複合材料の設計と評価の最前線

4. 疲 労[†]

——短繊維強化プラスチックの疲労特性——

——組み合わせ応力下における疲労特性——

岩 本 正 治* 藤 井 透**

Design and Evaluation Frontiers of Composite Materials

IV : Fatigue

——Fatigue of Short Fiber Reinforced Plastics——

——Fatigue under Biaxial and Multiaxial Loading——

by

Masaharu IWAMOTO* and Toru FUJII**

Key words : Fatigue, Polymer matrix composites, Short fiber, Crack growth, Bi-axial stress, Multi-axial stress

1 は じ め に

高分子を樹脂とする繊維強化複合材料(以下, FRP)の疲労破壊過程は金属材料のそれとは大きく異なり, 金属材料に対する知識を FRP の疲労破壊に当てはめることは適切でない. 設計にあたっては, FRP 独特の疲労破壊特性と破壊メカニズムを理解する必要がある.

70年代初期, Dew-Hughes と Way は GFRP の疲労について概説している¹⁾. Salkind も多くの疲労データを集めて疲労に関するレビューを著している²⁾. Hahn は疲労挙動と寿命予測に対しての多くの文献を調査し, その結果をまとめている³⁾. 最近, マイクロメカニクスと損傷蓄積の観点から疲労を扱った研究, また, FRP の損傷進展過程に対する一般的な疲労特性に関する研究などが多く報告されている⁴⁾. 統計的手法を用いて巨視的観点から疲労寿命予測も幅広く試みられている⁵⁾.

このように, FRP の疲労に関して, 体系的に理解された感があるが, これまでの研究の多くは, 連続繊維系 FRP を対象としたり, また, 単軸荷重が材料に負荷された場合に限定されている. 高性能母材樹脂の開発と共に, 短繊維系 FRP でも, 高い強度特性が発揮でき, 一次構造部材への適用も可能になりつつある. また, 構造部材では引張りや圧縮荷重が単純に作用すると考えるより, 2軸以上の複雑な応力が作用するのが実際である. そこで, 本講座では FRP の疲労に関して以下の二つの話題を取り上げ, 解説する.

(1) 短繊維強化プラスチックの疲労特性

(2) 組み合わせ応力下における疲労特性

2 短繊維強化プラスチックの疲労特性

FRP は, 強化繊維の長さにより連続繊維強化と短繊維強化の2つのタイプに大別することができる. 短繊維の長さは, 成形法や要求する特性によって異なる⁶⁾. 例えば SMC 成形法で用いられるチョップドストランドでは通常 25 mm であるが, 比較的高い引張強さを要求する場合は 50 mm, 複雑な形状で充填の難しいリブ, ポスのある場合は 12.5 mm 程度である. また, BMC 成形法では, 繊維長は SMC で用いられるよりも短く通常 6 mm 程度である. 射出成形法では, SMC や BMC 成形法とは異なり, 繊維と樹脂が一体となったチップを成形機に投入し, 機内部のスクリュウにより高温下で混練, 金型に射出されるまでのこの工程において, 繊維長は初期のチップ時よりも短くなり, ある繊維長分布を持つ. その平均繊維長は通常 1 mm 以下である.

ここで, 連続繊維と短繊維のそれぞれにより形成された FRP の不利な点, 有利な点を比較し, 列挙する. 連続繊維系と比べて短繊維系 FRP の不利な点は, ①繊維端をもつ, ②繊維方向での弾性率や強度が本質的に劣る, ③通常, 繊維方向が負荷方向に対して垂直な場合を除き連続繊維系よりもノッチ敏感性である, ④チョップドストランドでは, 種々の特性に幅広いバラツキを生じ, 射出成形では, 繊維長さと配向において, 制御が困難, などが挙げられる. しかし, 有利な点もあり, 短繊維系 FRP が自動車用部品や家電製品など, 種々の工業製品に応用されている. その理由は, ①複雑な形状部品の成形加工が可能で, 比較的安価, ②高い生産性, 自動化可,

† 原稿受理 平成8年9月11日 Received Sep. 11, 1996

* 正 会 員 京都工芸繊維大学工学部 〒606 京都市左京区松ヶ崎, Kyoto Inst. of Tech., Sakyo-ku, Kyoto, 606

** 正 会 員 同志社大学工学部 〒610-03 京都府綴喜郡田辺町, Doshisha Univ., Tanabe-cho, Kyoto, 610-03

図1 短繊維複合材における S-N 引張疲労抵抗感度

③平面で等方性の性質をもつ、④種々の高性能熱可塑性樹脂は母材として利用でき、幅広い力学的、熱的、環境特性に提供可、などである。ここでは、短繊維系 FRP が工業材料として幅広く利用されるにあたり、種々の力学的特性のなかで、特に重要な繰返し数依存型挙動である疲労に関する研究に注目して解説する。

2.1 平滑試験片の S-N 特性

通常、S-N 曲線は、縦軸に繰返し負荷応力振幅 S を真数で、横軸に破断までの全繰返し数 N を対数で示す。図1は、64 個の公表された E ガラス繊維強化の SMC (繊維含有率 65~25wt%), CSM (Chopped Strand Mat), INJ. MLD (Injection-Mold) およびグラファイト繊維強化の INJ. MLD の応力比 $R=0.0\sim 0.1$, 荷重制御試験、正弦波、各繰返し速度下での文献データ(熱的破損したものを除いた)を基に、短繊維系 FRP の疲労寿命評価を疲労抵抗感度を意味する b で整理したものである⁷⁾。ここに、 b は、S-N 曲線の縦軸を繰返しの最大応力 S あるいは応力振幅 ΔS を静的強度 S_0 で無次元化し、横軸の N との関係の片対数表示において、直接関係すなわち次式(1)のように示される、そのときの直線の傾きを表し、大抵の短繊維系 FRP は破断繰返し数 N が 10^5 までは式(1)で示される。

$$S/S_0 = 1 - b \log N \quad (1)$$

図中には、一方向連続ガラス繊維およびグラファイト繊維の場合のそれぞれ $b=0.10$ および $b=0.035$ が示されている。この図から、何れの繊維および成形法においても連続繊維のデータに接近し、破損は連続繊維強化積層材と同程度の範囲内であることを示唆していることがわかる。ガラス短繊維系 FRP の引張疲労強度は、最初の 10 繰返し数で静的強度の 9~13% 減の強度を示し、また、これを炭素繊維系と b で比較すると、炭素繊維系の方が小さい、すなわち疲労特性が優れていることもわかる。

その他の S-N 挙動の研究として、PEEK, PES, PA6, PA66 などの熱可塑性プラスチックにガラス (30~20wt%) や炭素短繊維 (20~15wt%) で強化された種々の FRTP (Fiber Reinforced Thermo-Plastics) 材の平面曲げ疲労強度に及ぼす繊維配向の影響の研究では、樹

脂の疲労強度が高いものほど繊維の強化効果は低いことや疲労強度は繊維の配向に起因した異方性が顕著であることや、またガラス短繊維強化ポリカーボネイト射出成形材の片振り引張り⁹⁾と曲げ疲労強度に及ぼすウエルドラインの影響の研究では、両試験ともウエルドライン有りの疲労強度は無し⁹⁾の約 1/20 の寿命であること、E および ECR ガラスの CSM 強化ビスフェノール材の室温および 80°C 下における疲労強度に及ぼす環境(蒸留水、硫酸、水酸化ナトリウム水溶液、エタノール、ベルクロロエチレン、石油)の影響の研究では、酸による影響が最も大きいことなどがある。他に、CFRTP の平滑材と切欠き材の回転曲げ疲労強度¹¹⁾、繊維含有率と繊維配向および繰返し速度の影響¹²⁾などもある。

次に、通常の S-N 曲線においてバラツキの大きい材料では、同一応力レベル上にデータが広範囲に分布し、統計的手法を用いても評価が困難になる。そこで、疲労特性のバラツキが、例えば試料内部のクレーズのよう欠陥等により生じると考え、クレーズ欠陥の有無の 2 種類の試料を作成し、欠陥の有した試験片では初期たわみが大きくなる特性に着目して δ_0 -N 曲線を求めて検討した疲労特性評価法の一例を紹介する。その結果は、S-N 曲線と δ_0 -N 曲線の両者のデータのバラツキを比較すると後者が小さくなり、また両軸とも特性値をとっているために応力レベルに関係なく δ_0 の大きい試験片は疲労寿命は短くなる傾向を示すことを確認、欠陥による試験片のバラツキがあっても疲労寿命を正確に評価できるとしている。この具体的な試料および負荷試験法は、ガラス繊維強化不飽和ポリエステル SMC 材のガラス含有率が高く充填材を含まない高強度 SMC とガラス含有率があまり高くなく充填材を多く含む一般 SMC であり、両振り平面 4 点曲げ疲労特性試験によるものである。

2.2 疲労き裂伝ば挙動

先の S-N 挙動から得られる情報は、ある応力振幅下での最終破断時間とその疲労限である。このデータは、疲労強度設計の観点から重要であるが、さらなる信頼性、安全性を考える場合、疲労破壊のメカニズムの情報を必要である。通常、破損は、累積損傷あるいは巨視的疲労き裂の発生と成長によって起こる。累積損傷は母材樹脂の延性や繊維/樹脂界面などの特性に支配され、またき裂の成長挙動においては累積損傷と関連し、き裂成長速度がより遅ければ、より安全であることは言うまでもない。そこで、短繊維系 FRP の疲労き裂伝ばに支配された破損に関して破壊力学的研究の観点から解説する。

まず、短繊維系 FRP の疲労き裂伝ば挙動への破壊力学の適合性を検討した結果の一例を示す。ガラス CSM (30wt%) 強化不飽和ポリエステル材の引張疲労き裂伝ば挙動の研究において、強化基材が CSM のように比較的繊維長が長い場合、図2に示すように、疲労き裂先端の繰返しによる累積損傷によりき裂先端が不明瞭となり、基礎データとなる時々刻々測定される疲労き裂進展量の評価方法が問題となる。この評価法として、コンプライアンス法が有効である。図3は、縦軸に疲労き裂伝ば速

図2 CSM材の疲労き裂進展過程におけるノッチ先端での巨視的損傷様相($\sigma=5.3$ MPa, $N_f=716$ cycles)

図3 CSM材の疲労き裂伝ば挙動

度 da/dN と横軸に応力拡大係数範囲 ΔK との関係結果である。図中の△印は CT 試験片による荷重範囲 4.51~5.49MPa の荷重制御データ結果、●印はテーパ付き DCB 試験片による ΔK 制御データ結果である。この図より、荷重制御試験結果はバラツキが見られ、 ΔK 制御試験結果ではそれより良い相関が見られる。これは本供試材のき裂伝ばが ΔK 支配であることを示唆し、この関係は次式(2)のようなパリス則で表わされる。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (2)$$

ここに、係数 C 、指数 m は材料定数である。

また、静的特性と先の式(1)の $S-N$ データから da/dN が予測できる報告もある⁷⁾。図4中の da/dN 予測式は、式(1)と(2)、損傷領域での応力がリガメント幅 D に渡って一定であると仮定、 $S/S_0 = K_{max}/K_0$ 、さらに、単位破断繰返し数当たり D だけ破断すると仮定して $D/N = da/dN$ とすることにより誘導される。ここに、 K_{max} は最大負荷応力での応力拡大係数、 K_0 はその材料の静的破壊じん性である。図4の CSM や SMC 材の da/dN と K_{max}/K_0 の関係結果より、図中に示された $S-N$ 挙動からの da/dN の予測結果とよい一致がみ

図4 SMC と CSM 材の疲労き裂伝ばの実験データと $S-N$ 曲線からの予測結果との比較

図5 射出成形複合材のき裂伝ば挙動

られる。

射出成形での短繊維強化熱可塑性プラスチック材のき裂伝ば挙動は、図5のガラス短繊維強化ポリカーボネート材の繊維含有率 30 と 20wt% の引張疲労の一例と先の図3の CSM 材と比較することからわかるように、バラツキが小さく式(2)でよく整理できる。その指数 m は、30% で8, 20% で5.6と比較的高く、一般に6~9の値をとり、また、バルクな熱可塑性プラスチックの多くは、疲労のき裂伝ばに対して、敏感に応答⁷⁾することを示し、そのときの m 値は3~5と言われている。

射出成形材の疲労き裂伝ば挙動の他の研究として、繊維含有率と繊維長を変化させた E ガラス強化ポリブチレンテレフタレート材の引張疲労試験による多数き裂発生とそれらのき裂進展メカニズムの関係を解明したものがある。これは、最初の 1.5×10^3 回までは初期設定負荷応力から最大設定負荷応力まで徐々に応力振幅を増加、その後、 1×10^3 回まで初期設定負荷応力まで減少させる。この結果、応力減衰の変化曲線が得られ、この変化曲線がき裂発生とき裂進展とに關係するとして考察したものである。また、短繊維強化熱可塑性プラスチックの CT 試験片による引張疲労の da/dN 特性を統一的に評

価しようと試みて提案した評価式があり¹⁸⁾, それは, G をエネルギー解放率, J を J 積分とすると, 次式(3), (4) で示され, PMMA や PVC の非強化材とガラス短繊維強化 PA66 材の実験結果でその妥当性を示したものがある。

$$da/dN = C \cdot (\Delta G)^m / (G_c - G_{\max}) \quad (3)$$

低サイクル, 高応力の場合には, J 積分を用いて

$$da/dN = C \cdot (\Delta J)^m / (J_c - J_{\max}) \quad (4)$$

さらに, PA6 の非強化材と短繊維強化 PA6 材の引張疲労の da/dN に及ぼす成形加工 (成形温度と射出速度変化) 中に引き起こされた微細構造変化 (結晶の変化, スキン層とコア層の変化) の影響についての研究や反応射出成形 (RIM 成形) による粉砕ガラス繊維強化 PA6 材の引張疲労の da/dN に及ぼすガラス含有量, 繊維長さなどの影響を調べた結果²⁰⁾, 式(2)により整理でき, その da/dN は射出成形による強化 PA6 材よりもかなり速く, これは, 繊維長さの違いによるものとしたものなどがある。

2・3 疲労破壊機構

FRP の破壊のメカニズムは, 一般には母材樹脂割れ, 繊維破断, 連続繊維強化積層型では層間はく離, 短繊維強化型では樹脂/繊維界面はく離のいずれかにおいて, 初期損傷として発生, その後それらの進展により, 最終破壊に至る過程をとる。疲労における短繊維強化型の破壊では, 疲労損傷の発生が一カ所に留まらず数カ所で起こり, 疲労中にそれらが合体し, 主き裂に発展して, 最終破壊に至る過程をとる。先に述べた短繊維強化型の疲労強度やき裂伝ば挙動は, この破壊のメカニズムの差異により特に顕著に影響される。したがって, 疲労破壊機構の解明には, 繰返し負荷中のどの時期にどのような破壊が進行しているかを詳細に知る必要がある。ここでは, その二, 三の研究例を挙げる。

自動車用主要外板部品として開発されたクラス A-SMC や短繊維強化 PET 材の疲労破壊機構の解明に AE 法を適用して, AE 波の周波数分布を測定し, 破壊の特定を試みて, 良い成果を得ているもの^{21), 22)}, 低サイクル疲労試験中のひずみ応答解析結果と静的負荷時のひずみと AE の関係とにより, 疲労試験中に観測される AE カウントと疲労寿命の関係を使って, ガラス CSMFRP の低サイクル疲労破壊のシミュレーションを行っているもの²³⁾, ガラス CSM 強化不飽和ポリエステル材の片側切欠き試験片を用いて, 引張疲労試験を行い, 損傷の巨視的様相と試験片のコンプライアンスの変化, さらに, 同時に計測された AE 信号の解析および破面解析により, 微視力学的に疲労破壊機構を解明しているもの²⁴⁾, 短繊維強化液晶ポリエステル材の疲労損傷過程を AE 発生位置測定法および赤外線温度計をも使用して解明しているもの²⁵⁾ や PA6 で含浸させた長さ約 0.1 mm, 幅約 16 mm の炭素繊維テープを長さ 13 mm にカットし, ランダムに散布した CSM 型 CFRP 材の疲労破壊過程を SAM, SEM および AE 法を用いて解明したもので, この材料の強化基材の特徴は, 繊維が束状でなくシート状である

ことで, 結果の一部であるが, カットされたシート状の強化材の範囲を越える損傷の広がりを阻止することなどを得ているもの²⁶⁾ などがある。

以上, 紹介したように, 短繊維強化複合材の破壊機構の解明には, AE 法による研究が多く, これは, リアルタイムで破壊の内部情報が得られるためであり, AE 法が疲労破壊機構の解明に一つの有効な方法であることを示唆しているものである。

3 組み合わせ応力下における疲労特性

これまでの FRP の疲労に関する研究の多くは, 一方方向にのみ荷重が作用する単純な繰返し荷重下での疲労特性を対象としている。しかし, 実働荷重下では, 構造物の各部材に, 例えば引張りとねじり荷重が同時に作用するなど組み合わせ荷重が作用することが一般的で, 単軸荷重が作用するのはむしろ希である。構造部材として, FRP のより安全かつ経済的な応用のためには, 従来の単軸荷重下での疲労特性の把握だけでは不十分で, 多軸荷重 (応力) 下での疲労特性を知る必要性は高い。また, その損傷進展メカニズムを明らかにできれば, 一層効果的な複合方法, 例えば, 積層構成, 順序等に対する指針が得られるものと思われる。本章では, FRP の組み合わせ応力下での疲労を取り上げ, 試験方法を中心に, 疲労寿命予測への取り組み等についても簡単に述べる。

3・1 組み合わせ応力下での疲労試験

負荷方法 図 6(a) は一方方向単層板が互いに直交して積層されたクロスプライ材あるいは織物強化材を用いた FRP の微小要素の模式図で, マクロ的に典型的な直交異方性を示す。図中, 1, 2 はそれぞれ材料主軸を表す。このような FRP の組み合わせ応力下での疲労特性を考える場合, 材料主軸方向の応力 $\sigma_1, \sigma_2, \tau_{12}$ とそれらの組み合わせが注目される。図 6(b) に示す Off-axis 試験片に, 試験片長手方向 (x 方向) に単軸荷重を加えても材料主軸方向から見れば組み合わせ応力が作用することになる。この場合, 応力の組み合わせ比 ($\sigma_1 : \sigma_2 : \tau_{12}$) は Off-axis angle θ に依存し, これらを任意に定めることができない。Ellyin と El-Kadi は組み合わせ応力下での疲労寿命予測モデルを提案しているが, モデルの検証

(b) 単軸引張り荷重を受ける Off-axis 試験片

図 6 直交異方性材料と組み合わせ応力

図7 多軸応力下での疲労試験片形状

には Off-axis 試験片による疲労試験結果²⁸⁾を用いており、この点、検証が不十分と言える。

試験片と負荷経路 材料に均一で任意の組み合わせ多軸応力を作用させることのできる試験片としては図7(a)に示す薄肉円筒試験片がある。軸方向に引張り／圧縮荷重、軸廻りにねじりモーメントおよび内圧を同時に作用させれば、任意の組み合わせ応力を材料に加えることができる。FRPの組み合わせ応力下での疲労に関するこれまでの研究例の多くは薄肉円筒試験片を用いている。この場合、引張り／圧縮-内圧および引張り／圧縮-ねじり荷重が加えられ、破断までの繰返し数（疲労寿命）が求められる。このとき、各負荷波形は正弦波または三角波である。多軸応力下では、材料の受ける応力の変化は単軸荷重下と比べてはるかに複雑になる。例えば、直交異方性材料に3軸応力 $(\sigma_1, \sigma_2, \tau_{12})$ が作用する場合を考える。図8のように最終（最大）組み合わせ応力状態がS点の場合、比例負荷では直線状に応力が作用する。しかし、先に σ_1 を加え、その後 σ_2 を加えても最終応力状態は比例負荷の場合と同じである。先に σ_2 を加え、その後 σ_1 を加えることもできる。母材クラック、繊維／母材間のはく離や層間のはく離によりFRP中の疲労が進展することを考えれば、最終応力状態が同じでも、負荷経路が異なれば疲労損傷蓄積の様子が異なり、ひいては負荷経路は寿命にも影響する。T点に至る場合でも同様である。R点に向かう単純な応力経路の組み合わせ経路は10以上もある。さらに、より複雑な経路も考えられる。一定組み合わせ応力疲労試験といっても、多軸応力下での疲労特性の相互比較、さらに疲労メカニズムを考えるに当たっては負荷経路を必ず考慮する必要がある。

薄肉円筒試験片以外に、図7(b)に示す十文字試験片がFRPの組み合わせ荷重疲労試験に用いられる可能性がある。この場合も、Off-axis試験片を用いるなどにより組み合わせ応力をある程度任意に定めることができる。しかし、コーナ部での応力集中により疲労破壊する恐れのあることから、試験片中央に円孔やき裂を有する試験片以外では破壊にまで至る疲労試験は難しい。

なお、各組み合わせ応力が同じ値でない場合、比例負

図8 組み合わせ応力疲労試験における種々の負荷経路

荷で組み合わせ応力を生じさせるためには、各荷重波形として正弦波を使うことができないことを強調しておきたい。正弦波を使った場合には、図8上で応力経路は直線とはならない。比例負荷のためには、荷重波形として三角波を用いなければならない。

3・2 組み合わせ応力下でのFRPの疲労特性と損傷進展

疲労データの整理 単軸荷重下では、FRPの疲労特性はS-N曲線に代表される。この場合、S（応力）軸として最大応力あるいは応力振幅を用いるのが一般的である。一方、組み合わせ荷重下では、引張り／ねじり試験の場合のように2軸疲労試験でも代表的には二つの応力が存在する。そのため、S-N曲線をどのように表示すればよいのか注目される。

Owen²⁹⁾らはマットGFRPの薄肉円筒試験片を用い、比例負荷により軸方向力と共に内圧を試験片に加え、定応力振幅で疲労試験を行った。2軸組み合わせ応力下でのFRPの疲労に関する研究で、彼らの研究は最も初期に位置づけられる。試験片には常に主応力 $(\sigma_{p1}, \sigma_{p2})$ が作用する。疲労試験結果は、疑似等方性材料として最大主応力Sと破断もしくは疲労ダメージの開始までの繰返し数により、いわゆるS-N曲線としてまとめている。また、 $10^3, 10^5$ など特定の寿命に対する包絡面も調べている。しかし、疲労メカニズムを言及するまでには至っていない。

Francis³⁰⁾らは試験片中央に円孔を一個有する円筒CFRP試験片の引張り／ねじり荷重による疲労試験を行っている。結果はそれぞれの応力（引張り、せん断応力）を縦軸にとったS-N曲線で整理した。任意の組み合わせ応力比 $\alpha (= \sigma_1 : \tau_{12})$ での疲労寿命を予測するため、Hillの静的強度則をそれぞれの疲労寿命（例えば、 $N = 10^4$ ）に当てはめ、次式の有効性を検討している。

$$\frac{\sigma_1^2}{F_1(N)^2} - \sigma_1 \cdot \sigma_2 \left(\frac{1}{F_1(N)^2} + \frac{1}{F_2(N)^2} \right) + \frac{\sigma_2^2}{F_2(N)^2} + \frac{\sigma_6^2}{F_6(N)^2} = 1 \quad (5)$$

ここで、 $\sigma_6 = \tau_{12}$ である。 $F_1(N), F_2(N)$ および $F_6(N)$ は、各材料主軸方向の単軸荷重下での寿命Nにおける最大繰返し垂直およびせん断応力である。彼らによれば、引

張り／せん断組み合わせ応力下では式(5)によって予測された疲労寿命が実験結果とよく一致している。この場合、材料主軸方向の単純引張りと純せん断に対する S-N 曲線がわかっていれば、任意の組み合わせ応力比 α における疲労寿命が予測できることになる。その後、比例負荷、一定応力振幅の組み合わせ応力下における疲労寿命予測に対する同様なアプローチは数多く試みられている。すなわち、Tsai-Wu や Hoffman 則など、任意の疲労寿命における破壊包絡面が静的破壊規準に適合するかどうか調べられている^{31), 32)}。Owen and Rice がガラス布を強化材とする FRP について、疲労包絡面に対する各種の静的破壊規準の適合性を調べたところ、次式で示される Norris の変形エネルギー規準が実験結果と最も適合するようである³³⁾。

$$\frac{\sigma_1^2}{F_1(N)^2} - \frac{\sigma_1 \cdot \sigma_2}{F_1(N)F_2(N)} + \frac{\sigma_2^2}{F_2(N)^2} + \frac{\sigma_6^2}{F_6(N)^2} = 1 \quad (6)$$

極低温下でのガラス布強化 FRP の引張り／ねじり疲労試験を行った Wang らの場合³⁴⁾、疲労実験データははじめ引張りおよびせん断応力を規準とするそれぞれの S-N 曲線で整理している。その後、組み合わせ応力に対する代表（または、相当）応力として八面体せん断応力 τ_{oct} を用いて S-N 曲線の整理も試みている。繊維方向に対して強度の異方性を有する FRP にこの種の相当応力を導入する明確な理由が不明であり、FRP の疲労評価に τ_{oct} を用いることは適切でない。彼らは各荷重方向の剛性低下も同時に測定している³⁵⁾。データ数は少ないが、疲労寿命のみならず剛性低下に対しても応力の組み合わせの影響のあることが示された測定結果は興味深い。しかし、データが十分整理されるまでには至っていない。CFRP や KFRP を対象とする組み合わせ応力下での疲労試験も見られるが、単に疲労特性を提示するだけで³⁶⁾、疲労メカニズムや寿命予測への積極的な試みは少ない。

多軸応力下における FRP の疲労に関する研究の多くは、単軸荷重下での S-N 曲線と同様な方法でデータを示し、マクロ的に寿命予測を試みようとしているに過ぎないとも言える。S-N データにしても、組み合わせ応力に適した整理がなされていないように思える。そこで、組み合わせ応力比をパラメータに繰返し最大応力状態を

静的組み合わせ応力で無次元化して疲労寿命曲線を表す方法が考えられる。このようにすれば疲労寿命曲線を統一的に取扱うことができる³⁷⁾。

図 9 は平織りガラス布で強化された FRP の引張り／せん断組み合わせ応力下での無次元化された S-N 曲線の一例である³⁸⁾。縦軸には $\sigma_{1,max}/\sigma_{1,max(静的)} = \sigma_{6,max}/\sigma_{6,max(静的)}$ をプロットした。この場合、S-N 曲線の傾きは組み合わせ応力比 α の影響を少し受けるものの、全体に一本の帯で表現し得る。一方、同 FRP について組み合わせ荷重下で引張り／ねじり荷重の順序、組み合わせを変えると、疲労の進展と共に奇妙な応力-ひずみ (S-S) 曲線を描くことが見出された³⁹⁾。せん断側では逆 S 字曲線となる。繰返し数の増加とともに、その S-S 曲線におけるヒステリシスが顕著となる。また、引張り応力と連携し、せん断応力の正、負それぞれの時にループを描く。特に興味深い現象は、引張り側において個々の S-S 曲線はほぼ線形であるが、せん断応力の有無、正負によって傾きが異なってくることである。その結果、記録紙上には複数（2～3 本）の S-S 曲線が描かれる。これは、強化繊維に垂直な方向の引張応力によって生じた母材クラック、繊維／母材間のはく離などの損傷がせん断応力と組み合わせられて縦・横繊維にいわば見かけの Off-axis angle を発生させ、剛性を低下させるためである。このような、相互作用は組み合わせ応力下でしか起こらない。

疲労寿命予測 平織りガラス布 FRP の場合、疲労の進展とともに組み合わせ応力比に応じて繊維と傾いた方向に母材クラックが生じる。これらのクラックは主応力方向にある程度依存するが、繊維の方向の影響も受ける。軸方向に対して斜めに生じる母材クラック、横繊維のみならず縦繊維にも生じる繊維束内の割れの二つが組み合わせ応力下における特徴的な疲労損傷形態である。それぞれの応力に対する見かけの剛性低下も応力の組み合わせに影響されるが、繰返し数に対する剛性の減少傾向はいずれの組み合わせ応力比でも同じである。さらに、同じ組み合わせ応力下でも、疲労強度や剛性低下に代表される疲労損傷の進展はせん断応力の方向、すなわち、片振りか (Type 1) 両振りか (Type 2) に強く影響され、せ

図9 静的強度により無次元化された引張り／せん断応力下における S-N 曲線(平織りガラス布 FRP)

図10 疲労特性に及ぼすせん断応力波形の影響(平織りガラス布 FRP)

ん断応力が両振りでは、図10に示すように疲労寿命が極端に短くなる⁴⁰⁾。このことは、組み合わせ応力下でも、最終的にFRPの疲労破壊が繊維の破断によりもたらされとしても、繊維の損傷にせん断応力の影響の強いことが示唆されている。しかし、詳細な疲労メカニズムについては今後明らかにされなければならない課題である。

これまでの組み合わせ応力下での疲労寿命予測は、例えば、単軸引張りや純せん断試験などから得られたS-N曲線を基に、静的破壊規準を疲労破壊包絡面にまで拡張することによってなされてきた。しかし、負荷経路が複雑に存在し得る組み合わせ応力下では、この種のアプローチに自ずと限界がある。本質的に不均質で、繰返し数の進展と共に各地で同時多発的に微小内部損傷が発生、進展、蓄積し、破壊に至るFRPでは、損傷力学的アプローチによりその劣化を取扱うのが適切であると考えられる。また、平織りガラス布FRPについて、組み合わせ応力比が異なっても、繰返し数に対する剛性の低下傾向に大きな違いが認められなかったことから、このような傾向を示すFRPでは組み合わせ応力下でも剛性低下を疲労損傷を推し量る指標にできる可能性がある。森田らは単軸荷重下でのFRPに対する損傷力学的アプローチを組み合わせ荷重下にも拡張し、引張り/せん断組み合わせ応力下での平織りガラス布FRPの疲労寿命の予測を試みた⁴¹⁾。その結果、単軸引張りおよび純せん断応力下での損傷進展曲線(それぞれの剛性低下の測定結果から求める)から実用的な精度で組み合わせ荷重下での疲労寿命が予測できた。

上述の手法によれば、垂直応力による損傷とせん断応力による損傷の二つを別個に扱うため、本来、材料に対して一義的に定められるべき疲労寿命曲線が複数存在する(森田らの例では2本)という不合理が生じる。いま、内部損傷を応力およびひずみと同様2階のテンソルと考え、その固有値の中、最大の値を主ダメージとして、いずれの組み合わせ応力比においても疲労寿命を一義的に定めることができる⁴²⁾。この方法は平織りガラス布FRPの疲労試験結果と比較して、妥当であることが確かめられており、今後、多軸応力下での疲労寿命予測にも拡張できることが期待される。

4 お わ り に

航空・宇宙関係の構造材料として注目された連続繊維系FRPの研究が盛況のため、短繊維系FRPの研究は一時低調であったように思われる。しかし、最近、高性能熱可塑性樹脂がコスト面の問題を克服しつつあり、環境問題から材料のリサイクルの必要性なども高まり、熱可塑性樹脂の利点を有する短繊維系FRPが重視されている。これらの材料が準構造用のみならず、構造用材料としても幅広く用いられるためにも改めて、その疲労特性を理解する必要性は高く、地道な研究の推進が期待される。

FRPの疲労損傷として、微小き裂を考えた場合、応力の組み合わせにより、開口しない場合もある。また、き裂先端でのモードも異なる。さらに、最終応力状態が

同じでも応力経路により負荷途中き裂先端の受ける負荷の状態(モード)は異なる。これらを背景とすれば、組み合わせ応力下でのFRPの疲労評価に本文で述べた損傷力学的アプローチを試みるとしても、今後は微視的観点からマイクロメカニクスと連携して形態の異なる多数の微小き裂の発生・成長を取扱い、寿命評価に反映していく必要がある。

参 考 文 献

- 1) D. Dew-Hughes and J. L. Way, *Composites*, **2**, 167 (1973).
- 2) M. J. Salkind, *ASTM-STP* 497, 143 (1972).
- 3) H. T. Hahn, *ASTM-STP* 674, 383 (1979).
- 4) K. L. Reifsnider, "Fatigue of Composite Materials", *Comp. Mater. Series*, Vol. 4 (1991) Elsevier.
- 5) T. Tanimoto, S. Amijima and H. Ishikawa, *Proc. of Third Conf. on Mechanical Behaviour of Materials*, **3**, 207 (1979).
- 6) 強化プラスチック技術協会編, 強化プラスチックハンドブック, p. 110 (1975) 日刊工業新聞社.
- 7) K. L. Reifsnider, "Fatigue of Composite Materials", *Comp. Mater. Series*, p. 231 (1991) Elsevier.
- 8) 古江治美, 平野一美, *材料*, **41**, 232 (1992).
- 9) R. Boukhil, R. Gauvin and M. Gosselin, *Inter. SAMPE Sympo. and Exhibi. Book 2*, Vol. 34, 2096 (1989).
- 10) S. W. Carswell, *ASME Petroleum Division*, **24**, 105 (1988).
- 11) 西谷弘信, 野口博司, 金 允海, 山口照敬, *材料*, **41**, 740 (1992).
- 12) 秋庭義明, 原田昭治, 柳生佳則, 中野雅弘, *材料*, **41**, 1285 (1992).
- 13) 山田章義, 兼本道成, 浜 善文, *強化プラスチック*, **35**, 434 (1989).
- 14) 鈴木 恵, 中西 博, 岩本正治, 山本泰裕, 近藤昌樹, *材料*, **31**, 1150 (1982).
- 15) 鈴木 恵, 中西 博, 岩本正治, 山本泰裕, *材料*, **32**, 82 (1983).
- 16) 鈴木 恵, 岩本正治, 梶屋俊幸, *日本機械学会論文集*, **43**, 3621 (1977).
- 17) W. Janzen and G. W. Ehrenstein, *Kunststoffe-German Plastics*, **81**, 31 (1991).
- 18) C. L. Chow and T. J. Lu, *J. of Rein. Plas. and Comp.*, **10**, 58 (1991).
- 19) J. K. Kocsis, *Composites*, **21**, 243 (1990).
- 20) D. C. Martin, G. E. Nobak and M. G. Wyzgoski, *J. Appl. Poly. Sci.*, **37**, 3029 (1989).
- 21) 鈴木 恵, 中西 博, 岩本正治, 矯 桂琮, 小池 清, 伊村 真, 重水 聡, 自念榮一, *材料*, **36**, 1402 (1987).
- 22) 鈴木 恵, 伊村 真, 岩本正治, 自念榮一, 藤原照彦, *日本機械学会論文集 A-55*, 1081 (1989).
- 23) 福田武人, 逢坂勝彦, 藤井太一, 高田政宏, *材料*, **37**, 15 (1987).
- 24) 関根英樹, 根村雅晴, *日本機械学会論文集 A-55*, 756 (1989).
- 25) T. Weng, A. Hiltner and E. Baer, *J. of Composite Mate-*

- rials, **24**, 103 (1989).
- 26) 自念榮一, 平井幹也, 日本機械学会論文集 A -**58**, 1581 (1991).
- 27) F. Ellyin and H. El-kadi, Composite Structures, **15**, 61 (1990).
- 28) J. Awerbuch and H. T. Hahn, ASTM STP 723, 243 (1981).
- 29) M. J. Owen and M. S. Found, Faraday Special Discussions of the Chemical Soc., **2**, 77 (1972).
- 30) P. Francis, D. E. Walrath, D. F. Sims and D. N. Weed, J. C. M., **11**, 488 (1977).
- 31) Z. Hashin, Int. J. Fracture, **17**, 2, 101 (1981).
- 32) Z. Fawaz and F. Ellyn, J. C. M., **28**, 15, 1432 (1994).
- 33) M. J. Owen and D. J. Rice, Composites, **12**, 13 (1981).
- 34) S. S. Wang, E. S.-M. Chim and D. F. Socie, Trans. of STM, J. Eng. Mate. and Tech., **104**, 128 (1982).
- 35) S. S. Wang, E. S.-M. Chim and D. F. Socie, ASTM STP 787, 287 (1982).
- 36) E. Krempl, J. Am. Helicopter Soc., **33**, 3, 3 (1988).
- 37) S. Amijima, T. Fujii and M. Hamaguchi, Composites, **22**, 4, 281 (1991).
- 38) 藤井 透, 網島貞男, 林 釧, 佐上太介, 日本機械学会論文集 A -**58**, 554, 1751 (1992).
- 39) S. Amijima, T. Fujii and T. Sagami, J. Energy Resources Tech., Trans. of ASME, **113**, 235 (1991).
- 40) 藤井 透, 林 釧, 森田祐介, 日本機械学会論文集 A -**60**, 571, 650 (1994).
- 41) 森田祐介, 林 釧, 藤井 透, 日本機械学会論文集 A -**61**, 583, 493 (1994).
- 42) H. Kawakami, T. Fujii and Y. Morita, J. Reinforced Plastics and Composites, **15**, 183 (1966).