

ショットピーニング材の疲労寿命に及ぼす 複数表面き裂の分布特性の影響*

石原 外美^{*1}, 宮尾 嘉寿^{*1}, 前川 一郎^{*2}

Effects of the Distribution of Multiple Surface Cracks on Fatigue Life of a Shot-peened Specimen

Sotomi ISHIHARA, Kazyu MIYAO, and Ichiro Maekawa

Rotary bending fatigue tests were performed on annealed and shot-peened specimens in laboratory air and in salt water. During the fatigue process of a shot-peened specimen in air, many cracks are initiated but each crack growth is suppressed by work-hardening and compressive residual stresses produced by shot-peening treatment; hence, under this condition, crack coalescence is the only possible way for crack growth to occur, and is thus one of the most important factors to decide fatigue life. On the other hand, during the fatigue process of a shot-peened specimen in salt water, especially at low stress amplitude, suppressive effects of shot-peening treatment on crack growth are lost under a strong corrosive environment. In this case, many cracks can grow to a considerable long crack size, and they distribute not only in a circumferential direction but also in a longitudinal direction of the specimen. Consequently, stress relaxation will occur in the cracked part of the specimen and crack growth rate will be reduced. This stress relaxation effect on crack growth exceeds the crack coalescence effects in a corrosion fatigue process at low stress amplitude.

Key Words: Fatigue, Corrosion Fatigue, Shot-peening, Distributed Cracks, Crack Coalescence, Stress Relaxation

1. 緒 言

平滑材の腐食疲労過程では多数の表面き裂が発生, 進展する^{(1)~(7)}. これらの多数のき裂間の干渉, 合体により急速に破壊が生じることが報告されており⁽¹⁾, き裂の分布特性は, 平滑材の疲労寿命を支配する大きな因子の一つと考えられる. したがって, き裂の分布特性を知ることは, 疲労寿命並びに疲労挙動を把握する上で重要であり, 既に, この観点に立って腐食疲労過程のき裂の分布特性に及ぼす試験片寸法の影響について報告した⁽⁷⁾.

実働の機械, 構造物を構成する部材はなんらかの加工を受けているのが通常であり, き裂の分布特性に及ぼす加工の影響を明らかにすることは重要であろう.

著者らはこれまでにアルミニウム合金および炭素鋼の引張予加工材の腐食疲労強度並びにき裂の分布特性を調査し, 引張予加工材の疲労過程では焼鈍材に比較して多数のき裂が発生, 進展し, これらの分布き裂は疲労寿命に大きな影響を与えることを明らかにしてきた⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾.

本研究では, 焼鈍材と, ショットピーニング材を用いて, 大気中および食塩水中にて回転曲げ疲労試験を行い, 両材の疲労過程での複数き裂の発生, 進展挙動を詳細に調査した. 大気中および塩水中の両疲労過程でのき裂密度, き裂長さの分布, き裂長さの総和, 主き裂の進展挙動等のき裂の分布特性がショットピーニング加工によってどのように変化するかについて検討した. さらに, このようなき裂の分布特性が疲労寿命に与える影響について, 大気中の疲労と腐食疲労の両環境に対して調べた結果を報告する.

2. 試験片および実験方法

使用した試験片素材は一般構造用圧延鋼材 SS 41 であり, その化学成分は C: 0.17%, Mn: 0.72%, Si: 0.01%, P: 0.021%, S: 0.014% である. 焼鈍材は, 図 1 の試験片形状まで機械加工後試験部をエメリー紙 # 1000 まで表面研磨し, 923 K, 1 時間の真空焼鈍を行った. その後直径で 20 μ m 電解研磨し実験に供した. ショットピーニング材は (以下ショット材と略) 焼鈍材と同様に真空焼なまし処理まで行い, その後試験片平行部に $\phi 1$ mm の SB10 のショット球を 180 分間当て, さらに直径で 20 μ m 電解研磨した. 表面の凹凸は測定はしていないが, ショット球の圧痕による凹

* 昭和 63 年 7 月 15 日 東海支部浜松地方講演会において講演, 原稿受付 昭和 62 年 10 月 27 日.

^{*1} 正員, 富山大学工学部 (〒930 富山市五福 3190).

^{*2} 正員, 東北大学工学部 (〒980 仙台市荒巻字青葉).

凸がいくぶん残った状態で実験に供した。焼鈍材の機械的諸性質は降伏強度 = 298 MPa, 引張強さ = 423 MPa, 伸び = 65.6% であり, ショット材のそれは, 降伏強度 = 276 MPa, 引張強さ = 442 MPa, 伸び = 62.7% であった。用いた疲労試験機は容量 10 kg-m の小野式回転曲げ疲労試験機であり, 応力繰返し速度は 60 Hz である。腐食環境は水道水を溶媒とする 3% 食塩水であり, 液温 298 ± 0.5 K に保ちポンプにより循環させた。試験表面のき裂の観察は任意の繰返し数で試験を中断し, 試験片表面のレプリカを採取することにより行った。き裂進展速度測定法の詳細は既報⁽⁷⁾で述べているので記述を省略する。また, 硬度の測定はマイクロビッカース硬度計, 残留応力測定は島津(株)製 X 線応力測定装置を用いた。

3. 実験結果

3.1 ショット材の試験片内部方向への硬度並びに残留応力分布 図 2 にショット材の試験片表面から内部方向への硬度並びに残留応力分布を示す。図より, ショット材の加工硬化層並びに残留応力層は試験片表面からほぼ深さが 0.5 mm 程度まで生じていることがわかる。また, 硬度の最大値は試験片表面で生じ, その値は約 H_v255 であり, これは試験片内部の H_v120 の 2 倍の硬さを示した。一方, 残留応力は試験片表面より約 30 μ m 内部に入った点で最大となり, 約 -350 MPa の最大圧縮残留応力を生じていることがわかる。

3.2 S-N 線図 図 3 は, 焼鈍材とショット材の大気中及び食塩水中における S-N 線図を示したもの

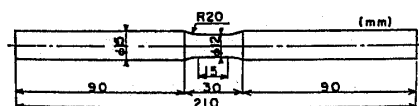


図 1 試験片形状および寸法

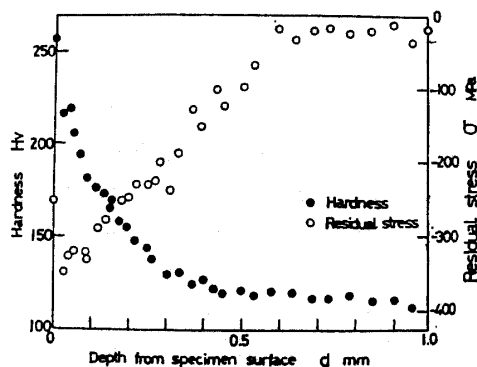


図 2 ショット材の試験片内部方向への硬度および残留応力分布

である。図より, 大気中疲労ではショット材の疲労寿命 N_f は, 高応力域では焼鈍材のそれとほぼ同じであるが, 応力振幅の低下に伴い, 焼鈍材に比較して N_f の増加が顕著に認められる。一方, 腐食疲労では, 高応力域では大気中疲労と同様に焼鈍材とショット材の疲労寿命の差異は小さい。低応力域では, ショット材の N_f は焼鈍材のその約 2 倍程増加するが, 大気中疲労の結果と比較して, 腐食疲労ではショットピーニング加工による大幅な寿命増加が期待されない。

3.3 き裂の分布状況

3.3.1 疲労過程のき裂密度の変化 図 4 は腐食疲労下のき裂密度 n_i/A と疲労寿命比 N/N_f の関係を表したものである。ここに, A は観察部の面積を表している。図よりわかるように, 高応力域程, 一定の疲労寿命比におけるき裂密度は大きく, n_i/A と N/N_f 関係には明確な応力振幅依存性が認められる。また, 焼鈍材とショット材の差異についてみると, 後者は前者よりき裂密度が高く, この傾向は低応力域ほど顕著に認められる。また, 焼鈍材の疲労過程の初期では発生き裂密度は低く, 応力繰返しに伴って徐々に増加するのに対し, ショット材では, 疲労過程の初期からき

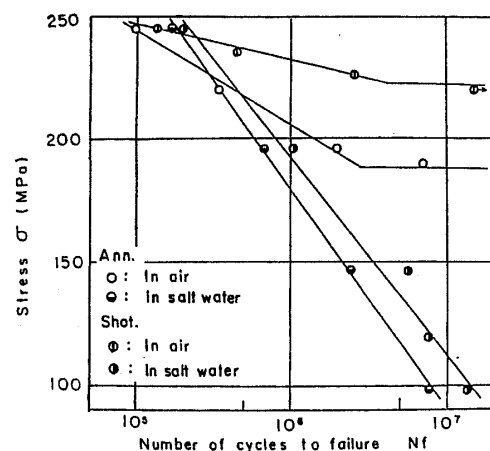


図 3 S-N 線図

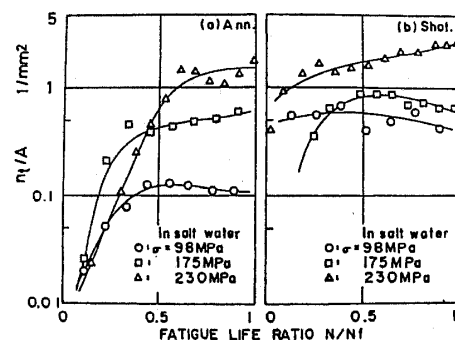


図 4 腐食疲労過程のき裂密度の変化

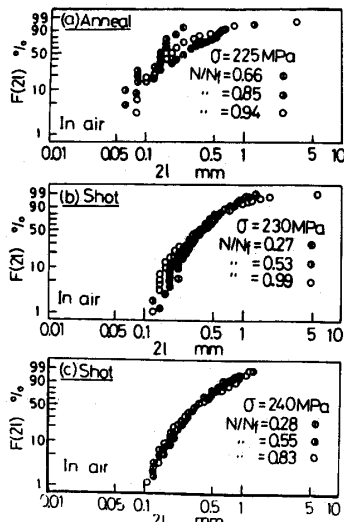


図 5 大気中疲労過程のき裂長さ分布
(ワイブル線図)

裂密度が高く、応力繰返しによってあまり変化しない特徴を有する。このような傾向は大気中疲労においても同様に認められるが、腐食疲労に比較してき裂密度は小さい。

3.3.2 き裂長さの分布 図5および図6は焼鈍材とショット材の疲労過程におけるき裂長さの分布の変化を、大気中および食塩水中の両環境に対して調査したものである。まず、図5の大気中疲労において、(a)図の焼鈍材では応力繰返しに伴ない、き裂長さの分布は徐々に右方に移動しているのに対し、(b)、(c)図のショット材では $\sigma = 230, 240$ MPaの両応力振幅とも応力繰返しによってき裂長さ分布はほとんど変化せず、わずかに破壊直前において変化するのみで、焼鈍材とは明確に異なる傾向を示すことがわかる。

一方、図6の腐食疲労過程では、き裂長さ分布は応力繰返しとともに右方に移動し、その移動の仕方も大気中の焼鈍材の場合と比較して大きい様子がわかる。また、大気中疲労過程とは異なり、この傾向には、焼鈍材、ショット材による差異は認められない。

3.3.3 き裂の試験片軸方向への分布状況 以上のき裂密度およびき裂長さの分布の調査結果より、試験片全体としてのき裂の分布特性は焼鈍材とショット材とで異なり、ショット材では焼鈍材に比し多数のき裂が発生していることがわかった。しかし、多数のき裂がどのように空間的に分布しているかは、き裂間の干渉、合体との関わりで疲労寿命と密接に関連すると予想された。そこで、この点を詳細に検討するために、試験片を長手方向に幅が3 mmの環状の小区間に分割し、各区间における最大き裂長さ、き裂密度、単位面積当たりの無次元き裂長さの総和を調査した。

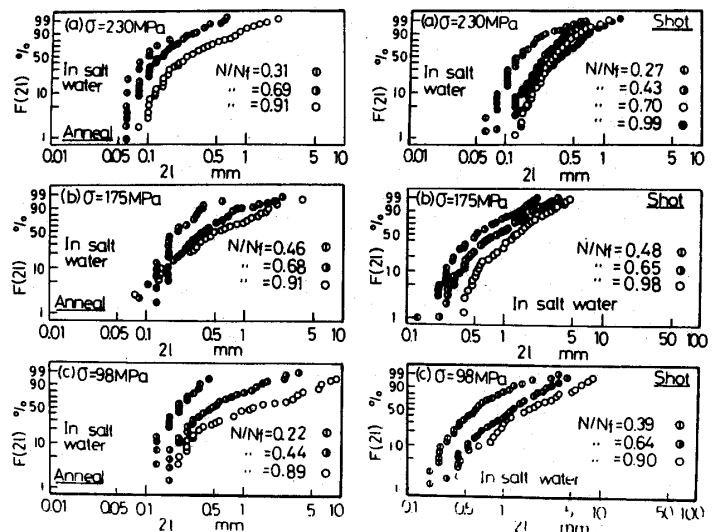


図 6 腐食疲労過程のき裂長さ分布

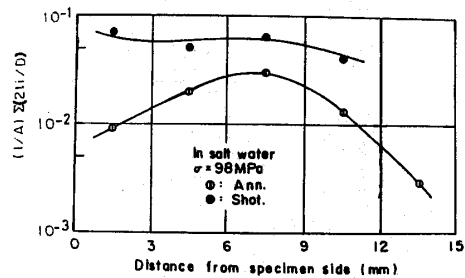


図 7 試験片長手方向の $(1/A)\Sigma(2l_i/D)$ の分布

図7は単位面積当たりのき裂長さの総和が試験片長手方向にどのように分布しているかを調べたものである。ショット材では各区間の $(1/A)\Sigma(2l_i/D)$ の値はほぼ似た値を示し、全区間に一様にき裂が分布しているのに対し、焼鈍材のそれは変動が大きく一定の箇所に被害が集中することがわかる。このような傾向は最大き裂長さ、き裂密度の測定結果においても同様に認められた。

3.4 疲労過程の微小表面き裂進展挙動 図8は大気中疲労において試験片を最終的に破壊に導いた主き裂の進展挙動、並びにそれに準じる大きなき裂の $dl/dN - \Delta K$ 関係を焼鈍材とショット材について示したものである。ただし、回転曲げ疲労下の表面き裂に対する応力拡大係数が求められていないので、 ΔK として $\sigma\sqrt{\pi l}$ を用いている。

図よりわかるように、焼鈍材とショット材のき裂進展挙動の差異は主として低 ΔK 領域で現れており、焼鈍材のき裂進展の下限限界値 ΔK_{th} はほぼ $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であるのに対し、ショット材のそれは $7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ と両者の値は異なることがわかる。

図9は腐食疲労下の $dl/dN-\Delta K$ 関係を焼鈍材とショット材について示したものである。(a)図は焼鈍材に対するもので、大気中疲労の結果に比較して、より低い ΔK 領域においてもき裂が進展していることがわかる。(b)図はショット材に対するものである。図より、一定の ΔK におけるき裂進展速度は焼鈍材のそれよりもいくぶん小さいが、 ΔK_{th} の値はほぼ $2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ と焼鈍材のそれと同一の値をとり、き裂進展の下限界値にはショットピーニング加工の影響は消失し、 ΔK_{th} の値に明確なショットピーニング加工の影響の存在する大気中疲労の結果とは大きく異なることがわかる。また、応力振幅の影響として、低応力域ではき裂長さの増加に伴い、 $dl/dN-\Delta K$ 関係は図中に示す一定の帯域より下方にはずれ、き裂進展速度の減

速が認められる。このような傾向は焼鈍材よりはショット材において顕著に認められる。

4. 考 察

以上の疲労過程のき裂の分布特性に関する実験結果より、焼鈍材とショット材の大気中および3%食塩水中の疲労過程におけるき裂の発生状況を以下のように述べる事ができよう。

ショット材の疲労過程では焼鈍材に比較して、寿命初期から比較的同一寸法のき裂が高密度で発生し、図7に示したように試験片長手方向に一樣にき裂が分布する。これらのき裂は各々進展または他のき裂との合体を繰返しながら成長し、最終破壊に至る。一方、焼鈍材では、ショット材に比較して小数のき裂が、ある箇所に集中発生し、これらのき裂の内、いくつかのき裂の進展と合体により破壊する。ショット材のこのようなき裂の分布状況は、ショットピーニング加工により試験片全体に均一に欠陥（表面粗さ、ヘアークラック等）が発生し、疲労過程でこれらの欠陥がき裂の発生源となったためであろう。以下ではこれらのき裂の分布特性が疲労寿命に及ぼす影響について考察する。

4.1 ショット材の大気中の疲労寿命に及ぼすき裂の分布特性の影響 疲労過程の連続観察から、大気中疲労におけるショット材の疲労過程では、個々のき裂はほとんど進展せず、主としてき裂間の急速な合体により試験片の最終破壊が生じることが明らかとなった。これは、図8に示すように、ショット材の大気中疲労過程においては、き裂進展の下限界応力拡大係数 ΔK_{th} が比較的高いこと、また図5に述べたように、疲労過程でき裂長さの分布がほとんど変化しないこととも符合する。図8において△印の実験点は、直径が0.7 mm、深さが0.4 mmの人工の微小欠陥から発生した単独き裂の $dl/dN-\Delta K$ 関係を示したものである。試験片を最終的に破壊に導いた主き裂の $dl/dN-\Delta K$ 関係（図中のヒゲ印を付した実験点）は ΔK が10～15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲でこの人工微小欠陥から発生したき裂の進展速度よりも明らかに高く、複数き裂の合体によりき裂が加速していることがわかる。このような複数分布き裂の合体による破壊過程は、高張力鋼の腐食疲労過程⁽¹⁾、AISI 6150 鋼のショット材の腐食疲労過程⁽⁸⁾、また、塑性疲労過程⁽⁹⁾においても観察されている。

したがって、大気中疲労におけるショット材の疲労寿命は、このような分布き裂の合体によるき裂進展速度の加速効果（疲労寿命短縮作用）と、3.1節で述べた、ショットピーニング加工による試験片表面に導入され

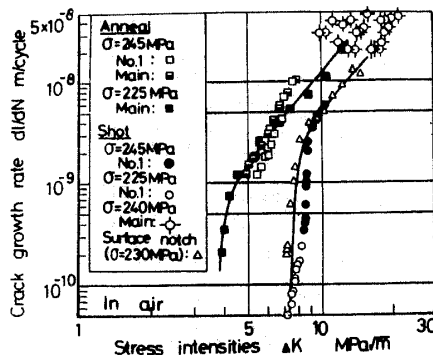


図8 大気中疲労過程のき裂進展挙動

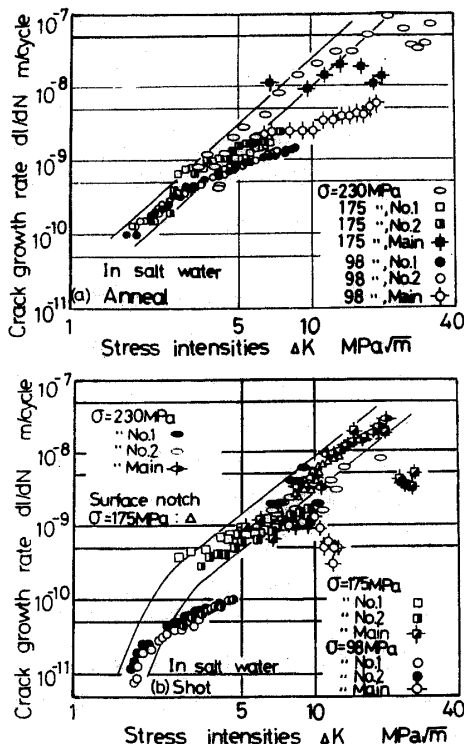


図9 腐食疲労過程のき裂進展挙動

た加工硬化、圧縮残留応力によるき裂進展速度の抑制効果(主として ΔK_{th} の上昇)の両者で決定される。すなわち、 ΔK_{th} が高く、進展を許されなかった個々の微小き裂は、微小き裂間の合体により、進展しだす。いったん、き裂が進展し始めると、き裂が高い密度で発生しているため、き裂合体の確率は増加し、連鎖的に合体が生じ、急速な破壊をもたらすのである。もし、き裂密度が低く、分布き裂の合体頻度が低ければ、ショット材ではさらに寿命増加が期待される。このように、 ΔK_{th} が高く個々のき裂の進展が抑制され、しかもき裂密度が非常に大きい場合、疲労寿命に及ぼす分布き裂の合体の影響は非常に大きいことがわかる。

4.2 ショット材の腐食疲労寿命に及ぼすき裂の分布特性の影響 図9に示したように、ショット材の腐食疲労過程では、大気中疲労でみられたショット材の ΔK_{th} の上昇はほとんどなく、 ΔK_{th} の値は焼鈍材のそれとほぼ同一の値をもつ。また、図6において、き裂長さ分布は応力繰返しに伴い徐々に右方に移動していることより、腐食疲労過程では、ショットピーニング加工によるき裂進展の低減作用は弱まり、応力繰返しによって各き裂は徐々に進展していることがわかる。

これまでに、腐食疲労強度に及ぼす圧縮残留応力の影響の大きいことが示されている⁽¹²⁾。しかし、疲労過程のX線残留応力を測定した結果、腐食疲労過程の低応力域では疲労寿命のほぼ30~40%程度で圧縮残留応力はほぼ消失しており、き裂進展挙動に対する圧縮残留応力の影響を考慮する必要がない。

本腐食疲労実験において、ショット材と焼鈍材の低 ΔK 領域のき裂進展挙動の差異は小さくなっており、低 ΔK 領域のき裂進展挙動には、試験片の強度レベル(硬さ)の影響が現れにくい傾向が認められる。この傾向は、強度レベルの異なる鋼材を用いて得られた腐食疲労実験結果⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾と同様であり、この原因については、別報⁽¹¹⁾で考察を加えている。しかし、本研究では、焼鈍材とショット材の腐食疲労寿命の差異は、図3に示すように、高応力域よりは低応力域ほど大きくなっている。このような疲労寿命の傾向は、これまで報告した炭素鋼の引張予加工材⁽¹¹⁾の疲労寿命の傾向、すなわち高応力域では引張予加工は疲労寿命を増加させるが低応力域では増加作用が小さくなるという傾向とは異なる。したがって、腐食疲労低応力域における焼鈍材とショット材の腐食疲労寿命の差異は試験片の硬さの差異に起因するものとは結論できない。

図9の腐食疲労下の dl/dN - ΔK 線図において、低応力域 $\sigma=175, 98\text{MPa}$ では、き裂長さの増加に伴い、き裂進展速度の ΔK 依存性の低下がみられ、 dl/dN

が一定、もしくは低下する領域が現れる。これは、焼鈍材よりもショット材において顕著に認められ、焼鈍材とショット材の疲労寿命の差異の大きくなる低応力域では、ショット材のき裂進展速度の ΔK 依存性の低下が顕著になっていることがわかる。

このようなき裂進展速度の ΔK 依存性の低下は、荷重に直角方向に多数のき裂が試験片長手方向に並列に発生することにより、き裂先端の力学的特異性が $\Delta K=\sigma\sqrt{\pi l}$ の形で表せ得なくなったためと考えられる⁽⁷⁾。そこで、き裂進展寿命に及ぼす分布き裂の影響をより詳細に考察するために、以下の検討を行った。

図9(b)において、△印の実験点は、人工微小表面欠陥より発生した単独進展き裂に対する dl/dN と ΔK 関係を示したものである。これらの実験点は複数き裂間の相互作用の存在しない場合のき裂進展速度を示しているから、これらの実験点を含む図中の実線で示す帯領域は、複数き裂間の相互作用が大きい場合の dl/dN と ΔK の関係を示しているものと考えることができる。これらの関係を次式のパリス則で表す。

$$dl/dN = C\Delta K^m \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 C, m は定数であり、焼鈍材とショット材に対する C, m 値はそれぞれ $2.715\text{E}-11, 2.622$ および $1.369\text{E}-11, 2.568$ である。

分布き裂は任意の位置に任意の長さをもったき裂群として存在しているが、簡単化のため表面き裂を二次元き裂に置き換えて、図10に示すようなモデル化を行った。すなわち、 $2H$ の等間隔で存在する、一定のき裂深さ a をもった複数個のき裂群と考える。き裂深さ a とき裂間隔 H の比 a/H が、 $a/H \gg 1$ の場合、応力拡大係数 ΔK は応力振幅 σ とき裂間隔 H すなわち、試験片長手方向のき裂密度により決定され、次式で表される⁽¹³⁾。

$$\Delta K = \sigma\sqrt{H} \quad \dots\dots\dots (2)$$

式(1)に式(2)を代入し、積分し N について解けば次式を得る。ただし、以下では N を、き裂進展寿命 N_{pca1} として表示する。

$$N_{pca1} = (2l_c - 2l_i) / \{2C\sigma^m H^{m/2}\} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここに、 $2l_c$ および $2l_i$ はそれぞれ、最終破壊時並びに

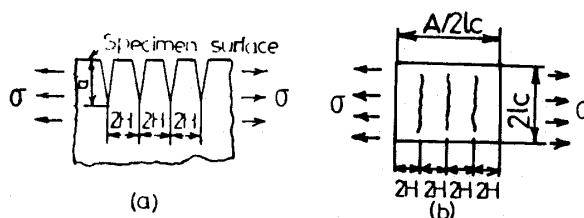


図10 分布き裂のモデル化

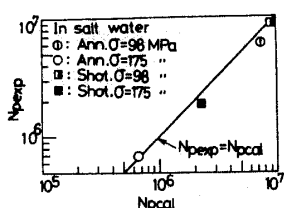


図 11 腐食疲労におけるき裂進展寿命の計算結果と実験結果との比較

き裂発生直後の最大き裂長さを示し、これらの値は、実験で得られたき裂長さ分布より求めた。また、式(3)の複数き裂間の間隔 $2H$ は次のように求めた。図 10(b)に模式図を示すように、き裂の測定領域(面積 A)を幅 $2l_c$ の帯状領域に置き換える。この領域にき裂が一定間隔 $2H$ で存在すると仮定すると、 $2H$ は次式で与えられる。

$$2H = A / \{(2l_c)(n_x - 1)\} \quad (4)$$

ここに n_x は領域内に含まれるき裂数である。しかし、式(2)が $a/H \gg 1$ の場合に対して成立することを考慮すれば、数百 μm オーダの微細き裂も含めたすべての測定されたき裂が複数き裂の相互作用に寄与するとは考えにくい。き裂進展速度のき裂長さ依存性の低下が顕著に認められない大気中疲労および腐食疲労の高応力域では、図 5 にみられるように、破断間際を除いて全てのき裂が 1.5 mm 以下であることがわかった。そこで、ここでは $2l$ が 1.5 mm 以上のき裂のみが相互作用に寄与すると仮定し、 n_x を決定した。

このようにして得られた式(3)の N_{pcal} と実験より得られたき裂進展寿命 N_{pexp} の関係を図 11 に示す。図よりわかるように式(2)の ΔK を用いた計算結果と実測値はよく一致している。

以上、本実験のショット材の腐食疲労低応力域のように、試験片の長手方向のき裂の発生密度が高く、しかもき裂進展の下限界値 ΔK_{th} が低い場合、比較的長いき裂が発生する場合には、き裂合体による寿命短縮作用よりは、複数き裂の発生、進展によるき裂先端近傍の負荷応力の解放作用が上回り、き裂進展速度のき裂長さ依存性は低下し、疲労寿命を増加させることが示された。

5. 結 論

焼鈍材およびショット材を用いて大気中および塩水中にて疲労実験し、き裂の分布特性に及ぼすショットピーニング加工の影響を調べ、ついで疲労寿命に及ぼすき裂分布特性の影響について検討した。得られた結

論は以下のようにまとめられる。

(1) 大気中および塩水中の両環境ともショット材で発生する複数き裂は焼鈍材よりも密度、長さのいずれにおいても大きい。しかも、ショット材では焼鈍材に比較して、試験片長手方向に一樣にき裂が発生し、両者のき裂の分布特性は明らかに異なる。

(2) 大気中疲労では、ショット材のき裂進展の下限界値 ΔK_{th} は焼鈍材のそれよりも大きく、発生したき裂はほとんど進展せず、したがってき裂長さの分布も疲労過程で変化しない。一方、腐食疲労では、焼鈍材、ショット材の何れのき裂進展下限界値も大気中のそれらよりも低下し、しかも両者の ΔK_{th} の差異は認められなくなる。このため、疲労過程で個々のき裂が進展するため、応力繰返しに伴い、き裂長さ分布は徐々に右方に移動する。

(3) 大気中疲労におけるショット材のように、 ΔK_{th} が高く個々のき裂の進展が抑制され、しかもき裂密度が非常に大きい場合、疲労寿命に及ぼす分布き裂の合体の影響は非常に大きい。一方、ショット材の腐食疲労低応力域のように、き裂進展の下限界値が低く、試験片の長手方向のき裂の発生密度が高い場合には、き裂合体による寿命短縮作用よりは、複数き裂の発生、進展によるき裂先端近傍の負荷応力の解放作用が寿命に対して支配的となる。

(4) 分布き裂を、一定のき裂寸法をもった等間隔に存在する複数個のき裂群でモデル化し、その場合の応力拡大係数を用いることによって、複数き裂の応力緩和作用に基づくき裂進展寿命の増加は評価し得ることを示した。

文 献

- (1) Kitagawa, H., ほか 2 名, *ASTM Spec. Tech. Publ.* 642 (1978), 98.
- (2) 戸梶・ほか 2 名, 材料, 31-351 (昭 57), 1204.
- (3) 石原・ほか 2 名, 機論, 50-454, A (昭 59), 1123.
- (4) 石原・ほか 2 名, 文献(3)の 1133 ページ.
- (5) 石原・ほか 3 名, 機論, 50-458, A (昭 59), 1.
- (6) 石原・ほか 2 名, 材料, 33-370 (昭 59), 901.
- (7) 石原・ほか 2 名, 機論, 54-504, A (昭 63), 1482.
- (8) BAXA, M. S., ほか 2 名, *Metall. Trans.*, 9 A (1978), 1141.
- (9) 星出・ほか 3 名, 機論, 52-474, A (昭 61), 406.
- (10) 金属材料疲れ強さの設計資料 (II), (昭 40), 42, 日本機械学会.
- (11) 石原・ほか 3 名, 材料, 32-363 (昭 58), 1390.
- (12) 竹内・本間, 金属誌, 22-2 (昭 33), 59.
- (13) 岡村, 線形破壊力学入門, (昭 51), 42, 倍風館.
- (14) 塩沢・ほか 3 名, 材料, 27-293 (昭 53), 169.
- (15) 石原・ほか 2 名, 材料, 31-343 (昭 57), 390.

討 論

〔質問〕 下 河 利 行

〔航空宇宙技術研究所機体部〕

大変手数のかかる実験を遂行され、興味深い結果を導かれたことに敬意を表す。以下の点についてお教えいただきたい。

(1) 図2の残留応力についてであるが、通常残留圧縮応力域が存在すればそれに隣接して残留引張応力域が存在し、力学的に釣合うことになると思われるが、残留引張応力域がこの図で存在しないのはなぜか。

(2) 図3で、負荷応力が最も高い場合は塩水中のほうが疲労寿命が長いという結果がでているが、これはどのように解釈すればよいのか。

(3) 図4～7で、すべり帯と微小き裂の区別はどのようにされているか。

(4) 1971 ページ左欄 24 行め以下のショット材についての記述で「腐食疲労過程の低応力域では疲労寿命のほぼ 30～40%程度で圧縮残留応力はほぼ消失しており」とあるがこれはどのような理由が考えられるか。

〔回答〕 (1) ご指摘のとおり、残留圧縮応力域に隣接して引張残留応力域が存在するのが通常である。ただし、ショットピーニング加工材の残留応力測定を行った他の研究結果(付1)を考慮すれば、引張残留応力値はそれほど大きくないことが予想される。図2で引張残留応力域が観察されなかったのは、残留応力の測定深さがちょうど圧縮から引張りへの遷移域に対応しているためで、さらに試験片内部まで測定を行えば、引張残留応力域が観察されるものと考えられる。

ば、引張残留応力域が観察されるものと考えられる。

(2) 腐食疲労の短時間、高応力域では、腐食の作用は現れず試験片は主として力学的作用により破壊する⁽¹²⁾と考えられる。この場合、塩水は試験片を冷却する働きを持ち、試験片の塑性変形を抑制し、疲労寿命を増加させたものと考えられる。

(3) 大気中疲労過程では応力繰返しに伴ってすべり帯が現れ、ご指摘のように試験片を直接観察する場合にはすべり帯と微小き裂との区別が困難となる。本研究ではき裂の観察はレプリカ法によっているが、レプリカ上で観察する場合表面の凹凸が強調されるので、長さがほぼ 40～50 μm 以上のき裂に対しては、観察倍率 200～400 倍ですべり帯と微小き裂との区別は可能だった。また、腐食疲労の場合、すべり帯が発生しても試験片の腐食溶解との関わりで、すべり帯はレプリカ上では濃い影として見えず、またき裂は比較的拡幅化しているので、すべり帯とき裂の区別は大気中疲労に比較して容易に行うことができた。

(4) 腐食疲労低応力域では寿命のほぼ 30～40%程度で、0.3 mm～0.5 mm 程度の比較的大きな腐食ピットが試験片表面に多数発生し、さらにはこれらのピットから寸法の比較的大きなき裂が多数個発生するため、試験片表面の損傷が大きくなる。そのため表面近傍に発生している圧縮残留応力が解放されたと考えられる。

(付1) NIKU-LARI, A., *Exp. Tech.*, (1983), 30.