

繊維強化金属の界面力学特性

Interfacial Mechanical Properties in Fiber-Reinforced Metals

香川 豊*
Yutaka KAGAWA

繊維強化金属の界面力学特性は材料のマクロな特性に影響することは古くから知られている。ここでは、界面力学特性のなかから特に重要な界面せん断特性をとりあげ、まず、金属をマトリックスとする場合特有の取り扱い方を説明し、ついで、その分類、定量化の指針ならびに制御の方法について概説する。

1. はじめに

複合材料では人工的に二種類以上の材料を複合化しているため複合化後には新しい界面が作られることになる。この界面は複合材料の諸特性を考える際に重要であることは古くから認識されていた。しかし、最近まで、複合材料の特性に関しては構成素材の特性や強化素材とマトリックス間の反応性から議論されることが多く、最近ようやく界面力学特性に関する厳密な理論、実験的な研究が行われだした。

本解説で主対象とする金属をマトリックスとする複合材料の界面の特性に関しては繊維とマトリックス間の反応生成物や反応による繊維強度の低下のような観点からの研究がおよそ20年にわたって繰り返されてきた。また、複合材料の力学的特性に直接影響する界面の力学的特性に関しては“弱い”とか“強い”という非科学的な言葉で代用されていることが多かった。このような背景から繊維強化複合材料では界面の力学的特性を測定する手法の確立と具体的な測定結果を得ることが望まれているものと思われる。

ここでは、繊維強化型の先進複合材料の界面力学特性の必要性や具体的な測定方法を金属系マトリックスの場合を中心に解説する。なお、限られた紙面であるので数式の導入などは省略させていただくので詳細は参考文献1), 2)にあたられたい。

2. 界面力学特性の働き

界面の力学特性に関する研究は1951年にCox³⁾により始めて行われ、そのときに用いられたモデルはshear lagモデルとして繊維強化複合材料の界面での応力伝達を考える場合の基礎となっている。Coxの解析では、

*東京大学生産技術研究所 第4部

(1) 繊維端部での応力伝達が行われない。

(2) 一本の繊維の周りの応力場は他の繊維への影響を与えない。

(3) マトリックスの引っ張り歪 ϵ_m は繊維から R_c 離れたところでは複合材料の歪 ϵ_c に等しい、という仮定のもとで、繊維、マトリックスともに弾性的な変形のみを取り扱っており、図1(a)に示した半径 R_f の一本の単繊維を含む半径 R_c のマトリックスの複合材料に図1(b)のように荷重を加えた場合に図1(c)に示した繊維軸方向の繊維応力の分布 $\sigma_f(x)$ と界面でのせん断応力の分布 $\tau_i(x)$ は次式で与えられる。

$$\sigma_f(x) = E_f \epsilon_m \left[\frac{1 - \cosh \beta \left(\frac{l_f}{2} - x \right)}{\cosh \frac{\beta l_f}{2}} \right] \quad (1)$$

$$\tau_i(x) = E_f \epsilon_m \left[\frac{G_m}{2 E_f \ln \left(\frac{R_c}{R_f} \right)} \right]^{1/2} \frac{\sinh \beta \left(\frac{l_f}{2} - x \right)}{\cosh \frac{\beta l_f}{2}} \quad (2)$$

ここで、 β は

$$\beta = \left[\frac{2 G_m}{E_f R_f^2 \ln \left(\frac{R_c}{R_f} \right)} \right]^{1/2} \quad (3)$$

であり、 l_f は繊維長さ、 E_f は繊維のヤング率、 G_m はマトリックスのせん断弾性率である。式(2)、(3)の中の R_c/R_f は繊維の幾何学的な配列による定数であり、配列が図2に示す正方配列(square packing)、六方配列(hexagonal packing)の場合には繊維の体積率を f として

$$\ln \left(\frac{R_c}{R_f} \right) = \frac{1}{2} \ln \left(\frac{\pi}{f} \right) \quad (\text{square}) \quad (4)$$

$$\ln \left(\frac{R_c}{R_f} \right) = \frac{1}{2} \ln \left(\frac{2\pi}{\sqrt{3}f} \right) \quad (\text{hexagonal}) \quad (5)$$

で与えられる。

式(1)では繊維の応力は複合材料に加えられる応力

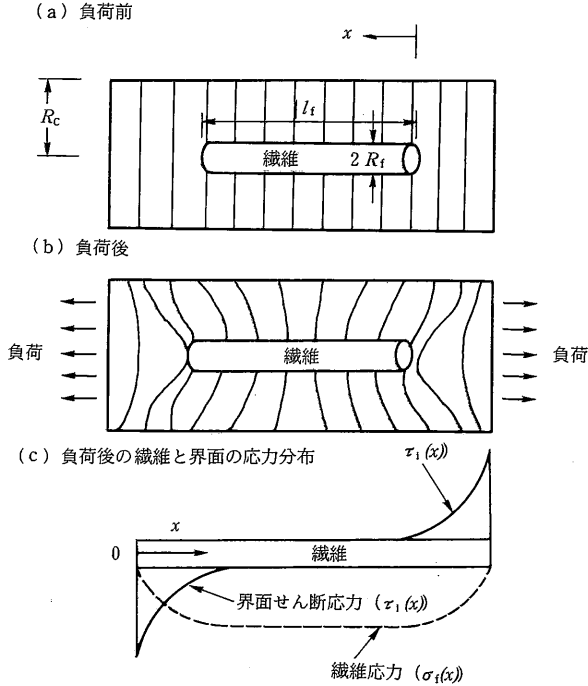


図1 繊維とマトリックスが弾性変形する場合のマトリックスの変形((a),(b)の縦線)ならびに負荷後の繊維、界面せん断応力の分布例(Coxのモデルによる解析)

(歪)は $l_f \rightarrow 0$ としても繊維の破断強度 σ_{fb} に達することができ、繊維長さがどんなに短くても強化が行われることになる。一方、金属をマトリックスとした場合にはマトリックスのせん断破断歪が十分に大きければ、式(2)で与えられる τ_1 の最大値はマトリックスのせん断降伏応力 τ_{my} あるいは $\tau_d > \tau_s$ ならば界面剥離のせん断応力 τ_d よりは大きくなるはずである。

このような矛盾を解消し、Shear lagの考え方を金属マトリックス複合材料に適用するために、Coxの理論が提案されてからおよそ10年後にKelly-Tyson⁴⁾は金属マトリックスの塑性変形を考慮したモデルを提案した。彼らの理論ではマトリックスが塑性域に入っていれば、せん断歪の働く繊維の先端近傍ではせん断応力 τ_{my} は一定であり、図3のモデルで繊維の軸方向に沿って微小長さ dx の繊維の軸方向の荷重の変化 $dP_f(x)$ はその領域内での

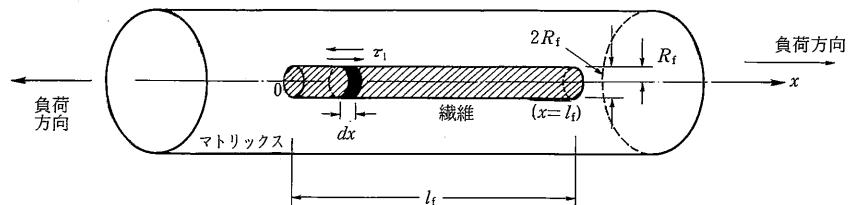


図3 Shear lagモデルにより繊維応力を解析するためのモデル(Kelly-Tysonのモデルでは $\tau_1 = \tau_{my}$ (一定)と考える)

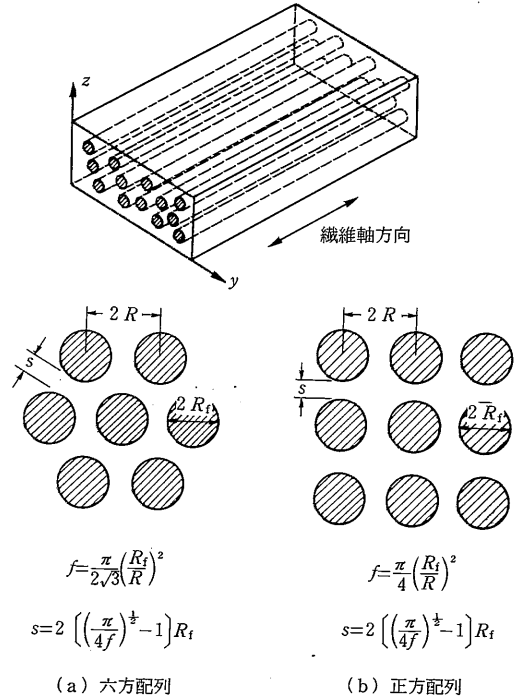


図2 繊維強化複合材料中の代表的な繊維配列(y-z面での繊維配列)

界面せん断応力 $\tau_1 (= \tau_{my})$ に等しいとし、

$$\frac{dP_f(x)}{dx} = 2\pi R_f \tau_1 \tag{6}$$

の関係があると考え、式(4)を積分すると、

$$P_f(x) = 2\pi R_f \tau_1 x \tag{7}$$

であり、 $P_f(x)$ を繊維応力 $\sigma_f(x)$ に変換すると、

$$\sigma_f(x) = \frac{2\tau_1 x}{R_f} \tag{8}$$

となる。

繊維が十分に長ければ σ_f は繊維端から直線的に増加し、やがて繊維の破断歪がマトリックスの歪に等しくなるとせん断応力が働かなくなり、 σ_f は以後一定の値をとる。この状態を示したものが図4である。図4では σ_f は台形の分布になり σ_f の最大値 $\sigma_f(\max)$ が繊維の引っ張り強度

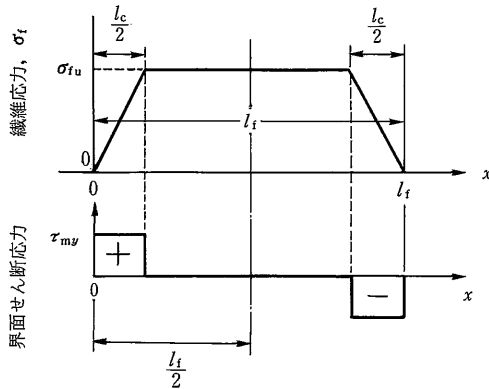


図4 Kelly-Tysonのモデルにより求めた繊維軸方向の応力と界面せん断応力 (l_f は l_c に比較して十分に長い場合)

σ_{fu} に達すると繊維が破断し始める。このとき、 σ_f が σ_{fu} に達するのに必要な長さ l_c と繊維の直径 R_f の比はアスペクト比 (aspect ratio) と呼ばれ、

$$\frac{l_c}{R_f} = \frac{\sigma_{fu}}{\tau_i} \tag{9}$$

で表される。繊維のアスペクト比 l_f/R_f が l_c/R_f よりも大きければ繊維強度までの応力が加わることが可能であり、逆に、 l_f/R_f が l_c/R_f よりも小さければ繊維は三角形の応力分布をとり、繊維強度に達することはできない。図5は l_f 、 l_c と σ_f の関係を示したものである。

通常、繊維強化金属の強度を考える場合に、繊維の寄与としては図5に与えられた繊維の応力分布を繊維長さで平均化した値 $\bar{\sigma}_f$ が用いられ、 $l_f > l_c$ の場合には

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_f &= \frac{\int_0^{l_f} \sigma_f(x) dx}{l_f} \\ &= \sigma_{fu} \left(1 - \frac{l_c}{2l_f} \right) \end{aligned} \tag{10}$$

なので、短繊維が一方に整列している場合の最も単純な複合則*による引っ張り強度 σ_{cu} は、

$$\begin{aligned} \sigma_{cu} &= \sigma_{fu} f \left(1 - \frac{l_c}{2l_f} \right) + \sigma_m' (1-f) \\ &= \sigma_{fu} f \left(1 - \frac{\sigma_{fu} R_f}{2l_f \tau_i} \right) + \sigma_m' (1-f) \end{aligned} \tag{11}$$

となる。ここで、 σ_{fu} は繊維強度、 σ_m' は複合材料破断時のマトリックス単体の応力である。式(11)の複合則は図6

*ここでは、繊維とマトリックスが等歪で変形し、複合材料の破壊は繊維の破断が生じることにより引き起こされることを仮定している。このような条件下で式(11)、(12)の複合則は一本の繊維をマトリックス中に含む材料では良い近似を与えるが、実際の複合材料のように数多くの繊維を含む場合には材料破壊時の強度は破壊過程に依存するところが大きく、式(11)、(12)を用いるには問題がある。詳しくは、香川 豊、大蔵明光：鉄と鋼、75(1989)、1719、および参考文献1)を参照していただきたい。

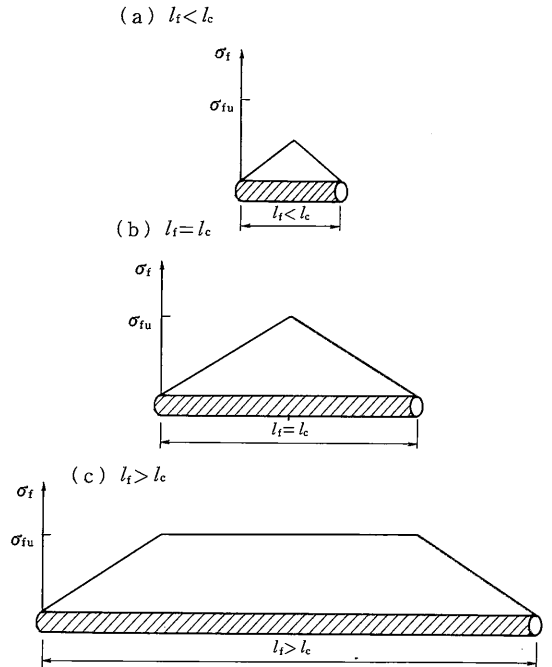


図5 繊維長さ (l_f) と l_c の大小関係による繊維応力 (σ_f) の変化、 σ_{fu} は繊維の破断強度を示す。(c)の場合厳密には繊維応力 σ_f は σ_{fu} に限りなく近い値であり、 $\sigma_{fu} - \sigma_f > 0$ と考えられる場合である。

(a)に示した場合であるが、 $l_f \rightarrow \infty$ とすると、図6(b)の場合の連続繊維が一方に並んでいる場合の強度に関する複合則

$$\sigma_{cu} = \sigma_{fu} f + \sigma_m' (1-f) \tag{12}$$

に等しくなる。

式(11)からわかるように複合材料の強度は繊維軸に直接力が加わる場合を除いては複合化によって人工的に導入した構成素材の特性からは予期できない界面せん断強度 τ_i が強化機構にとって重要であることがわかる。Kelly-Tysonのように界面長さを考慮した界面力学に関する考察はこの他にも数多く行われている⁵⁻⁹⁾。ここでは、最も単純で物理的意味の理解しやすいモデルとしてKelly-Tysonモデルを取り上げた。

3. 界面せん断強度の分類

Kelly-Tysonの理論では界面せん断強度はマトリックスのせん断降伏応力 τ_{mv} を基準として考えていた。一方、界面せん断強度をさらに細かく分類すると、

- (1) せん断剥離強度 (interfacial shear debonding stress),
- (2) せん断滑り強度 (interfacial shear sliding stress),

の二つに分類される。このような分類の概念は繊維強化

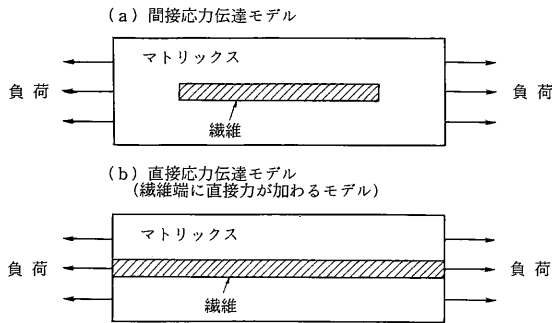


図6 繊維強化金属で考えられる繊維への応力伝達モデル。
(a)では繊維の負荷荷重の伝達はマトリックスを通して行われる。

セラミックス（脆性マトリックス）複合材料の分野ではこれらの値が比較的小さいために古くから分離されていたが繊維強化金属の分野では値自体がマトリックスのせん断降伏応力に相当する程度大きい場合には界面せん断強度はマトリックスのせん断降伏応力との大小関係で議論されることが多かった。

しかし、セラミックス繊維強化金属のように反応を伴う界面が現れる系では τ_1 にマトリックスのせん断降伏応力を用いては定性的な話しかできない場合が多く、上記二種類のせん断強度の定義とその値のマトリックスのせん断降伏応力との大小関係を考え従来の実験結果あるいは理論的解析を見直す必要があるものと考えられる。

4. 繊維破断とせん断応力分布

ここでは、界面せん断力学特性を前節の考え方によって繊維強化金属で大切な繊維破断後のせん断応力の分布がどのようになるかを説明しよう。ここでは、仮定として、繊維の破断歪がマトリックスよりも小さく、繊維破断がマトリックス中で生じた場合を考察しよう。

このような場合に繊維とマトリックス間のせん断応力の分布は古くから研究が行われていたが、その大多数は τ_{my} を基準とするものであり、前述の二種類の界面せん断強度を考慮するとその分布には再考が必要であることは明らかである。

二種類の界面せん断応力を考慮したモデルでは破断した繊維の周りのせん断応力の分布は τ_{my} , τ_d , τ_s の大小関係により大まかに分類すると図7(a), (b), (c)のいずれかになると考えられる。図7で界面の剥離の有無で応力分布は異なり、せん断剥離応力と滑り応力の差、およびこれらの応力とマトリックスのせん断降伏応力の大小関係により分布が異なることがわかる。図7中で一点鎖線は繊維が破断した直後に界面剥離や滑りが生じる直前、あるいはせん断降伏応力に達する直前の分布を示している。

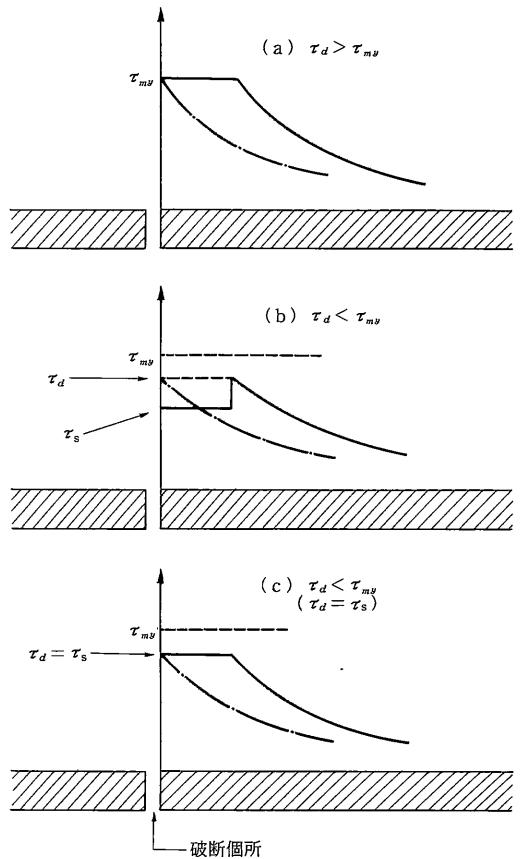


図7 マトリックス中で破断した繊維の破断箇所からの繊維—マトリックス界面に沿ってのせん断応力の分布（実線）。（ τ_{my} ：マトリックスのせん断降伏応力， τ_d ：界面せん断距離応力， τ_s ：界面せん断すべり応力）。

なお、本来は剥離している先端では図8のようにノッチ先端のプロセスゾーンに相当するような損傷領域が存在し、現実的にはせん断応力の分布は図8中の破線のようなことになることも予想されるが現状ではこのような詳細な検討は行われていないので、通常は、図7の実線で示した応力分布に対しては無視できるほど小さいものとして取り扱われている。

実際の破壊過程でのせん断応力の分布が破壊過程に与える影響は明らかではないが繊維とマトリックス間で十分な応力伝達が可能であれば図7(b), (c)のような場合には隣接繊維への応力集中を緩和できるので大きな強化効果が期待されると考えられる。いずれにせよ、 τ_1 をいかに制御して複合材料を作り出すかということがプロセス技術にとっても大切であり、プロセス技術で最適化を図る新しいアイデアの提示が緊急の課題となっている。

5. 界面せん断応力の制御

ここでは、複合材料の特性を論じるときに必要な界面

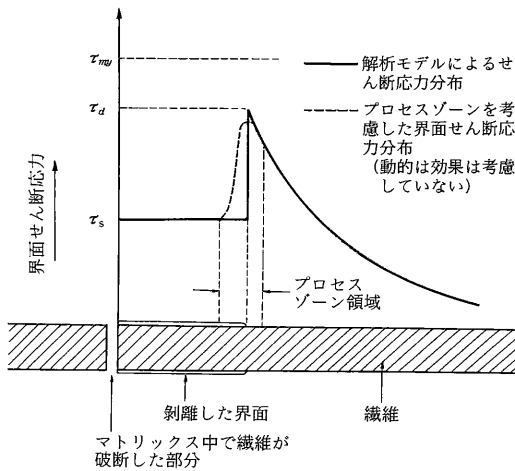


図8 実際の材料で考えられる繊維とマトリックス間のせん断応力分布例 (破線). $\tau_d < \tau_{my}$ と仮定して示した図.

せん断強度特性とそれを支配する要因について説明し、制御のための基本的な考え方と制御パラメータを説明する。なお、すでに図7に示したように界面せん断剥離応力とマトリックスのせん断降伏応力の大小関係で考え方が異なる。もし、マトリックスのせん断応力-歪曲線が完全弾塑性体であれば、いったん、せん断降伏応力に達した後は一定値となる。せん断剥離応力がマトリックスのせん断降伏応力 τ_{my} を越えれば界面せん断剥離応力はマトリックスのせん断降伏応力 (一定と仮定) で与えられる。以後の考え方は τ_d , τ_s が τ_{my} よりも小さい場合の取り扱いである。

5.1 界面せん断剥離応力

界面が滑るためには界面が剥離していることが必要である。界面が剥離するために必要なせん断応力は界面の化学的結合力によるところが大である。繊維とマトリックス間の反応は図9に示した、

- (1) 繊維/マトリックス間で何の化学反応も生じない (a),
- (2) 繊維/マトリックス間の成分が相互固溶するが化学反応物を作らない (b),
- (3) 繊維/マトリックス間で成分が反応し、新しい生成物を作る (c-1, c-2),

という三つのグループに大別される¹⁰⁾。ここで注意しなければならないことは同じ繊維とマトリックスを用いた複合材料でも複合化後の界面の状態はその成形プロセスに大きく依存するという点である。繊維とマトリックス間の反応生成物は今までに行われた研究結果を整理してみると、熱力学の知識により大部分が予測できるものである。

現実的に重要な (3) の場合から界面せん断剥離応力の制御の一例を紹介しよう。最近、著者らの研究¹¹⁾によると

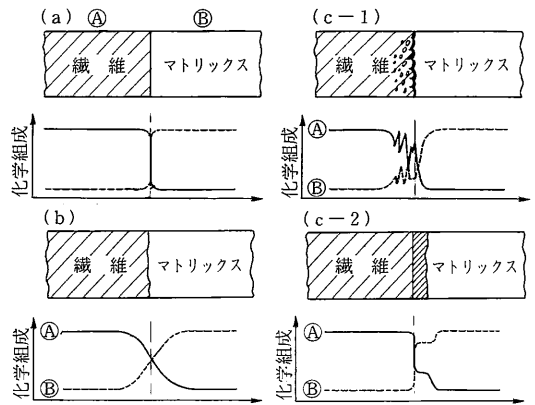


図9 セラミックス繊維と金属マトリックス間に生じる界面状態の分類。

SiC(CVD)繊維強化TiあるいはTi合金系の複合材料ではプロセス温度、時間での界面反応は避けることができず、むしろ、繊維表面のコーティング層とマトリックス間で安定な反応生成物を作り、かつ、コーティング層の働きにより繊維に損傷を与えなければ反応生成物の特性により界面力学特性を制御し、かつ、複合材料の要求特性に最適な界面状態を与えることができることが明らかになっている。

この例のように界面の反応が物質移動を伴う場合には反応層の内部に物質移動によるボイドが生成され、その部分では界面に欠陥を導入したもののようになり界面剥離強度は著しく低下する。しかし、反応は繊維自体の表面に行われたおよそ $3 \mu\text{m}$ の炭素に富むコーティング層内のみで生じ、繊維強度には全く影響しない。図10はSiC(CVD)繊維強化Ti複合材料に見られる反応生成物とマトリックス間のボイドとプッシュアウト試験時のこの部分での破壊を示したものである¹²⁾。このように界面にこのほかにも、繊維とマトリックス間の熱的な膨張率のミスマッチにより複合化後に界面が剥離してしまったりすることもあるので剥離応力の解釈には注意が必要である。

ここまでの議論では界面の応力に着目していたが、界面のせん断剥離応力のかわりに界面せん断剥離エネルギー Γ_1 (あるいはエネルギー解放率: G_1) が用いられる場合がある。繊維体積率が小さい場合には界面の剥離に要したエネルギーが繊維あるいはマトリックスにすべて吸収されるとすると、 G_1 は

$$G_1 \approx \frac{\sigma_a^2 R_f}{4E_f} \tag{13}$$

で与えられる²⁾。ここで、 σ_a は界面剥離時の繊維応力である。金属をマトリックスとする場合には測定上の問題から界面剥離エネルギーは使いにくいセラミックス系マトリックスの場合には界面剥離エネルギーを実験的に求

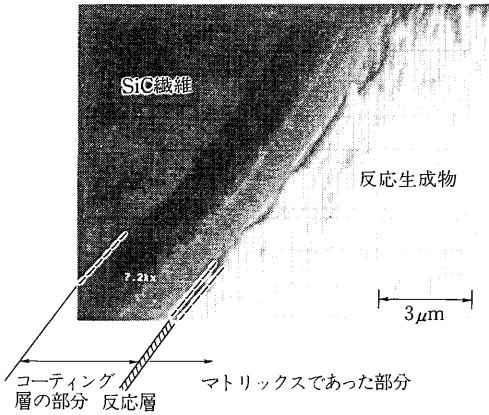
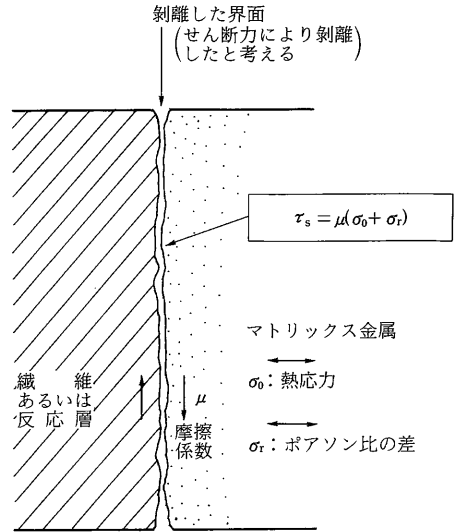


図10 SiC(CVD)繊維強化Ti合金に見られる界面反応層でのせん断破壊。(push-out試験による、この場合には $\tau_d \sim \tau_s < \tau_{mv}$ である)。



めることも可能である。応力基準とエネルギー基準の相関関係や使用方法については今後の課題である。

5.2 界面せん断滑り強度

界面が剥離した後はマトリクスと繊維の間で滑りが生じる。このときの、せん断滑りには対する抵抗は界面の状態を図11のように仮定すると、せん断滑り強度を

$$\tau_i = \mu (\sigma_0 + k\sigma_r) \tag{14}$$

とすると、繊維とマトリクス間の滑り摩擦係数 μ と繊維とマトリクス間の垂直応力成分 $(\sigma_0 + k\sigma_r)$ により規定される。ここで、 k は定数で $k \sim E_m \nu_f / E_f (1 + \nu_m)$ 、 σ_r は繊維とマトリクス間の変形能力の差異により生じる繊維軸に対して垂直な方向の応力、 σ_0 はプロセス温度から室温までの間に繊維とマトリクス間の熱膨張率の差により発生する内部熱応力である。また、 μ は通常0.1~0.5程度の値をとる。

σ_r は材料の変形中に繊維とマトリクスが異なる変形能力を持つことにより発生する応力である。いま、図12のような軸対称円筒モデルを考えると、界面に働く半径方向の応力成分 σ_r は繊維とマトリクス間で滑りが生じていない場合には

$$\sigma_r = \frac{K_m (1 - 2\nu_m) (\nu_m - \nu_f) f (1 - f) \epsilon_c}{[f (1 - 2\nu_m) (1 - K_m / K_f)] + [1 + (1 - 2\nu_m) K_m / K_f]} \tag{15}$$

で表わされる^{12,13)}。ここで、 $K = E / [(1 + \nu) (1 - 2\nu)]$ であり、 ν_f 、 ν_m はそれぞれ繊維とマトリクスのポアソン比、 ϵ_c は複合材料の引っ張り歪である。式(15)の σ_r は複合材料の縦変形の符号と一致し、複合材料が引っ張り応力を受けているときには正の符号を持つ。したがって、もし σ_r が正ならば界面に圧縮応力が働き、式(14)よりそのときの τ_i を見積ることができる。

σ_0 は複合材料の成形温度Tから室温までの冷却の過程

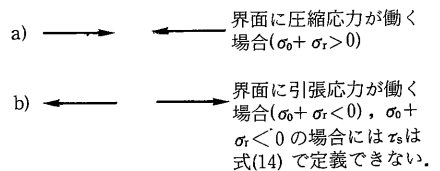


図11 繊維強化金属の界面剥離後の界面せん断すべり応力 τ_s を支配する材料パラメータ。(剥離は繊維あるいは反応層とマトリクス間で生じ、 $k = 0$ と仮定している)

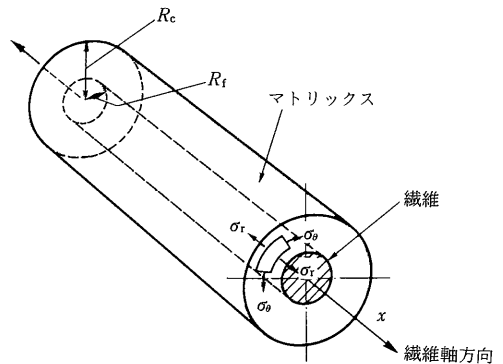


図12 熱応力の単純な解析に用いられる軸対称円筒モデル R_c と R_f の間には $R_c = R_f / \sqrt{f}$ の関係がある。

で生じる残留熱応力であり、成形温度で $\sigma_0 = 0$ としている(実際にはマトリクス中に残留応力が蓄積され始める温度である)。残留熱応力に関しては古くから数多くの理論的解析手法が提案されている。一例を示すと、図12に示した軸対称円筒モデルを用いたときの解析結果では次のように与えられる。^{**}

$$\sigma_r^m = A \left(1 - \frac{1}{f} \right) \tag{16}$$

$$\sigma_{\theta}^m = A \left(1 + \frac{1}{f} \right) \quad (17)$$

$$\begin{aligned} \sigma_x^m &= \alpha_m E_m T f (\xi - 1) \times \\ &\times \frac{B \eta (1 - \nu_m) - 2(1-f)(1 + \nu_f)(\nu_m - \nu_f)}{B(1 + \nu_m)[1-f(1-\eta)] + 2f(1-f)(\nu_m - \nu_f)^2} \\ &+ 2\nu_m A \end{aligned} \quad (18)$$

ここで

$$\begin{aligned} A &= \alpha_m E_m T f \\ &\times \frac{(\nu \eta - \nu_f)[1-f(1-\gamma \eta)] - [1-f(1-\eta)]}{B(1 + \nu_m)[1-f(1-\eta)] + 2f(1-f)} \times \\ &\times \frac{[(1 + \nu_m) - \xi(1-f)]}{(\nu_m - \nu_f)^2} \end{aligned} \quad (19)$$

$$B = 2(1 - \nu_m)f + (1-f)[(1-\eta) + 2\eta(1 - \nu_m)] \quad (20)$$

ここで、 ΔT は温度差、 $\eta = E_f/E_m$ 、 $\xi = \alpha_f/\alpha_m$ であり、 α は熱膨張係数であることを示す。式(16)–(20)から繊維内の応力は

$$\sigma_r^f = \sigma_{\theta}^f = -\frac{1-f}{f} A \quad (21)$$

$$\sigma_x^f = -\frac{1-f}{f} \sigma_x^m \quad (22)$$

で与えられる。この式は繊維、マトリックスともに弾性変形する場合であり、マトリックスの応力状態が降伏条件を越えない場合に適用できる。このような解析をさらに進めたものとしてマトリックスが塑性変形する場合などの解析的な解も求められている¹⁰⁾。

このような解析から絶対値はともかくとして、複合化後の材料で繊維の径方向とマトリックス間の熱膨張率の関係が $\alpha_f > \alpha_m$ ならば界面が離れるような熱応力が働き、その逆ならば界面が締め付けられるような力が働くことは明らかである。なお、通常の繊維強化金属では $\alpha_f > \alpha_m$ なので常温では界面は締め付けられるように働くことになる。

金属をマトリックスとする複合材料の場合には σ_0 の値の最大値はマトリックスの降伏応力程度と考えられている。なお、残留熱応力は径方向の熱応力のみでなく軸方向の熱応力の影響も大きいことには留意しなければならない。

界面の摩擦係数は剥離した面の凹凸に依存し、垂直応力成分は内部熱応力に影響される。界面のせん断滑り応力が式(1)に従うならば図3で微小長さ dx の部分での繊維の軸方向の力を $dP_f(x)$ とすると、

$$\frac{dP_f(x)}{dx} = 2\pi R_f \mu (\sigma_0 + k\sigma_r) \quad (23)$$

**ここで述べた式が理論的に最も妥当であるとは言えない。一つの参考例として、材料を構成する素材の特性の働きを知るための目安として記述した。実際に式を用いて考察を行う場合には式を導いた際の仮定や条件を十分に考慮しておくことが必要なことは言うまでもない。

なので、式(23)から τ_1 を求めると最終的には、図3で τ_1 の分布は、

$$\tau_1(x) = \mu (\sigma_0 + k\sigma_r) \exp\left(-\frac{2\mu kx}{R_f}\right) \quad (24)$$

となる¹⁰⁾。この式は図3で繊維の軸方向に沿った繊維応力を示している。式(24)から明らかなように繊維の軸方向の応力は μ や σ_0 、 σ_r に依存している。ただし、 τ_0 の最大値はマトリックスの変形が完全弾塑性体であるとする τ_{my} であり、また、 $(\sigma_0 + \sigma_r)$ の最大も $\sigma_0 + \sigma_r > 0$ ならば、マトリックスの降伏応力 $\sigma_{my} (= 2\tau_{my})$ であると考えられる。

このようなパラメータを人為的に制御すれば界面せん断滑り強度を制御した複合材料が得られることになる。また、このときの値は界面せん断剥離応力とは独立して働くと考えられる。

6. ま と め

繊維強化金属基複合材料を対象に界面力学特性について重要性、分類方法ならびに制御の方法を概説した。複合材料の理論的解析には界面せん断力学特性は不可欠な要素であり、重要なパラメータとして用いられてきた。しかし、界面の力学特性を測定してその値と種々の構造敏感な特性との対応付けは最近始まったばかりである。

今後は、十分に分類された界面力学特性と破壊、強度の相関関係の理解、および界面力学特性の測定方法の確立とそれを用いた複合材料の強度、破壊靱性値との相互関係の検討などが必要であると考えられる。また、理想とする界面特性を作り出すためのプロセス技術の進歩も不可欠であることはいうまでもない。

(1991年1月28日受理)

参 考 文 献

- 1) 香川 豊：繊維強化複合金属，CMC，(1987)。
- 2) 香川 豊，八田博志：セラミックス基複合材料，アグネ承認風社，(1990)。
- 3) H.L. Cox: Br. J. Appl. Phys., 3 (1952), 72.
- 4) A. Kelly and W.R. Tyson: High Strength Materials, John Wiley & Sons, (1965), p. 578.
- 5) A. Kelly: Strong Solids, 2nd. Ed., Clarden Press, Oxford, (1973), p. 277.
- 6) A. Kelly and G.J. Davis: Metall. Rev., 10, 37 (1965), 1.
- 7) W.R. Tyson and G.J. Davis: Br. J. Appl. Phys., 16 (1965), p. 199.
- 8) M.R. Piggott: Acta Met., 14 (1966), 1429.
- 9) M.R. Piggott: Load Bearing Fiber Composites, Pergamon Press, Oxford, (1980), p. 277.
- 10) A.G. Metcalfe: Composite Materials, Vol. 1, Interfaces in Metal Matrix Composites, Eds. by A.G. Metcalfe, Academic Press, New York, (1974), p. 65.

- 11) Y. Kagawa, T. Fujita, and A. Okura: Proc. ICCM-7, Hawaii, (1991), 投稿予定.
- 12) Y. Kagawa and A. Okura: 投稿予定.
- 13) A. Kelly and C. Zweben: J. Mater. Sci., 15 (1980), 3122.
- 14) Карпинос Д. М., Тучинский Л. И. Термические напряжения в металлах, армированных волокнами. — Порошковая металлургия, 1968, No. 11, с. 77.
- 15) たとえば, H. Poritsky: Physics, 5 (1934), 406., A. W. Hull and E.E. Burger: Physics, 5 (1934), 384., O. Hoffman and G. Sachs: Introduction to the Theory of Plasticity for Engineers, McGraw-Hill, New York, (1953), p. 81, など.
- 16) A. Takaku and R.G.C. Arridge: J. Phys. D., 6 (1973), 2038.

