新材料の疲労

Fatigue of Advanced Materials

疲労研究の目的は、耐疲労設計法の確立、疲労破壊機構の解明、および既存機器の余寿命評価法を得ることなどにある。機械・構造物の破壊原因の80~90%を占めるともいわれている疲労破壊の防止は、それに携わる設計者、技術者にとって重要な関心事であるが、機械・構造物の実使用中に疲労破壊を予知することは一部の場合を除き困難であり、また疲労破壊に伴う被害が時として極めて大きなものになることから、破壊防止に対する疲労研究への要請は大きい。特に、近年、機械・構造物の大型化、使用環境の苛酷化に伴って疲労研究の一層の進展が求められている。

ところで疲労研究の歴史は古く、Wöhlerにより既に1850年代に蒸気機関車車軸の折損事故による系統的な実験的研究が開始され、1900年代の初頭には金属顕微鏡による疲労初期段階の微視観察が行われている。これらの研究は、疲労試験装置や測定ならびに観察手段の発達とともに、例えば電子顕微鏡による表面観察ならびに内部転位組織観察を通じての疲労破壊機構の解明や、低サイクル疲労に対するManson-Coffin則の提案、実働荷重下の累積疲労損傷則の研究あるいは疲労き裂問題に対する破壊力学的取扱いなど、多様な面で進歩・発展をとげ、まだまだ多くの解決されなければならない問題を残しているとはいえ、実際の機械・構造物の疲労設計に大いに貢献してきている。このような状況のもとで、日本材料学会疲労部門委員会では、本誌に講座を開設し、1977年には“疲労き裂”を取り上げ、また1986年には“疲労-基礎と設計への展開”と題してそれぞれの時点での疲労研究の現況と展望を紹介してきた。

一方、材料の側について考えてみると、旧来の材料であっても製法の進歩に伴い静的な諸性質のみならず疲労強度についても向上が図られている。また近年、複合材料、セラミックス、形状記憶合金、金属間化合物など全く新しい思想の下に創られた材料が出現し、一部は実用化の段階に入っている。これらの新材料が構造材料として実用化されるためには、長期間の使用に耐えねばならないが、最も問題となる疲労データの集積も十分でなく、また旧来の主として金属材料に対して培われてきた疲労についての知識の延長上では取り扱えない場合も多い。

したがって今回は、新しい材料に対する疲労機構、疲労研究の現状に焦点を絞り“新材料の疲労”を主題として下記に示す7回の講座を計画し、それぞれのテーマにふさわしい方々に執筆をお願いすることにした。本講座が関連する分野でご活躍の研究者・技術者ならびに新しくこの分野に参加しようとする方々にとって参考となれば幸いである。

(疲労部門委員会委員長 城野 政弘, 編集委員 猪飼 靖)
内 容

1. 疲労の基礎と新材料	(大阪大学)	城 野 政 弘
2. 金属系新材料の疲労	(岐阜大学)	戸 梶 恵 郎
3. セラミックスの疲労Ⅰ	(京都大学)	星 出 敏 彦
4. セラミックスの疲労Ⅱ	(豊田工業大学)	岸 本 秀 弘
5. FRPの疲労—水環境効果について—	(京都大学)	箕 島 弘 二
6. 金属基複合材料の疲労	(機械技術研究所)	平 野 一 美
7. 生体用材料の疲労	(大阪大学)	林 絃三郎

1. 疲労の基礎と新材料[†]

城 野 政 弘*

Fundamentals of Fatigue and Advanced Materials

by

Masahiro JONO*

Key words : Fatigue mechanism, Crack initiation, Fatigue limit, Crack growth, Effective stress intensity factor, Crack closure, Advanced material

[†] 原稿受理 平成5年10月28日 Received Oct. 28, 1993

* 正 会 員 大阪大学工学部機械工学科 〒565 吹田市山田丘, Dept. of Mech. Eng., Osaka Univ., Yamada-oka, Suita, 565

1 はじめに

機械・構造物の破壊事故の多くが、それを構成する部材の疲労が引きがねとなって起こっていることはよく知られている。これは疲労現象が極めて複雑な現象であり、これを完全に防止することが困難であるうえに、近年の機械・構造物の大型化、軽量化にしたがい、それらの使用条件、使用環境がますます苛酷化していることによっている。また、使用環境の苛酷化に伴い、それに耐え得る新しい材料の開発も一方では活発に進められており、実用段階に達している材料も多い。それらが構造材料として使用されるとき、必ず疲労問題に直面するはずであり、したがってこれらの新材料についての疲労は重要な問題となってきている。

本講座シリーズでは、次回以降新材料の疲労問題についての最近の知見を順次紹介するが、本講ではその導入部として、主として金属材料で得られている疲労の基礎を解説するとともに、新材料についての疲労を考えていく上で参考となる事項について述べる。

2 疲労き裂発生と進展の機構と疲労強度評価法

繰返し応力を受けた金属の表面には、せん断応力によりすべり帯が発生し、それが一般には繰返しとともに発達し、入込みや突出しの表面微視凹凸を生ずるとともに深さを増し、き裂を発生させる。Forsyth は高力アルミニウム合金について、き裂の発生、進展過程を観察し、き裂の進展過程で生ずる可能性のある進展様式を、図1のような模式図として示している¹⁾。すなわち繰返しすべりにより結晶粒内に発生したき裂は内部方向へ進展するが、き裂は結晶粒界や、その他のすべりに対する障害物に出会ったとき進展を停止し、その後はすべり面分離とへき開の混合したき裂進展となり、さらに十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。また、彼は、き裂がせん断応力により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、それに続く引張応力に依存した進展挙動を第Ⅱ段階 (Stage II) のき裂進展と名づけており、一般にもこの分類がよく用いられている。なおき裂の発生

は、必ずしも結晶粒内のみではなく場合によっては粒界に沿って発生することもあるが、いずれにしても第Ⅰ段階のき裂はせん断すべりによるものであり、その大きさは通常1結晶粒程度である。なお、破面は結晶方位に依存したすべりによる無特徴なものとなるが、その発生と進展はすべりによる連続した過程であり、両者を明確に区別することは困難である。

第Ⅱ段階き裂の進展は、材料組織の影響をあまり受けず、力学的因子に支配される。その結果き裂は荷重にほぼ垂直な方向に進展する。代表的な進展機構は、微視的な縞模様として知られるストライエーション形成による進展機構である。ストライエーションの一つの縞は、き裂の鈍化、再鋭化に伴う1応力サイクルで形成される²⁾。したがって破壊した部材の破面からストライエーションが検出されれば、それが疲労破壊した証拠であるばかりでなく、その縞間隔から疲労き裂進展速度がわかり、ひいては部材に作用した応力の大きさも推定でき破壊事故原因の定量解析ができるなど、貴重な情報が得られる。しかしながらその逆は成り立たず、疲労破壊した破面には必ずストライエーションが見られるとは限らない。後述するように、材料の種類やき裂進展速度により疲労破壊機構が異なってくることに注意すべきである。

このように材料の疲労過程は、あらかじめき裂欠陥が存在するなど特別の場合を除いては、き裂の発生と進展という連続した過程からなっているが、強度評価におけるその取扱方法は、き裂の発生までを支配する力学的パラメータとその進展を支配する力学的パラメータが異なることから両者で大きく異なる。したがって、実際の機械・構造物の疲労強度あるいは疲労寿命を考える場合には、き裂の発生と進展が機械・構造物の強度とどのようにかわっているかをよくみきわめる必要がある。すなわち、応力が比較的高く剛性の高い機械部材では、いったん疲労き裂（この場合はある大きさをもった巨視き裂）が発生すると短時間で破断に至るので、疲労寿命はき裂の発生を限界としなければならないが、冗長度の高い大型の構造物ではき裂が発生しても直ちに破壊することはないので、疲労き裂の進展速度を考慮した設計を行うことができる。したがって以下でも実際上疲労き裂の発生を限界とする疲労強度とそれに続く疲労き裂の進展過程に分けて説明する。

3 疲労強度と新材料

材料の疲労強度は、通常縦軸に応力を取り、横軸に破断までの繰返し数をとって表示される。これをS-N曲線という。図2に代表例として炭素鋼とアルミニウム合金のS-N曲線を示すが、これらの結果は通常小型試験片を用いて求められる。この場合、

図1 疲労破壊形態の模式図¹⁾

図2 S-N 曲線の代表例

発生したき裂がある程度の長さになれば、急速に進展し短時間で破断するので、疲労強度は一般にはき裂の発生強度と微視き裂の進展特性によって定まる。図2に示した炭素鋼の例では、ある応力レベルでS-N曲線が水平に折れ曲がり、それ以下の応力ではいくら繰返しても破断しなくなる。この限界の応力を疲労限度あるいは耐久限度という。なお、疲労限度の機構は今日なお十分には解明されてはいないが、それ以下の応力でも、すべりが生じており、また微視き裂が観察されることもあることから、き裂の発生しない限界応力ではなく、発生したき裂（通常は第Ⅰ段階のき裂）が進展しない限界の応力であることが明らかにされている³⁾。アルミニウム合金など非鉄合金や、炭素鋼でも腐食環境中などでは、明確な疲労限度は現れない。したがってこれらの場合は繰返し数を明示して疲労強度を示すべきであるが、 10^7 回付近ではS-N曲線の傾きがゆるくなるので、 10^7 回に対する時間強度を疲労限度の代わりに用いることもある。

疲労限度は、応力振幅が疲労限度の上下に変動する場合などでは消失し、それ以下の応力でも疲労損傷が累積される⁴⁾ので、必ずしも絶対的な疲労に対する安全強度を与えるものではないが、材料の疲労強度を比較検討する場合の重要な値となる。図3は、疲労限度（または 10^7 回に対する時間強度）と材料の引張強さ

図3 疲労限度と引張強さの関係⁵⁾

の関係を示したものである⁵⁾。図から分かるように疲労限度は引張強さとのよい相関を示す。引張強さの代わりに硬さをとった場合にも同様の相関がある。このことから疲労強度を向上させるには材料の引張強さや硬さを高くすることが有効であることが分かり、新材料の開発においても一つの重要な示唆を与える。しかしながら引張強さのより高い材料では、微小な欠陥や介在物に敏感となり、これらの存在で疲労強度は減少するので、図3の関係はこのまま延長できず、頭を打つことになるので注意を要する。また、引張りによる静的破壊と疲労破壊は本来機構が異なるものであり、常に上の関係が成り立つものではない。すなわち引張強さは一方方向すべりとバルクな材料性質が関与するのに対し、疲労破壊は局所の繰返しすべりと微視き裂の発生、成長に支配されることから、材料微視組織の制御や異種材料の組合せにより、微視き裂の発生や進展を抑えることができれば、高疲労強度化が図られる。

図4は、軟質のフェライト中にマルテンサイトなどの硬い第2相を分散させることにより、強度と加工性を付与しようとする複合組織鋼において、熱延後の冷却パターンを種々に変えた場合の、引張強さと疲労限度の関係を示したものである⁷⁾。フェライト+パーライト組織のC-Si-Mn鋼とC-Mn鋼を比較すると、同一引張強さでもC-Si-Mn鋼の方が疲労強度がかなり高くなっている。これはC-Si-Mn鋼ではフェライト粒径が小さく結晶微細化による強度上昇と固溶強化元素であるSiを含むためと考えられる。また、C-Mn鋼やS25C焼鈍材を参照すると、C-Si-Mn鋼のフェライト+ベイナイト組織はフェライト+パーライト組織の引張強さと疲労限度の関係と同じ線図上に位置すると考えられる。フェライト+マルテンサイト組織は、約700 MPa以下の引張強さでは他の2相組織に比べて疲労強度は高くなっている。しかしながら、これ以上第2相の体積率を増加させ引張強さを増加しても、疲労強度はほとんど向上せず、むしろ低下する傾向が認められる。第2相量が増すとともにフェライト硬さ

図4 複合組織鋼における疲労限度と引張強さの関係⁷⁾

図5 複合組織鋼における第2相硬さと疲労強度の関係⁷⁾

は増加するが、一方マルテンサイトについては、体積率20数%まではほぼ一定の硬さであり、それ以上では低下する。フェライト組織はき裂の発生箇所であり、その硬さの上昇は、き裂発生強さを上昇させると考えられるが、フェライト硬さと疲労強度には良い相関は認められていない。むしろ図5に示すように第2相硬さと疲労強度には強い相関があり、第2相硬さの上昇により疲労強度が向上しているといえる。これは疲労限度付近ではフェライトに発生した疲労き裂の進展が隣接する第2相により阻止され停留するが、その阻止効果が、第2相硬さが高いほど大きいと考えられる。また疲労限度より高い応力レベルではき裂は進展するが、第2相硬さが高いほどき裂の屈曲が大きくなり、後述するき裂開口点が高くなり、疲労き裂進展抵抗が上昇することが明らかにされている。なお焼鈍材やC-Mn鋼で疲労強度が低いのは、結晶粒寸法が大きいことと、さらに低Siのためフェライト硬さがかなり低いことによるものと考えられる。

このような微視き裂の阻止効果は、炭素鋼における結晶粒界や3重点で認められている⁸⁾他、前記と同様の2相鋼において、パーライトをフェライトを取り囲むようにした編目状組織で大きいことも明らかにされているなど、組織改善により疲労強度向上の種々の試みがなされている。また、近年注目を集めている複合材料では、繊維や粒子による強化作用など性質の異なる材料を組み合わせることにより、き裂発生や進展を抑制し、疲労強度を改善することが進められている。

4 疲労き裂進展挙動と進展抵抗

切欠き材の疲労強度は、応力集中を考えた局所の最大応力により扱われるが、先端の曲率半径がきわめて小さくなる疲労き裂では、弾性応力集中係数が無限大に近づき(特異応力場という)、したがってき裂先端部の応力を用いて議論をすることはできなくなる。こ

図6 疲労き裂進展速度と応力拡大係数幅の関係

れに対して応力拡大係数 K を考えると試験条件にかかわらずき裂先端近傍の応力、ひずみ状態が一義的に規定されることになる。このことより、Paris-Erdoganの提案以来疲労き裂進展速度を次式により表わすことが広く行われている。

$$da/dn = C(\Delta K)^m$$

ここに ΔK は応力拡大係数の変化幅(応力拡大係数範囲ともいう)、 C , m は材料定数である。

しかしながら、き裂進展速度を ΔK で整理すればすべての範囲で上式が成立するのではなく、一般にき裂進展速度と ΔK の関係は、図6に模式的に示すように逆S字形を呈し、3つの領域に分けられる。第IIa領域では ΔK の減少とともにき裂進展速度は急激に減少し、ある値以下では事実上き裂が進展しなくなる。この限界をき裂進展の下限界条件(Threshold) ΔK_{th} と呼んでいる。右側の第IIc領域は、静的破壊機構による不安定破壊へ移る領域である。上限の値は一般には静的な破壊じん性値 K_c よりも低く、疲労破壊じん性 K_{fc} と呼ばれることもある(ただしこの値は ΔK ではなく応力拡大係数の最大値 K_{max} で定義される)が、リガメントの正味応力が高くなると進展速度は速くなるので、上方に離れる点は試験条件によっても異なってくる。これらの両端部を除く第IIb領域が安定な疲労き裂の進展領域であり、前述の式で進展速度が表わされる。

各領域のき裂進展速度に影響する因子と特徴を簡単にまとめて示すと、

- 第IIa領域: 微視組織, 平均応力(応力比), 環境の影響が大きい。試験片寸法の影響はない。破面には微視組織に対応する痕跡がみられ、不連続な進展をしていると考えられる。後述のき裂開口が顕著に生じることが多い。
- 第IIb領域: 微視組織, 平均応力(応力比), 環境, 試験片寸法の影響は小さく、材料が異なる場合のき

裂進展速度はほぼ $\Delta K/E$ (E :ヤング率) に依存している。破面はストライエーションが主であり、この間隔に対応した連続進展をしている。き裂開口が認められることが多い。

- 第 II c 領域: 微視組織, 平均応力 (応力比), 試験片寸法の影響が大きい。環境の影響は小さい。破面にはディンプル, へき開, 粒界など静的破壊の占める割合が 50% 以上となり, 進展速度はしだいに ΔK から $K_{\max}$ に支配されるようになる。き裂開口はみられない。

前述の式における m の値は始め Paris の整理では 4 が用いられ, Paris の 4 乗則と呼ばれたが, その後の実験では m の値は必ずしも一定ではなく 2~7 の値をとることが多い。

第 II b 領域の代表的な破面はストライエーションであり, その場合はき裂進展速度は材料の種類や, 組織に極めて不敏感であることが知られている。もしそのような材料を等方等質と考えることができるなら, き裂進展に関係すると思われるき裂先端開口変位 (CTOD) や塑性域寸法は K の 2 乗に比例することから, き裂進展速度も ΔK の 2 乗に比例するはずであり $m=2$ となる。しかるに m の値が上述のように異なるのは, 進展機構の異なったものが混じってくるためと考えられる。図 7 のようにじん性により II a, b, c 領域の現れ方が異なり⁽¹³⁾, これに対応して m の値も異なってくる。このことより疲労き裂進展抵抗の向上には材料のじん性を高めることが重要になる。

また疲労き裂に関し, 特有のきわめて重要な概念として Elber により指摘されたき裂閉閉挙動⁽¹⁴⁾がある。図 8 は, 彼による疲労き裂の閉閉現象 (Crack Closure) についての説明図であるが, 左側に示す疲労き裂では, き裂は先端近傍に形成される塑性域の中を連続して進展していく結果, き裂縁に引張りの変形

図 8 疲労き裂閉閉現象の説明図⁽¹⁴⁾

層を残し, これがまわりの弾性域に拘束されてき裂縁に圧縮の残留応力を生じることになる。したがってそのような変形層のない右側のき裂に比べ, 開口量は δ_0 だけ小さくなる。すなわち Elber は, き裂縁に残される塑性変形域の影響により, 疲労き裂はたとえ荷重が引張りであっても, それが残留応力に打克つまではき裂は開口しないことを示すとともに, き裂が完全に開いている範囲に対応する有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff}} (=K_{\max} - K_{\text{op}})$ がき裂進展の駆動力であると考えた。ここに, K_{op} はき裂開口点の応力拡大係数である。その結果, 疲労き裂進展速度は次式で表わされることになる。

$$da/dn = C(\Delta K_{\text{eff}})^m = C(U\Delta K)^m$$

そして, アルミニウム合金 2024-T3 に対し, 開口比 U は,

$$U = \Delta K_{\text{eff}} / \Delta K = 0.5 + 0.4R, \\ -0.1 < R < 0.7$$

となることを見出し, これによりき裂進展速度に及ぼす応力比 $R (= \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = K_{\min} / K_{\max})$ の影響を説明し得ることを示した。 U と応力比の関係は材料の種類や荷重レベル等で異なり, 必ずしも上記のような単純な式で表せないが, 実測した有効応力拡大係数範囲を用いると, 図 9 に一例を示すように, アルミニウム以外の多くの材料についても, き裂進展速度に及ぼす応力比の影響をよく説明できることが示されている。また, き裂閉閉現象を考えれば疲労き裂の停留現象, 下限条件や変動応力下のき裂進展挙動をも合理的に説明できることから, 有効応力拡大係数範囲が疲労き裂進展速度を支配する主因子であることが広く認められている。

ところでき裂閉閉現象を生ずる原因は, 上述のき裂縁の塑性変形だけではなく, 例えばき裂内に酸化物等硬い物質が詰まった場合にも生じ⁽¹⁹⁾, き裂先端の応力拡大係数範囲を減ずることになる。また, 複合材料において強化繊維が抜けきれずき裂の上下面を引張っている (き裂架橋効果, Bridging) 場合などもき裂先端の応力拡大係数, したがってその変化幅である応力拡大

図 7 じん性の異なる鋼の疲労き裂進展特性の比較⁽¹³⁾

(a) 疲労き裂進展速度と応力拡大係数幅の関係

(b) 疲労き裂進展速度と有効応力拡大係数幅の関係

図9 応力比が異なる場合の疲労き裂進展特性

係数範囲を減じ、き裂進展速度を遅くする効果を示す。

図10はSureshによりまとめられた、一定振幅荷重下のき裂進展の遅延効果、言い換えればき裂進展抵抗の増大に寄与する種々の機構を示したものである。図(a)は前述のき裂縁の塑性変形によるき裂開口であり、塑性誘起き裂開口と呼ばれている。図(b)はき裂縁に形成される酸化膜あるいは酸化物によりき裂開口が減ったり、上下縁が接触する酸化物誘起き裂開口であり、図(c)は主として低応力レベルでの進展に見られるようにき裂がジグザグに進展したり破面が粗い場合に、上下面が早く接触する破面粗さ誘起き裂開口の説明図である。き裂内に粘性流体が入り込む場合(図(d):流体誘起き裂開口)や、き裂周辺の材料が応力が負荷されることにより変態し、体積膨張をきたす場合(図(e):変態誘起き裂開口)にも、き裂開口点は高くなる。また、図(f)に示すように、き裂進展が障害物により妨げられ、き裂が屈曲する場合、き裂進展経路が長くなるとともに、き裂先端の K 値も減少するので、結果としてき裂進展抵抗は増大する。図(g)や図

(a) 塑性誘起き裂開口、(b) 酸化物誘起き裂開口、
(c) 破面粗さ誘起き裂開口、(d) 流体誘起き裂開口、
(e) 変態誘起き裂開口、(f) き裂の屈曲、(g) 強化
繊維によるブリッジング、(h) 粒子によるブリッ
ジング、(i) 微視き裂によるき裂遅へい効果、(j) 転
位配列によるき裂遅へい効果

図10 疲労き裂進展速度遅延機構の説明図²⁰⁾

(h)に示すように、強化繊維や粒子が完全に抜けきれず、荷重を分担する場合は、き裂先端の K 値は当然低下し、き裂の駆動力を減ずる。複合材料などの強化機構であり、架橋効果(ブリッジング)と呼ばれている。また、図(i)や図(j)のように、き裂先端近傍に形成される微視き裂や転位配列により、き裂先端の開口を抑える(き裂遅へい効果)場合も、き裂進展の遅延の原因となると考えられる。

以上に述べたき裂進展の遅延機構は、新材料の開発においても重要な観点であり、材料組成あるいは微視組織を制御することや強化材を添加することにより、き裂先端の応力拡大係数やその変化幅を減じ、き裂進展抵抗を増大させようとする試みが積極的に進められている。

なお、新材料の一つであるセラミックスについても、材料によれば変態誘起き裂開口等を利用してじん化が図られているが、き裂進展そのものの機構は金属材料とは若干異なっている。同材料については、従来静的な一定荷重に対する遅れ破壊またはき裂進展を疲労という言葉で表してきたが、金属系材料の疲労研究者との交流が進むにつれ、これを静疲労と呼び、繰返し荷重に対するものを繰返し疲労と呼び区別するのが普通

図11 セラミックス材料におけるき裂進展機構²²⁾

となってきた。本講座シリーズでは後者の繰返し荷重に対する疲労を対象として取り上げる。詳細はセラミックスの疲労の項で説明されるが、セラミックスの破壊はきわめてぜい性的であり、したがって寿命の大部分はき裂進展で占められる。また、き裂先端での破壊機構は、繰返し荷重に対しても静的破壊機構と同じであるが、図11に示すように、荷重の繰返しによりき裂先端より後方で荷重を支えていた部分が壊され、その結果ブリッジング効果が減少し、き裂先端の応力拡大係数が、静的負荷の場合より増大することにより、き裂進展が加速されることが繰返し疲労の特徴であると考えられている。

5 おわりに

疲労の基礎として、疲労強度ならびに疲労き裂進展抵抗について、主として金属材料を対象にその機構と評価法を解説し、また、強度向上法についても述べた。ここで紹介した機構は、新材料の耐疲労特性を考える上でも、種々の示唆を与える基礎となるものであるが、材料によっては、それ特有の疲労機構や挙動を示すものもある。これらの詳細は、本講座シリーズの次回以降で詳しく述べられるので、それを参照していただきたい。

なお、材料の疲労強度やき裂進展速度は、温度や雰囲気等環境が変われば異なってくる。また、ここで述べた特性は主として一定振幅荷重の繰返し条件のもとで得られたものであるが、実機には荷重振幅や速度が不規則に変化するランダム荷重が作用することが多い。このような実働荷重条件下では、荷重の相互作用のため疲労特性も変化する。したがって実材料の疲労特性の評価には、これらの要因も考慮することが重要であるが、ここでは紙面の関係上割愛し、参考文献に譲らせていただく。

本講が、次回以降の講座を読み進む上での参考とな

れば幸いである。

参考文献

- 1) P. J. E. Forsyth, Acta Met., **11**, 703 (1963).
- 2) C. Laird and G. C. Smith, Phil. Mag., **8**, 1945 (1963).
- 3) 小林英男, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **33**, 1529 (1967).
- 4) 例えば, 菊川 真, 城野政弘, 宋 智浩, 材料, **21**, 753 (1972).
- 5) 金材技研疲れデータシート資料 I, p. 45 (1981) 金属材料技術研究所
- 6) 日本機械学会編, “金属材料疲労強度の設計資料 I (改訂第2版)” p. 3 (1982) 日本機械学会
- 7) 横幕俊典, 杵淵雅男, 三村和弘, 養方康郎, 日本材料学会第40期学術講演会前刷, 16 (1991).
- 8) 例えば, 戸梶恵郎, 小川武史, 原田行雄, 材料, **35**, 394 (1986).
- 9) 例えば, T. Katsumura, S. Kawachi and K. Yamada, Proc. Fatigue **93**, 1, 377 (1993).
- 10) 岡村弘之, “線形破壊力学入門” 破壊力学と材料強度講座 1 (1976) 培風館
- 11) P. C. Paris and F. Erdogan, Trans. ASME Ser. D, **85**, 523 (1963).
- 12) T. C. Lindley and L. N. McCartney, “Mechanics and Mechanisms of Fatigue Crack Growth”, G. G. Chell ed. “Development in Fracture Mechanics -2”, Chap. 5 (1981) Applied Science Publishers
- 13) 小林英男, 材料, **29**, 198 (1980).
- 14) W. Elber, ASTM STP **486**, 230 (1971).
- 15) 例えば, 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝, 材料, **25**, 899 (1976).
- 16) 城野政弘, 宋 智浩, 三上省二, 大垣雅由, 材料, **33**, 468 (1984).
- 17) 菊川 真, 城野政弘, 近藤良之, 材料, **30**, 276 (1981).
- 18) 城野政弘, 機械の研究, **37**, 260 (1985).
- 19) A. T. Stewart, Eng. Fract. Mech., **13**, 463 (1980).
- 20) S. Suresh, “Fatigue of Materials”, Chap. 7 (1991) Cambridge University Press
- 21) R. O. Ritchie, Overview Lecture in Fatigue **93** (1993).
- 22) H. Kishimoto, JSME Int. Journal Ser. I, **34**, 393 (1991).
- 23) 日本材料学会編, “金属材料疲労設計便覧” 第7章; 第8章 (1978) 養賢堂
- 24) 駒井謙治郎, 日本機械学会論文集, A-**49**, 261 (1983).
- 25) 大谷隆一, 駒井謙治郎共編, “環境・高温強度学” 総合材料強度学講座 7 (1984) オーム社
- 26) 文献23) の第6章
- 27) 中村 宏, 堀川 武, 恒成利康, 岡崎章三共編, “機械の疲労寿命設計” (1983) 養賢堂
- 28) 城野政弘, “変動荷重下の疲労強度”, 西谷弘信編 “疲労強度学” 総合材料強度学講座 6, 第5章 (1985) オーム社