初期疲労き裂（第Ⅰ段階き裂）の挙動*

中 沢 一**

疲労破壊は多数の繰返し応力を受けた後に材料が分離破壊を生じる現象であるが、分離破壊はポイドあるいはき裂が繰返し応力のもとで発生し、これが合体成長して巨視的き裂となり進展して破壊に達したものと見なされており、多くの研究者がこのような繰返し応力のもとでのき裂の挙動について研究を進めている。

この問題に対するアプローチの方法としては一般の破壊の問題に対するアプローチと同様に(1)物性論的手法、(2)材料工学的な手法、(3)破壊力学的手法、の三つの手法がそれぞれとられている。

物性論的手法は結晶構造や転位論に基礎を置く解析法で、解析する寸法と工学的要求寸法との差が大きいため直接有効な成果を挙げていない。しかし、繰返し応力によるき裂の発生機構や疲労被害について、定性的な認識を得る上には大いに役立っている。

材料工学的な手法は疲労試験とその観察結果を基礎に解析を進めていく手法で最も多く行われている。

破壊力学的手法は等方質な材料を対象にして、2次元弾性論に基づいて発達した破壊力学を疲労き裂の挙動の解析に適用するもので、結晶粒境界その他の不連続部分を有する多結晶金属材料の疲労の初期の現象に適用することに対する疑問もある。ここではこれらの手法にこだわらずに微視的領域並びに巨視的領域にわたる第Ⅰ段階の疲労き裂の挙動について述べる。なお、初期疲労き裂のなかでとくに第Ⅰ段階疲労き裂に限定した理由についてはあとで述べる。

また、き裂の発生と進展は実際の現象の上からは極めて区別が難しく、第Ⅰ段階疲労き裂進展過程の中の連続した現象と考えられ、その意味で前号の記述と一部重複するおそれがあるが、ご了承いただきたい。

1 第Ⅰ段階疲労き裂と初期疲労き裂

繰返し応力を受けた金属の表面にすべり帯が観察され、Al合金を始めとするいくつかの金属においてはすべり帯に沿って突き出しや入り込みが形成されることが明らかにされている。そして、これらは転位の運動によりすべり帯軟化を生じ、その結果として激しいすべりが急激に生じたために形成されるといわれている。とくに入り込みは金属の表面に開口する最初のき

裂であり、応力集中も伴うので活性な転位源となり、さらにき裂の進展を助長することになる。

Forsyth¹⁾はこのようなすべりによるき裂は結晶粒境界や、その他のすべりに対する障害物に出合ったときに進展を停止し、その後はすべり面分離とへき開の混合した形のき裂進展があり、さらに充分にき裂が長くなれば結晶方位とは無関係に引張応力に垂直な方向へのき裂進展を示すようになることを実験観察の結果確かめ、これを Fig.1 に示すようなスケッチに表している。そして、き裂がせん断応力の影響を受けて材料内部に入り込んでいく過程を第Ⅰ段階 (stage I) のき裂進展過程、それに続くへき開割れを含む過程、および引張応力に依存した進展挙動を示す過程をまとめて第Ⅱ段階 (stage II) のき裂進展過程と名付けている。Forsyth の始めの研究ではへき開割れを含む過程が第Ⅰ段階の過程か、あるいは第Ⅱ段階の過程かが明確に示されていなかったもので、その後の二、三の研究者の間に現象を判断する上で若干の混乱を生じた。しかし現在では Fig.1 の基準でき裂進展過程を議論するのが普通である。

なお、Fig.1 ではすべり帯は結晶粒内に生じているように示されているが、結晶粒界の方向によっては作用応力との関係で粒界そのものがすべり帯となり、第

Fig. 1. Typical behavior of fatigue crack propagation of Al-alloy. (Forsyth, P. J. E.)¹⁾

* 原稿受理 昭和51年9月20日

** 正会員 東京工業大学工学部 東京都目黒区大岡山

I 段階き裂がほぼ粒界に沿って進入する場合もある。したがって以下の記述ですべり帯き裂という場合には、それは粒内すべりに限定した意味ではなく、同じような機構で粒界に生じるき裂も含めた広い意味で使用しているので注意していただきたい。

一方、初期疲労き裂という術語が意味するところは、疲労破壊に導くようなき裂の初期の状態あるいは疲労の初期に発生するき裂を意味しており、工学的に十分に小さい疲労き裂を指し、巨視的レベルでのき裂の大きさが判断の基準になる。したがってその内容を Fig. 1 によって説明すれば、ある場合にはすべり帯き裂から成長した第 I 段階のき裂および第 II 段階の過程にあるき裂までを含むと考えられるが、第 I 段階の過程で

充分にき裂が長く成長することもあり、そのような場合には第 I 段階の過程にあるき裂の初めの部分が初期疲労き裂であり、また低サイクル疲労のような場合には第 I 段階の過程がほとんど現れず、最初から第 II 段階のき裂進展過程が見られることもある。その場合には初期疲労き裂は大部分が第 II 段階の進展過程にあるき裂を指すことになる。Fig. 1 からわかるように第 I 段階の過程と第 II 段階の過程では力学的因子並びに結晶学的因子の破壊に対する寄与は異っており、両過程が不確定に含まれている初期疲労き裂という術語で議論を進めると混乱を生じるおそれがある。したがって以下には疲労き裂の第 I 段階の進展過程について議論を進める。

Fig. 2. Slip band and cracks on surfaces of smoothed low carbon specimens repeated 10^7 cycles of stresses lower 5% than fatigue limits. (Material A : $d=0.025$ mm, material B : $d=0.096$ mm)

2 第Ⅰ段階疲労き裂の金属表面での特徴

疲労現象の初期に粒界を含めてすべり帯に生じる微細なき裂がすべり帯き裂であるが、これは第Ⅰ段階の進展過程にあるき裂の金属表面における一つの状態である。多くの研究では金属表面のき裂長さや幅、およびき裂の方向がき裂進展過程で研究の対象となり、またある場合には電解研摩などを行ってその深さも測定されている。

このような第Ⅰ段階のき裂が発生するのは繰返し応力を受けた極めて初期の段階であって、発生までに要する応力繰返し数を N_0 とすれば、 N_0 は破断繰返し数 N_f の数%以内である。そして繰返し応力が小になるに従って N_0 は大になるが、銅では疲労限度の70～80%以下の応力では第Ⅰ段階のき裂もすべり線も生じなくなる。

Fig. 2⁵⁾は疲労限度よりも5%低い応力を 10^7 回繰返し後に低炭素鋼の表面で観察した第Ⅰ段階のき裂で、結晶粒内に生じたもの、結晶粒界に生じているもの、および結晶粒内、結晶粒界の両方にまたがって生じているものがある。繰返し応力が大きい場合には結晶粒直径の数倍程度のすべり帯き裂が見いだされるが、このように疲労限度近傍の応力ではほとんどのき裂が結晶粒直径程度の金属表面での長さをもっている。

Fig. 3 は一定の表面積内に観測されるすべり帯き裂の長さの頻度分布を求めた一例であって、同様な結果が下河ら、西谷らによって報告されている。下河らは疲労限度近傍の繰返し応力を与えた場合にはすべり帯き裂は粒内、粒界ほぼ同数の割合で生じるが、繰返し応力が大きくなるとともに粒内発生割合が増加し、疲労限度の1.4倍を越えるような繰返し応力では粒内発生き裂は粒界発生き裂の2～3倍以上になる。また、き裂深さは平均結晶粒直径の2.5個分程度、約0.1mmとされているが、応力振幅の大小に依存し、疲労限度程度の繰返し応力では結晶粒1個分程度の深さをもった微視き裂が多数観測されている。

Fig. 3. Distribution diagrams of crack length on surface of unbroken specimens repeated 10^7 cycles of stresses σ lower fatigue limits σ_w . (They were counted in 55 mm^2 area of specimen surface and the diameter of specimen is 10 mm .)

北川らは焼なましをした純アルミニウムの引張圧縮疲労において、初期疲労き裂が粒界に生じることを見だし、激しいすべりが結晶粒界で阻止され、そこに生じた応力集中の結果として微小き裂を生じ、これが結晶粒界に多数並び、連結して巨視的なき裂になると結論している。この研究では深さ方向への観察はなされていないが、き裂面は結晶粒界に沿っているものと思われる。そして、このとき結晶粒寸法程度の粒界き裂はおそらく第Ⅰ段階のき裂進展過程にあるものと思う。

Thompson と Backofen の研究⁶⁾およびその後の Thompson の実験⁷⁾では $N_f \cong 10^6$ で破断した銅および黄銅の試験片について微視き裂の測定が行われており、き裂の平均入り込み深さ l_1 と結晶粒平均直径との関係が Fig. 4 のように求められている。すなわち、大部分のき裂は結晶粒直径以下、言い換えれば粒内き裂であることが示され、さらに第Ⅰ段階のき裂進展に対

Fig. 4. Relation between the mean depth of slip cracks and the mean diameter of grains of OFHC-copper and 7/3-brass. (Thompson, A. W. and W. A. Backofen)⁶⁾

して黄銅では結晶粒の大きさの影響が現れるのに対して、銅ではその影響が現れないという特異な現象が存在することも示されている。これについては交差すべりが形成され難い黄銅では粒界のみがすべり距離を制限する障壁となるのに対して、銅では交差すべりを生じ易く、その結果としてセルが形成されるので、結晶粒界と同じ役割をセルの境界が果たすと考えられている。すなわち、セルの大きさは結晶粒の大きさにはほとんど無関係であって、繰返される応力の大小によって決るので Fig. 4 のような結果が得られたのである。

実際の疲労破壊では引張応力に垂直な方向のき裂が進展して破壊を生じたことを示す破面が残されるので、これらのすべり帯き裂は Fig. 1 に示されているように引張応力に垂直な方向に向きを変える必要がある。そのような遷移現象がき裂進展過程のどのような時点で生じるかは上述のすべり帯き裂に対する障害物とも関係があり、結晶粒寸法や繰返し応力の大きさなどが

影響している。著しく繰返し応力が大きくなったいわゆる低サイクル疲労では、ここで述べているような第Ⅰ段階のき裂が見いだされないという指摘が純アルミニウムおよびニッケルを用いた定ひずみ疲労試験の結果から Laird と Smith⁸⁾ によってなされている。かれらはいきなり第Ⅱ段階としてのき裂進展が始まるというっており、また著者らのアルミニウム合金を用いた定荷重低サイクル疲労試験の結果でもそのようになっている。Fig. 5 はこれらの結果および 316 鋼についての Price⁹⁾ の結果も含め、第Ⅱ段階のき裂進展寿命 N_s が全体の寿命 N_f に占める割合を N_s/N_f がストライエーションの数に等しいとして求め、 $(1 - N_s/N_f) \times 100\%$ ですべり帯の形成、すべり帯き裂の発生および進展を含めた第Ⅰ段階き裂としたときの、その進展寿命と破断繰返し数の関係を示したものである。ここで $N_f > 2 \times 10^3$ では第Ⅰ段階のき裂進展過程が全寿命 N_f の 50% を占めることであって、疲労限度若しくはそれに近い繰返し応力での金属の疲労寿命を考える場合には、第Ⅰ段階の疲労き裂の挙動を議論の対象とすることが重要であることがわかる。

Fig. 5. Ratio of 1st stage crack propagating duration to fracture life.

NTP: notched test piece
STP: smoothed test piece
AN: annealed
C.W.: cold worked

低サイクル疲労の領域で第Ⅰ段階のき裂進展過程が見いだされないのは事実であるが、これは数サイクルあるいは1サイクルにも達しないうちにすべり帯き裂から第Ⅱ段階き裂に遷移してしまうために第Ⅰ段階の過程が見いだされないのであろう。

3 破面上の第Ⅰ段階疲労き裂

すべり帯あるいは粒界に沿って内部に入り込んだ初期疲労き裂がどのような形態をもっているであろうか。

このことは初期疲労き裂の進展挙動が示す一つの結果でもあり、重要なことと考えているが、残念ながらこれを詳細に調べた報告は非常に少ない。¹¹⁾

清家らは純鉄試験片の回転曲げおよび繰返しねじり

Fig. 6. Relation between the crack length and crack depth. (Seika, M. and others)¹¹⁾

の疲労試験において、疲労限度よりわずかに高い繰返し応力を約 10^6 回与えた後に表面を電解研磨によって数 μm 除去し、顕微鏡観察によってき裂長さの測定を行い、更に順次表面を除去して深さを求め、微視き裂の試験片表面での長さ $2b$ mm と深さ a mm の関係を Fig. 6 のように表している。き裂の形状はわからないが、この結果から結晶粒平均直径 d および曲げあるいはねじりの作用応力の相違には無関係に

$$a/2b = 0.36$$

という直線関係があることがわかる。もちろん、この場合に記録されたすべての実験点が第Ⅰ段階の進展過程にある疲労き裂であるかどうかについては明確にされていないが、結晶粒の大きとき裂す法の関係、応力の大きさ、繰返し数などから考えて、Forsyth のいう第Ⅱ段階の進展過程にあるき裂が相当数含まれているとみるべきである。著者らの経験によれば焼なましされた低炭素鋼中の最大結晶粒直径は平均結晶粒直径の約 2.5 倍に達するので、Fig. 6 において $2b \geq 0.4$ mm のデータは第Ⅱ段階き裂を含んだ結果と考えられる。

Fig. 7 は低炭素鋼の回転曲げ疲労試験において、疲労限度近くの応力を 10^7 回繰返して破壊しなかった試験片を液体窒素で冷却し、曲げによりぜい性破壊させた後に観察した破面のフラクトグラフである。破面の表面に接した部分には第Ⅰ段階の進展過程にあったき裂面が残されており、それは表面に傾斜して試験片内部に入り込んだすべり面に沿っていることを示し、明らかに第Ⅰ段階の疲労き裂であることが確認できる。Fig. 6 の場合と同様に表面のき裂長さ $2b$ と試験片軸に垂直な横断面上の深さ a の関係をプロットすれば Fig. 8 のようになる。黒丸は第Ⅰ段階き裂を表しているが、その形状比は

$$a/2b \approx 0.38$$

であって、第Ⅱ段階き裂が若干含まれている白丸の場合もほぼ同様な形状比をもっていることがわかる。形状比 0.38 という値は半無限体の表面に軸線が一致する半だ円き裂が、表面に垂直に存在する場合にき裂面に垂直方向に一樣な繰返し引張りを受けたときに生じる

Fig. 7. Ist stage crack of low-carbon steel stressed under rotary bending moment.

Fig. 8. Relation between the crack length of specimen surface and the crack depth about Ist stage cracks.

第Ⅱ段階のき裂進展で、き裂周辺の応力拡大係数がほぼ一定となるときの値であって、その意味ではFigs. 6および8の結果は第Ⅰ段階疲労き裂と初期の第Ⅱ段階疲労き裂を含めた、いわゆる初期疲労き裂の進展がき裂先端の応力拡大係数 $4K$ と何らかの関係をもっていることが示唆される。

第Ⅰ段階き裂の特徴は一般には平坦で、目立った特徴はなく、試験片表面から内部に向ってほぼ最大せん断応力の作用面に沿って入り込んでいる。Fig. 9はFig. 7を異った方向からみた第Ⅰ段階き裂を示したも

Fig. 9. Fatigue crack of Ist stage.

Fig. 10. The Ist stage crack of nodular cast iron stressed rotary bending moment. (The Ist stage crack is the central black part shaped semi-circle contact with the right upper black part.)

ので、表面に傾斜していることがわかると思う。またFig. 10は球状黒鉛鑄鉄の破面から採取したフラクトグラフで黒鉛境界面に接して第Ⅰ段階き裂が見いだされる。このことは応力集中部にも第Ⅰ段階き裂が生じることを示している。

このような一見無特徴な第Ⅰ段階き裂面も拡大率を大きくして観察すると、その形成機構に関連した特徴が見いだされることもある。例えばFig. 7では第Ⅰ段階き裂面に微細で凹凸の少ない平行な条痕が認められる。この面は鈍角側の第Ⅰ段階き裂面であって、この面に対応する反対側の鋭角側第Ⅰ段階き裂面には条痕が認められないので、この条痕は第Ⅰ段階のき裂が存在するすべり面に対して交差するすべり面が作動し、第Ⅰ段階き裂の開口に関与した結果と考えられるであろう。

また、志村¹³⁾は純 α チタンでは応力繰返しにより、試験片表面で双晶境界の不均一移動を生じて境界は鋸歯状となり、そこを起点として疲労の初期き裂が発生し、双晶によって助長されながらすべり面に沿って進展することを観察している。したがってこの場合には

Fig. 11. The 1st stage crack of pure α -titanium stressed under repeated plane bending moment. (Shimura and others)¹³⁾

Fig. 11 に示すように、初期疲労き裂の破面上には双晶境界の鋸歯の形態に対応する凹凸が見られる。なお図中の矢印は第Ⅰ段階き裂の進展方向を示している。

4 第Ⅰ段階疲労き裂の形成機構

第Ⅰ段階き裂はすでに述べたようにすべり帯き裂がすべり面に沿って進展したものであって、さらに結晶粒界やその他の障害物に妨げられて粒界割れやへき開などを伴い、徐々に方向を変えるようになってこれはすでに第Ⅱ段階き裂の範囲に入る。したがって第Ⅰ段階のき裂進展機構としてはそれが粒内、粒界の何れに生じようともすべりによるき裂進入モデルを考えれば良い。

突き出しや入り込みを含むすべり帯き裂の形成機構についての Forsyth の考え方について、まず述べておく必要がある。かれはその観察結果から金属表面のすべり帯はすべりが群状に集った表面のみぞもしくは稜であることを示し、突き出しや入り込みの機構は多くの転位が同時に運動するような機構でなければならず、そのすべり運動の終りで交差すべりを生じて運動の反転がないような繰返し様式によるものであらうと考えた。そして表面の結晶粒は種々の理由で内部の結晶粒より弱くすべり易いから、このような表面結晶粒に集中的に転位の運動を生じてすべり帯を形成し、その非可逆運動のためにみぞを生じる。そしてみぞは繰返し応力が継続することにより深くなる。この考え方は Wood の入り込みや突き出しの形成モデルに基礎を置いた考え方である。¹⁴⁾

Schijve も同様な考え方をき裂の進展に対して拡張し、Fig. 12 に示す第Ⅰ段階き裂の進展モデルを提案している。この場合に転位の非可逆的運動の原因としてはき裂新生面の酸化が考えられている。Schijve はまた二つの異なるすべり面上で生じる転位の移動によるき裂の進展モデルも提案しているが、この場合にはき

Fig. 12. The crack propagation model of dislocation movement on uni-glide-plane by repeated stress. (Schijve, J.)¹⁵⁾

Fig. 13. The 1st stage crack propagation model of gliding fracture on uni-glide-plane. (Kaplan, H.I. and C. Laird)¹⁶⁾

裂の進展方向は非結晶学的となるからいわゆる第Ⅱ段階のき裂進展に属することになる。

Kaplan と Laird¹⁶⁾ は第Ⅰ段階のき裂進展過程には引張応力成分が必要であると考え、Fig. 13 に示すような一方のすべり帯の中で応力の繰返しごとに進展する簡単な機構を考えた。この場合も新生すべり面の酸化を考えればき裂進展量 Δl は $\Delta l > (l_2 - l_1)/2$ となるであらう。

5 第Ⅰ段階進展過程から第Ⅱ段階進展過程への遷移

第Ⅰ段階の進展過程にあるき裂の第Ⅱ段階への遷移は極めて重要な意味をもっている。すなわち、疲労限度の応力で 10^7 回の繰返しを受けた平滑試験片を折断して調べると、切欠き試験片の場合のように停留き裂を見いだすことができる。この場合に見いだされるき裂は大部分が第Ⅰ段階の進展過程にあるき裂であって、

第Ⅱ段階のき裂として十分に進展したものは見いだすことはできない。このことは平滑試験片の疲労限度が第Ⅰ段階から第Ⅱ段階へき裂が遷移する条件で決っていることを示唆するものであろう。

第Ⅰ段階き裂の遷移条件に対する第Ⅰ段階からのアプローチは現在のところ成功していない。試みに第Ⅰ段階き裂を半だ円き裂と見なし Smith の解を用いて Fig. 8 を応力拡大係数表示に改めれば Fig. 14 のようになる。Fig. 14 で破断した試験片でも ΔK は一定ではないし、また破断しなかった試験片も破断した試験片も ΔK はほぼ同じような値で、しかもき裂の深さとともに増大している。すなわち、 ΔK は単独では第Ⅰ段階き裂の第Ⅱ段階への遷移条件を決めるパラメータとはなり得ないと思われる。これは第Ⅰ段階のき裂進展過程が結晶粒界や介在物などの結晶学的な要素が強く影響することから当然のことであって、これに対して第Ⅱ段階のき裂進展過程は大部分が非結晶学的であるため問題は単純になり、き裂の遷移条件に対するアプローチも第Ⅱ段階の進展過程からの方が容易である。これらについては疲労限度の稿で説明されると思うので省略する。

Fig. 14. Relation between the depth of Ist stage cracks and the stress intensity factors.

以上、第Ⅰ段階のき裂進展過程についてその要点を説明した。始めにも述べたように一般の疲労ではその寿命の大部分が第Ⅰ段階のき裂進展過程によって占められている。したがって金属材料の強度や寿命の予測には第Ⅰ段階き裂の挙動についての十分な理解が必要

であり、そのような意味で多くの関心が集り、活発な研究が行われるようになれば幸いである。

なお、頁数の関係で多くの有益な研究を省かせていただいたことについてはお詫しをいただきたい。

参考文献

- 1) Forsyth, P. J. E., Acta Met., **11**, 703 (1963).
- 2) 中沢 一, 小林英男, 森田明弘ほか, 日本機械学会論文集, **40**, 9 (1974).
- 3) 下河利行, 新井義男, 佐々木茂美, 日本材料強度学会誌, **4**, 108 (1970).
- 4) 西谷弘信, 山下尚義, 日本機械学会論文集, **35**, 1456 (1966).
- 5) 北川 茂, 中峠哲朗, 材料, **23**, 626 (1974).
- 6) Thompson, A. W., and W. A. Backofen, Acta Met., **19**, 597 (1971).
- 7) Thompson, A. W., Acta Met., **20**, 1085 (1972).
- 8) Laird, C., and G. C. Smith, Phil. Mag., **8**, 1945 (1963).
- 9) 小林英男, 中沢 一, 宮沢 猛, 材料科学, **10**, 67 (1973).
- 10) Price, A. T., and W. J. Elder, J. Iron and Steel Inst., **204**, 594 (1966).
- 11) 清家政一郎, 北岡征一郎, 高 行男, 日本機械学会論文集, **41**, 1 (1975).
- 12) 小林英男, 川田幸男, 中沢 一, 材料, **25**, 881 (1976).
- 13) 志村宗昭, 篠原義広, 日本金属学会誌, **32**, 559 (1968).
- 14) Forsyth, P. J. E., The Physical Basis of Metal Fatigue, 52 (1969) Blackie & Son Lim. または, 同上 翻訳 (中沢, 小林) 金属疲労の基礎, 50 (1975) 養賢堂
- 15) Schijve, J., NLR-TR, M2122 (1964).
- 16) Kaplan, H. L., and C. Laird, Trans. Met. Soc. AIME, **239**, 1017 (1967).
- 17) Frost, N. E., J. Mech. Engg. Sci., **6**, 203 (1964).
- 18) Kobayashi, H., and H. Nakazawa, Proc. Conf. Mech. Behav. Mat., **2**, 199 (1972).