

連続繊維強化金属の強度と破壊過程

解説

香川 豊*・大蔵 明光*²

Strength and Failure Process of Continuous Fiber-reinforced Metals

Yutaka KAGAWA and Akimitsu OKURA

1. ま え が き

近年、一昔前では考えられなかったような優れた機械的特性を持った金属の強化用繊維無機繊維が開発されている。これらの新しい素材を金属と複合化した材料についても続々と新しいデータが発表されつつある状況である^{1)~3)}。ところで、いざ、複合材料を作製しその特性を測定してみると予想した値とは異なり満足した特性が得られないことが往々にして生じるというのが現状である⁴⁾。

予想した特性に近い性能が得られやすいものには、弾性率、熱膨張率等の構造敏感性の比較的小さなものに限られ、強度や破壊靱性のように構造に敏感な特性では従来から提案されている理論的値に近いものをとることはむしろ少ないと言える。また、このような理論と実験の一致が見られない原因として繊維強度の低下が考えられることが多いが、プロセス制御や繊維への表面処理で問題が解決されつつある。しかし、繊維の劣化が生じなくても強度は破壊過程に依存するはずである。そこで、ここでは特に複合材料の破壊過程と強度に焦点をあて強度理論と実験結果との対応を再検討することにより複合材料の強度は何により規定され、また、どの程度まで予測の可能性があるのかを解説する。

2. 強度に関する複合則

連続繊維強化金属（以後、FRM: Fiber Reinforced Metals とする）の引張強度については MCDANELS ら⁵⁾により最初に実験データが発表されたように強度を表す式として、通常、複合則 (Rule of mixtures) と呼ばれる線形加算則による理論が広く用いられている。この理論によると、繊維とマトリックスが等ひずみ状態で変形している場合、複合材料の最大引張応力[†] σ_{cu} は次式の

ように繊維体積率 V_f の関係として表される。

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f + \sigma_m' (1 - V_f) \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 σ_{fu} は繊維の最大引張応力を示し、 σ_m' は繊維の破断ひずみにおけるマトリックスの応力を示している。この式は、 $V_f > V_f^{min}$ の条件^{†2} 下で、繊維とマトリックスは等歪み変形を行う、繊維の強度にばらつきがなかったり、繊維の破断とともに複合材料の破断が起こることを仮定しており、繊維が脆性で、強度の分布が鋭いデルタ (δ) 関数で表される繊維を用いた場合の複合材料の強度を表すことができる。実際に式(1)が実験的に求めた複合材料の強度と良い一致を示すことが種々の系で確かめられている^{6)~9)}。

無機系の繊維を用いた場合には本質的に繊維強度にばらつきがあると考え、強度のばらつきの程度をワイブル関数¹⁰⁾を用いて表すことが多い。ワイブルの考え方¹¹⁾¹²⁾によると応力 σ_f における繊維の破断確率 P_f は

$$P_f = 1 - \exp[-l_f (\sigma_f / \sigma_0)^{m_f}] \dots\dots\dots (2)$$

で与えられる¹³⁾¹⁴⁾。ここで、 σ_0 は規格化のための定数で(応力)×(長さ) $1/m_f$ の単位系を持つもの、 l_f は繊維長さである。無機系繊維の強度のばらつきに関しても多くの報告例があるが複合化前の繊維では式(2)の m_f で与えられるワイブル係数 m_f が 4~6 程度であり¹⁵⁾¹⁶⁾¹⁷⁾、複合化後の材料から抽出したものは若干大きなワイブル係数になることが認められている。繊維強度のばらつきが大きい場合、式(1)の σ_{fu} のかわりに繊維の平均強度 $\bar{\sigma}_{uf}$ を

$$\sigma_{fu} = \sigma_0 l_f^{-1/m_f} \Gamma(1 + 1/m_f) \dots\dots\dots (3)$$

のような統計処理を行った後にその値を式(1)の σ_{fu} の

† 通常、セラミックス系の繊維で強化した材料では複合材料の破壊が生じるときの応力と同じとして求められている。

†2 V_f^{min} は繊維の効果が発揮される V_f の最小値であることを示し、 $V_f^{min} = \frac{\sigma_w}{\sigma_{fu} + \sigma_w}$, $\sigma_w = \sigma_{mu} - \sigma_m'$ で与えられる V_f である。

平成元年 3 月 10 日受付 (Received Mar. 10, 1989) (依頼解説)

* 東京大学先端科学技術研究センター (現: 東京大学生産技術研究所助教授) 工博 (Research Center for Advanced Science and Technology, Now Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, 7-22-1 Roppongi Minato-ku, Tokyo 106)

*2 東京大学生産技術研究所教授 工博 (Institute of Industrial Science, The University of Tokyo)

Key words: metal matrix composites; fracture behavior; strength; toughness; fracture models; rule of mixtures; fracture criterion; brittle fiber-reinforced metals.

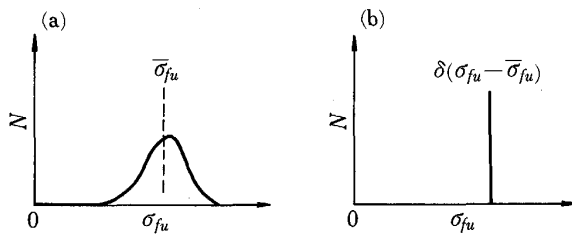
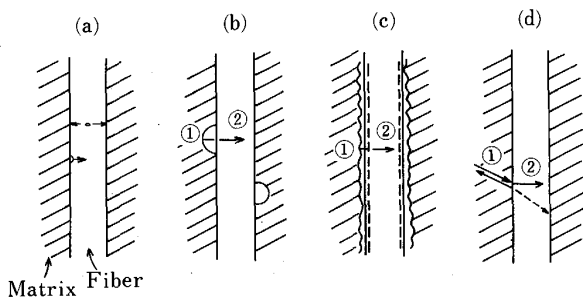


Fig. 1. Strength distribution for a brittle fiber (a), and ideal strength distribution (Dirac delta) for a fiber with insignificant variability of strength. (b)



(a) Surface or inner defects (b) Adhered brittle materials (c) Reactants between fiber and matrix (d) Shear deformation of matrix (Arrow denotes crack propagation)

Fig. 2. Schematic drawing for fracture origin of brittle fiber.

かわりに用いることが行われている。ここで、式(3)で l_f は繊維長さ、 Γ はガンマ関数である。

Fig. 1 は無機系繊維の強度分布を模式的に示したものである。複合則の根底にある繊維強度が鋭い δ 関数で表されるという仮定と全く異なっている。理論ではマトリックス中での変形を単体時の結果から推定していることと繊維の破壊過程を考慮していないなどの問題が残されている。

3. 破壊の始まり

連続繊維強化金属では強化繊維の破断歪みはマトリックスよりも小さく破断歪みがばらつくので複合材料の破壊は繊維が繊維軸方向の引張応力により破断することにより開始すると考えることが普通である¹⁸⁾。繊維の破断を生じさせる要因としては Fig. 2 に主要因をまとめたように繊維自体の欠陥、反応層、不着層など多種多様である。このうち、無機系の繊維を用いた場合には、繊維とマトリックスの反応と繊維表面への金属間化合物の生成などが実際の材料では重要である。これらは、単に繊維強度の低下を導くということと繊維の破壊を誘発するという二点から重要な意味を持っている。

反応あるいは金属間化合物の繊維表面への析出により繊維の強度が低下するということの要因としては、

①繊維表面に応力集中源となるような侵食を生じノッチ効果^{†3}を生じる、

②繊維表面に生成した反応生成物が繊維より先に破壊しノッチ効果を生じる、

に大別される。①、②の場合共に基本的には残留繊維の強度 σ_{fu} は、ノッチの深さを $2c$ とすると、

$$\sigma_{fu} = (K_c^f / c^{1/2}) Y \cdot Y' \dots \dots \dots (4)$$

という破壊力学の基礎式で近似される。ここに K_c^f は繊維の臨界応力拡大係数、 Y はノッチと繊維の幾何学的形状に依存する定数、 Y' は反応層、マトリックス、繊維間の弾性定数の異方性に依存する定数である。式(4)の物理的意味は①、②共に複合化後に欠陥(ノッチ)長さ c が大きくなるような効果を生じれば繊維自体の強度は $c^{-1/2}$ に比例して低下するということである。繊維の K_c^f は必ずしも明らかではないが、SiC_{PCS} 繊維で K_c^f にして $1 \sim 4 \text{ MPam}^{1/2}$ 、FP-Al₂O₃ 繊維で $\sim 6 \text{ MPam}^{1/2}$ 程度であると言われている¹⁶⁾¹⁷⁾ のでノッチ効果の繊維強度に与える影響は極めて大きいことが予想される。

このような引張応力により繊維が破断する機構とは別にマトリックスの変形による歪みの集中が繊維にせん断あるいは引張りの応力を発生させ繊維が破断する可能性があることが報告されている¹⁹⁾。このような挙動は、繊維-マトリックス間の応力伝達機構では解明できないような現象である。このようなマトリックスの変形による繊維の破断は PERTSEV ら²⁰⁾ は Fig. 3 のようなキックバンドが繊維と相互作用を及ぼすモデルを考えた。このモデルによる繊維のせん断による破断が生じる臨界のせん断応力 τ_c は

$$\tau_c = \frac{G_m \omega r_f^2}{6 \pi (1 - \nu_m) l R} \ln \frac{2l}{r_0} + 2 \dots \dots \dots (5)$$

で与えられるとしている。ここで、 R は繊維の中心間距離、 G_m はマトリックスの剛性率、 ν_m はマトリックスのポアソン比、 r_0 は転位のコア半径である。また、 ω

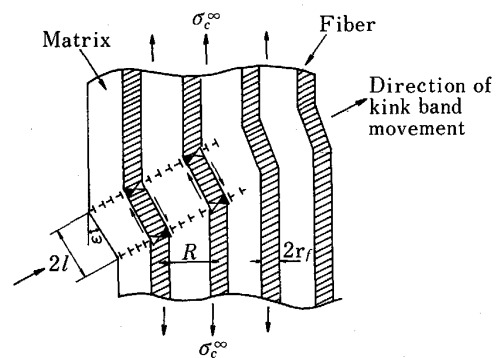


Fig. 3. Modeling of kink band movement in fiber reinforced metals.

†3 ノッチ効果とは、反応生成物や繊維表面に生成した金属間化合物が繊維の破断に先だてて生じその部分が繊維に対して応力集中源になるように働くことを意味する。注意しなければならないことは、反応生成物の弾性率と繊維の弾性率の差や反応生成物が繊維の破断を引き起こすという保障が必要なことである。通常行われている議論では、一つのノッチしか考えていない点に問題がある。

は Fig. 3 中に定義される材料の回転角度 l は変形バンドの幅であり、モデルでは $\sim 1 \text{ deg}$ 程度であるとしている。一般に無機系繊維の直径は $\sim 10 \mu\text{m}$ 前後なので、マトリックスとの相互作用による転位論的な効果が生じる可能性は十分にある。

Photo. 1 は炭素短繊維強化アルミニウム (A1100) の引張試験時に試験片の表面に観察された炭素繊維の破壊の様子を示したものである。この材料では、 $l_c \sim 1 \text{ mm}$ であり Photo. 1 のように繊維が短く破断する現象はシア・ラグ (Shear-lag) 機構とは別のもので、マトリックスのせん断すべり変形による繊維への歪みあるいは応力集中による破断と考えられている¹⁹⁾。Photo. 1 の場合、繊維に周囲のマトリックス中の滑りにより n 個の刃状転位がパイルアップしたとすると応力集中は STROH のモデル²¹⁾ を用いると、炭素繊維強化アルミニウムの場合には通常のシア・ラグ理論から考えられる機構により繊維に引張応力 $\sigma_f(\epsilon_c) (= E_f V_f \epsilon_c)$ が加わっているためおよそ 10~20 個の転位のパイルアップで繊維に $\sigma_{fu} - \sigma_f(\epsilon_c)$ の応力が付加され、引張り、あるいはせん断応力の集中が生じれば繊維は容易に破断することになる²²⁾。このようなマトリックスの転位論的な効果はいままではマトリックス金属の降伏応力の増加、バウシinger効果などの変形過程の議論では行われていたが今後は破壊機構の解明にも取り込むことが可能な概念になると考えられる。

どのような機構により繊維が破断するにせよ、連続繊維強化金属では繊維の負担している応力は大きいので繊維の破断が複合材料としての破壊の引き金になることは確かであろう。しかし、次に述べるように繊維破断が破

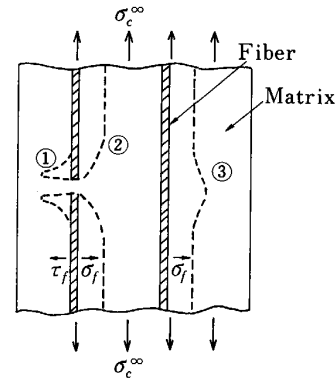
壊を生じさせる原因にはなっているが強度を決定しているわけではない。

4. 繊維の破断の影響

前節では新しい無機系の繊維で強化した FRM では複合材料の最終破断に先立って材料内部では個々の繊維破断が生じることを示した。破壊理論を考える前に繊維が破断すると材料中で何が生じるのかを考えよう。

複合材料中で繊維が破断すると、現象としては大別すると Fig. 4 に示すようなもの²³⁾ が生じ、その結果として破壊様式が Fig. 5 のように変化する²⁴⁾。このとき、複合材料の破壊過程にとって重要なことは、

- ① 繊維の負担していた応力の隣接繊維への再配分
- ② 繊維の破断部近傍でのエネルギーの開放



- ① Shear stress concentration
- ② Redistribution of fiber stress
- ③ Stress concentration at unbroken fibers

Fig. 4. Perturbation of stress state caused by fracture of weak fiber.

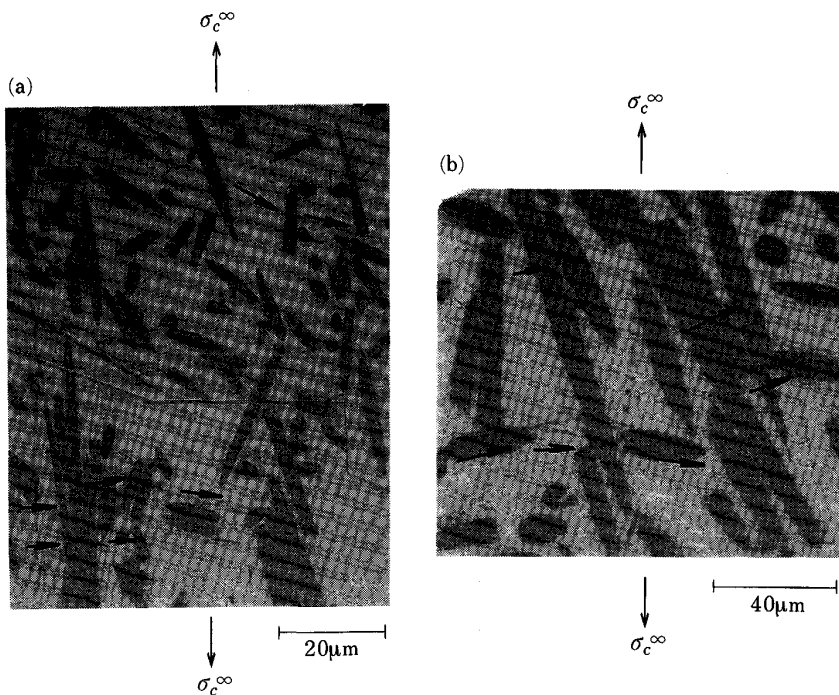
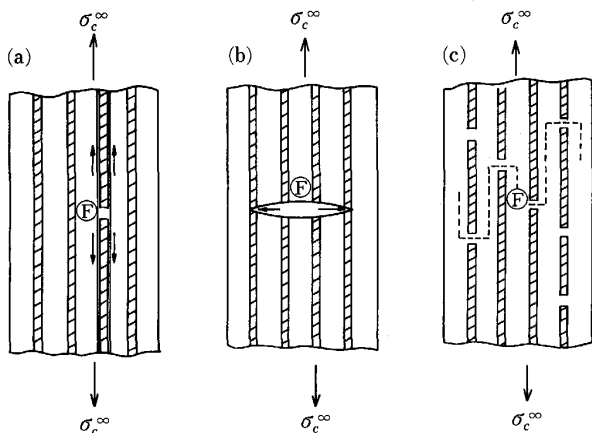


Photo. 1. Deformation of matrix (slip liner/A1100 composite (a) and fracture of fibers along slip lines (b).

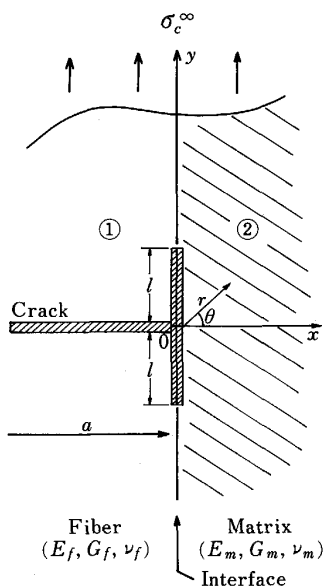
③繊維-マトリックス界面の引張り，せん断剥離などである。本来，複合材料中で繊維が破断したときの応力集中は Fig. 6 のような界面，弾性定数の差を考慮して，異相材料の応力分布を考えるという難しい解析を行わねばならない²⁵⁾。ここでは直感的に理解しやすい単純な別のモデルを用いて説明する。一本の繊維がマトリックス中で破断した後の挙動を簡単に説明しよう。

複合材料中で繊維が破断した後の挙動として大切なことは Fig. 5(b) のように繊維の破断部からのクラックが繊維を横切って進むか，または，Fig. 5(a) のように繊維とマトリックスの界面に沿って進むかの区別である。



(a) Interface delamination (debonding) (b) Catastrophic crack propagation (c) Cumulative fiber fracture, ⊕ denotes the first fiber fracture, and dotted line in (c) shows final failure route via shear failure of matrix metal

Fig. 5. Typical fracture models.



l is the debonded length, a is the crack length, and (x, y) , (r, θ) are coordinates.

Fig. 6. Modeling of crack propagation behavior near the interface between fiber and matrix.

OUTWATER と MURPHY²⁶⁾ によると，Fig. 5(a), (b) の挙動の別れ目は繊維が破断したときの繊維の負担応力 σ_f が界面でのモード II 成分の臨界エネルギー解放率 G_{IIc} を用いて

$$\sigma_f \approx \sigma_d = \left(\frac{4E_f G_{IIc}}{r_f} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (6)$$

であり， $\sigma_f > \sigma_d$ ならば界面は剥離する。また， G_{IIc} と繊維の強度 σ_{fu} を用いると r_f が一定のときに界面が剥離するためには

$$r_f < \frac{4E_f G_{IIc}}{\sigma_{fu}^2} \dots\dots\dots (7)$$

の関係が得られる。この式では金属マトリックス特有の塑性変形とポアソン比の差による径方向のマトリックスの収縮を考慮していないが²⁷⁾，定性的な考え方としては用いることができるものである。

繊維の破断により界面が剥離すると，繊維の破断によるエネルギー緩和は剥離のエネルギーと界面の滑り，繊維の弾性変形により吸収される。この場合にはケースバイケースで定量的な解析は難しい。

界面での接着エネルギーが強固で G_{IIc} が大きいと繊維破断による隣接繊維への応力集中の影響が大きく，クラックが容易に繊維を横切って伝播しやすく，Photo. 2 のような破面を呈することが多い。界面で反応相が生じている場合には σ_{fu} の低下と G_{IIc} の増加により平滑な破面となる破壊様式をとることがわかる。また，この場合には繊維が一様に引っ張られて破断するわけではなく，応力集中で破断するので一本一本の繊維は，それぞれの最大応力に達するまで荷重を負担できなくなるといった点が必要である。このように繊維とマトリックス間で剥離を生じなければ応力緩和は主にマトリックス金属の塑性変形により行われる。

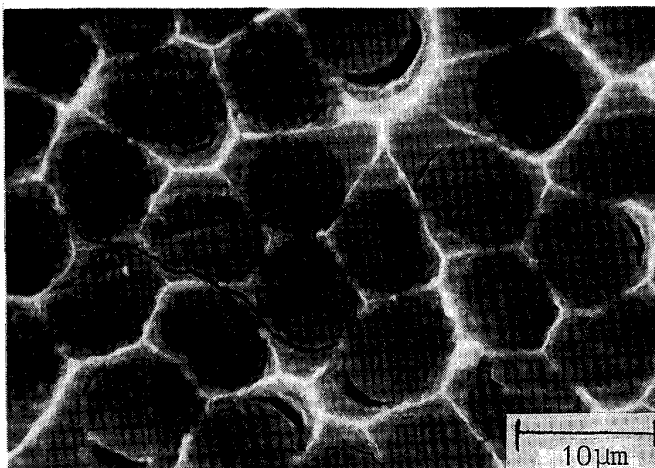


Photo. 2. SEM photograph of fracture surface for high strength type carbon fiber/A1100 composite. Al_4C_3 is formed at the interface between fiber and matrix.

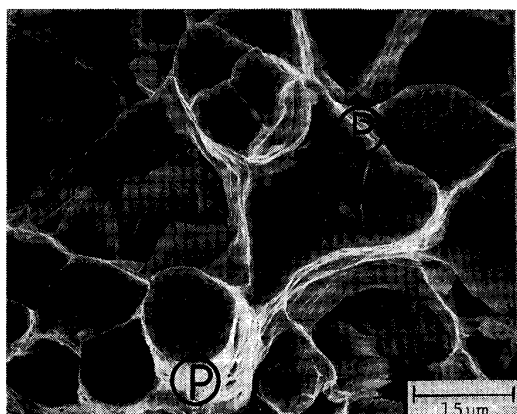


Photo. 3. SEM photograph of typical fracture surface for SiC_{PCS} fiber/A1100 composite and schematic drawing of crack propagation through the touched fibers. ⊕ denotes crack propagation zones.

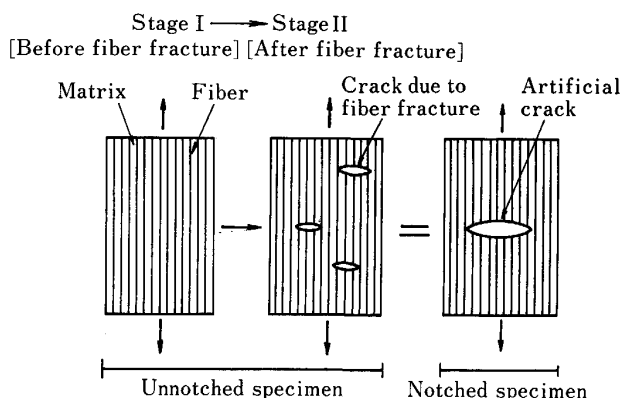


Fig. 7. Schematic drawing of fracture process in brittle fiber reinforced metals.

一例を紹介しよう。実際の複合材料の破面を詳しく観察すると繊維の破断面に生じるミラー (Mirror), ミスト (Mist), ハックル (Hackle) ゾーンから繊維の破断後にクラックがどのように進んだかを推定することができる²⁸⁾。Photo. 3 は SiC_{PCS} 繊維強化アルミニウム (A1100) の破面と破面に見られる繊維中のクラックの進展過程を示したものである^{29)†4}。クラックの伝播は局所的に V_f が大きかったり繊維同士が接しているところでは容易に生じ、マトリックスに富む部分、すなわち、 V_f が局所的に小さくなっている部分では繊維中に伝播したクラックがいったん停止したことがわかる。

このように、金属マトリックスはクラックの伝播を妨げる重要な役割を果たしていることがわかる。ただし、FRM ではマトリックスの応力緩和能力は繊維との熱膨張率の差により成形温度、熱処理温度からの冷却中に内部に蓄えられる応力によりマトリックス中の転位密度が場所により変化するのでマトリックス単体時とは大きく異なることを考慮する必要がある³⁰⁾。

このような結果から得られる大切な結果は繊維が破断するとその周囲では極めて大きな応力集中が働き、その応力集中は

- ①界面せん断応力、界面のモード II の破壊エネルギー
- ②マトリックスの応力緩和能力 (変形能力)

に依存するということであり、これらのパラメーターが破壊過程に大きく影響しており、それが強度にも大きく影響することが理解できる。別の言い方をすれば、Fig. 7 にモデルを示すように、繊維が破断するとその周囲のマトリックスにまず応力集中が生じる。そして、この部分はその後の引張変形に対して人工的の応力集中源を

導入した破壊靱性試験片の引張りと同様の破壊挙動になるものと考えられるからである。

なお、Photo. 3 のようにプルアウトの多く見られる破壊³²⁾ では、Fig. 5(c) に示すような破壊様式をとる場合が多く、繊維がランダムに破断し、その間のマトリックスがせん断破断するためであることが多く、Fig. 5(a) に示した弱い界面せん断強度を持つ場合の破壊プロセスが Fig. 5(c) のような破壊を生じやすくすることもある。

5. 複合則に反する実験的事実

最近複合則では予測されないような機械的特性に関する挙動が報告されている。すなわち、

- ①繊維体積率、あるいは同一繊維体積率では繊維本数が増加すると強度が低下するという複合則を用いて説明できない現象が得られていること³¹⁾³³⁾。
- ②試験温度の上昇につれて強度が増加することが認められること³⁴⁾。
- ③複合材料の強度のばらつきの程度が繊維体積率により異なること³⁵⁾。また、高温になるほど強度のばらつきが小さくなること³⁴⁾。
- ④曲げ強度が引張強度よりも大きいこと¹⁵⁾³⁶⁾³⁷⁾、

などである。Fig. 8 は SiC_{CVD} 繊維強化アルミニウム合金 (A6061) の引張強度に及ぼす繊維本数と熱処理の影響を示したものである。繊維の本数の増加につれて強度が低下している。この現象は式 (1) の複合則では記述できないが後に述べる複合材料中の弱い繊維の破断とそれの破壊過程への影響と考え定性的には理解できる。

Fig. 9 は SiC_{PCS} 繊維強化アルミニウム (A1100) 及びアルミニウム合金 (A384) の強度と V_f の関係を示したものである³⁴⁾。また、図中の破線は式 (1) に式 (2) で与えられる繊維強度を適用したときの複合則から得られる理論値を示している。マトリックスに A1100 を用いた場合には複合則で予測される強度は得られないものの V_f の増加につれて強度は大きくなる。また、複合則

†4 セラミックス系の繊維では、経験的に破面に見られるミラーの半径 r_m と破断応力 σ_{fu} の間には $\sigma_{fu} r_m^{2/1} = A_m$ の関係がある。 A_m ミラー定数と呼ばれ個々の繊維の破断強度と $r_m^{2/1}$ の関係をプロットしたものから実験時に求められる²³⁾。

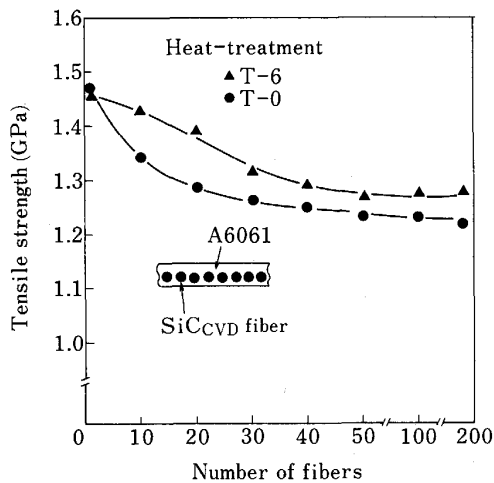


Fig. 8. Effects of number of fibers and heat-treatment on the strength of SiC_{CVD} fiber/A6061 mono-layer composite ($V_f \approx 0.5$).

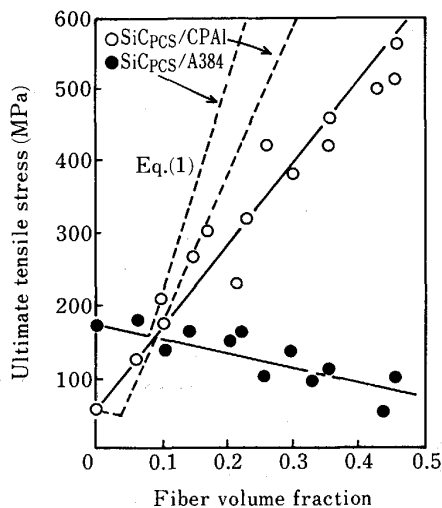


Fig. 9. Relation between ultimate tensile strength and volume fraction of fiber for SiC_{PCS}/A1100 and SiC_{PCS}/A384 composites.

からの逸脱も V_f が大きくなると大きくなる。一方、ノッチ敏感性の大きなアルミニウム合金 A384 をマトリックスとした場合には複合則の予測とは全く異なり V_f が大きくなると強度が低下している。別の実験から複合化後のマトリックス中での繊維強度、強度のばらつきは両者のマトリックス中でほぼ同等であり、界面はクラックが繊維とマトリックスの界面に沿って進まないように強固であることが確かめられており、この現象は複合材料中で繊維が破断した後に材料中に生じる応力集中のマトリックスの緩和能力がその後の破壊過程に大きく影響することを示している。

Fig. 10 は同じ材料の曲げ強度の温度依存性を示したものである³⁴⁾。この図で興味ある現象は A1100 をマ

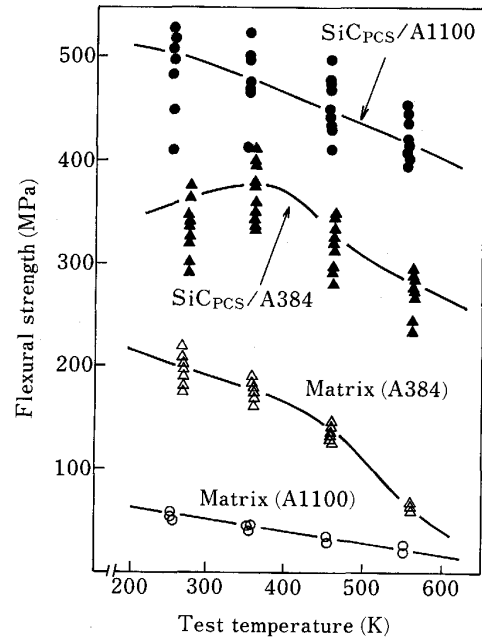


Fig. 10. Plots of three-point flexure strength versus test temperature for SiC_{PCS} fiber/A1100 and SiC_{PCS}/A384 composites with the flexure strength of unreinforced A1100 and A384.

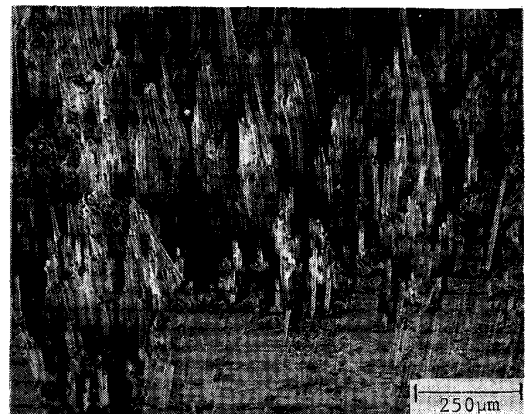


Photo. 4. SEM photograph showing fiber pull-out for SiC_{PCS} fiber/Mg (Commercially pure) composite. The specimen was tensile-tested at 580 K.

リックスとする材料では室温から 400 K で強度が低下するが、A384 をマトリックスとする材料では強度がわずかに向上していることである。A1100 マトリックスの材料で高温で強度が低下する現象は破面にプルアウトが多くなり、マトリックスのせん断降伏応力 (τ_{my}) が低下し十分な応力伝達ができなくなるためであると考えられる (Photo. 4 参照)。一方、A384 をマトリックスとする場合にはマトリックスの応力緩和能力が温度上昇とともに増加するためであると考えられている。しかし、温度が 500 K を超えると A384 をマトリックスとした場合にも、A1100 マトリックスの場合と同様に τ_{my} の

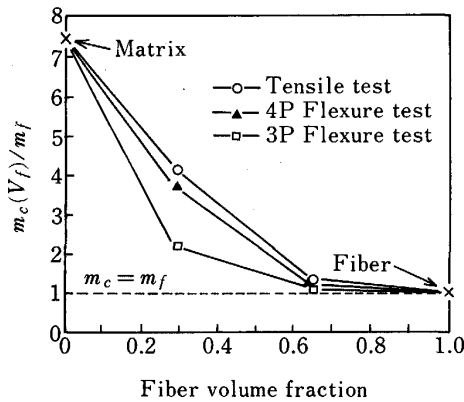


Fig. 11. Plots of normalized Weibull modulus, m_c , versus volume fraction of fiber for high strength type carbon/A1100 composite.

低下で強度は低下する。

Fig. 11 は炭素繊維強化アルミニウム(A1100)の強度のばらつきをワイブル係数で整理したものである³⁵⁾。 V_f が大きくなると強度のばらつきが大きくなり、繊維自体のばらつきに近い値となっている。これは、 V_f が大きくなるとマトリックスによる応力緩和能力が小さくなるためである。すなわち、この材料では繊維とマトリックス間の界面に Al_4C_3 を生じる反応が生じており、界面が比較的強固な場合であり、 V_f の増加とともにマトリックスの応力緩和能力が小さくなったために、材料中で弱い繊維の破断してから即座に最終破断に至り、材料の強度のばらつきが繊維の強度のばらつきに近くなったためであると考えられる。また、Fig. 9 の材料の場合にも高温での試験ほど強度のばらつきが小さくなることが認められている。

このような結果を整理して模式的に現実の材料系での強度と V_f の関係を図示すると、Fig. 12 のようになる。すなわち、

- ①強度と V_f の関係が式(1)の複合則よりも小さくなり始める V_f^0 が存在する、
- ②複合材料の強度は V_f^* で最大値に近くなり、 $V_f > V_f^*$ では繊維の強化効率が小さくなる、
- ③ V_f が大きくなると強度のばらつき $\Delta\sigma_{cu}$ が大きくなる、

ことである。Fig. 12 に示される現象は複合材料の破壊は繊維の破壊から始まるが、その後の破壊過程が強度に与える影響が大きいことを示唆していると考えられる。

6. 破壊過程を考慮した理論的強度

式(1)の複合則は、繊維の破断がマトリックスと同時に起こり、かつ、マトリックスから繊維への応力伝達が十分行われ、繊維は強度を十分に発揮できることが前提条件となっている。しかし、実際の複合材料では、製造

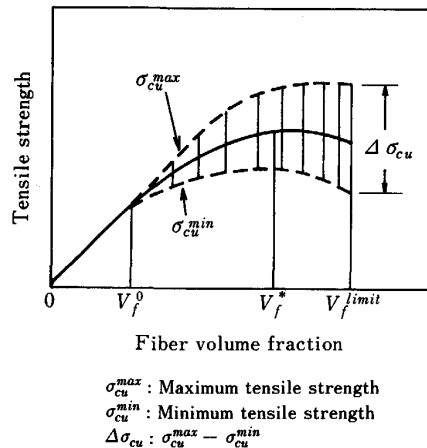


Fig. 12. Relation between tensile strength and fiber volume fraction for continuous fiber reinforced metals.

中に材料に生じた欠陥や繊維の乱れ、破断が生じる。ここで一つ誤解してはいけないことは、たとえ製造プロセスで繊維の破断が生じて、複合則を少し変形するだけで強度は連続繊維を用いたときとほぼ同じになるということである。すなわち、長さ l_f の不連続繊維が一方に並んで整列しているとき、複合材料の強度は、

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} V_f \left(1 - \frac{l_c}{2l_f}\right) + \sigma_m'(1 - V_f) \dots\dots\dots (8)$$

であり⁶⁾、通常 l_c は $l_c = \sigma_{fu} r_f / \tau_{mv}$ であり、 l_c は mm オーダーなのでよほど短い試験片でない限り $l_c/2l_f \rightarrow 0$ となり、式(8)は、

$$\sigma_{cu} \approx \sigma_{fu} V_f + \sigma_m'(1 - V_f) \dots\dots\dots (9)$$

となり式(1)に一致する。

次に複合材料の破壊過程を考え、それがどのようにモデル化されているのかを考えよう。複合材料に荷重が徐々に加えられると、すでに述べたように複合材料中で最も弱い繊維が破断する。このとき、

①小さな荷重で起きた繊維の破断が即座に材料全体に伝播せず、FRM の各所で繊維の破断が起きてから、FRM が最終的に破断する場合、

②複合材料中をただちにクラックが伝播し、材料全体が瞬時に破断する場合、

に大別することができる³⁸⁾。当然のことながら、①、②は極端な場合であり、現実の材料の破壊は、これらが混合している。

前者①の場合は累積破壊 (Cumulative failure) と呼ばれる。ROSEN³⁹⁾ は、脆性繊維強化複合材料の破壊は多数の繊維破断が起こりそれが累積してから起こるとして確率統計的なモデルを用いて FRM の強度を推定している。この考え方は、複合材料内の各繊維をおのおのの有効長さ (λ) に分割して考え、複合材料の平均強度に与える繊維の寄与分を

$$\sigma_{cu} = \sigma_0 (\lambda m_f e)^{-1/m_f} V_f \dots\dots\dots (10)$$

とするものである。ここで、 e は自然対数の底、 λ は、不連続繊維内の応力が平均繊維応力の 90% に達するのに必要な繊維末端からの距離であり、

$$\lambda = 2r_f \left[\frac{1}{2} \left(\frac{E_f}{G_m} \right) (V_f^{-1/2} - 1) \right]^{1/2} \dots\dots\dots (11)$$

で与えられる。 G_m はマトリックスの剛性率である。この式の右辺の第一項の繊維強度の部分を COLEMAN¹³⁾ が脆性繊維の束強度 σ_{fb} を

$$\sigma_{fb} = \sigma_0 (l_f^{mf} e)^{-1/mf} \dots\dots\dots (12)$$

と与えたもので l_f の項を λ で置き換えたものとなっている。その後、ZWEBEN⁴⁰⁾⁴¹⁾、ZWEBEN と ROSEN ら⁴²⁾ は ROSEN のモデルに応力集中の考えを導入し複合材料中で最初に繊維が破断する応力平均 σ_{c0} は、

$$\sigma_{c0} = \sigma_0 [(m_f - 1) N L_f m_f]^{1/mf} \dots\dots\dots (13)$$

で与えられることを示した。ここで、 L_f は複合材料の長さ、 N は複合材料中の繊維の本数であり、複合材料の体積を V_c とすると $N_c l_f = (V_f V_c / r_f^2)$ で与えられる。この応力で規定される応力は繊維とマトリックス界面が強固に接着しており、繊維の初期破断が即座に伝播するときには物理的に②のモデルとなり複合材料の強度を与える。

繊維の破断による応力集中が他の未破断繊維の破断を引き起こす場合の強度は ZWEBEN⁴⁰⁾ により与えられている。ZWEBEN によると、いくつかの繊維の破断が隣り合わせた位置に起こると応力集中が大きくなり急速なき裂伝播で複合材料全体が破断してしまうというもので、ROSEN の結果よりも小さな応力で複合材料は破断することになり、複合材料の平均強度 σ_c^* に寄与する繊維の寄与分は

$$\sigma_f^* = \sigma_0 [4N l_f \lambda (k_i m_f - 1)]^{-1/2mf} \dots\dots\dots (14)$$

となる。この式で k は i 本の隣接する繊維が破断したときの隣接未破断繊維への応力集中の度合いを表す定数で繊維がスクエア配列をしているときには HEDGEPEETH と DYKE⁴³⁾ によると $k_1 = 1.33$, $k_2 = 1.60$, $k_3 = 1.83$, $k_4 = 2.03$ のように明らかに i が大きくなると k_i も大きくなる。また λ は式(11)で与えられる。

Fig. 13 はここまで述べてきた繊維強度のばらつきを考慮した種々の複合則をボロン (B) 繊維強化アルミニウム合金 (A6061) の場合を例にとり同一グラフ上に示したものである⁴⁴⁾。 V_f が大きくなるに従って、実験より求められている値は材料中での応力集中を考慮したモデルで規定される値に近づいていることは興味深い。

奥野ら⁴⁵⁾ は、FRM の破壊過程をモンテカルロ法でシミュレーションした⁴⁵⁾。このとき、ROSEN のモデルの λ のかわりに臨界長さ l_c ⁴⁵⁾ を使い、FRM に荷重を加えたときに繊維の破断箇所を求め、その部分の荷重の低下や周囲の繊維への応力集中などの再配分を考慮し、繊維強度の変動率が大きいと累積破断モデルに近く、変動率が

⁴⁵⁾ ここで用いた臨界長さ l_c は、 $l_c = \sigma_{fu} r_f / \tau_{my}$ で定義される値である。

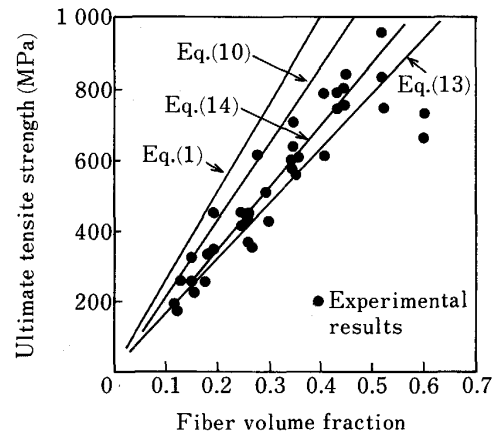


Fig. 13. Effect of volume fraction on the ultimate strength and predicted fracture strength from Eq. (1), (10), (13), and (14) for boron fiber/A6061 composite.

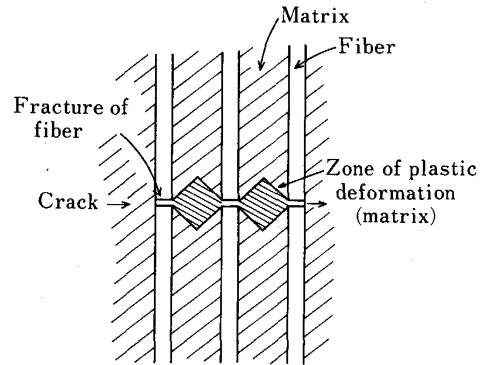


Fig. 14. Schematic drawing of heavily strained regions and fractured fibers ahead of an advancing crack.

小さいとき裂伝播により材料が瞬時に破断することを示した。奥野らの解析では応力集中に解析解を用いているが、落合ら⁴⁶⁾⁴⁷⁾ は繊維破断による応力集中とマトリックスの加工硬化を導入した。シミュレーションを行い複合材料の破壊過程や強度のばらつきに及ぼす界面反応層、繊維の強度分布、の影響などを系統的に調べている。ここでは解析手法を中心に述べているのでこれらのシミュレーションには立ち入らないことにする。

次にき裂伝播モデルを考える。TETELMAN⁴⁸⁾ は複合材料中で繊維が破断したときに、マトリックスはせん断変形し、き裂の伝播をさまたげるとし、せん断変形し要するエネルギーを Fig. 14 のような二次元モデルで取り扱い、KEILLY と COOPER⁴⁹⁾ の実験より繊維が破断すると、それに接する繊維間のマトリックスに正方形の塑性域を生じると仮定し、さらに破壊の条件として、IRWIN⁵⁰⁾ の式を用いることにより、複合材料の破壊応力は、

$$\sigma_{cn} = \left\{ \frac{2E_f r_f (1 - V_f) 2U_m}{\pi_c^*} \right\}^{1/2} \dots\dots\dots (15)$$

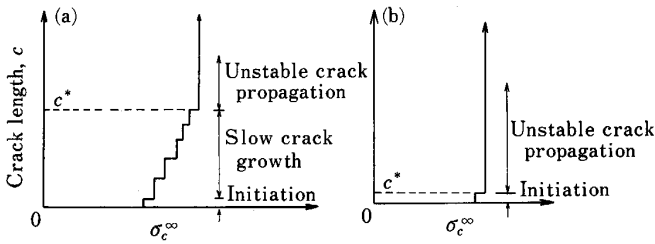


Fig. 15. Initiation, stable crack growth, and unstable crack propagation at critical crack length as a function of applied stress.

で与えられることを導いた。ここで、 E_f は繊維の弾性率、 U_m はマトリックスが破断するまでの体積あたりの吸収エネルギーであり、

$$U_m = \int_0^{\epsilon_{fu}} \sigma_m(\epsilon_m) d\epsilon_m \dots\dots\dots (16)$$

で与えられる。ここで ϵ_{fu} は繊維の破断歪み、 ϵ_m はマトリックス単体の破断歪みであることを示している。また、 c^* は複合材料の破壊を生じさせる欠陥の大きさを示している。 c^* は、Fig. 15 のように材料の不安定破壊が始まる時のクラック長さとしているが、複合材料で c^* を具体的に求められないという欠点がある。最近、香川と CHOI は³¹⁾ 複合材料の強度はマトリックスの機械的特性に大きく影響されることを実験的に確かめ、マトリックスにノッチ敏感性の大きな金属 (U_m の小さな金属) を用いると複合材料の強度と非線形エネルギー法により求めた破壊靱性の間には比例関係があり、式(15)はマトリックスの非線形臨界応力拡大係数 \tilde{K}_c^m を用いると複合材料の非線形臨界応力拡大係数 \tilde{K}_c^c は

$$\tilde{K}_c^c \approx \tilde{K}_c^m (1 - V_f) \propto \sigma_{cu} \dots\dots\dots (17)$$

で表されることを示している。これらのクラック伝播モデルによると式(1)の複合則では、 V_f の増加と共に強度も向上するのに対し、 V_f が大きくなると小さな応力でき裂の伝播により複合材料が破壊してしまうことになる点が大きな相異点である。

一方、MILEIKO ら⁵¹⁾ は、①、②のモデルを V_f により使い分けることにより FRM の強さを考えた。TETELMAN の解析ではき裂の限界寸法を考慮していないが、MILEIKO の場合には繊維の破断により複合材料中に発生するき裂の応力を強化繊維中の欠陥の WEIBULL 分布を仮定して求め、破壊の不安定伝播の条件としては TETELMAN と同様に式(14)を用い複合材料の強度を求められている。

MILEIKO の考えによると複合材料中の繊維の最弱部が破断してクラックが伝播するとしたときの最大応力は、

$$\sigma_{cu} = \langle \sigma_f(l_f) \rangle > \frac{\pi l_f r_f^2}{L_c S_c} 1/m_f V_f^{(1-1/m_f)} + \sigma_m'(1 - V_f) \dots\dots\dots (18)$$

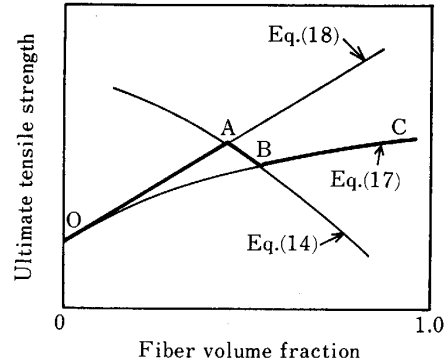


Fig. 16. Dependence of mean ultimate strength on the volume fraction of fiber for brittle fiber reinforced metals.

となる。ここで、 $\langle \sigma_f(l_f) \rangle$ は繊維長さ l_f の平均強度、 L_c 、 S_c は FRM の長さと断面積を示している。また、き裂の不安定伝播で FRM が破壊しない場合には、FRM は Fig. 5(c) のような累積破断の様式をとるとし、この場合には KELLY-TYSON の不連続性強化型の複合則より複合材料の強度は、

$$\sigma_{cu} = \frac{1}{2} \langle \bar{\sigma}_f(l_c) \rangle V_f + \sigma_m'(1 - V_f) \dots\dots\dots (19)$$

としている。ここで、 l_c は繊維の臨界長さであり、 $\langle \bar{\sigma}_f(l_c) \rangle$ は l_c での繊維の平均強度である。Fig. 16 は、MILEIKO の提案した複合則により得られる強度を V_f との関係で示したものである⁵²⁾。 V_f が小さいときには OA の曲線状にあり、式(18)の累積破断様式 V_f が大きく BC の曲線は、最初の繊維の破断が複合材料の破断を導くとした場合、AB の部分は、局所的に繊維の破断が生じ、それがノッチとなり、ある臨界値 c^* に達すると複合材料の破断が生じるというものである (Fig. 7, 15 参照)。さらに MILEIKO ら⁵³⁾ はこのモデルを発展させマトリックスの破壊靱性が強度に及ぼす影響と複合材料の破壊靱性に及ぼす影響を調べ、マトリックスに破壊靱性が大きな金属を用いた方が大きな破壊靱性の複合材料が得られ、大きな強度が得られることを理論的に調べており、ここで得られた結果は香川らの実験事実とすでに Fig. 7 で示したように繊維の一部が破断した後の引張試験は破壊靱性試験と同様の意味を持つという考え方³¹⁾とも一致している。

7. 複合則使用上の留意点

連続繊維強化金属の強度を構成素材の測定可能な特性からどのように予測するかということに関しては多くの研究報告が式(1)で示されトラディショナルな複合則を用いている。筆者らは決して式(1)の複合則を否定しているわけではなく、むしろ、この複合則により材料の強度が求められれば構成素材の特性を知ることにより複合

化後の強度を容易に知ることができる大きな利点があると考えている。しかし、この解析では材料の破壊がどのような過程で生じるのかを考慮しておらず、現実の材料で強度の一致が見られたとしても、式(1)を導いた仮定を満足しているかを十分に把握しておかねばならない。

特に注意することは、式(1)の複合則は材料の破壊をすべて構成素材単体のものを用いていることである。ここまで述べてきたように無機系の繊維を用いた場合には、材料中での応力集中がすなわち局所応力分布が複合材料の強度を支配することが多い。たとえば、 σ_{fu} が同一で m_f が異なる繊維を用いた場合の強度、強度の V_f 依存性(式(1)からの逸脱)、強度の試験片寸法依存性のような場合の解析等は破壊過程を解析しなければ解けないと考えられる。また、式(1)は、 σ_{fu} 、 V_f 、 σ_m が与えられたときに σ_{cu} を推定できるのは破壊が材料中の応力集中の影響を受けない場合に限られる。要するに、強度理論を考える際には、破壊過程をどのように複合材料の強度予測に導入するかが今後の課題であろう。

8. おわりに

連続繊維強化金属の強度を予測するためにどのようなことを考慮しなければならないかを整理した。式(1)の複合則にとって換わるようなものを明確にすることはできないが、無機系繊維を用いた場合材料の破壊過程を考慮した強度解析が必要なことは明らかであり、今後、この分野がさらに発展することを著者らは期待している。なお、限られた紙面で舌足らずの部分は参考文献²³⁾でおぎなっていたきたい。

記号

c : ノッチの長さの 1/2, c_0 : 定数, e : 自然対数の底, E_f : 繊維の弾性率, G_{II} : 界面のモード II のエネルギー解放率, G_m : マトリックスの剛性率, k : 応力集中を表す値(応力集中の無い場合=1), K_c : 臨界応力拡大係数, K_c^m : マトリックスの臨界応力拡大係数, l_c : 臨界繊維長さ($\sigma_{fu} r_f / \tau_{my}$), l_f : 繊維の長さ, m_f : 繊維のワイブル係数, N_c : 複合材料中の繊維の本数, P_f : 繊維の破断確率, R : 繊維間の中心間距離, r_0 : 転位のコア半径, r_f : 繊維半径, S_c : 複合材料の断面積, U_m : マトリックスの破壊表面エネルギー, V_f : 繊維体積率, V_{min} : 繊維の強度が発揮されるための繊維体積率の最小値, Y : 無次元の定数, Y' : 定数, δ : 非有効長さ(= $2r_f[2/1(E_f/G_m)(V_f^{-1/2}-1)]^{1/2}$), ϵ_c : 複合材料の歪み, ν_m : マトリックスのポアソン比, σ_0 : 規格化のためのパラメーター, σ_{c0} : 複合材料中で繊維が最初に破断する応力, σ_{cu} : 複合材料の最大応力, σ_d : 界面の剝離応力, σ_f : 繊維の応力, σ_{fb} : 繊維束強度, σ_{fu} : 繊維の最大応力(破断応力), σ_m : 複合材料が破断するときの歪みに相当するマトリックス単体の応力, σ_c^∞ : 複合材料に無限遠で加わる引張応力, τ_c : 繊維破断が生じる臨界せん断応力, τ_{my} : マトリックスのせん断降伏応力

文 献

- 1) 香川 豊: 材料フォーラム (1985)7, p. 39
- 2) 香川 豊: 先端材料技術, 2 (1987), p. 1
- 3) 香川 豊: 金属 (1989)1, p. 66
- 4) たとえば, 香川 豊: 複合材料次世代技術動向調査研究 (1985)~(1988)
- 5) L. McDANIELS, R. W. JECH and J. W. WETTON: Trans. TMS-AIME, 233 (1965), p. 636
- 6) A. KELLY and G. J. DAVIS: Met. Rev., 10 (1965), p. 1
- 7) A. KELLY and W. R. TYSON: J. Mech. Phys. Solids, 14 (1966), p. 177
- 8) D. L. McDANIELS, R. A. SIGNORELLI and J. W. WEEN: ASTM Special Tech. Publ., 427 (1967), p. 124 [ASTM, Philadelphia]
- 9) D. L. McDANIELS, R. A. SIGNORELLI and J. W. WEEN: NASA-TN-D-4173 (1967年9月)
- 10) W. WEIBULL: Proc. Ing. Vetenskapskad. Akad., 151 (1939)
- 11) W. WEIBULL: Report No. 58, Aeronautics Res. Inst., Stockholm
- 12) W. WEIBULL: J. Appl. Mech., 18 (1951), p. 293
- 13) B. D. COLEMAN: J. Mech. Phys. Solids, 7 (1958), p. 60
- 14) H. T. CORTON: Modern Composite Materials, ed. by L. J. BROUTMANN and R. H. KROCK (1967), p. 27 [Addison Wiley, New York]
- 15) Y. KAGAWA and E. NAKATA: Proc. 27th Congress Mater. Res., Soc. Mater., Kyoto (1983), p. 287
- 16) A. K. DHINGRA and H. G. LAUTERBACH: Encyclopedea of Polymer Science and Engineering, 6 (1986), p. 756 [John Wiley & Sons, New York]
- 17) C-H. ANDERSSON and R. WARREN: Composites, 15 (1984), p. 16
- 18) たとえば, Ed. by L. J. BROUTMAN and R. H. KROCK: Composite Materials, 1, Interface in Metal Matrix Composites, ed. by A. G. METCALFE (1974) [Academic Press]
- 19) Y. KAGAWA, P. FLEISHMAN and T. KISHI: Proc. 3rd Int. Conf. on Composite Mater. (1989), 投稿予定
- 20) N. A. PERTSEV, N. D. PRIEMSKY, A. E. ROMANOV and L. I. VLADIMIROV: Fracture of Composite Materials, ed. by G. C. SIH and V. P. TAMUZS (1981), p. 149 [Martinus Nijhoff Pub.]
- 21) A. N. STROH: Proc. Roy. Soc. Lond., A223 (1954), p. 404
- 22) P. FLEISHMAN, Y. KAGAWA and T. KISHI: J. Mater. Sci., 投稿予定
- 23) 香川 豊: 繊維強化複合金属, 大蔵明光監修 (1985), p. [131 CMC]
- 24) K. K. CHAWLA: Composite Materials (1987), p. 242 [Springer-Verlag]
- 25) たとえば, G. C. SHI: Dynamics of Composites with Cracks, in Failure Mechanics of Composites, ed. by G. C. SHI and A. M. SKUDRA, 3 (1985), p. 129 [North-Holland]
- 26) J. O. OUTWATER and M. C. MURPHY: 26th Annual Conf. on Reinforced Plastics, Composites Division of Soc. of Plastics Industry Paper 11-C-1 (1969)
- 27) A. KELLY: Chemical and Mechanical Behavior of Inorganic Materials (1970), p. 523 [Wiley-Interscience, New York]
- 28) L. C. SAWYER, R. T. CHEN, F. HAIMBACH IV, P. J. HARGET, E. R. PRACK and M. JAFFE: Ceram Eng. & Sci. Proc., 7 (1986), p. 914
- 29) 香川 豊, 大蔵明光: 日本金属学会誌, 投稿予定
- 30) A. LAWLEY and M. J. KOCKZAK: Role of the Interface on Elastic-Plastic Composite Behavior, in Composite Materials, 1 (1974), p. 222 [Academic Press, New York]

- 31) 香川 豊, *B. H. CHOI*: 日本金属学会誌, 53 (1989), p. 339
- 32) 香川 豊: 未発表
- 34) 香川 豊, *B. H. CHOI*: 日本金属学会誌, 投稿予定
- 36) 香川 豊, 中田栄一: 材料科学, 21 (1984), p. 60
- 37) *E. NAKATA, H. TERAU and Y. KAGAWA*: Proc. Int. Conf. SAMPE, Japan (1989), 印刷中
- 38) 香川 豊: 複合材料, 材料テクノロジー17 (1984)[東京大学出版社]
- 39) *B. W. ROSEN*: AIAA. J. 2 (1964), p. 1985
- 40) *C. ZWEBEN*: J. Mater. Sci, 12 (1977), p. 1325
- 41) *C. ZWEBEN*: Eng. Fract. Mech, 4 (1972), p. 1
- 42) *B. W. ROSEN*: Fiber Composite Mater (1965), p. 37 [ASM, Ohio]
- 43) *J. M. HEDGEPEETH and P. V. DYKE*: J. Composite Mater, 1 (1967), p. 294
- 44) *C. ZWEBEN and B. W. ROSEN*: J. Mech. Phys. Solids, 18 (1970), p. 189
- 45) 奥野 攻, 三浦維四: 日本金属学会誌, 42 (1978), p. 736
- 46) *S. OCHIAI and K. OSAMURA*: J. Mater. Sci., 23 (1988), p. 886
- 47) *S. OCHIAI and K. OSAMURA*: Metall. Trans A, 19 (1988), p. 1491
- 48) *A. S. TETELMAN*: Composite Materials Testing and Design, ASTM STP-460 (1969), p. 473 [ASTM, Philadelphia]
- 49) *G. A. COOPER and A. KELLY*: J. Mech. Phys. Solids, 15 (1967), p. 279
- 50) *G. R. IRWIN*: 9th. Inter. Cong. Appl. Mech., VIII, paper 101 (II) (1957), p. 245 [Univ. of Brussels]
- 51) *S. T. MILEIKO, M. M. SOROKIN and A. M. ZIRLIN*: Proc. 1975 ICCM, 1 (1975), p. 562 [AIME]
- 52) *S. T. MILEIKO*: Fabrication of Metal-Matrix Composites, in Fabrication of Composites, ed. by *A. KELLY and S. T. MILEIKO*, 4 (1983), p. 227 [North-Holland, Amsterdam]
- 53) *S. T. MILEIKO and F. KH. SULEIMANOV*: Mechanica Compositnich Materialov, 3 (1981), p. 421