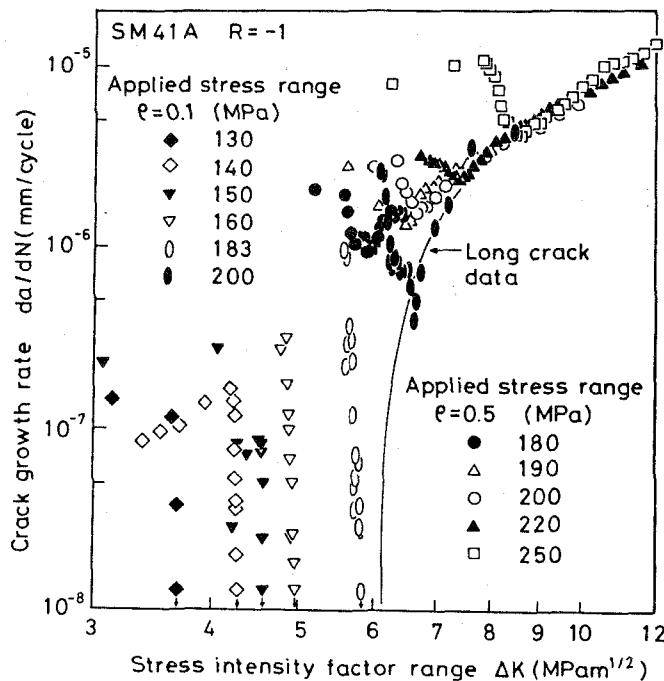
図2-8 (a) の  $\rho = 0.1\text{mm}$  の切欠底におけるき裂進展挙動と図2-8(b)の  $\rho = 0.5\text{mm}$  の切欠底における挙動を詳細に比較すると、切欠底曲率半径が小さい方がき裂発生直後のき裂進展速度の減少傾向が若干顕著であり、速度が極小となる時のき裂長さも短くなっている。このように切欠底曲率半径  $\rho$  の変化に伴い、き裂発生直後の進展速度の絶対値は多少変化し、 $\rho$  の値は停留き裂の形成に関しては大きな影響を及ぼす。しかし停留する場合も含めて切欠底から発生したき裂がいったん減速するといった切欠底におけるき裂進展挙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  $500^\circ\text{C}$  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

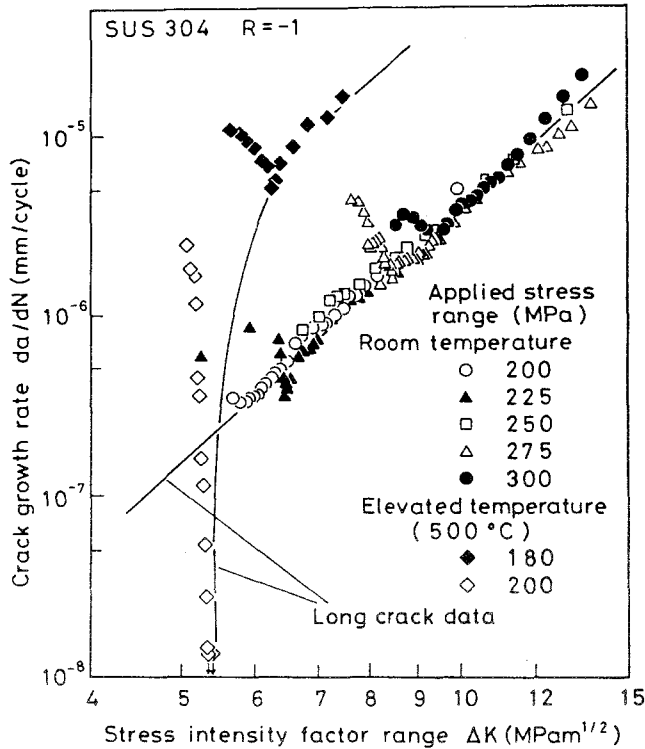
と全く同様である。一方、高温下SUS304鋼の切欠底におけるき裂進展挙動も発生直後からき裂進展に伴い連続的に減速し、負荷応力レベルが低い場合はそのまま停留するが、負荷応力レベルが高い場合にはいったん極小の進展速度を示したあと単調増加に転じており、常温下における挙動と本質的な相違は認められない。

以上のように試験材料（SM41A鋼，SUS304鋼），切欠底の曲率半径（ $\rho = 0.1\text{mm}$ ， $0.5\text{mm}$ ），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 $da/dN$ を応力拡大係数幅 $\Delta K$ （ $=K_{\max}$ ， $R < 0$ ）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 $\Delta K$ 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



(a) SM41A,  $\rho = 0.1\text{mm}, 0.5\text{mm}$



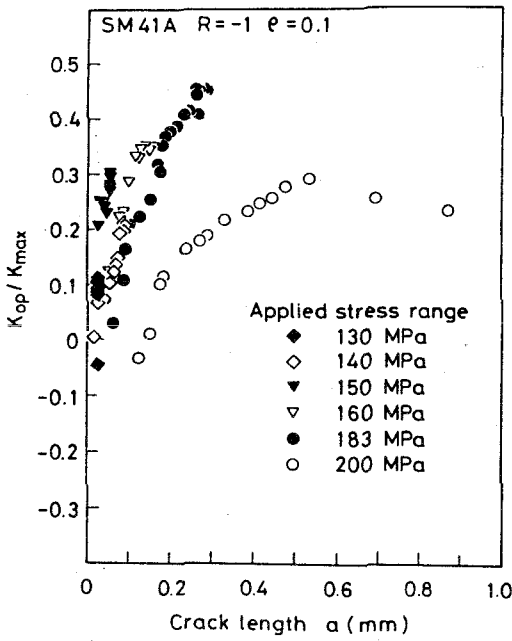
(b) 常温・高温下SUS304

図2-9 切欠底における  $da/dN - \Delta K$  関係

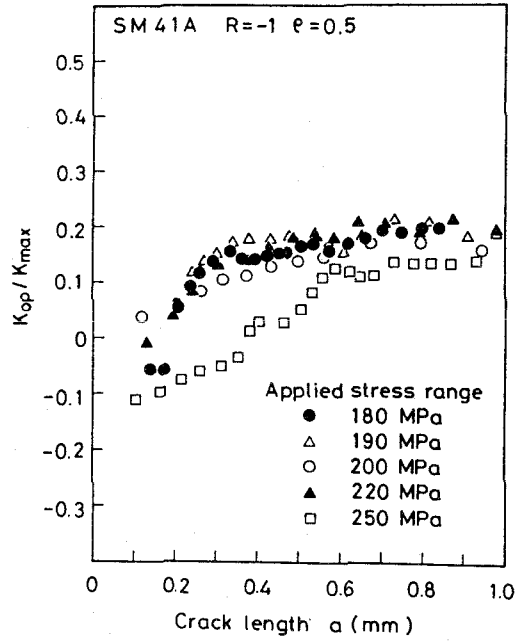
き裂に対するデータはすべて巨視き裂のデータバンド上に乗っているが、図2-8(a)～(d)で約0.5mm以下の短いき裂に対するデータは同一の $\Delta K$ 値をとる巨視き裂の進展速度と比較して、高い進展速度を示している。すなわち巨視き裂の進展特性に基づき切欠底のき裂進展速度を評価すると、その予測値は過小評価であり、危険側の予測であることを示している。き裂がより短い時にはこの相違はさらに顕著となり、短いき裂の進展速度は同一 $\Delta K$ に対する巨視き裂の進展速度に比べて5倍程度高い値になる。またSM41A鋼の $\rho=0.1$ mmならびに高温下SUS304鋼の切欠底で停留き裂が観察されるような低応力レベル下におけるデータは全体的にマスターカーブより低 $\Delta K$ レベル側に位置しており、その傾向は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応力レベル依存性は田中・中井<sup>[12]</sup>や小林ら<sup>[13]</sup>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

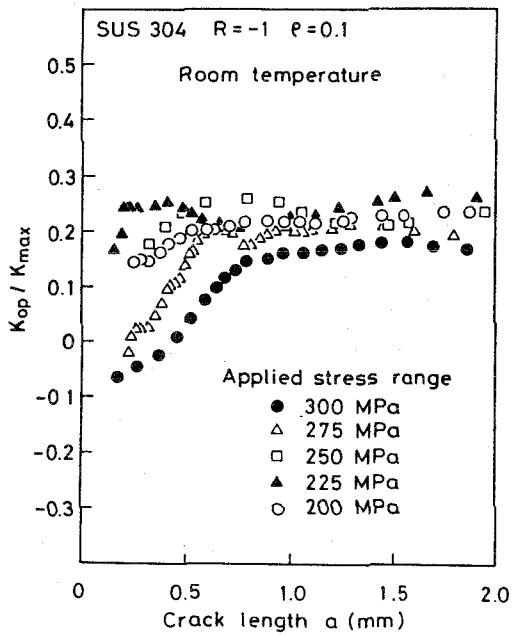
図2-10(a)および(b)にはそれぞれ切欠底の曲率半径 $\rho$ が0.1mm, 0.5mmの場合の



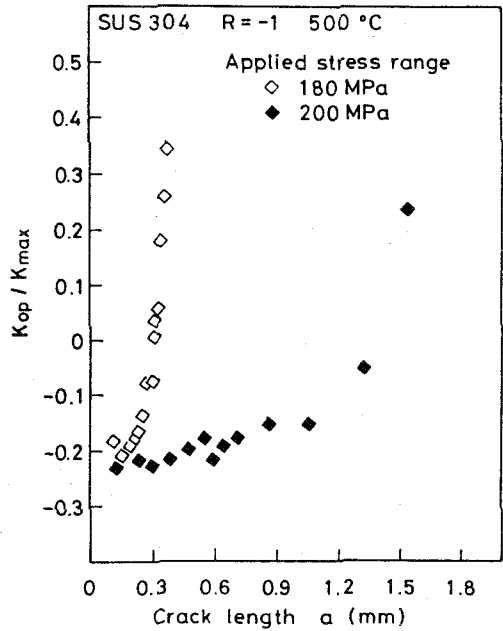
(a) SM41A,  $\rho = 0.1\text{mm}$



(b) SM41A,  $\rho = 0.5\text{mm}$



(c) 常温下SUS304



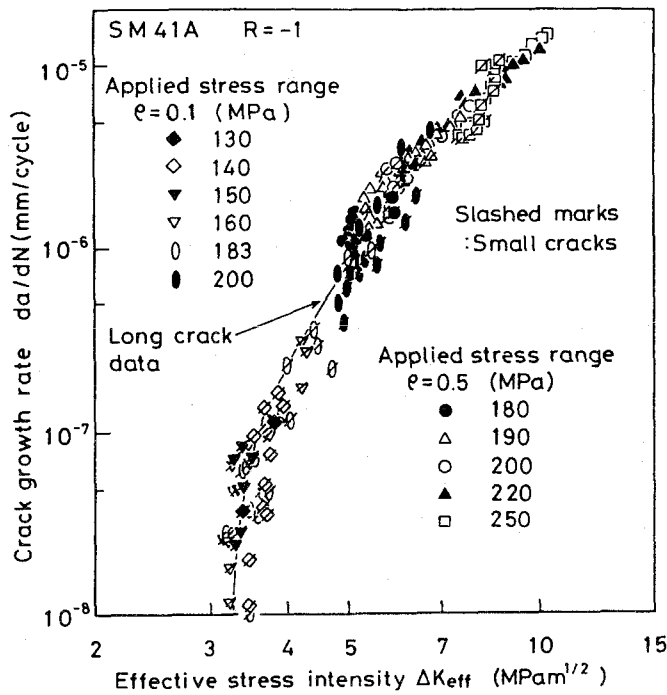
(d) 高温下SUS304

図2-10 切欠底における  $K_{op} / K_{max} - a$  関係

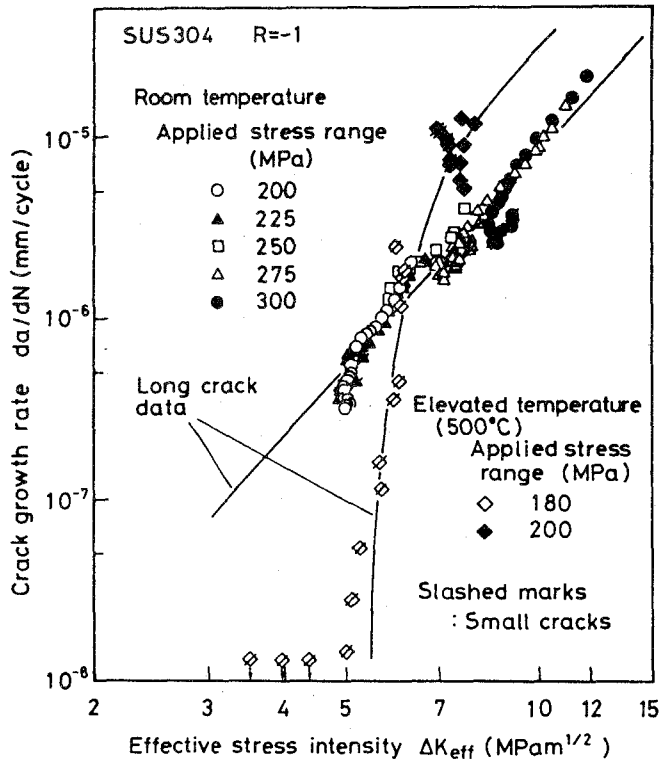
SM41A 鋼の切欠底から発生・進展するき裂の開閉口挙動を、また図2-10(c),(d)にはそれぞれ常温ならびに高温下におけるSUS304鋼の切欠底のき裂開閉口挙動をまとめて示した。ここで図の縦軸には最大負荷応力に対するき裂開口時の負荷応力の比率  $K_{op}$

$K_{max}$  ( $= \sigma_{op} / \sigma_{max}$ ) を、また横軸には切欠底から計測したき裂長さ  $a$  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  $K_{op} / K_{max}$  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  $\rho$  が大きい 0.5mm に比べて切欠底曲率半径の小さい  $\rho = 0.1\text{mm}$  の場合には切欠底でき裂進展に伴うき裂開口比率  $K_{op} / K_{max}$  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<sup>[14]</sup>。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挙動に対する試験温度の影響を調べると、き裂開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  $\Delta K_{eff}$  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<sup>[15]</sup>。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) のき裂開口比率  $K_{op} / K_{max}$  を用いて評価した有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{eff} (= \Delta K \cdot (1 - K_{op} / K_{max}))$  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  $\Delta K$  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口を考慮することに



(a) SM41A,  $\rho = 0.1, 0.5$ mm



(b) SUS304常温・高温

図2-11 切欠底における  $da/dN - \Delta K_{eff}$  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カッ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  $\Delta K_{eff}$  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 ~0.64mmの小寸法き裂進展速度を応力拡大係数幅  $\Delta K$  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

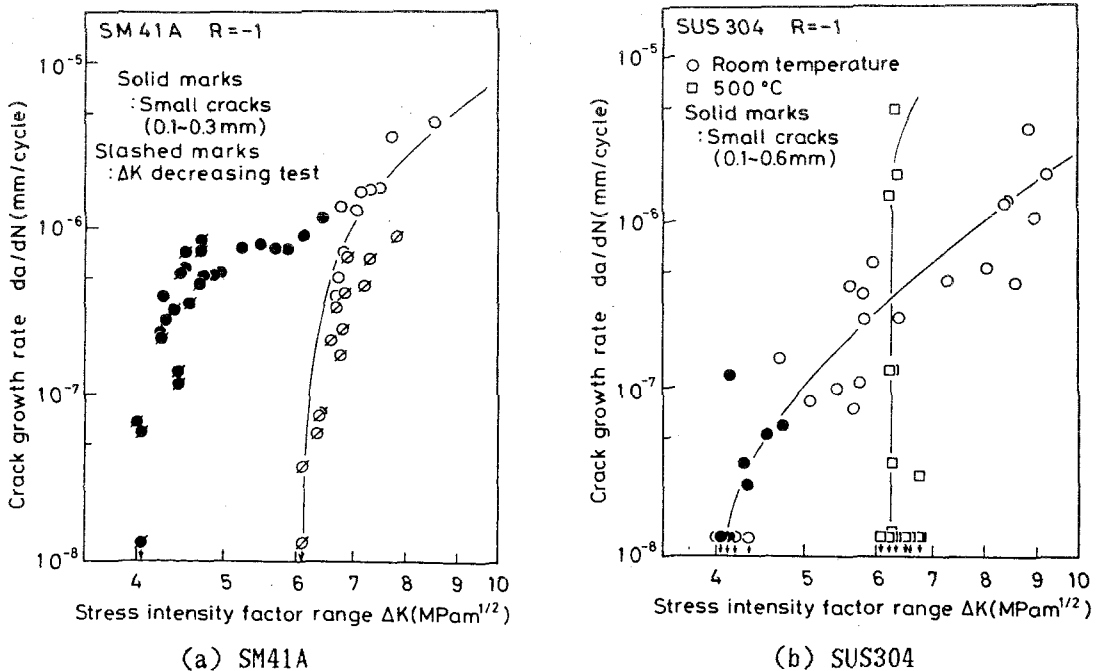


図2-12 平滑試験片における  $da/dN - \Delta K$  関係

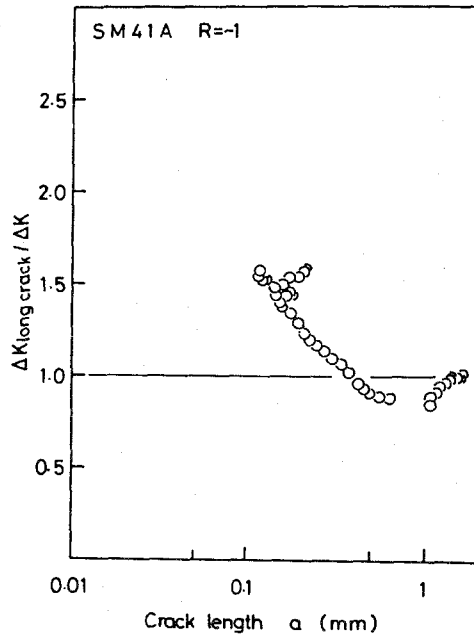
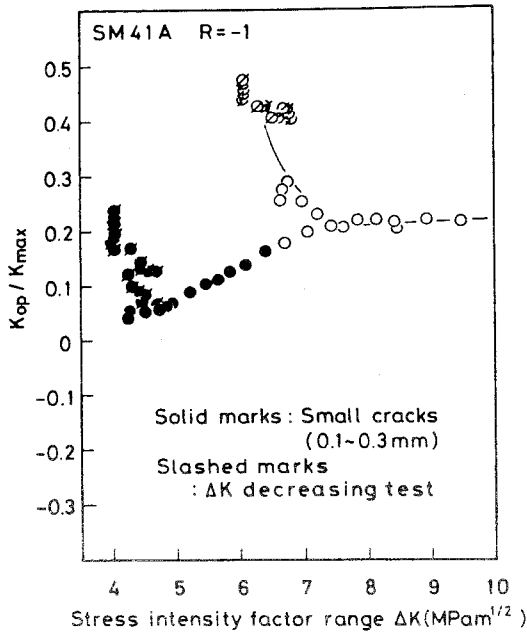


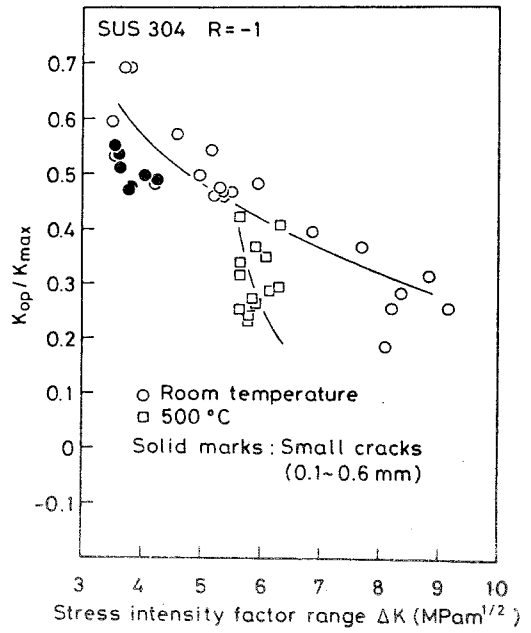
図2-13 SM41A鋼平滑試験片における  $\Delta K_{\text{long crack}} / \Delta K$  とき裂長さ  $a$  の関係

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 $da/dN$ 値で比較すると微小き裂のデータは低 $\Delta K$ 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 $\Delta K$ 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 $\Delta K$ 値とマスターカーブ上で同一進展速度を取る応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{long crack}}$ 値との比率( $\Delta K_{\text{long crack}} / \Delta K$ )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鋼におけるき裂進展試験中に

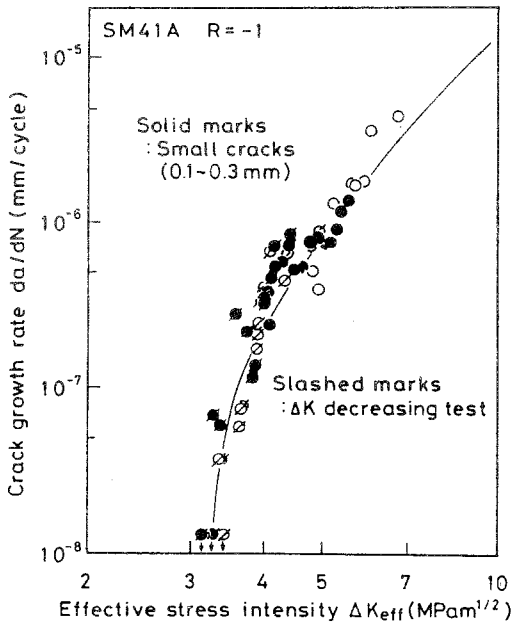


(a) SM41A

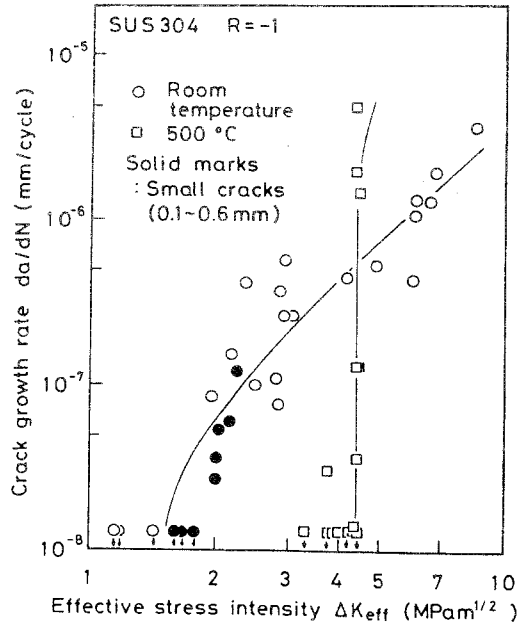


(b) SUS304

図2-14 平滑試験片における  $K_{op} / K_{max} - \Delta K$  関係



(a) SM41A



(b) SUS304

図2-15 平滑試験片における  $da/dN - \Delta K_{eff}$  関係

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

となっているが、低 $\Delta K$ 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 $\Delta K$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K$ による整理では高速度側あるいは低 $\Delta K$ 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 $\Delta K_{th}$ 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 $a_0$ を評価する。

$a_0$ 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 $\Delta K_{th}$ 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

表2-3 微小き裂への遷移き裂長さ $a_0$ 、 $a'_0$ の値

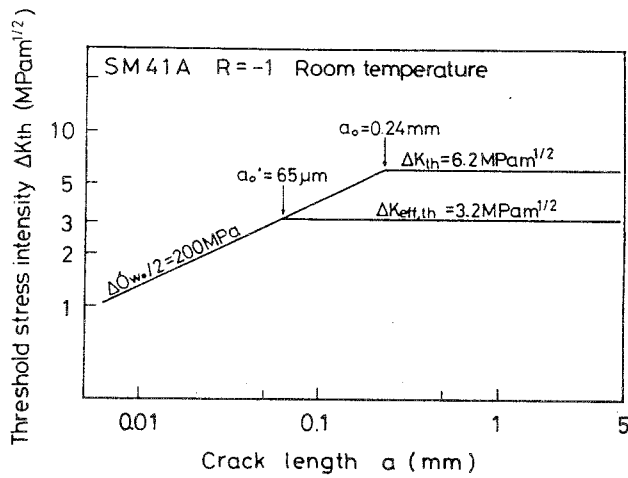
材 料	温 度	$\Delta K_{th}$	$\Delta K_{eff,th}$	$\sigma_{\omega_0}$	$a_0$	$a'_0$
SM41A	常 温	6.2MPa $\sqrt{m}$	3.2MPa $\sqrt{m}$	200MPa	0.24mm	0.065mm
SUS304	常 温	3.6MPa $\sqrt{m}$	1.5MPa $\sqrt{m}$	285MPa	0.04mm	0.007mm
	500℃	5.3MPa $\sqrt{m}$	4.2MPa $\sqrt{m}$	215MPa	0.15mm	0.097mm

\* 本論文では進展下限界が長いき裂の $\Delta K_{th}$ 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 $a_0$ 以下の寸法のき裂)を特に物理的微小き裂と称し、 $\Delta K$ 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。

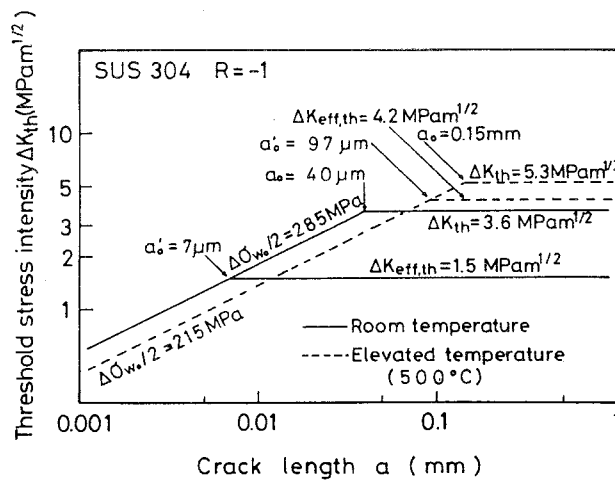
労限界応力  $\Delta\sigma_w$  により定まる直線に漸近する。このことをSM41A 鋼ならびにSUS304 鋼のそれぞれの実験結果を用いて示したものが図2-16(a),(b) である。微小き裂への遷移き裂長さ  $a_o$  は長いき裂の進展下限界応力拡大係数幅  $\Delta K_{th}$  と平滑試験片の疲労限界応力  $\sigma_w$  を用いて次式で与えられる<sup>(16)</sup>。

$$a_o = (1/\pi) \cdot (\Delta K_{th} / 1.1215 \sigma_w)^2 \quad (2-3)$$

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  $a_o$  を示したものである。なお表中には各材



(a) 常温下SM41A



(b) 常温・高温下SUS304

図2-16 平滑試験片における  $\Delta K_{th} - a$  関係

料の各種試験条件下における平滑材疲労限  $\sigma_w$  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  $a_0$  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  $a_0$  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  $a_0$  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  $\Delta K$  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  $\Delta K$  long crack 値との比率 ( $\Delta K$  long crack /  $\Delta K$ ) 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

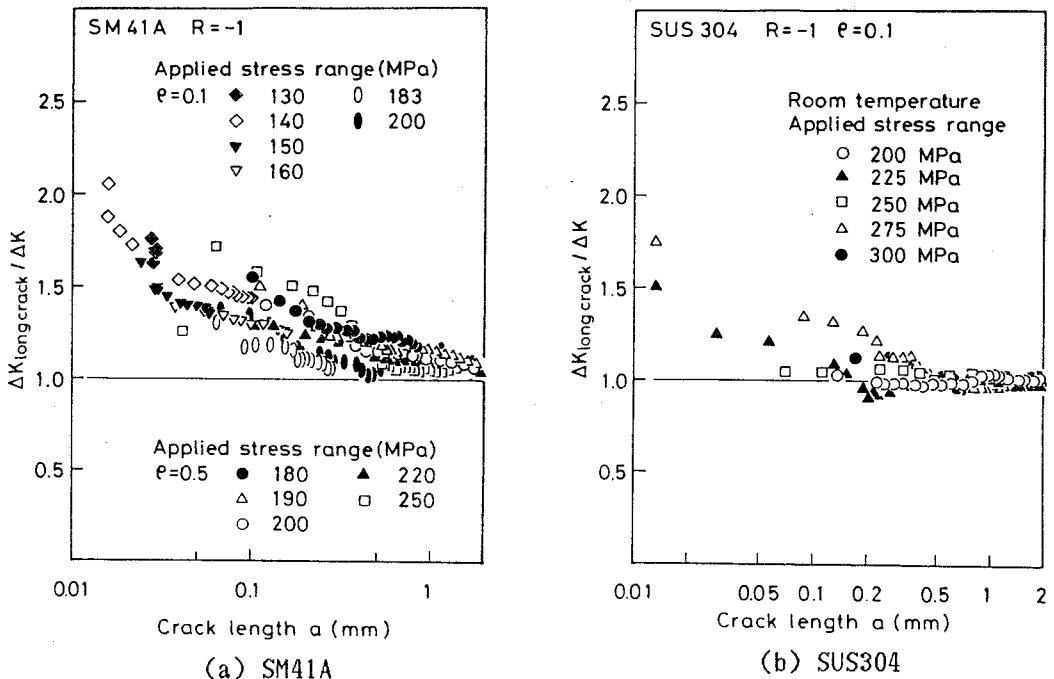


図2-17 切欠底の  $\Delta K$  long crack /  $\Delta K - a$  関係

ず短いき裂に対する  $\Delta K$  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  $a_0$  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  $a_0$  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  $a_0$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  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<sup>(11)</sup>）への遷移き裂長さ  $a_0$  を評価，検討する． $a_0$  の値は (2-3) 式中の  $\Delta K_{\text{th}}$  を有効応力拡大係数幅の進展下限界値  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  に置換することにより得られる．実際，両材料の  $a_0$  の寸法を算出すると常温下の SM41A鋼では  $65 \mu\text{m}$  ，さらに  $a_0$  の寸法が比較的大きい高温下の SUS304鋼でも  $97 \mu\text{m}$  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  $a_0$  よりも長い．このことは図2-12(a) において  $\Delta K$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  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開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。

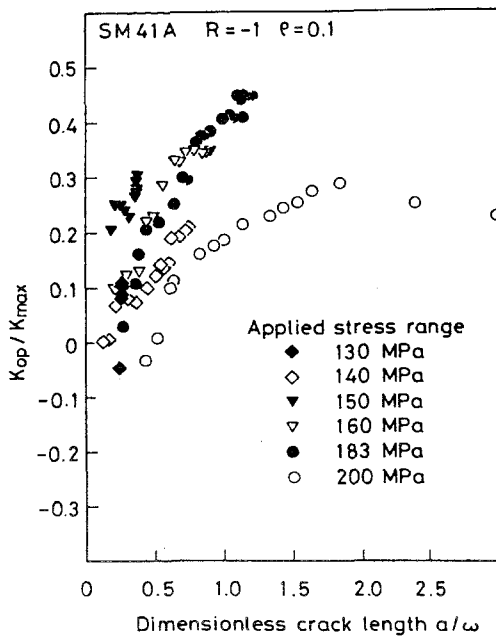
切欠底には切欠による塑性応力場が形成されている。切欠底における特徴的なき裂開閉口挙動はこのような切欠による応力場の影響を強く受けているものと考えられる。特に切欠底の極く近傍では切欠による強い塑性変形領域が必ず存在するので、それが塑性誘起き裂開口現象に影響を及ぼすことが考えられる。したがって切欠の影響を受けていないような長いき裂の開口レベルに比べて切欠底で良く開口するき裂の最大長さ $\alpha$ と切欠により形成される塑性域寸法 $\omega$ の間には密接な関係があることが推測される。そこでSM41A鋼ならびにSUS304鋼切欠試験片につき切欠底のき裂開口比率 $K_{op}/K_{max}$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

$$\omega = \rho \left[ (K_t \Delta \sigma / \Delta \sigma_0)^2 - 1 \right] / 4.5 \quad (2-5)$$

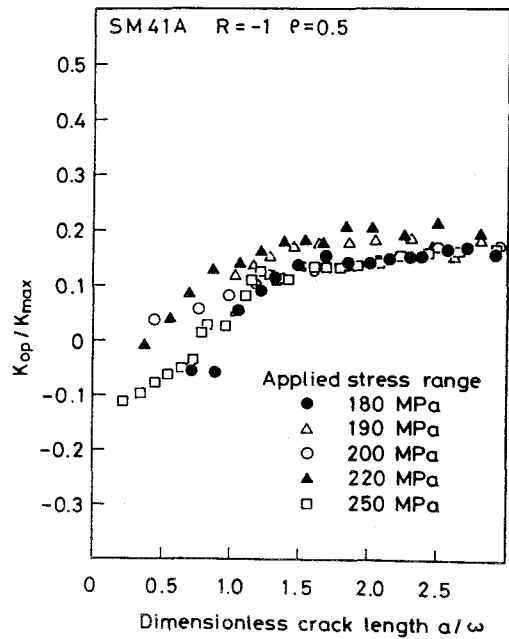
ここで $\rho$ は切欠底の曲率半径、 $K_t$ は切欠の弾性応力集中率、 $\Delta \sigma$ は公称応力レンジ、 $\Delta \sigma_0$ は繰返し降伏応力である。

これらの図よりき裂が切欠底で良く開口するのは $\alpha/\omega < 1.0 \sim 1.5$ 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 $\alpha$ は $\omega$ 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 $a_0$ 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 $\rho$ が変化しても成立している。しかし $\rho = 0.1\text{mm}$ で切欠底でき裂が停留する場合に、

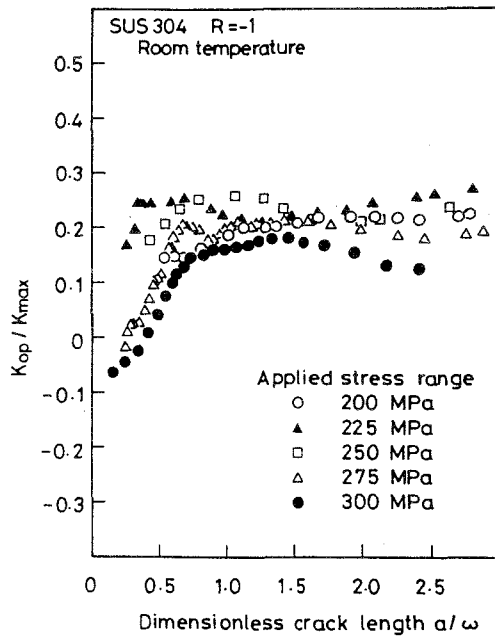




(a) SM41A,  $\rho = 0.1\text{mm}$



(b) SM41A,  $\rho = 0.5\text{mm}$



(c) SUS304常温

図2-18 切欠底の  $K_{op}/K_{max} - a/\omega$  関係 (SM41A,  $\rho = 0.1\text{mm}$ )

は、例えば  $\Delta\sigma = 183\text{MPa}$  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

が明りように認められる。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  $da/dN - \Delta K$  および  $da/dN - \Delta K_{eff}$  の両関係には明りよ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  $a_0$  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  $\Delta K_{th}$ ,  $\Delta K_{eff,th}$  値と長いき裂のそれらとは相違が認められなかった。しかし  $a_0$  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  $\Delta K$  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。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  $a_0$  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  $\sigma_{op}$  は上昇し、巨視き裂の開閉口レベル  $\sigma_{op}^{\infty}$  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 $\alpha_0$ 以下の寸法であっても、さらには切欠底曲率半径 $\rho$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ の変化と良く一致し、有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{eff}}$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ 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 $\Delta K_{\text{th}}$ 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] 栗谷丈夫，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  $10^{-8}$  m/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 gradients 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.

## 第3章 切欠材の停留き裂

### 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  $\Delta K_{eff}$  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

ることを目的とする。

### 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荷重応力下で疲労試験を行った結果、まず切欠底曲率半径  $\rho = 0.1\text{mm}$  の切欠試験片の場合、荷重応力レベル  $\Delta\sigma = 120\text{MPa}$  では  $10^7$  回の応力繰返し数に対してもき裂は発生せず、 $130\text{MPa} \sim 183\text{MPa}$  の範囲の荷重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。  $200\text{MPa}$  以上の荷重応力レベル下では  $10^7$  回以内の応力繰返し数で破断に至った。一方、  $\rho = 0.5\text{mm}$  の切欠試験片では  $160\text{MPa}$  以下の荷重応力レベル下ではき裂が発生せず、それより高い荷重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  $\Delta\sigma_w$  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。図中には平滑試験片を用いて求めた疲労限界応力  $\Delta\sigma_w$ 。(すなわち  $K_t = 1$  の切欠試験片の疲労限界応力)の結果もあわせて示した。切欠底の曲率半径  $\rho$  が  $0.1\text{mm}$  ( $K_t = 8.0$ ) 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  $0.5\text{mm}$  ( $K_t = 4.0$ ) と大きくなるといかなる荷重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<sup>[1]</sup> や西谷<sup>[2]</sup> の結果とも定性的にも定

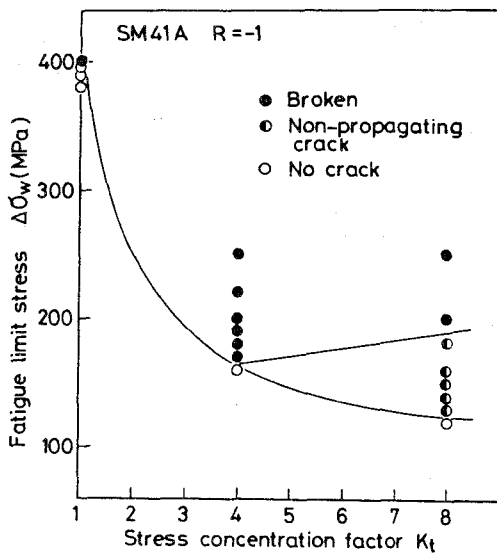


図3-1 SM41A鋼切欠試験片における  $\Delta\sigma_w - K_t$  関係

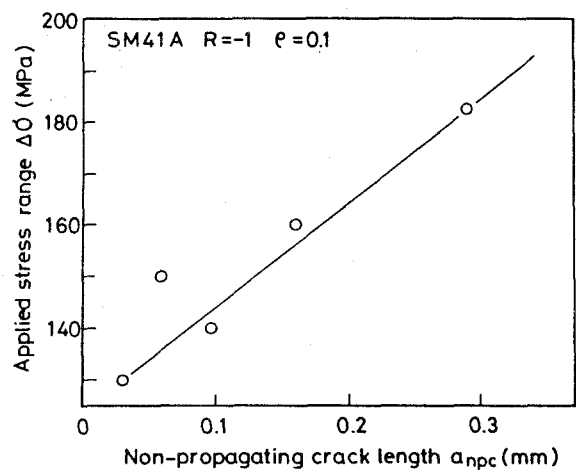
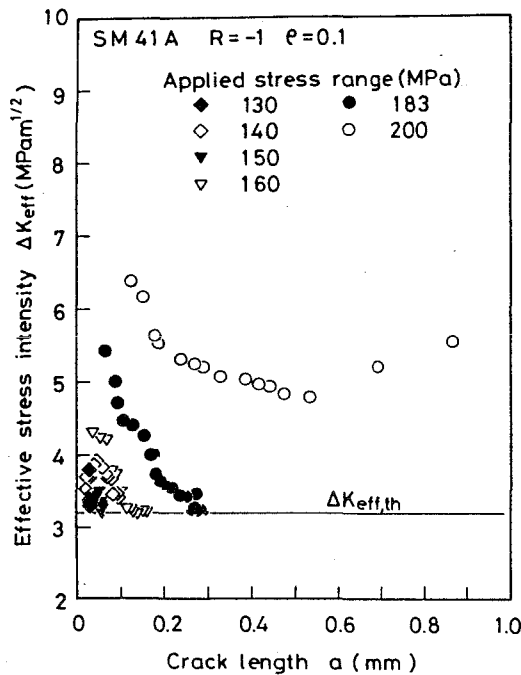


図3-2 SM41A鋼切欠試験片における停留き裂長さ  $a_{npc}$  の  $\Delta\sigma$  依存性 ( $\rho = 0.1\text{mm}$ )

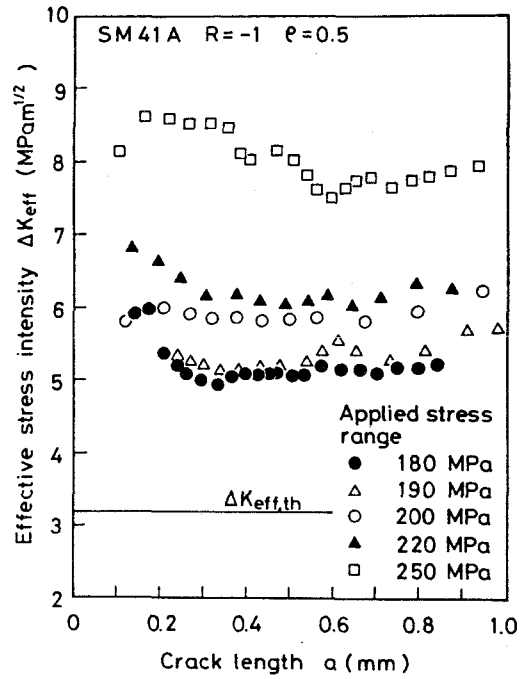
量的にも一致している。なおここで用いたSM41A 鋼の場合、西谷ら<sup>13)</sup>が提案している限界曲率半径 $\rho$ の寸法は約0.5mmであった。またき裂発生直後のき裂の進展速度ならびに停留した時のき裂長さは負荷応力レベル $\Delta\sigma$ に依存し、負荷応力レベルが高いものほどき裂進展速度が速く、停留き裂長さ $a_{npc}$ も長くなっている。これらの停留き裂長さと負荷応力レベルの関係をまとめて示したものが図3-2である。図より停留き裂長さ $a_{npc}$ と負荷応力レベル $\Delta\sigma$ の間には良好な線形関係が認められる。このような停留き裂長さの応力レベル依存性は小林ら<sup>14)</sup>や中井ら<sup>15)</sup>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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\rho$ が0.1mmと0.5mmの場合の切欠底から発生・進展するき裂の $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff,th}$ 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 $a_0$ より短いき裂に対しては疲労限応力 $\Delta\sigma_w$ 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 $a_0$ 値は表2-3にも示したように65 $\mu\text{m}$ 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 $a_0$ 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 $\Delta K_{eff,th}$ ならびに有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{eff}$ のみを基礎にしても差し支えない。

図3-3(a)は $\rho=0.1\text{mm}$ の切欠底から発生進展するき裂の有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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、 $\Delta K_{eff}$ 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 $\rho=0.5\text{mm}$ の場合には負荷応力レベルがき裂発生限界応力 $\Delta\sigma_w$ 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



(a) SM41A , ρ = 0.1mm



(b) SM41A , ρ = 0.5mm

図3-3 SM41A鋼の切欠底における  $\Delta K_{eff} - a$  関係

したき裂の  $\Delta K_{eff}$  の極小値はき裂の進展中に下限界値を横切ることなく、 $\Delta K_{eff,th}$  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是き裂発生限界応力  $\Delta \sigma_{wi}$  に等しい負荷応力レベル下でき裂進展に伴い  $\Delta K_{eff}$  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  $R (= \sigma_{min} / \sigma_{max})$  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  $da/dN$  と応力拡大



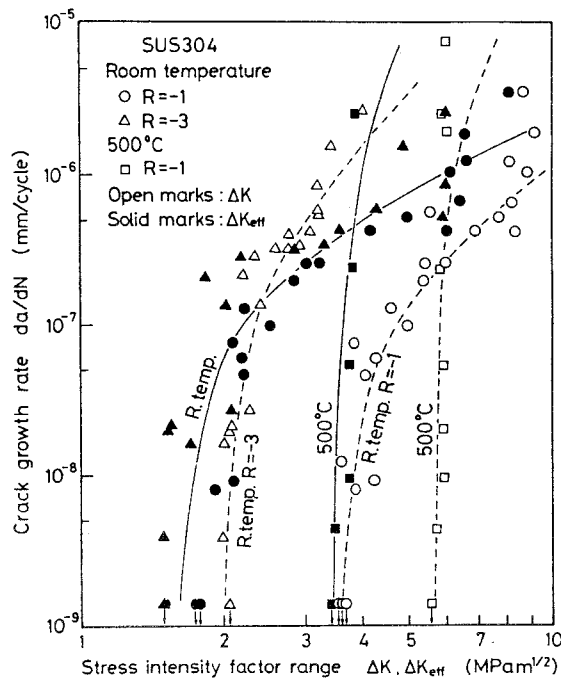
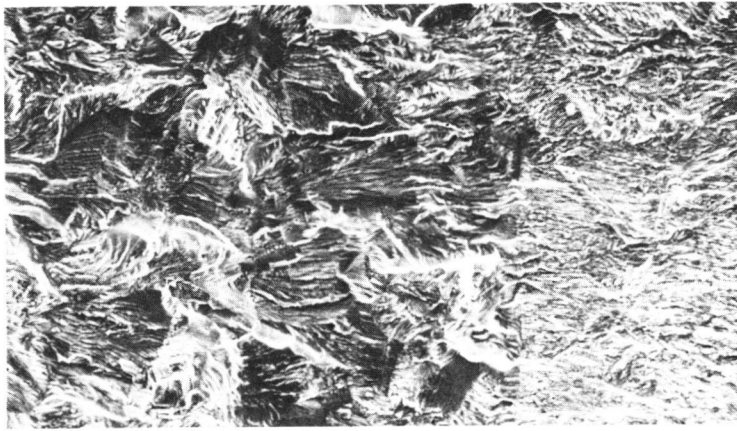


図3-4 SUS304鋼下限界近傍の $da/dN - \Delta K$ ,  $\Delta K_{eff}$ 関係

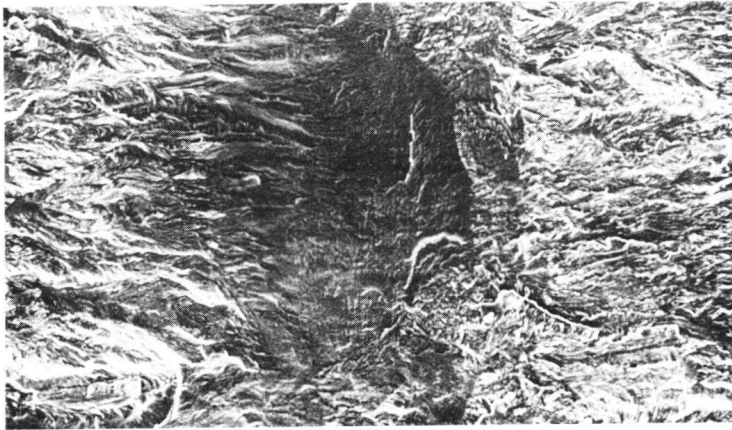
係数幅  $\Delta K$  の関係を示したものである。ここで、 $\Delta K$  の値には  $K_{max}$  をとった。図中にはき裂開閉口現象を考慮した有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{eff}$  による整理結果も合わせて黒塗り印で示した。また図2-7(b)で示した常温両振りならびに 500°C の高温両振り条件下 ( $R = -1$ ) における結果をもあわせて示した。図より  $da/dN - \Delta K$  ならびに  $da/dN - \Delta K_{eff}$  の両関係には応力比および試験温度によらず通常他鋼種で観察されると同様の下限界領域が認められる。しかし進展下限界の応力拡大係数幅  $\Delta K_{th}$  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  $\Delta K_{th}$  の値は  $3.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  であるのに対し  $R = -3$  の  $\Delta K_{th}$  の値は  $2.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  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  $\Delta K_{th}$  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<sup>7)</sup>の影響は少なく、閉口現象としては塑

き裂進展方向



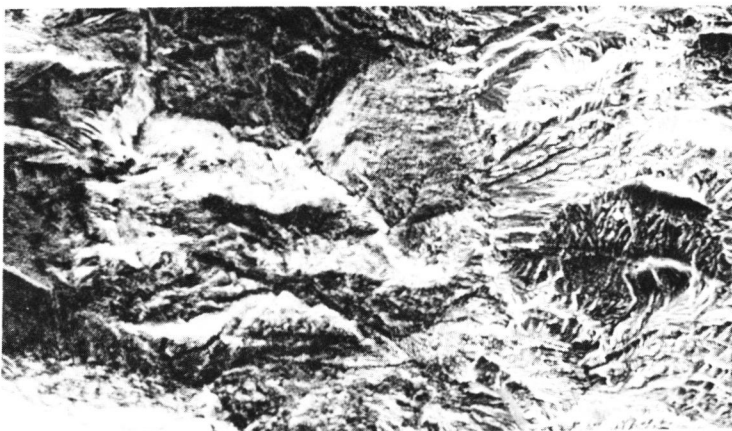
(a) 常温下,  $R = -1$

↑  
下限界き裂前縁



(b) 常温下,  $R = -3$

↑  
下限界き裂前縁



(c) 500°C,  $R = -1$

↑  
下限界き裂前縁

100  $\mu\text{m}$

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  $\Delta K_{\text{eff}}$  におけるき裂進展下限界値  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  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  $1.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となった。

一方， $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  の高温条件下における下限界値  $\Delta K_{\text{th}}$  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のように，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<sup>18)</sup>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  $\Delta K_{\text{th}}$  の上昇はき裂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  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  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  $(K_{\text{op}}/K_{\text{max}})_{\text{th}}$  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  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  の上昇原因については十分明らかではないが，結城ら<sup>19)</sup> も同じSUS304鋼について高温下ではき裂開口比率  $U (= 1 - K_{\text{op}}/K_{\text{max}})$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  をき裂長さ  $a$  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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 値は長いき裂に対する進展下限値 $\Delta K_{eff,th}$ よりはるかに高いレベルで変化しており、 $\Delta K_{eff}$ 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( $\Delta\sigma_{\omega_1} = 200\text{MPa}$ )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<sup>[10][11]</sup>とされているが、この鋼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鋼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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ の変化を見てもわかるようにき裂進展中にとる $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 値が極小値をとると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 $\Delta K_{eff}$ 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、 $K_{op}/K_{max}$ が減少し、そのためその後のき裂進展と

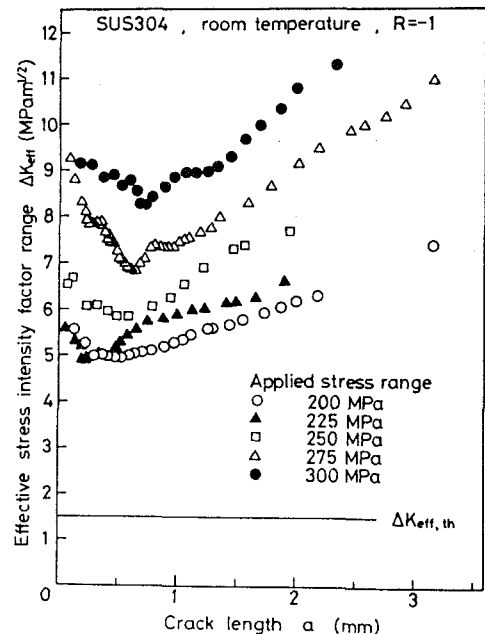


図3-6  $\Delta K_{eff} - a$  関係 (常温下,  $R = -1$ )

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、 $\Delta K_{eff}$ 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。

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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ の最小値が $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ とその下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ 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 $\Delta K_{eff}$ がその下限界値 $\Delta K_{eff,th}$ 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<sup>(1)</sup>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、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<sup>(2)</sup>。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

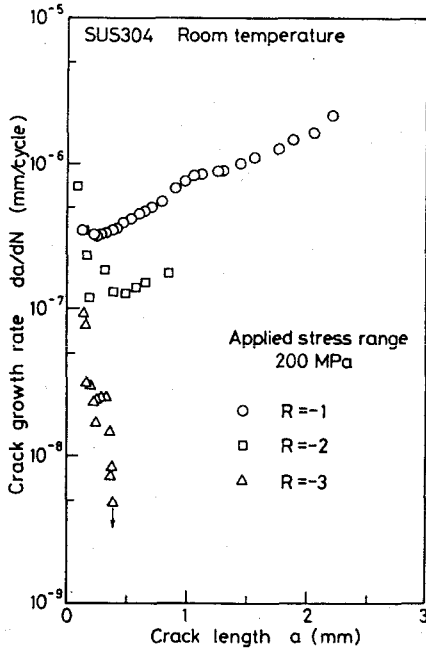


図3-7  $da/dN - a$  関係

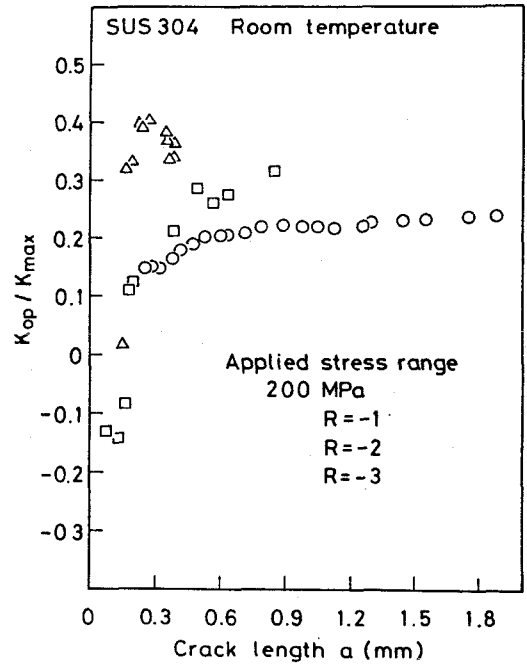


図3-8  $K_{op} / K_{max} - a$  関係

$da/dN$  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 鋼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  $\Delta K_{eff} (= (1 - K_{op} / K_{max}) \cdot \Delta K)$  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  $\Delta K_{eff}$  値の変化を示したものである。

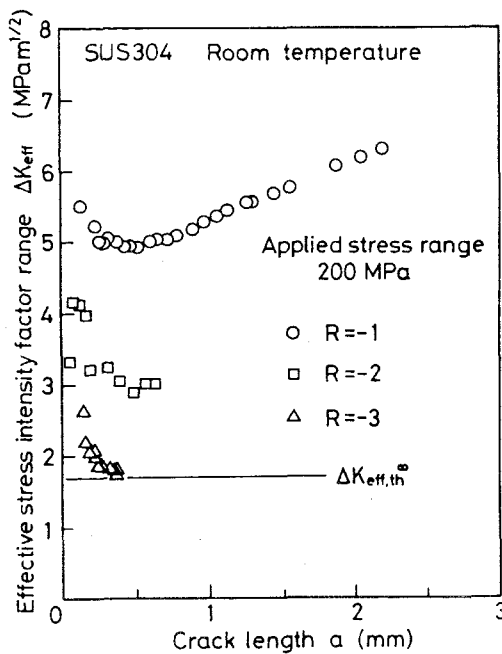


図3-9  $\Delta K_{\text{eff}} - a$  関係 (常温下,  $R = -1 \sim -3$ )

図中には前節の場合と同様、常温下におけるSUS304鋼の進展下限値  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  値は低下しており、あるき裂長さでとる  $\Delta K_{\text{eff}}$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  の極小値は  $R = -1$  の場合と同様、依然として  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  よりも高いため、 $R = -2$  の負荷応力

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  $\Delta K_{\text{eff}}$  値の減少中、それが進展下限値  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を横切ることが生じるために、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<sup>[13][14]</sup>。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  $\Delta\sigma_{w1}$  は試験温度の上昇に伴い減少している。一方破断限界  $\Delta\sigma_{w2}$  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 ( $\Delta\sigma_{w1} < \Delta\sigma_{w2}$ )、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  $\Delta\sigma = 170\text{MPa}$  および500℃下の  $\Delta\sigma = 170\text{MPa}$ , 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

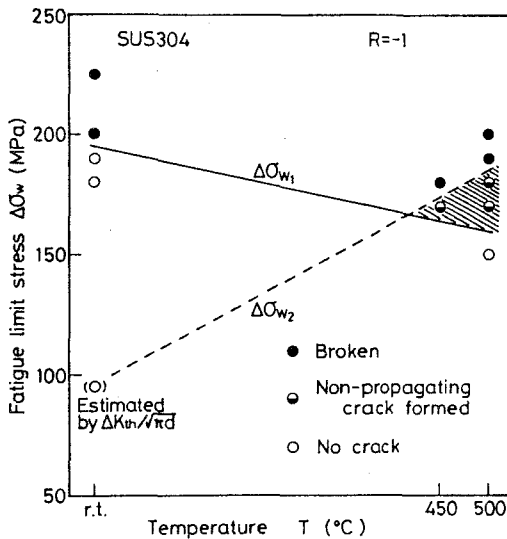


図3-10  $\Delta\sigma_w - T$  関係

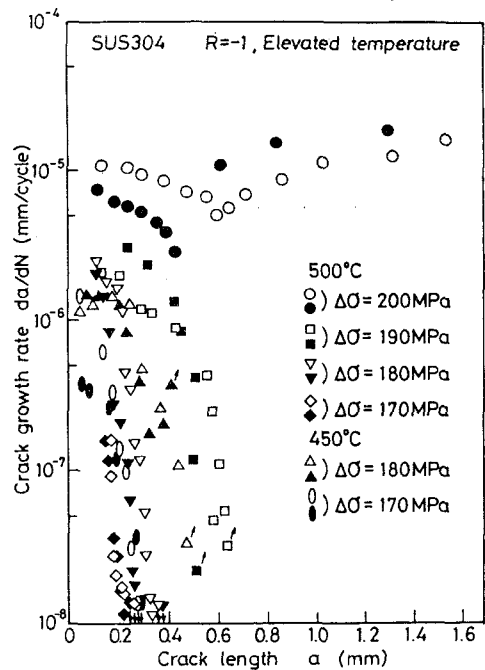


図3-11  $da/dN - a$  関係 (高温下)



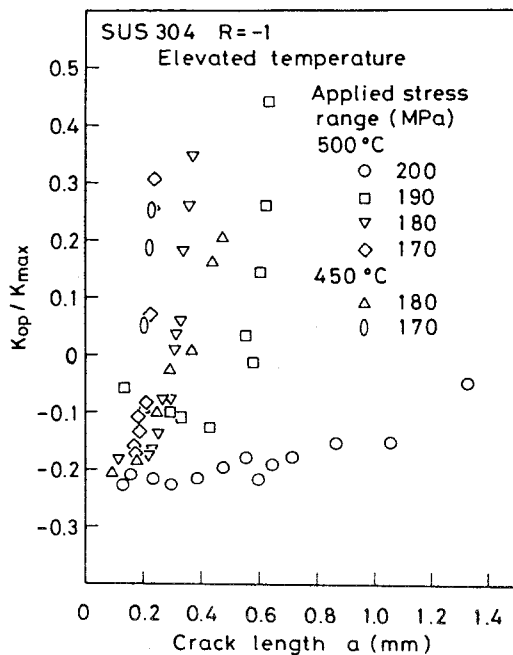


図3-12  $K_{op} / K_{max} - a$  関係 (高温下)

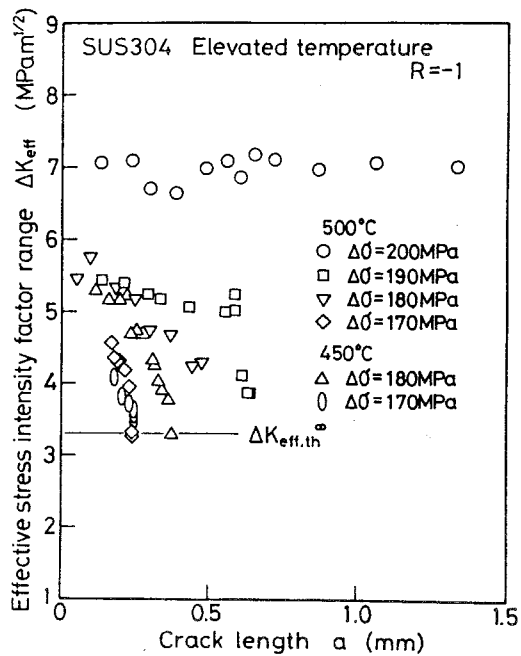


図3-13  $\Delta K_{eff} - a$  関係 (高温下)

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開口比率  $K_{op} / K_{max}$  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開口比  $(K_{op} / K_{max})_{th}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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<sup>(13)</sup>。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。

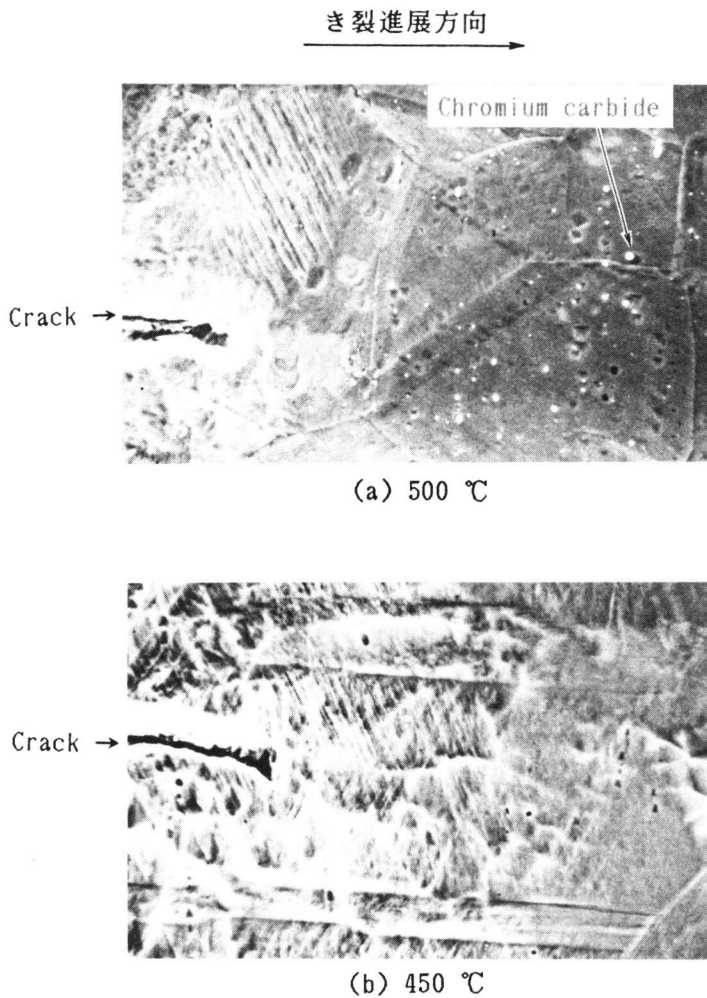


図3-14 停留き裂先端近傍の表面組織

20 μm

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 $Cr_{23}C_6$ 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 $\rho = 0.1\text{mm}$ 、 $\rho = 0.5\text{mm}$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ の変化を見てもわかるように切欠底におけるき裂の $\Delta K_{\text{eff}}$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ 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くほど増加する。また $\Delta K_{\text{eff}}$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ 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、 $K_{op}/K_{max}$ 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、 $\Delta K_{eff}$ 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 $\rho = 0.1\text{mm}$ ならびに $\rho = 0.5\text{mm}$ の切欠底におけるき裂の $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\rho = 0.1\text{mm}$ と $\rho = 0.5\text{mm}$ の切欠底におけるき裂の $\Delta K_{eff}$ 値の変化挙動を比較してみると切欠の鋭い $\rho = 0.1\text{mm}$ における $\Delta K_{eff}$ の減少傾向は $\rho = 0.5\text{mm}$ におけるよりも急激であり、 $\Delta K_{eff}$ が極小となるき裂長さも $\rho = 0.1\text{mm}$ 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 $\rho = 0.1\text{mm}$ の場合にはき裂が停留し、 $\rho = 0.5\text{mm}$ 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 $R = -3$ と $R = -1$ の同負荷応力レベル条件下で $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ が極小値をとると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

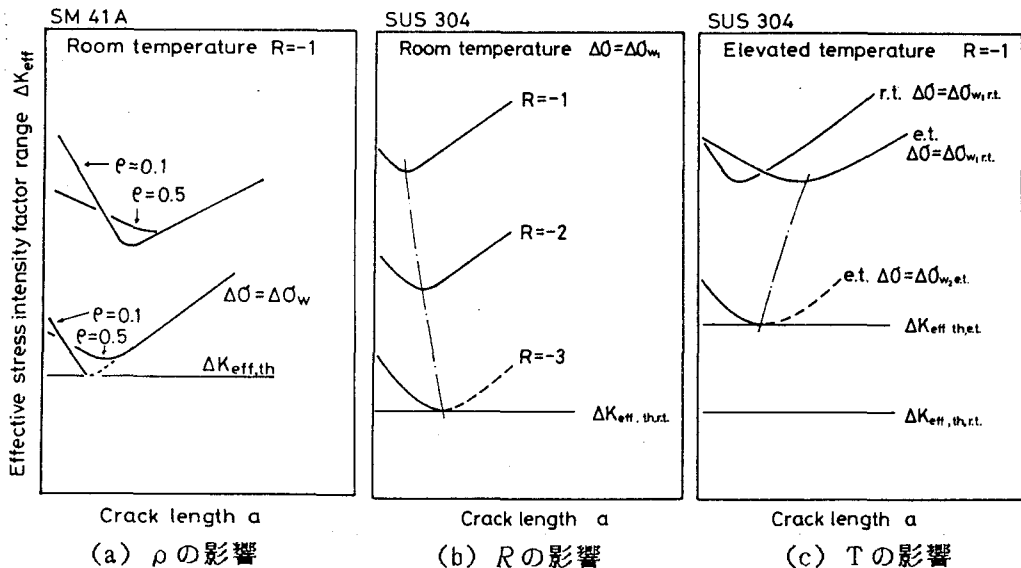


図3-15 切欠底における $\Delta K_{eff}$ の変化

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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  値の変化中に必ず現われる  $\Delta K_{eff}$  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<sup>13)</sup>、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<sup>13) 14)</sup>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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  の変化とその進展下限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 °C 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  $\Delta K_{eff}$  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变化傾向を示す。またこのき裂開口比に基づく有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  値が材料の進展下限界の有効値  $\Delta K_{eff,th}$  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  $\Delta K_{eff}$  がその進展下限界値  $\Delta K_{eff,th}$  以下になるか否かで説明できる。

(3) 切欠底における  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  値が極小値をとると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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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 (昭和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 (昭和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 (昭和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.Thompson, Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructurally 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  $\Delta K_{\text{eff}}$  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<sup>(1)</sup>。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  $a_0$  が切欠塑性域寸法  $\omega$  と同程度かまたは  $a_0$  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

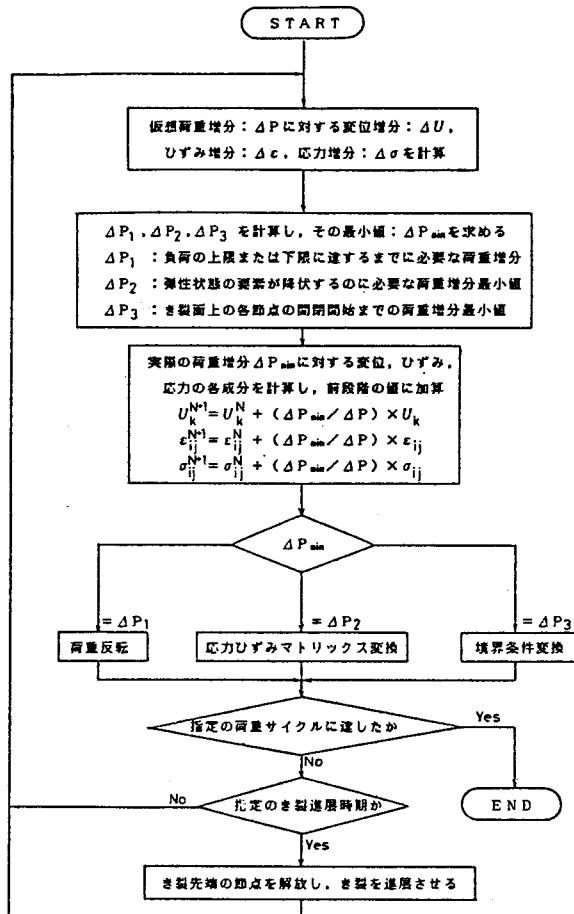


図4-1 解析手順

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inger効果を考慮し、塑性硬化則として H.Zieglerの移動硬化則<sup>2)</sup>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

(60° V型切欠、切欠底曲率半径  $\rho = 0.2\text{mm}$ 、切欠深さ  $d = 2\text{mm}$ 、弾性応力集中率  $K_t = 6.2$ ) を有する両側切欠付き平板である。引張り-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-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  $E = 200\text{GPa}$ 、繰返し降伏応力  $\Delta\sigma_y = 320\text{MPa}$ 、 $H'/E = 0.075$  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とした。

#### 4・2・2 解析結果ならびに考察

種々の負荷応力レンジ  $\Delta\sigma$  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  $K_{op}/K_{max}$  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  $K_{op}/K_{max}$  値は小さく、その後き裂が進展するにつれて増加

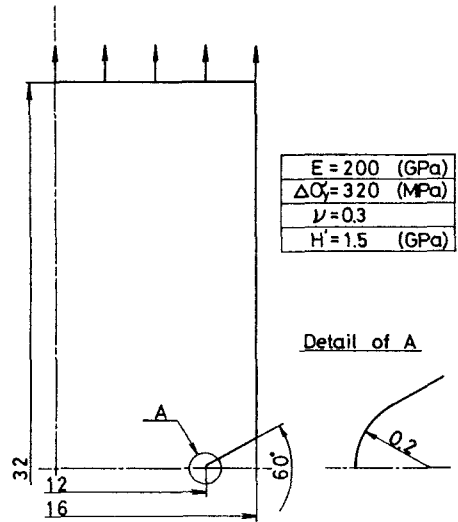


図4-2 解析形状

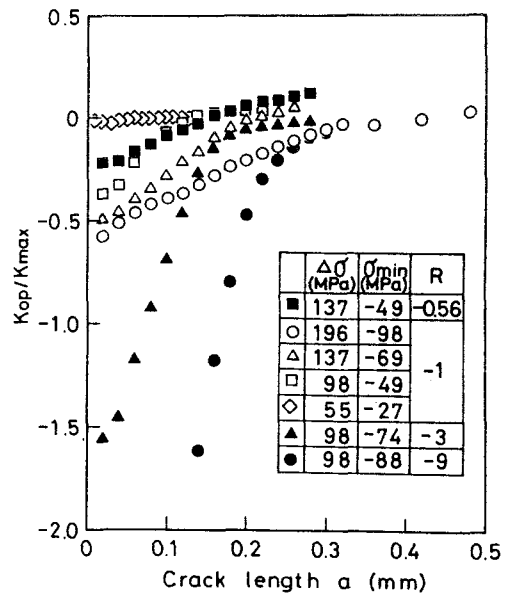


図4-3  $K_{op}/K_{max} - a$  関係

表4-1  $\alpha^*$ ,  $\omega$ ,  $\omega_{\min}$ の値

R	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\alpha^*$ (mm)	$\omega$ (mm)	$\omega_{\min}$ (mm)	$\omega_{\max}$ (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	0.12
	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

し、あるき裂長さ以上で長いき裂の開口比 ( $K_{op}/K_{max}$ ) $^{\infty}$  に漸近している。まず応力比  $R = -1$  の場合 ( $K_{op}/K_{max}$ ) $^{\infty}$  は負荷応力レベル  $\Delta\sigma$  に依存せず同じ値になっているが、き裂開口比  $K_{op}/K_{max}$  がき裂進展に伴い ( $K_{op}/K_{max}$ ) $^{\infty}$  値まで漸近し、その値が ( $K_{op}/K_{max}$ ) $^{\infty}$  に等しくなるまでのき裂長さ  $\alpha^*$  は  $\Delta\sigma$  が増加するにつれて長くなる。表4-1 に  $\alpha^*$  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  $\omega$  の値をまとめて示した。また表中には最小負荷応力時  $\sigma_{\min}$  ならびに最大負荷応力時  $\sigma_{\max}$  における単調塑性域寸法  $\omega_{\min}$ ,  $\omega_{\max}$  の値もあわせて示した。表4-1 から  $\omega$  が大きくなるほど  $\alpha^*$  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  $\Delta\sigma$  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  $\omega$  は各応力比とも等しくなるが、 $\alpha^*$  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  $\alpha^*$  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  $\alpha^*$  の寸法は切欠による繰返し塑性域寸法  $\omega$  と単調圧縮塑性域寸法  $\omega_{\min}$  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  $\Delta\sigma = 55\text{MPa}$ ,  $R = -1$  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  $\sigma$  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口レベルはわずかに上昇しながら定常値に漸近する。このようなき裂開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閉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  $\bar{\omega} = (\omega + \omega_{min})/2$  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。

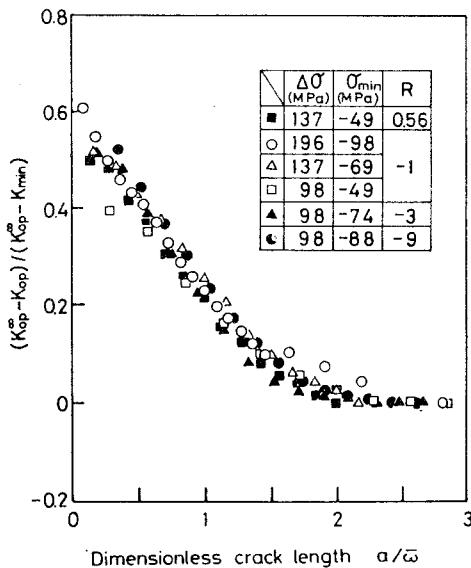


図4-4  $(K_{op}^{\infty} - K_{op}) / (K_{op}^{\infty} - K_{min}) - a / \bar{\omega}$  関係

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らかに示している。Lukášの式<sup>10)</sup>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

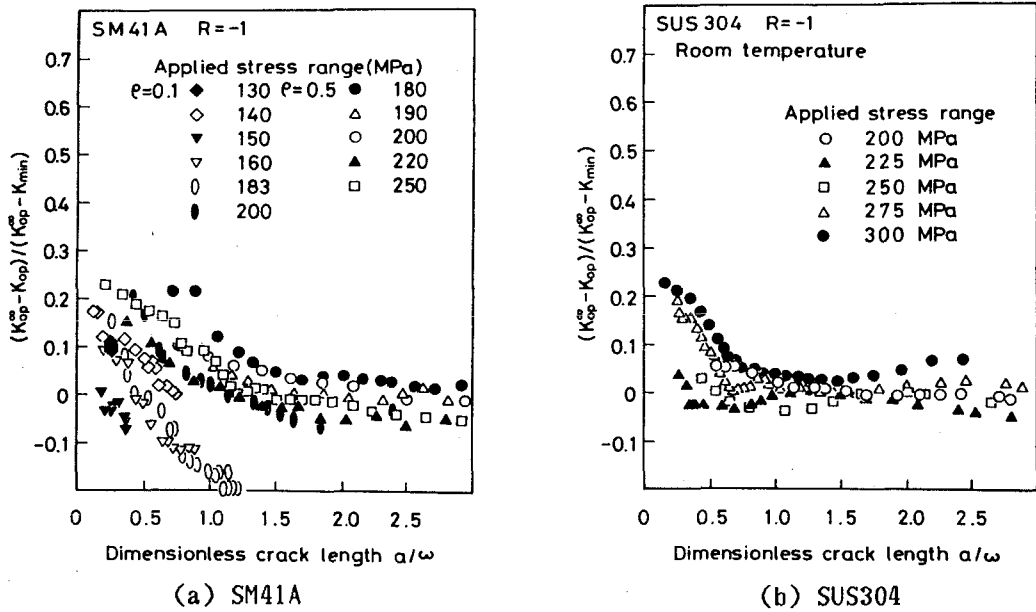


図4-5  $|K_{op}^{\infty} - K_{op}| / |K_{op}^{\infty} - K_{min}| - a/\omega$  関係

とにより評価した $\omega$ ， $\omega_{min}$ 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開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 $a_0$ 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 $a_0$ の寸法は約 $40\mu\text{m}$ 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開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 $\omega$ 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 $\sigma_0$ の弾完全塑性体平板中に応力集中率が $K_t$ 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レベルは通常零より大きいが<sup>[4]</sup>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

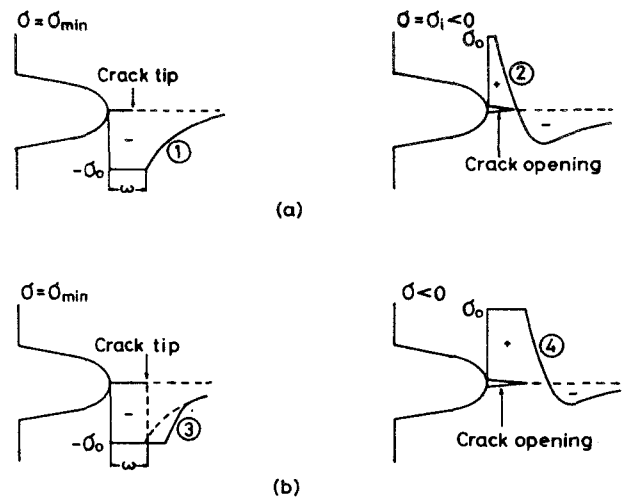


図4-6 き裂を有する切欠底の塑性変形

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 $\sigma = \sigma_{\min}$ 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 $\omega$ より短いような場合 ( $0 < a < \omega$ ) を考える。最小圧縮負荷応力 $\sigma_{\min}$ 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 $\sigma_i$  ( $< 0$ ) 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 $2\sigma$ の同一形状切欠が $\sigma = \sigma_i - \sigma_{\min}$ 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、正の応力となり開口することになる。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開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) ととも矛盾しない。

さらにき裂長さ $a$ が切欠による塑性域寸法 $\omega$ と等しい場合 ( $a = \omega$ ) 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始めるため、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 $\omega$ より大きくなる。したがって問題は上述の $0 < a < \omega$ 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  $a$  が切欠による塑性域寸法  $w$  と等しくなってもき裂開口レベルが長いき裂の開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口挙動の予測ならびに進展則

まず材料の弾塑性応力-ひずみ関係として次式のような指数硬化則を仮定する。

$$\sigma / \sigma_0 = (\varepsilon / \varepsilon_0)^N \quad (4-1)$$

$\sigma_0, \varepsilon_0$  : 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  $\sigma_{el}$  と弾塑性応力  $\sigma_{pl}$  との関係としてGlinkaの切欠底エネルギー密度一定の条件<sup>14)</sup>を用いると、次式が成立する。

$$(\sigma_{el} / \sigma_0)^2 = C' (\sigma_{pl} / \sigma_0)^{1 + \frac{1}{N}} - D \quad (4-2)$$

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  $\sigma_{el, \min}$  と弾塑性応力  $\sigma_{pl, \min}$  の関係は次式のようなになる。

$$(\sigma_{el, \min} / \sigma_0)^2 = C' (|\sigma_{pl, \min}| / \sigma_0)^{1 + \frac{1}{N}} - D \quad (4-3)$$

次に公称負荷応力が圧縮最小応力  $\sigma_{\min}$  から  $\sigma_i$  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  $\sigma_{el, i}$  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  $\sigma_{pl, \min}$  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。

$$(\sigma_{el, min} / \sigma_0)^2 = C' (\sigma_{el, i} / \sigma_0)^{1 + \frac{1}{N}} - D \quad (4-4)$$

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  $\rho$ ，切欠底からの距離  $x$  の関数  $g$  と公称応力  $\sigma$  の積， $\sigma_{el} = g(d, \rho, x) \sigma$  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  $\sigma_i$  は次式で得られる。

$$|\sigma_i| = \sigma_0 / C^{\frac{N}{1+N}} [(g(d, \rho, x) \cdot \sigma_{min} / \sigma_0)^2 + D]^{\frac{N}{1+N}} / g(d, \rho, x) \quad (4-5)$$

ここで  $C = 1 / C'$  である。

結局，公称レベルでのき裂開口応力  $\sigma_{op}$  は  $|\sigma_i|$  と  $|\sigma_{min}|$  の差で得られる。したがって公称最小負荷応力  $\sigma_{min}$  を基準に考えた時のき裂開口比率  $|\sigma_{op} / \sigma_{min}|$  は  $S = g(d, \rho, x) \cdot \sigma_{min} / \sigma_0$  ( $= \sigma_{el, min} / \sigma_0$ ) とおくと次式のように求まる。

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

本実験で用いた SUS304 鋼の切欠底曲率半径  $\rho = 0.1 \text{ mm}$ ，切欠深さ  $d = 2 \text{ mm}$  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<sup>3)</sup>を用いる。

$$\sigma_{el} = K_t \sigma / \sqrt{1 + 4.5 x / \rho} \quad (4-7)$$

$K_t$  は切欠の弾性応力集中率， $\sigma$  は公称負荷応力， $x$  は切欠底からの距離， $\rho$  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  $|\sigma_{op} / \sigma_{min}|$  のき裂長さ  $\alpha$  に

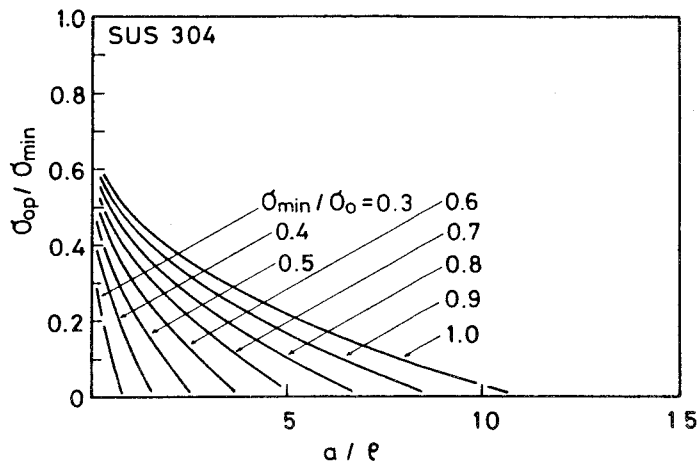


図4-7 き裂長さに対する開口比率  $|\sigma_{op}^{\infty}| / |\sigma_{min}^{\infty}|$  の変化(SUS304)

対する変化を  $|\sigma_{min} / \sigma_0| = 0.3 \sim 1.0$  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 ( $\alpha - K_{op} / K_{max}$  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  $\Delta K_{eff}$  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)<sup>[4]</sup> 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<sup>[6]</sup>。それゆえ切欠の影響などを受けない巨視き裂の開口比率  $(K_{op} / K_{max})^{\infty}$  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  $(K_{op} / K_{max})^{\infty}$  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  $\Delta K_{eff}$  値は  $(K_{op} / K_{max})^{\infty}$  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。

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

第二項および第三項中の  $(K_{\text{op}} / K_{\text{max}})^{\infty} \cdot K_{\text{max}}$  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  $(K_{\text{op}} / K_{\text{max}})^{\infty}$  値は図 2-10 に示したように 0.2 であった。この  $(K_{\text{op}} / K_{\text{max}})^{\infty}$  値と図 4-7 に示したき裂開口比率  $|\sigma_{\text{op}} / \sigma_{\text{min}}|$  値を用いて (4-8) 式から得られた有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{\text{eff}}$  値をき裂長さ  $a$  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  $N=0.34$ ,  $\Delta\sigma_0 = 320\text{MPa}$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  値の絶対量は高  $\Delta\sigma$  レベルのものほど大きい。また  $\Delta K_{\text{eff}}$  が極小値をとるときき裂長さ  $a^*$  や、その時の極小値  $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{min}}$  も負荷応力レベル  $\Delta\sigma$  に依存し、 $\Delta\sigma$  の小さい方が  $a^*$  は短く、 $(\Delta K_{\text{eff}})_{\text{min}}$  値も小さくなる。これらの切欠底における  $\Delta K_{\text{eff}}$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  値を用いて巨視き裂の  $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}$  関係から予測したき裂進展速度の

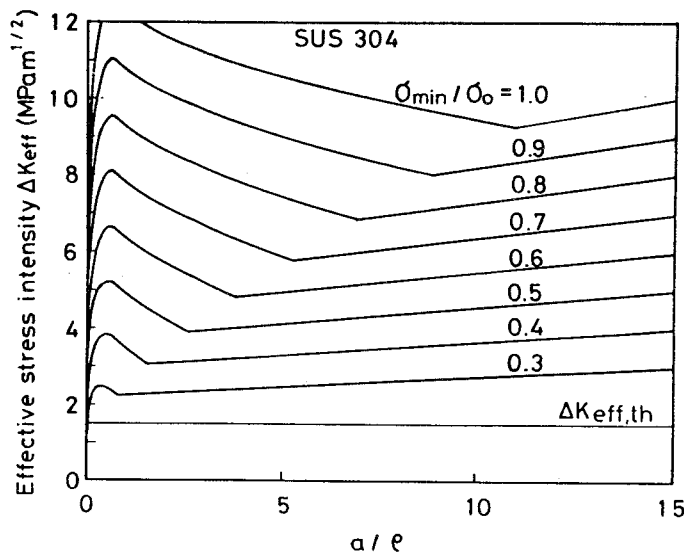


図 4-8 解析に基づく SUS304 鋼の切欠底におけるき裂の  $\Delta K_{\text{eff}}$  値の挙動

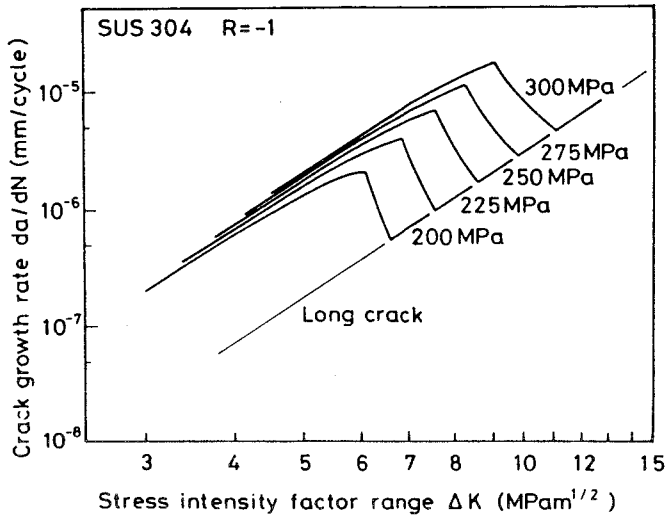


図4-9 SUS304鋼の切欠底におけるき裂進展挙動の予測結果

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。

微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<sup>7)</sup>、あるいはき裂長さ $a$ 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模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<sup>10)</sup>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 $K_{max}$ 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 $a_0$ 以下の寸法のき裂は良く開口しており、開口レベル

は  $K_{max}$  すなわち  $\sqrt{a}$  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口レベルは零レベル近傍の開閉と外挿され、長いき裂の開閉口レベルに漸近し終えるときのき裂長さが  $a_0$  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<sup>6)</sup>と同様である。

(1)  $a < a_0$  のとき

$$K_{op} / K_{max} = (K_{op} / K_{max})^{\infty} \sqrt{a / a_0}$$

(2)  $a \geq a_0$  のとき

$$K_{op} / K_{max} = (K_{op} / K_{max})^{\infty}$$

(4-9)

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

の二種類の切欠底き裂の開閉口効果のみを考慮した  $\rho = 0.1\text{mm}$  の SM41A 鋼切欠試験片におけるき裂開口比率の予測値は実験値を過大評価し、このき裂開口比を用いて評価した有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{eff}$  は低負荷応力レベルにおいてもき裂進展に伴い下限レベル  $\Delta K_{eff,th}$  を横切ることなく、実験結果と全く対応しない。これはき裂進展下限界近傍においては切欠塑性効果と微

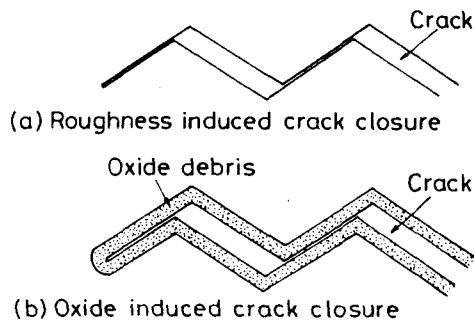
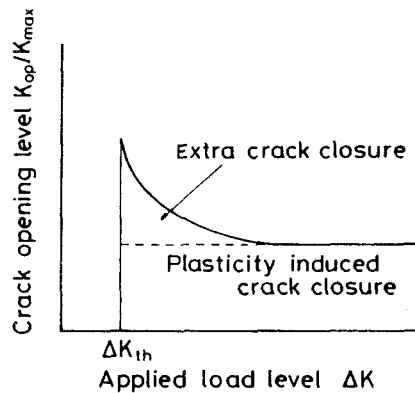


図4-10 下限界近傍における種々のき裂閉口メカニズム

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<sup>10)</sup> (図4-10(a)) やき裂面内に酸化物が付着・たい積するためなき裂閉口が助長される酸化物誘起き裂閉口現象<sup>10)</sup> (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開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  $\Delta K_{eff}$  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閉口のみならず同様の  $K_{max}$  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閉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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  の挙動が予知できる(図4-11の①)。次に切欠塑性域寸法  $\omega$  と物理的微小き裂への遷移き裂長さ  $a_0$  と比較して  $\omega \leq a_0$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $da/dN$  と有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{eff}$  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

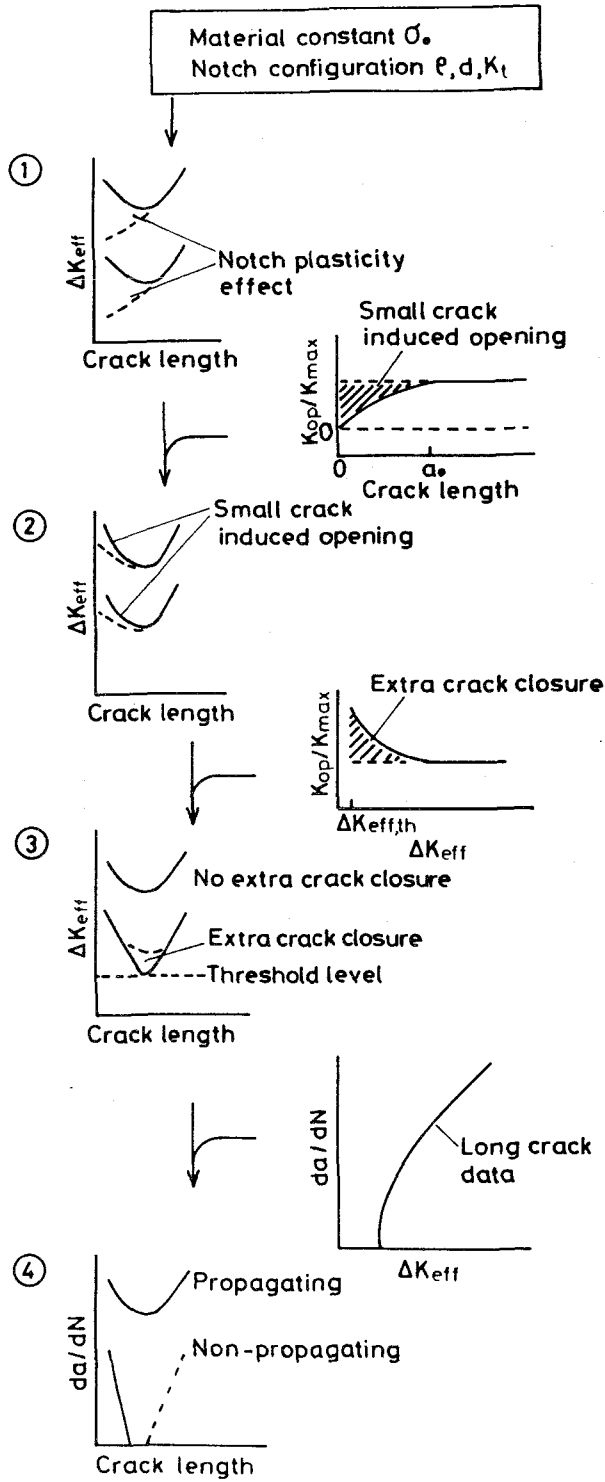


図4-11 切欠底におけるき裂進展挙動の予測手順



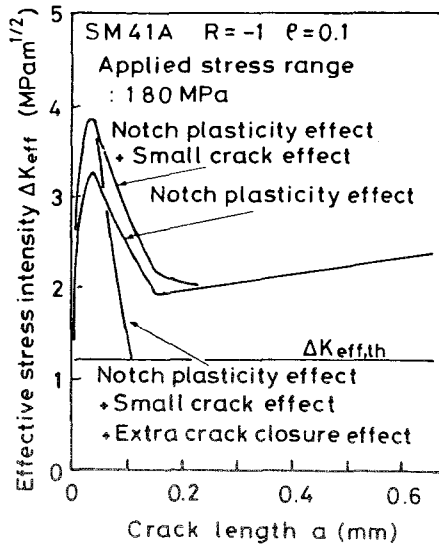


図4-12 切欠底き裂開閉口成分の分離

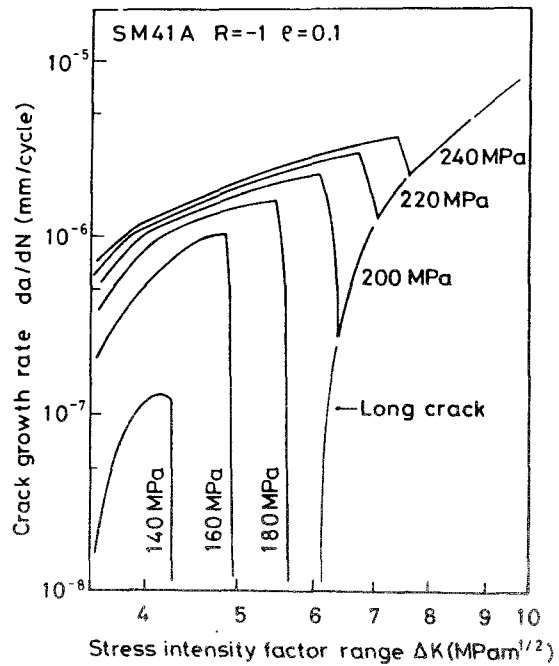


図4-13 SM41A鋼の切欠底におけるき裂進展挙動の予測結果

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 ( $\Delta\sigma = 180\text{MPa}$ ) におけるき裂開閉口挙動 ( $\Delta K_{\text{eff}}$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ 値を合わせて示してある。図より切欠底におけるき裂の $\Delta K_{\text{eff}}$ 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 $\Delta K_{\text{eff}}$ 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測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 $\Delta K_{\text{eff}}$ 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  $\Delta K_{eff}$  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  $a$  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  $a$  は切欠による塑性域寸法  $\omega$  あるいは物理的微小き裂長さ  $a_0$  をはるかに超えることはない。さらに同様の理由から  $\omega$  や  $a_0$  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<sup>111</sup>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<sup>112</sup>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  $a$  と  $\omega$  の比がほぼ 1のときであることから明らかである。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  $\omega$  あるいは微小き裂長さ  $a_0$  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  $\Delta K_{eff}$  値がその進展中に下限界レベル  $\Delta K_{eff,th}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $a_0$  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  $a_0$  値とが良い対応を示すことは中井

表4-2 SM41A 鋼切欠試験片 ( $\rho = 0.1\text{mm}$ ) における停留き裂長さ $\alpha_{\text{npc}}$ と塑性域寸法 $\omega$ 

負荷応力レベル $\Delta\sigma$ (MPa)	停留き裂長さ $\alpha_{\text{npc}}$ (mm)	塑性域寸法 $\omega$ (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

ら<sup>12)</sup>や小林ら<sup>13)</sup>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 $\alpha_0$ の寸法が $\omega$ 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 $\Delta\sigma\omega$  - 応力集中率 $K_t$ 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<sup>13)</sup>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  $\Delta K_{\text{eff}}$  値がき裂進展に伴いいったん低下し，下限界値  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  を横切るときに形成される。しかしこのような  $\Delta K_{\text{eff}}$  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  $a_0$  を下回る場合である。さらに切欠底の塑性域寸法  $\omega$  が物理的微小き裂長さ  $a_0$  を大きく下回る場合には  $a_0$  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, Quarterly 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.

- [5] G.Glinka , Energy density approach to calculation of inelastic-strain-stress 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 Communications,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開口変位が微小であることに起因したき裂閉口の $\Delta K$ 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<sup>(11) ~ (13)</sup>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<sup>(14) ~ (16)</sup>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 $\Delta K_{\text{eff,th}}$ 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

ば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挙動に関するモデル化を試みることにする。

## 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。

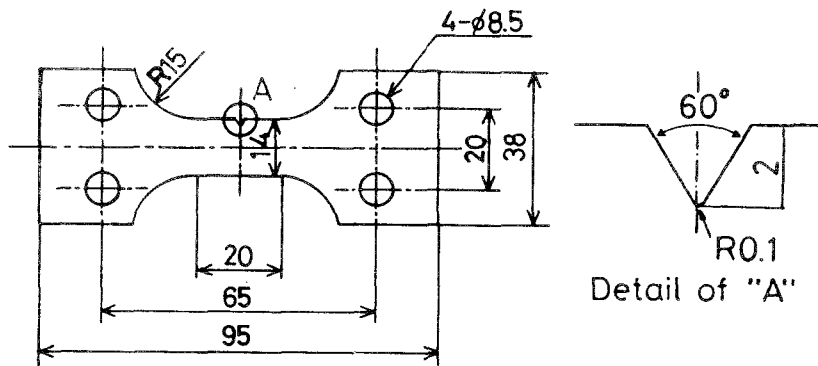


図5-1 試験片形状

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（東京衝機製）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荷重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, SM41A 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<sup>7)</sup>により行った。高温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。破面あらかさの測定は触針式あらかさ計にマイクロコンピ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<sup>8)</sup>を用いて算出し, 応力拡大係数幅 $\Delta K$ としては $K_{\max}$  ( $R < 0$ )を採用した。

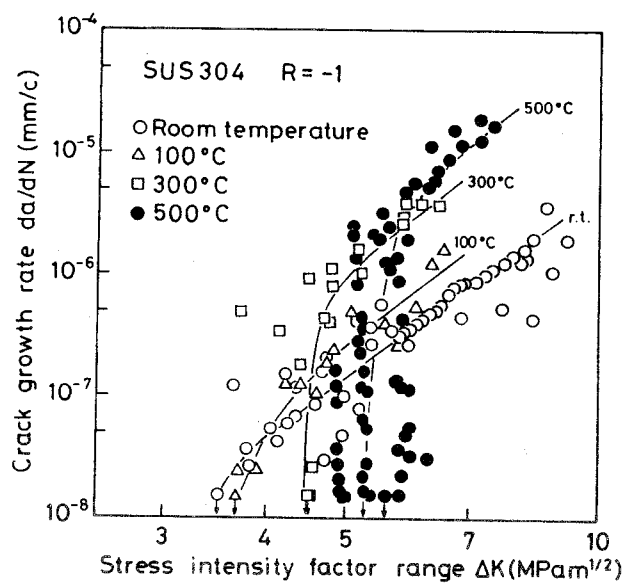
### 5・3 実験結果

#### 5・3・1 疲労き裂進展ならびに下限界挙動

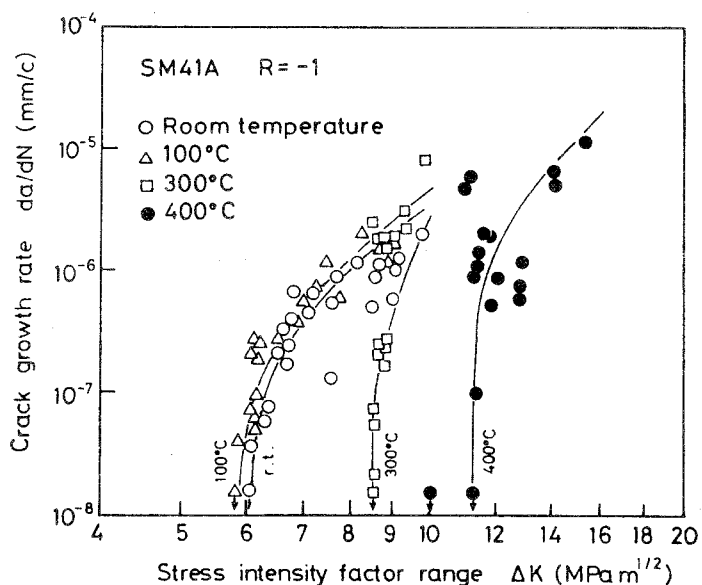
SUS304鋼の常温,100℃,300℃,500℃の各試験温度条件下ならびに SM41A鋼の常温,100℃,300℃,400℃の各試験温度条件下で行った下限界近傍レベルにおける疲労試験の結果, 得られた疲労き裂進展速度を応力拡大係数幅 $\Delta K$ で整理した結果をそれぞれ図5-2(a)および(b)に示す。両図より明らかなように試験温度が上昇しても疲労き裂進展曲線が低 $\Delta K$ に対応する下限界領域と, より高い $\Delta K$ に対応する線形き裂進展領域の2つの部分から構成されている点は両鋼とも常温の場合と変わらない。しかしおのおの進展曲線の試験温度による変化は非常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

まずSUS304鋼の場合, 高温下における $da/dN - \Delta K$ 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 $\Delta K$ 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





(a) SUS304



(b) SM41A

図5-2  $da/dN - \Delta K$  関係

速度で比較すれば、500℃、300℃、100℃、常温の順に高 $\Delta K$ 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 $\Delta K_{th}$ 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。

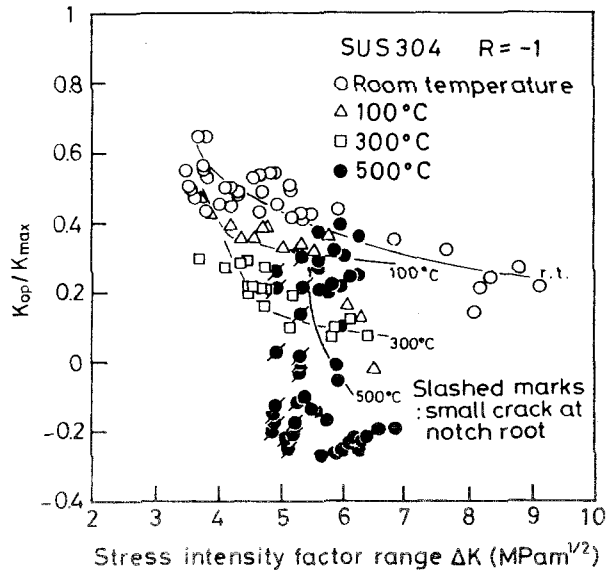
これに対し炭素鋼の場合、試験温度上昇に対する線形き裂進展領域の変化はステン

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 $\Delta K$ 側へ移動するが、それよりも温度が高くなると高 $\Delta K$ 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 $\Delta K$ 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。

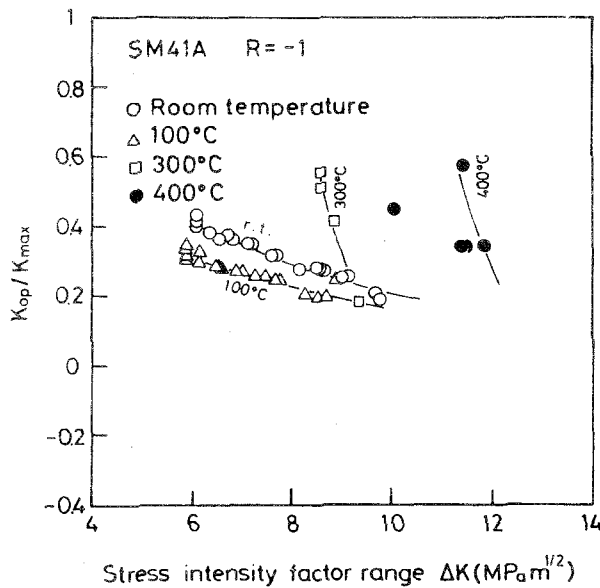
### 5・3・2 き裂開閉口挙動

各種試験温度条件下のSUS304鋼ならびに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 $\Delta K (=K_{max})$ 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 $K_{op}/K_{max}$ は $\Delta K$ レベルの高い時( $\Delta K > 7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )には、ほぼ一定値を示しているが、 $7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ より低い $\Delta K$ レベルにおいては $\Delta K$ の減少とともに線形的に増加し、 $\Delta K$ 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と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℃、300℃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開口しており、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、 $K_{op}/K_{max}$ 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 $K_{op}/K_{max}$ 値(以下これを $(K_{op}/K_{max})_{th}$ 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 $K_{op}/K_{max}$ 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 $\Delta K$ 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



(b) SM41A

図5-3  $K_{op}/K_{max} - \Delta K$  関係

における  $K_{op}/K_{max} - \Delta K$  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  $K_{op}/K_{max} - \Delta K$  曲線は全体的にいったん低下し、100 °C 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  $\Delta K_{eff}$  ( $=$

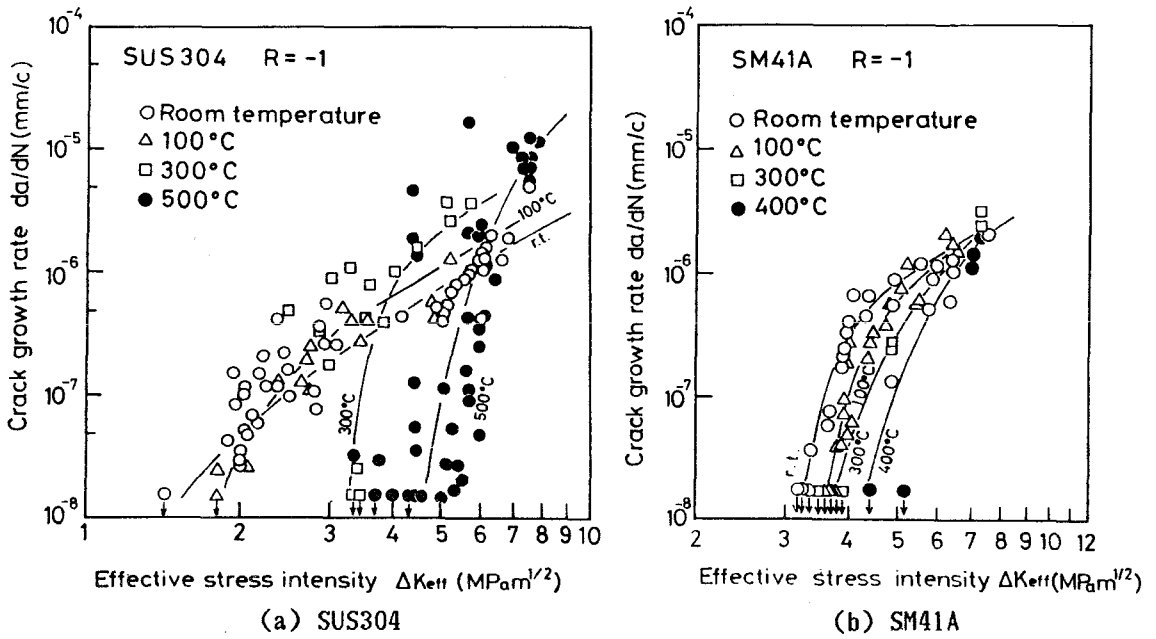


図5-4  $da/dN - \Delta K_{eff}$  関係

$K_{max} - K_{op}$ ) 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鋼におけるき裂進展速度と  $\Delta K_{eff}$  の関係を図5-2(a)の  $\Delta K$  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  $\Delta K$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff} - da/dN$  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  $\Delta K_{eff}$  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 $\Delta K_{th}$ 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。

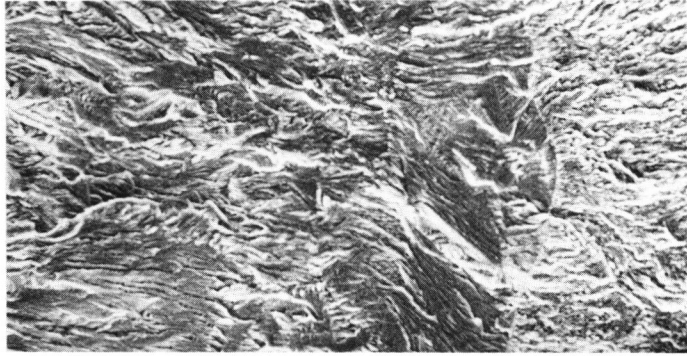
図5-5 および図5-6 にはそれぞれSUS304鋼,SM41A鋼の各試験温度条件下で形成された下限界近傍における破面のSEM写真の一例を示す。

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 $4.1\mu\text{m}$ 、 $5.2\mu\text{m}$ 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、 $C.L.A.=11.5\mu\text{m}$ 、 $R.M.S.=13.7\mu\text{m}$ 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。

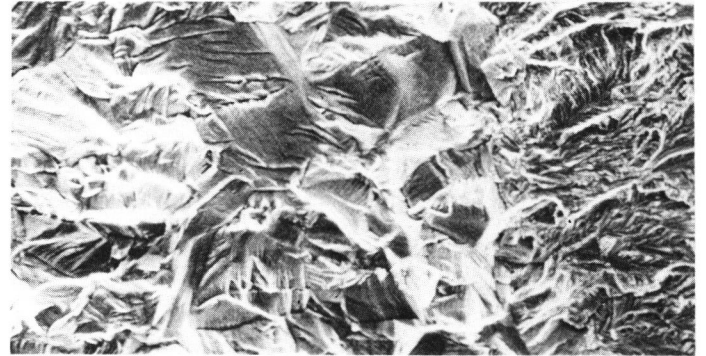
それに対してSM41A鋼の場合は図5-8 に示した各種温度下の破面あらさ曲線を見てもわかるように試験温度が上昇しても破面の様相にはあまり変化がなく、C.L.A.値お

き裂進展方向



(a) 常温下

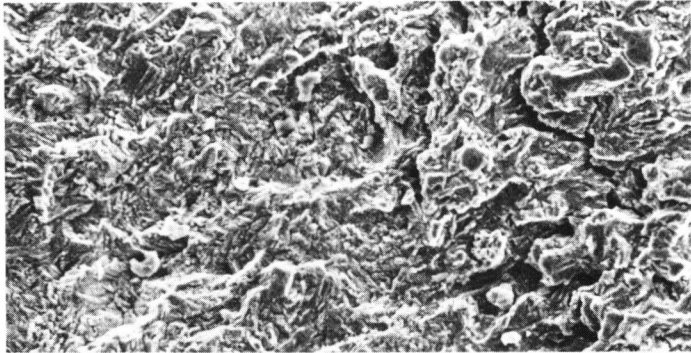
↑  
下限界き裂前縁



(b) 300 °C下

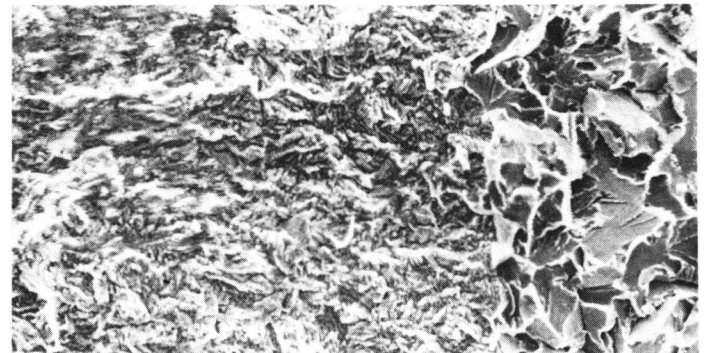
↑  
下限界き裂前縁

図5-5 SUS304鋼の下限界近傍破面写真



(a) 常温下

↑  
下限界き裂前縁

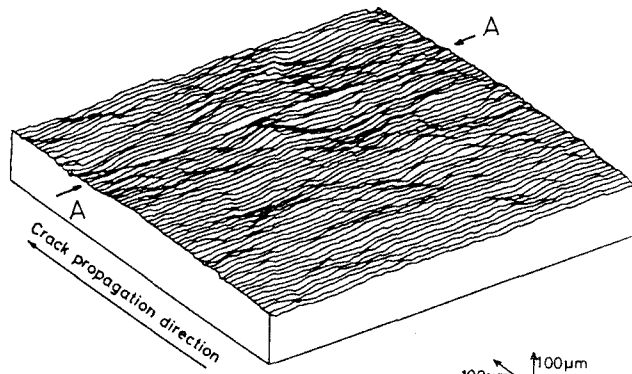


(b) 300 °C下

↑  
下限界き裂前縁

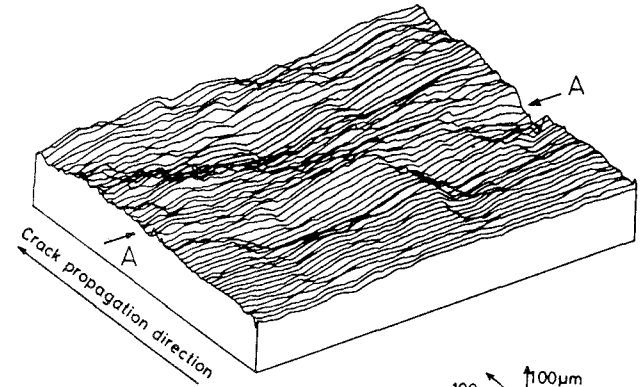
図5-6 SM41A 鋼の下限界近傍破面写真

100 μm



(a) 常温下

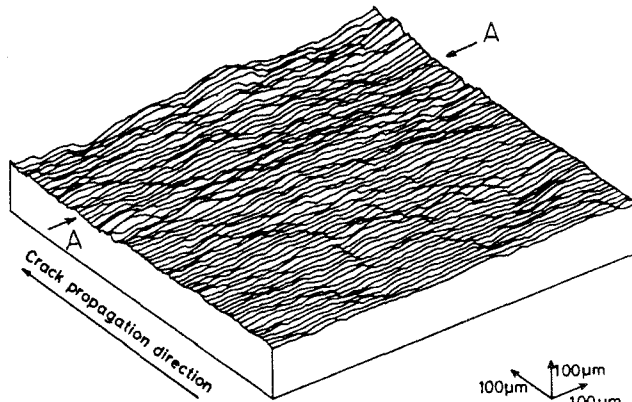
100μm  
100μm



(b) 300℃下

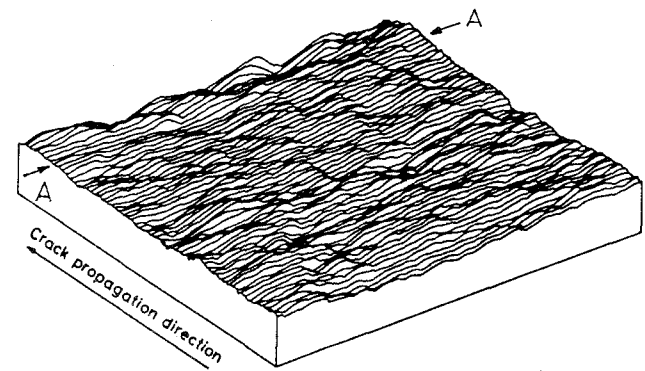
100μm  
100μm

図5-7 SUS304鋼の下限界近傍破面あらし曲線



(a) 常温下

100μm  
100μm



(b) 300℃下

100μm  
100μm

図5-8 SM41A 鋼の下限界近傍破面あらし曲線

よびR.M.S.値は常温下ではそれぞれ  $3.3\mu\text{m}$ ,  $4.1\mu\text{m}$ ,  $300^\circ\text{C}$ 下では  $3.6\mu\text{m}$ ,  $4.4\mu\text{m}$  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チ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、 $300^\circ\text{C}$ から  $400^\circ\text{C}$ 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

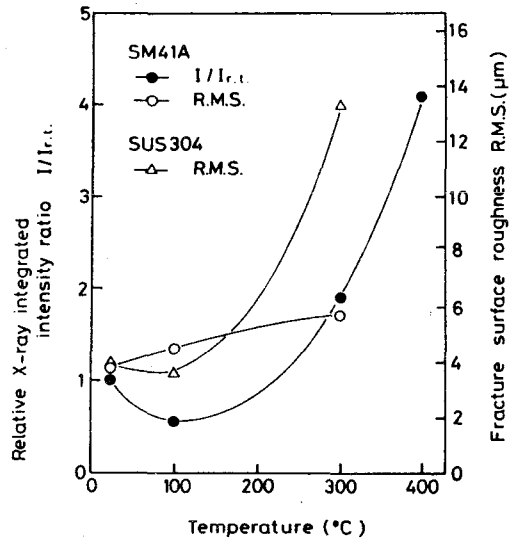


図5-9 破面上付着酸化物量の変化

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 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ならびに $\text{Fe}_3\text{O}_4$ 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)における破面あらし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  $200^\circ\text{C}$ 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  $400^\circ\text{C}$ 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<sup>9)</sup>ともほぼ一致している。一方、SUS304鋼の場合には試験温度が  $500^\circ\text{C}$ 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



が堆積してはならず、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。

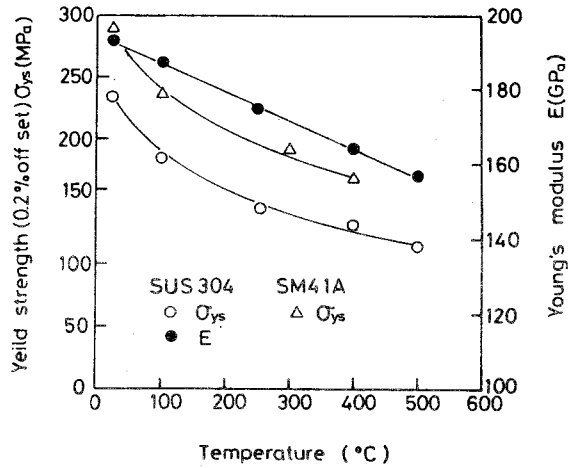


図5-10  $\sigma_{ys}$  ,  $E$  の試験温度依存性

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  $\Delta K_{eff}$  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

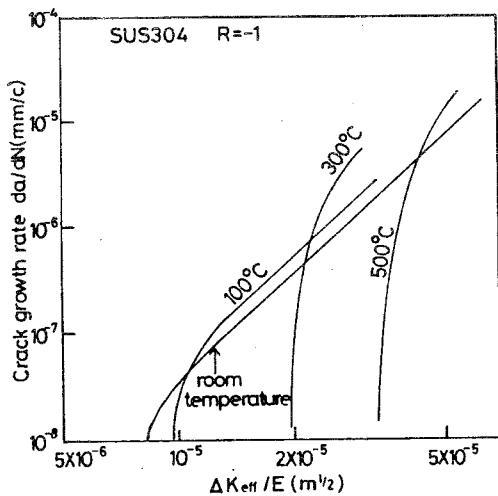


図5-11  $da/dN - \Delta K_{eff} / E$  関係(SUS304)

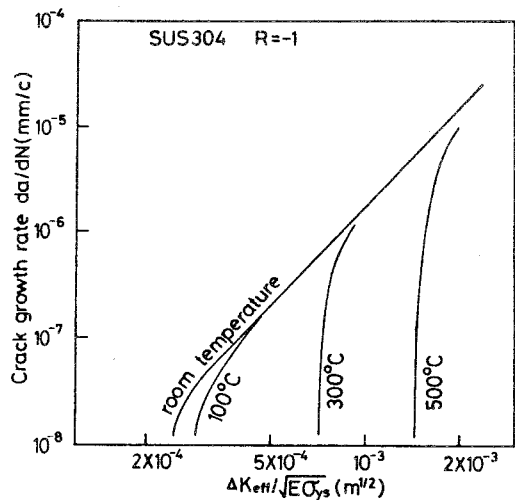


図5-12  $da/dN - \Delta K_{eff} / \sqrt{E \sigma_{ys}}$  関係

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） $\sigma_{ys}$ 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 $\sigma_{ys}$ 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 $\Delta K_{eff}$ をヤング率で除した $\Delta K_{eff}/E$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}/E$ 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 $\Delta K_{eff}$ を材料の降伏応力 $\sigma_{ys}$ とヤング率 $E$ の積の平方根で除した $\Delta K_{eff}/\sqrt{E\sigma_{ys}}$ 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 $\Delta K_{eff}/\sqrt{E\sigma_{ys}}$ 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 $\Delta K_{th}$ 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

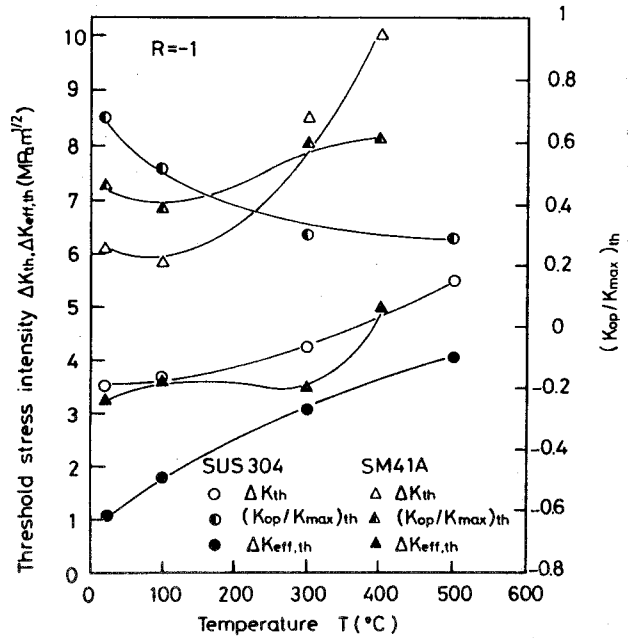


図5-13  $\Delta K_{th}$ ,  $\Delta K_{eff.th}$ の試験温度依存性

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の破面あらし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し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 $\Delta K_{eff.th}$ 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には両鋼における各種温度下のき裂進展下限界値ならびに下限界におけるき裂開口比率 $(K_{op}/K_{max})_{th}$ をまとめて示した。図5-13において下限界値 $\Delta K_{th}$ と $\Delta K_{eff.th}$ の差 $\Delta K_{closure}$ 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 $\Delta K_{closure}$ 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 $\Delta K_{th}$ 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 $\Delta K_{closure}$ 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 $\Delta K_{closure}$ はほとんど変化せ

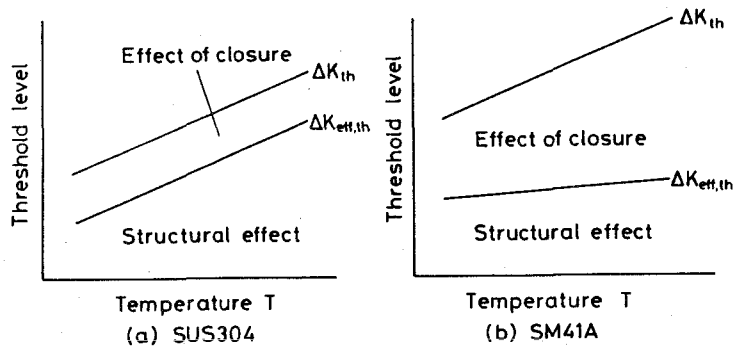


図5-14 下限界値の上昇原因

ず、さらに温度が高くなると  $\Delta K_{closure}$  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  $\Delta K_{closure}$  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、 $\Delta K_{th}$  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か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か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。すなわち破面あらかさ誘起き裂閉口が単独で及ぼす影響は少なく、破面あらか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  $\Delta K_{th}$  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閉口現象が支配的であり、 $\Delta K_{eff.th}$  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閉閉の影響は温度によりあまり変化せず、 $\Delta K_{eff.th}$  の値の変化が顕著となっている。またこのような両鋼の  $\Delta K_{eff.th}$  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か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  $\Delta K_{\text{eff.th}}$  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  $\Delta K_{\text{eff.th}}$  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  $\Delta K_{\text{th}}$  値上昇に関与しないが、材料の進展抵抗  $\Delta K_{\text{eff.th}}$  値の上昇を通じ、最終的には  $\Delta K_{\text{th}}$  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  $\Delta K_{\text{eff.th}}$  が上昇するかについては、不明であり、 $\Delta K_{\text{eff.th}}$  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  $\Delta K_{\text{th}}$  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  $\Delta K_{\text{eff}}$  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)  $\Delta K_{\text{th}}$  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、 $\Delta K_{\text{th}}$  値の上昇は主として  $\Delta K_{\text{eff.th}}$  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  $\Delta K_{\text{th}}$  レベルの上昇と良く対応し、 $\Delta K_{\text{th}}$  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  $\Delta K_{eff,th}$  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 microstructurally sensitive fatigue 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 environment and stress ratio on fatigue crack growth 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),

799-805.

## 第6章 き裂開閉口挙動に対する酸化物・破面あらしの影響

### 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し誘起き裂閉口現象<sup>11) ~ 15)</sup>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<sup>16) ~ 18)</sup>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開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し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。しかし破面のあらし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し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し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し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、次に破面あらし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 $\Delta K$ 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

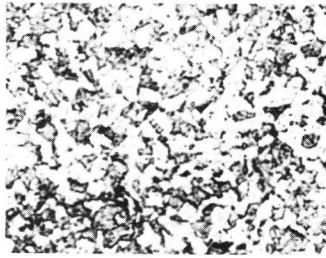


表6-1 化学組成

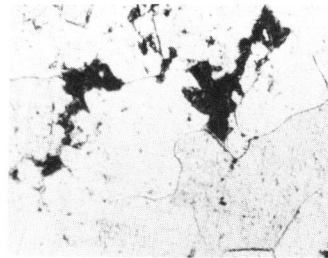
C	Si	Mn	Fe
0.11	0.20	0.46	R.

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



(a) S材



(b) L材

図6-1 表面組織写真

100 μm

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鋼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,337MPa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°C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

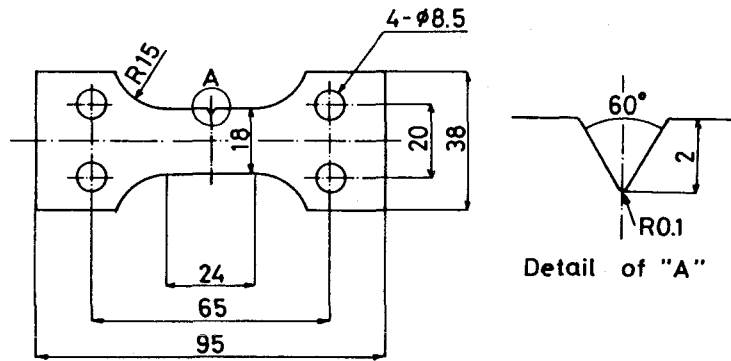


図6-2 試験片形状

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<sup>12)</sup>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рак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 $da/dN$ を応力拡大係数幅 $\Delta K$  ( $=K_{max}$ ,  $R < 0$ )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 $\Delta K$ 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 $\Delta K_{th}$ 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 $\Delta K$ 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<sup>14)</sup>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 $\Delta K_{th}$

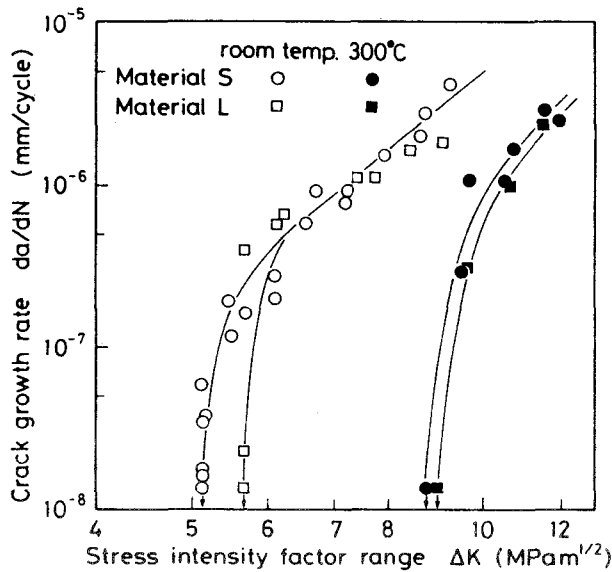


図6-3  $da/dN - \Delta K$  関係

の値を比較すると、常温下S材では $5.1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、高温下S材では $8.8\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、L材についても常温下では $5.6\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、高温下では $9.0\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 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 $\Delta K_{th}$ 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しによるき裂開閉口挙動あるいは $\Delta K_{eff,th}$ 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閉口時の応力拡大係数 $K_{op}/K_{max}$ であり、横軸は $\Delta K$ である。き裂開閉口比率 $K_{op}/K_{max}$ の負荷レベル $\Delta K$ 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 $\Delta K$ 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 $K_{op}/K_{max}$ 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閉口比率 $K_{op}/K_{max}$ 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L材のき裂開閉口挙動を比較すると、S材におけるき裂開閉口比率 $K_{op}/K_{max}$ が0.48であるのに対してL材における値は0.41となっており、S材の方がL材よりわずかながらき裂の閉口が著しいことがわかる。一方、常温下と高

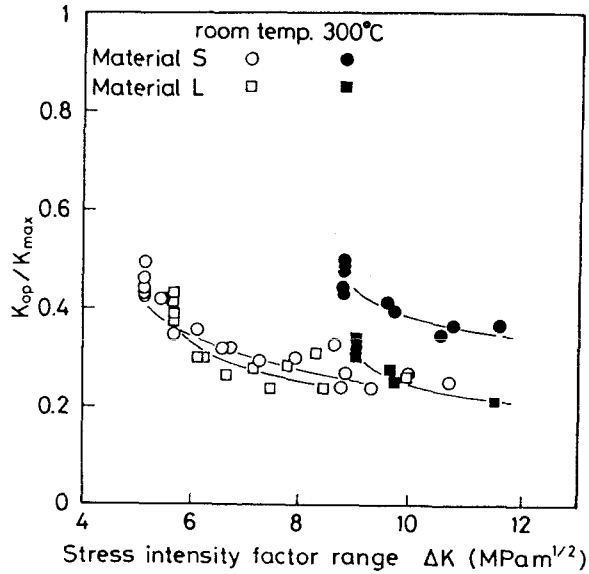


図6-4  $K_{op} / K_{max} - \Delta K$  関係

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  $K_{op} / K_{max}$  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開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  $\Delta K_{eff.th}$  値自身も変化することか

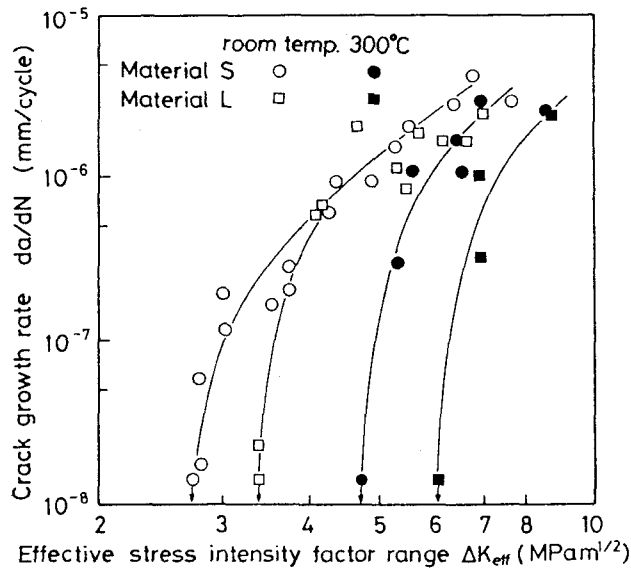


図6-5  $da/dN - \Delta K_{eff}$  関係

ら、 $K_{op}/K_{max}$ 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ずることはできない。き裂閉口の程度は後の節で述べるように $\Delta K_{eff,th}$ 値から見掛け上の進展下限界レベル $\Delta K_{th}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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L材の方が、また同一材料では温度が高い方が、高い $\Delta K_{eff,th}$ 値を示していることがわかる。このような下限界レベル $\Delta K_{eff,th}$ 値の粒径依存性は Nakaiら<sup>(13)</sup>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。

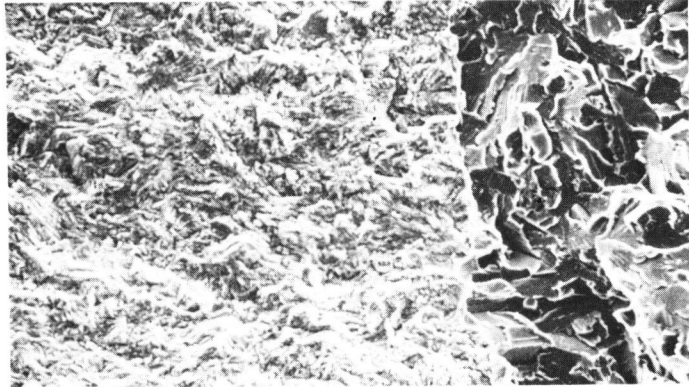
### 6・3・3 破面観察

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 $\mu\text{m}$ 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。

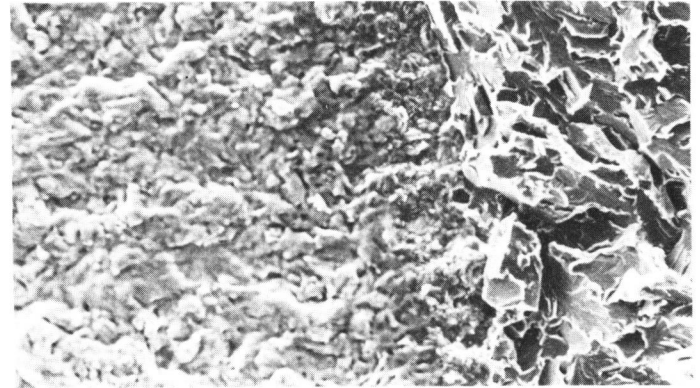
図6-7には両材料の下限界近傍破面について触針式あらさ計を用いて測定した結果、得られた三次元破面あらさ曲線を示した。まず常温下における両鋼の破面あらさについて見れば、破面あらさは粒径の増大に伴いあらくなっていることがわかる。しかし両材における破面あらさは試験温度が高くなってもほとんど変化がないようである。このように破面あらさが試験温度によらずほぼ一定となる結果は同系統の材料であるSM41A鋼における結果とも一致している。

き裂進展方向



(a) 常温下S材

↑  
下限界き裂前縁



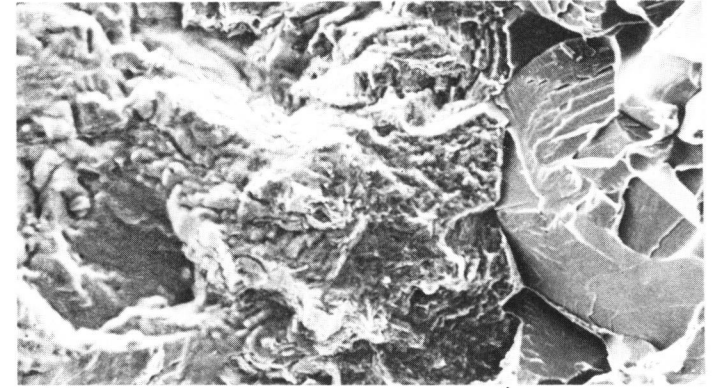
(b) 300 °C下S材

↑  
下限界き裂前縁



(c) 常温下L材

↑  
下限界き裂前縁

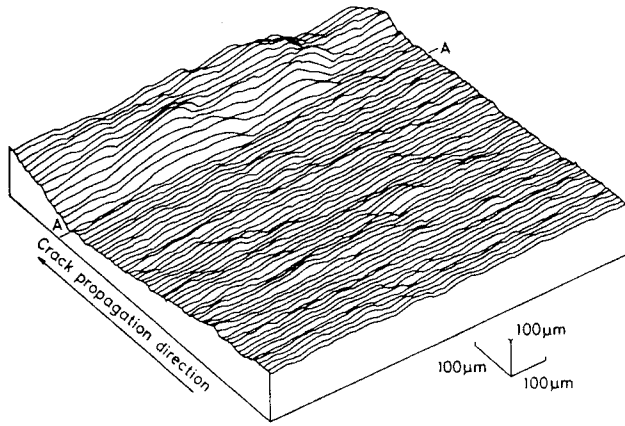


(d) 300 °C下L材

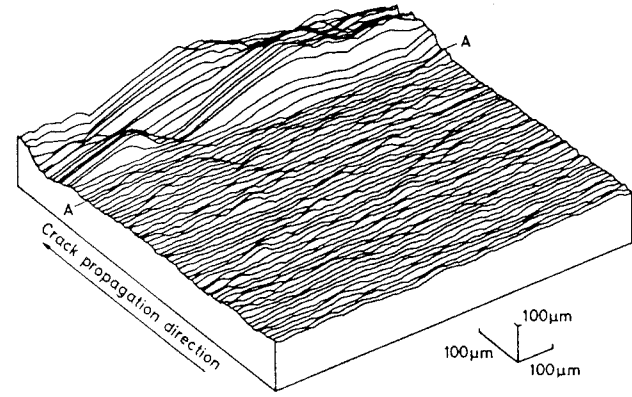
↑  
下限界き裂前縁

図6-6 下限界近傍の破面写真

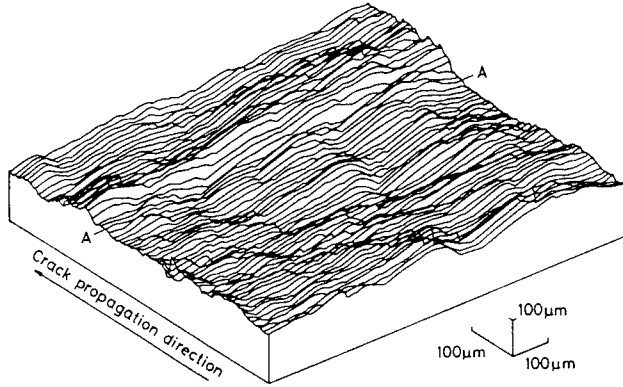
100 μm



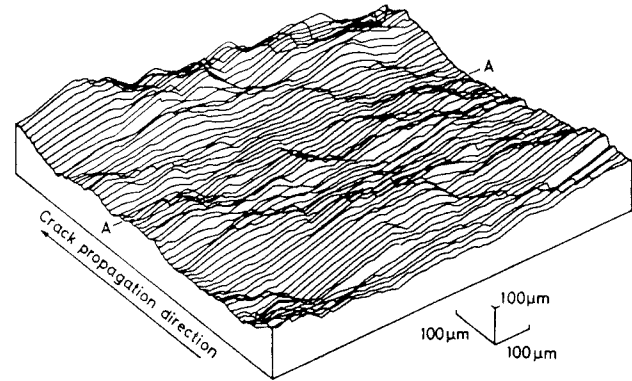
(a) 常温下S材



(b) 300 °C下S材



(c) 常温下L材



(d) 300 °C下L材

図6-7 下限界近傍の破面あらさ曲線

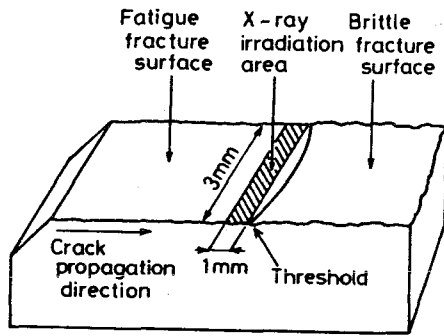


図6-8 X線照射域

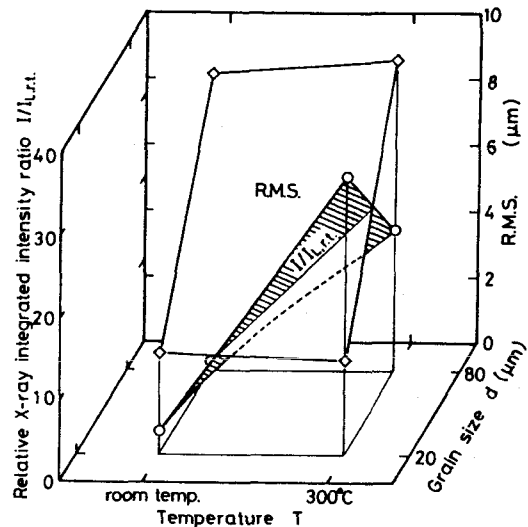


図6-9 破面上付着酸化物厚さ

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 $\text{Fe}_3\text{O}_4$ に対する回折積分強度を調べた．図6-9には常温下L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  $I/I_{rt.}$  をまとめて示した．また同図には図6-7の破面あらしの定量化で得られた下限界近傍破面(A-A間)の二乗平均あらし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L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 $\Delta K_{th}$ 値を示す．このような $\Delta K_{th}$ 値上昇の要因としてはき裂開閉挙動に及ぼす破面あらしの効果が考えら



れる。破面あらしは図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くなり、破面あらしの値は $\Delta K_{th}$ 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しの効果をも考慮に入れているき裂閉口の影響を考慮した下限レベルの有効成分 $\Delta K_{eff,th}$ 値を調べると、この値にも $\Delta K_{th}$ 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L材における下限レベルをまとめて示した。図6-10において $\Delta K_{th}$ 値と $\Delta K_{eff,th}$ 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。すなわち破面あらし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、すなわち破面あらし誘起き裂閉口現象はほと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。下限レベルに対する結晶粒径依存性は破面あらし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 $\Delta K_{eff,th}$ 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材の下限レベルの変化をまとめて示したも

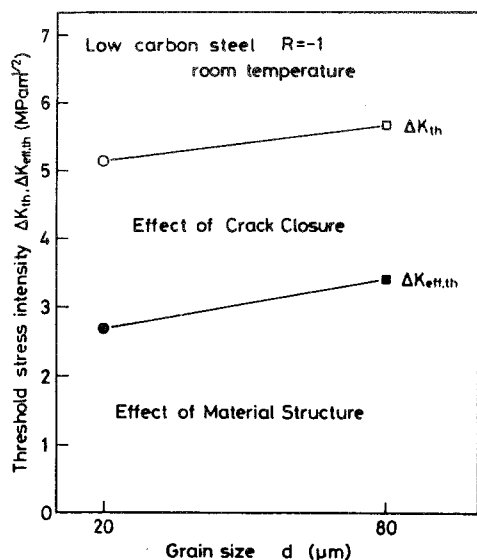


図6-10  $\Delta K_{th}$ 値の結晶粒径依存性

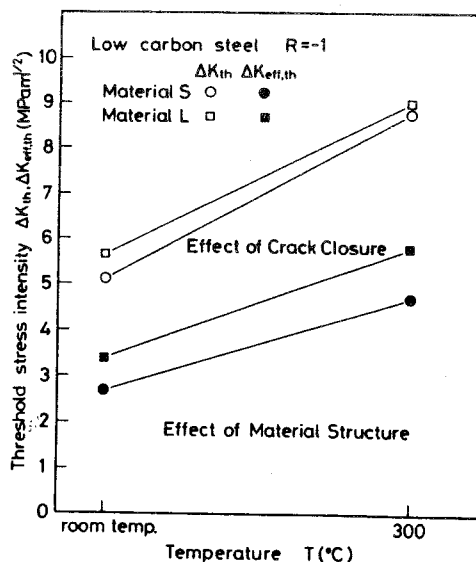


図6-11  $\Delta K_{th}$ 値の試験温度依存性

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 $\Delta K_{th}$ 値は上昇する。一方、材料固有のき裂進展抵抗である $\Delta K_{eff,th}$ 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 $\Delta K_{th}$ 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 $\Delta K_{th}$ 値と $\Delta K_{eff,th}$ 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し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 $\Delta K_{th}$ 値と $\Delta K_{eff,th}$ 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 $\Delta K_{th}$ 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しの重畳効果はほとんどないようである。したがってき裂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 $\Delta K_{eff,th}$ 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し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 $\Delta K_{eff,th}$ 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 $\Delta K_{eff,th}$ 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 $\Delta K_{eff,th}$ 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<sup>[14]</sup>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。

まず破面あらし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しが変化してもき裂閉口を助長することはない、破面あらし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は破面あらし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 $\pm\theta$ 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 $\tau$ が荷重応力レベル $\sigma$ の $\theta$ 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閉口変位 $\delta_{\text{rough}}$ は $\tau$ に比例したき裂上下面の相対変位の $\theta$ 方向成分に等しいから、

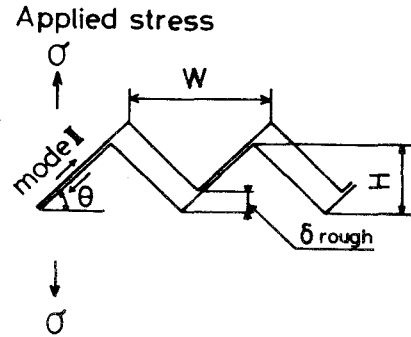


図6-12 破面あらし誘起き裂閉口

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

ここで $\alpha$ は比例定数である。上式からもわかるように破面あらしにより生ずる残留き裂閉口変位 $\delta_{\text{rough}}$ は破面あらしの周期 $W$ 、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しの値が変化しても破面あらし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し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 $\delta_{\text{oxide}}/2$ 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<sup>(5)</sup>。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  $\delta_{\text{eff,tip}}$  は次式で与えられる。

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

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

$\delta_r$  : 残留ストレッチ

$\delta_{\text{oxide}}$  : 付着酸化物厚さ

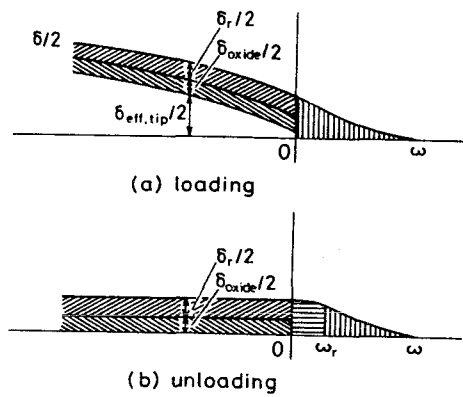


図6-13 破面上に付着物を伴う疲労き裂の Dugdale-Barenblattモデル

さらに物理的き裂先端開口変位  $\delta_{\text{tip}}$  は次式で与えられる。

$$\delta_{\text{tip}} / \delta_o = 1 - 2 \omega_r / \omega \quad (6-3)$$

ここで  $\omega_r$  : 除荷による圧縮塑性域寸法 ( $= (\pi/8) \cdot ((K_{\text{max}} - K) / 2\sigma_o)^2$ )

$\omega$  : 最大塑性域寸法 ( $= (\pi/8) \cdot (K / \sigma_o)^2$ )

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  $\delta_{\text{eff,tip}} = 0$  とすることにより(6-4)式のように得られる。

$$K_{\text{cl}} / K_{\text{max}} = 1 - \sqrt{2(1 - \delta_r / \delta_o - \delta_{\text{oxide}} / \delta_o)} \quad (6-4)$$

ここで  $\delta_r / \delta_o$  は  $K$  に依存しない定数<sup>(16)</sup>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  $K_{\text{cl}}$  を  $K_{\text{op}}$  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 ( $K_{\text{op}} / K_{\text{max}}$ )<sup>∞</sup> に漸近するよう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  $K_{\text{op}} / K_{\text{max}}$  を与える式が得られる。

$$K_{\text{op}} / K_{\text{max}} = 1 - \sqrt{\beta - 2E\sigma_o \delta_{\text{oxide}} / K_{\text{max}}} \quad (6-5)$$

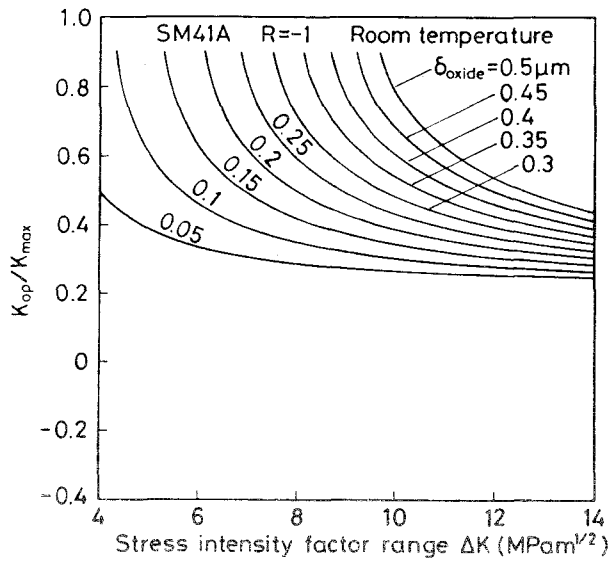


図6-14 酸化物誘起き裂閉口による  $K_{op} / K_{max}$  の  $K_{max}$  依存性

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 ( $E = 200\text{GPa}$ ,  $\sigma_s = 274\text{MPa}$ ) において  $0.05\ \mu\text{m} \sim 0.5\ \mu\text{m}$  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  $0.1\ \mu\text{m}$  と報告されている<sup>16)</sup>。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  $(K_{op} / K_{max})^\infty$  値の試験温度依存性の詳細については不明であるが、 $(K_{op} / K_{max})^\infty$  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 ( $300^\circ\text{C}$ ) 下のき裂進展下限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、下限レベル近傍のき裂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  $\Delta K_{\text{eff,th}}$  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閉口挙動の  $\Delta K$  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 microstructurally 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, SFV3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回疲労シンポジウム前刷集 (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<sup>(1) (2)</sup>。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<sup>(3)</sup>。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<sup>(4) ~ (6)</sup>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(応力集中度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0.1~0.3mm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(応力集中度4.0)をも用いた。これらの試験片には疲労



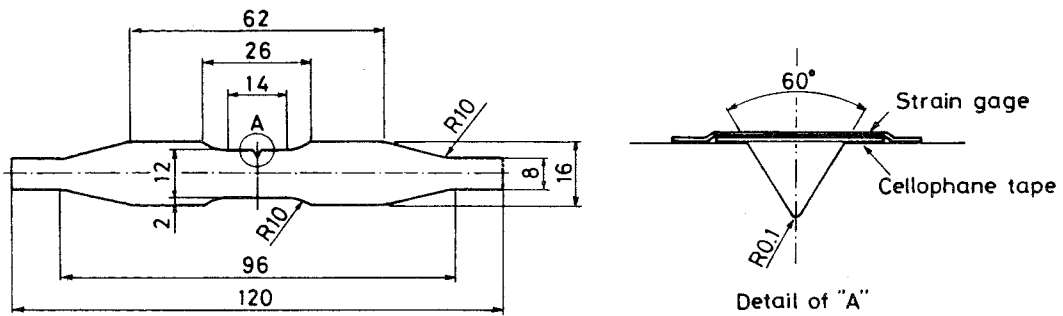


図7-1 片側切欠四点曲げ試験片

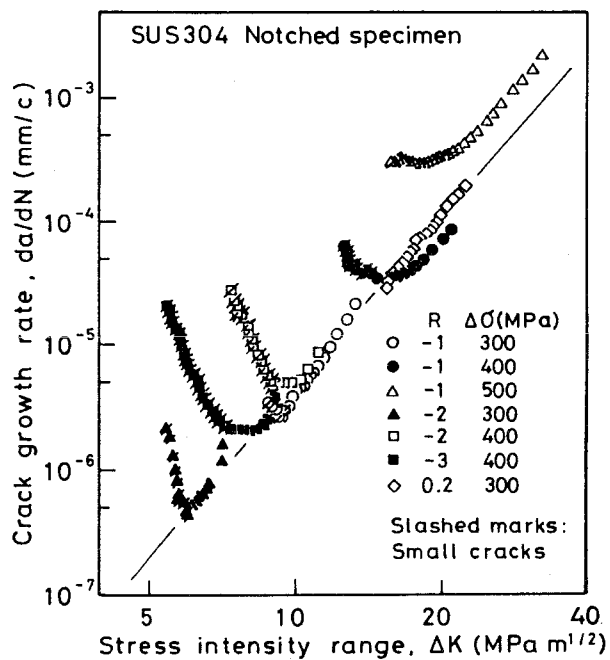
試験に先立ち，SUS304鋼に対しては1050℃，0.5hrの溶体化処理を，また SM41A鋼に対しては 650℃ 1 hrのひずみ取り焼なましを施した。熱処理後の各鋼の機械的性質も表 2-2 のとおりである。

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。

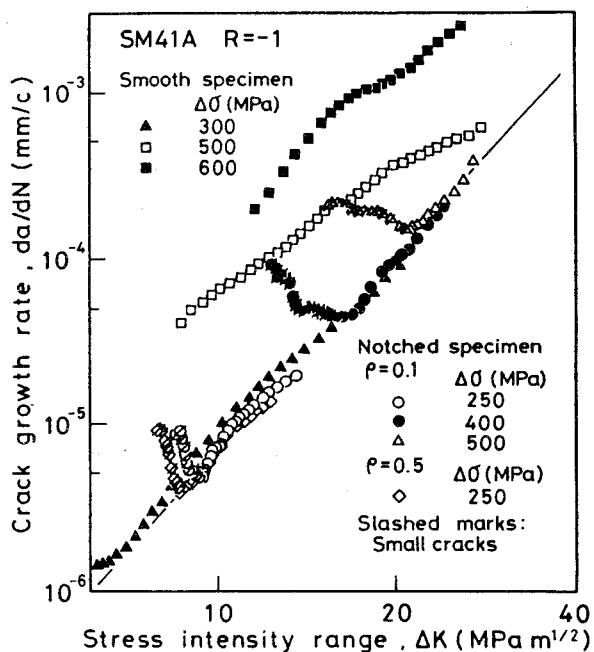
### 7・3 実験結果および考察

#### 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  $\Delta K$  ( $\Delta K = K_{\max}$ , ( $R < 0$ ),  $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ , ( $R > 0$ )) 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  $da/dN - \Delta K$  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



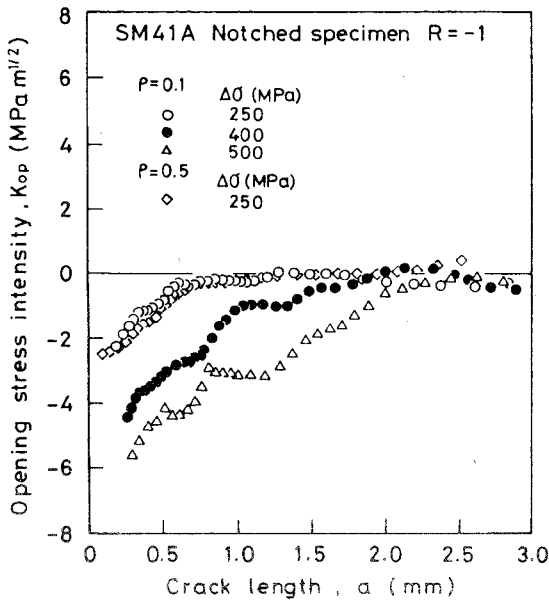
(a) SUS304



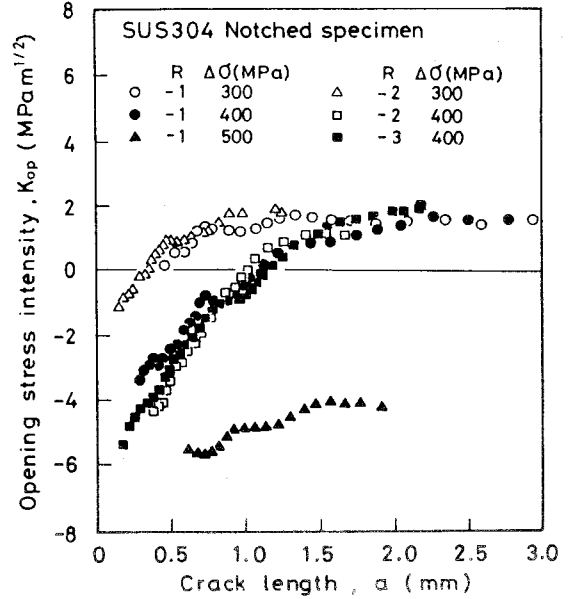
(b) SM41A

図7-2  $da/dN - \Delta K$  関係

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



(a) SUS304



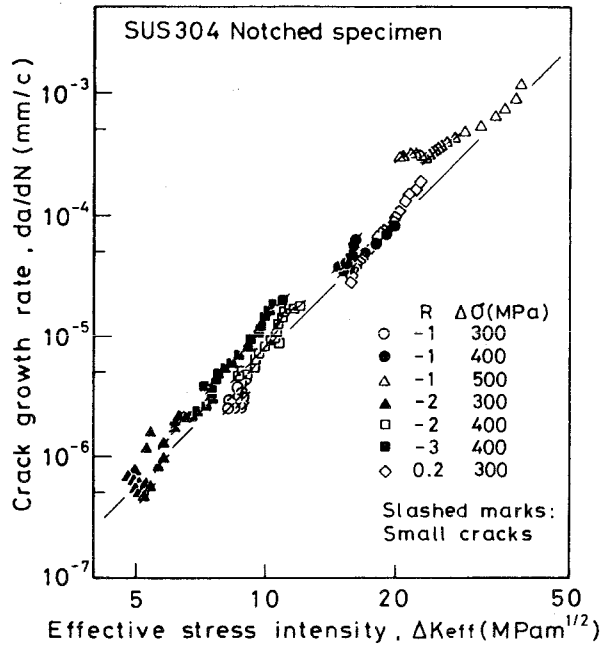
(b) SM41A

図7-3  $K_{op} - a$ 関係

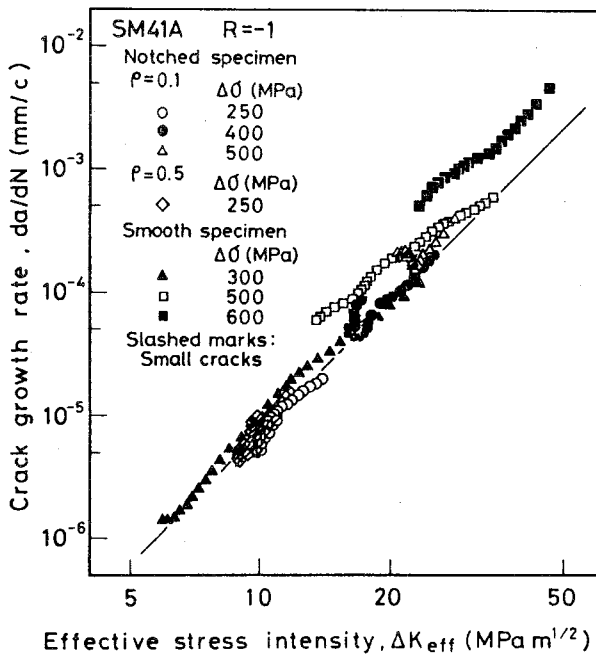
な短いき裂の進展速度の加速は全く観察されなかった。き裂開閉口を伴う場合の切欠底のき裂進展挙動は基本的には切欠底において停留き裂が観察されるような比較的低負荷レベル下で切欠底に発生したき裂の進展挙動と同様である。

次にき裂長さに対する切欠底のき裂開口レベル $K_{op}$ 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口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口レベル $K_{op \infty}$ に漸近する。この時の開口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 $\Delta K_{eff}$  ( $= K_{max} - K_{op}$ )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程度の比較的低負荷応力で切欠底から発生したき裂の進展速度は $\Delta K$ 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 $\rho$ が0.5mmである切欠試験片における $\rho$ 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 $\rho$ 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



(a) SUS304



(b) SM41A

図7-4  $da/dN - \Delta K_{eff}$  関係

展速度より高速側に位置し、 $\Delta K_{eff}$ を用いても説明が困難となる。このような $\Delta K_{eff}$ 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

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 $\Delta K_{eff}$ 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閉閉口挙動

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 $\Delta K_{eff}$ 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閉閉口挙動を調べた。種々の負荷応力下で得られたき裂進展速度を $\Delta K_{eff}$ 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<sup>7)</sup>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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ の有効性

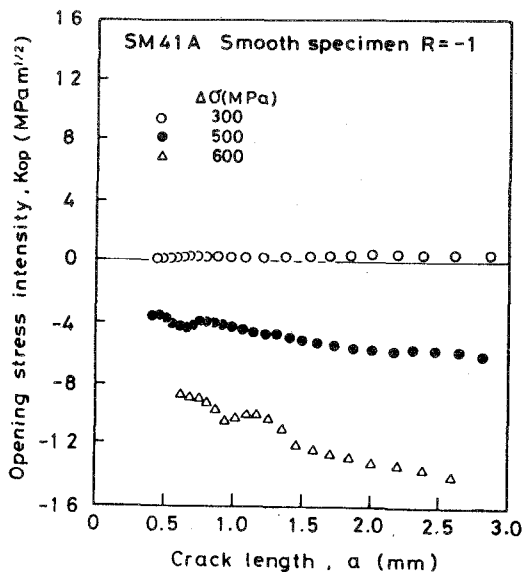


図7-5 平滑試験片における $K_{op}/K_{max}-a$ 関係

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  $K_{op}$  の挙動を図7-5 に示す。図よりき裂進展に伴う  $K_{op}$  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<sup>14)</sup> 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  $J_s$  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。

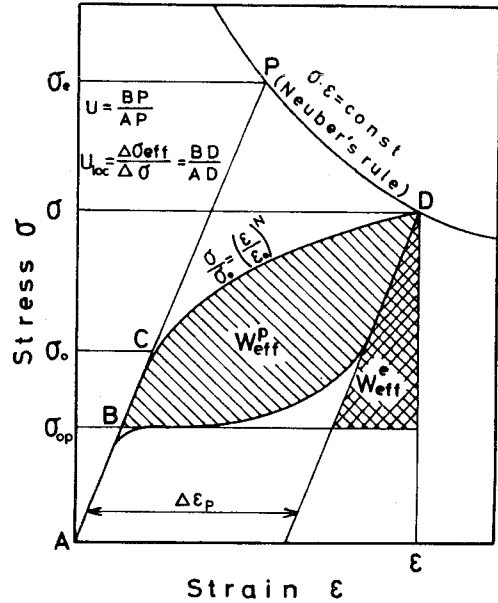


図7-6 切欠底における局所的応力-ひずみ

$$J_s = F^2 \pi \alpha \sigma^2 / E + F^2 f(N) \alpha \sigma \epsilon_p \quad (7-1)$$

ここで  $f(N) = 3.85(1-N)/\sqrt{N} + \pi N$  であり<sup>16)</sup>、 $N$  はひずみ硬化指数、 $F$  は有限幅補正係数、 $\alpha$  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  $\Delta \sigma_{eff}$ 、 $\Delta \epsilon_p$ 、 $eff$  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<sup>13)</sup>を用いて次式で表わす。

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

ここで  $K_t$  は切欠の弾性応力集中率、 $\rho$  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

$$\sigma / \sigma_0 = (\varepsilon / \varepsilon_0)^N \quad (7-3)$$

なるひずみ硬化則を仮定し，さらにNeuber則<sup>19)</sup>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における応力 $\sigma$ ひずみ $\varepsilon$ は次式で与えられる。

$$\sigma / \sigma_0 = \zeta^{\frac{2N}{1+N}} \quad \varepsilon / \varepsilon_0 = \zeta^{\frac{2}{1+N}} \quad (7-4)$$

ここで $\zeta = K_t(x) \sigma / \sigma_0$ ， $\sigma$ は公称応力， $\sigma_0$ は降伏応力である。(7-1)，(7-4)式より $J_s$ 積分値は次式のようになる。

$$J_s = F^2 \pi \alpha \sigma_0 / E \zeta^{\frac{4N}{1+N}} + F^2 f(N) \alpha \sigma_0 / E \left[ \zeta^2 - \zeta^{\frac{4N}{1+N}} \right] \quad (7-3)$$

次に繰返し負荷に対する $J$ 積分範囲はき裂開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 $U$  ( $= (1 - K_{op} / K_{max}) / (1 - R)$ )あるいはき裂開口レベル $\sigma_{op}$ ， $\sigma_{cl}$ は公称応力ベースであり，切欠底の局所的な応力 $\sigma$ ベースでの開閉口点ではない。したがって切欠底の開閉口応力 $\sigma_{op}$ をヒステリシスループ上でのき裂開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 $\Delta J_s$ は次式で与えられる。

$$\Delta J_s = F^2 \pi \alpha \Delta \sigma_{eff} / E + F^2 f(N) \alpha \Delta \sigma_{eff} \Delta \varepsilon_{p, eff} \quad (7-4)$$

$$\Delta \sigma_{eff} / \Delta \sigma_0 = \zeta \left( \zeta^{\frac{N-1}{1+N}} + U_{cl} - 1 \right)$$

$$\Delta \varepsilon_{p, eff} / \Delta \varepsilon_0 = \zeta \left( \zeta^{\frac{1-N}{1+N}} - \zeta^{\frac{N-1}{1+N}} \right)$$

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 $\Delta \sigma$ ， $\Delta \varepsilon_p$ はそれぞれ繰返し応力ならびに塑性ひずみであり， $\Delta \sigma_0$ ， $\Delta \varepsilon_0$ 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  $\Delta J_s$  は切欠による塑性域寸法  $w$  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  $a$  が切欠塑性域寸法  $w$  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  $\Delta J_d$  に急速に漸近するものと考えられる。ここで  $\Delta J_d$  は次式で与えられる。

$$\Delta J_d = \Delta K_{eff}^2 / E \quad (7-5)$$

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<sup>(10)</sup>。本研究では  $J$  値の挙動が単調増加に近づくよう急速に  $J_s$  から  $J_d$  に漸近する補間を行った。すなわち  $h(a/w) = \sin^{1/2}(\pi/2(a/w))$  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。

$$\Delta J = \{1 - h(a/w)\} \Delta J_s + h(a/w) \Delta J_d \quad (7-6)$$

(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  $\Delta J$  値の挙動を図7-7 に示した。切欠底の  $\Delta J$  は  $\Delta K$  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  $\Delta J$  値の挙動<sup>(10)</sup> 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  $\Delta J$  を用いて再整理した結果

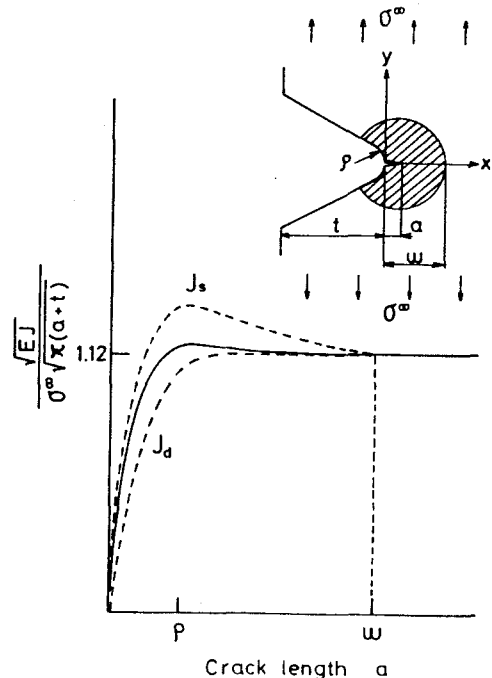
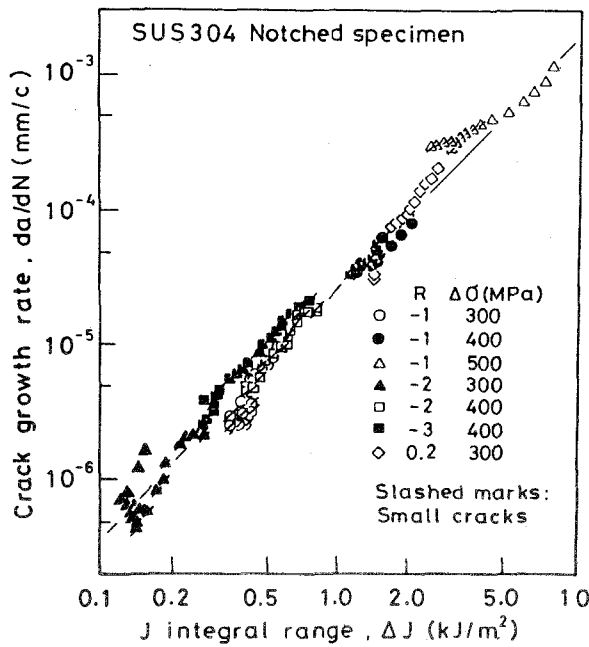
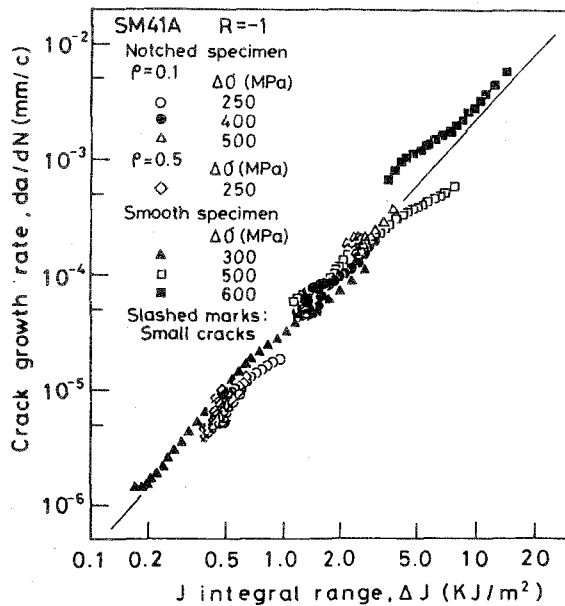


図7-7 切欠底における  $\Delta J$  の挙動





(a) SUS304



(b) SM41A

図7-8  $da/dN - \Delta J$  関係

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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta J$ による整理結果は図7-4(b)に示した $\Delta K_{eff}$ 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  $\Delta J$  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  $\Delta J$  の有効性は Dowling<sup>(11)</sup> や星出ら<sup>(12)</sup> と同様の結果となっている。図7-8(a)および(b)から、 $\Delta J$  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  $\Delta J$  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  $\Delta J = \Delta K_{eff}^2 / E$  となり、 $K$  の変化と全く同様に単調増加する。これは  $R = 0.2$  ,  $\Delta \sigma = 300\text{MPa}$  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  $\Delta J = \Delta K_{eff}^2 / E$  が近似的に成立する。これは  $R = -1$  の負荷応力レンジ 200~300MPa ならびに  $R = -2$  , 300MPa 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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta J > \Delta K_{eff}^2 / E$  となる。これは  $R = -2$  ならびに  $R = -3$  の 400MPa の場合の短いき裂の進展速度が  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  による整理結果が  $\Delta J$  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  $\Delta J$  値を

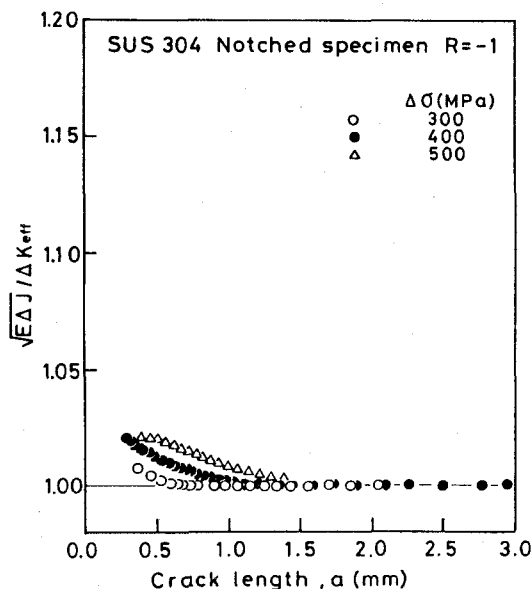
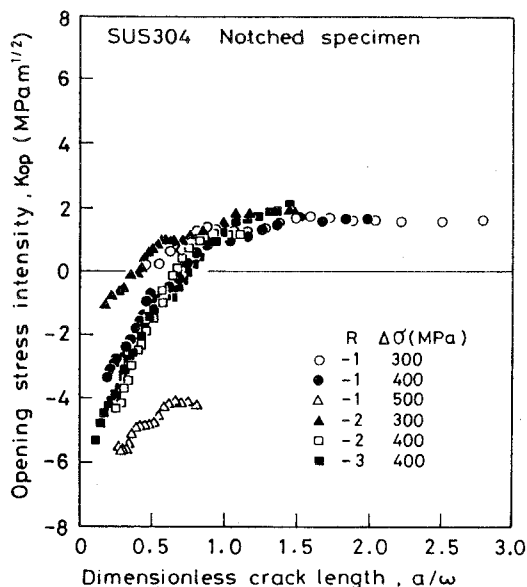


図7-9  $\Delta J$  と  $\Delta K_{eff}^2 / E$  の比較

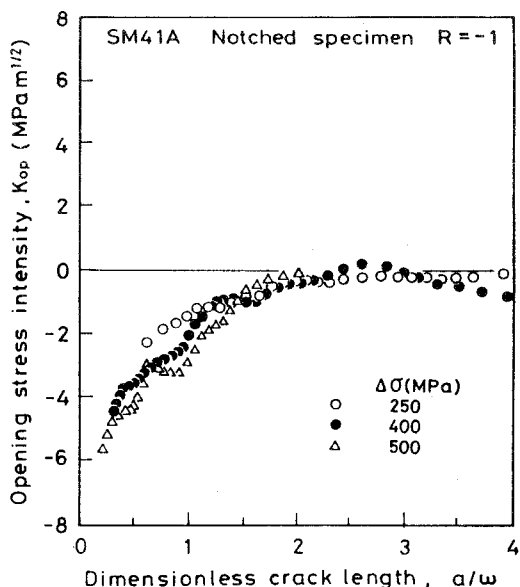
$\Delta K_{eff}/E$ で無次元化した量のき裂長さ $a$ に対する変化を示した。図7-9 を見てわかるように $\Delta J / (\Delta K_{eff}/E)$  値はき裂の極く短い時は1よりわずかに大きくなるが、ある程度き裂が進展すると1に等しくなる。すなわちあらゆるき裂長さに対して近似的に $\Delta J \approx \Delta K_{eff}/E$ が成立していることがわかる。以上のことから切欠底のき裂進展挙動は本質的には弾塑性破壊力学支配現象の一つであることが結論できる。

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 ではき裂開口レベル $K_{op}$ 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 $\omega$ 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。 $\omega$ の値はLukáš<sup>[13]</sup>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。

$a/\omega$ 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 $K_{op}$ に遷移するき裂長さ $a^*$ は負荷応力にはほとんど依存せず、SUS304鋼では $a^*/\omega \approx 1.0 \sim 1.5$ 、SM41A鋼では $a^*/\omega \approx 2.0$ 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 $a/\omega$ 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。



(a) SUS304



(b) SM41A

図7-10  $K_{op} - a/\omega$  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づき有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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 $\Delta J$ 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 $\Delta K_{eff}$ が $\Delta J$ 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 $\Delta K_{eff}$ 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 cracks , Fatigue of Engineering Materials and Structures,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 elastic-plastic 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き裂の停留則を導出した。さらに公称応力が部材の降伏応力程度に高い場合の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妥当性を調べ、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  $\Delta K$  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ブより大きく低  $\Delta K$  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

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開口レベル ( $K_{op} / K_{max}$ )<sup>∞</sup> 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き有効応力拡大係数幅  $\Delta K_{eff} (= K_{max} - K_{op})$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  値のき裂進展に伴う減少挙動の途中にその下限界値  $\Delta K_{eff,th}$  を下回るとき停留するといった力学的仮説に矛盾せず、 $\Delta K_{eff}$  と  $\Delta K_{eff,th}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  値がその下限界値  $\Delta K_{eff,th}$  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  $\Delta K_{eff}$  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  $\Delta K_{eff}$  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

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 $a$ と切欠塑性域寸法 $w$ 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 $\Delta K$ で整理した結果、常温下SUS304鋼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鋼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 $\Delta K$ 側に位置し、また微小き裂は巨視き裂の進展下限界値 $\Delta K_{th}$ 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 $a$ の物理的微小き裂への遷移き裂長さ $a_0$ に対する比 $a/a_0$ 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 $a$ が $a_0$ に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開口効果すなわち開口レベルの $\Delta K$ 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 $a_0$ と切欠塑性域寸法 $w$ 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 $a_0 < w$ 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 $a_0 \approx w$ 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 $\Delta K_{th}$ が上昇することが明らかとなった。温度上昇に伴う $\Delta K_{th}$ 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開口が顕著に生じるようになることはなく、高温における $\Delta K_{th}$ の上昇は $\Delta K_{eff,th}$ 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 $\Delta K_{th}$ 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 $\Delta K_{th}$ と一対一の対応関係にあり，高温下において $\Delta K_{th}$ 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 $\Delta J$ 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 $\Delta J$ 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 $\Delta K$ 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 $\Delta K_{eff}$ を用いてき裂進展挙動を整理した結果もまた $\Delta J$ 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 $\Delta K_{eff}/E$ 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

べ、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  $\Delta K_{\text{eff}}$  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。

## 謝 辞

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．