

© 1989 ISIJ

論 文

# 連続繊維強化金属基複合材料の引張強さにおよぼすマトリックスの降伏応力と靱性の影響に関する計算機シミュレーション実験

落 合 庄治郎\*・長 村 光 造\*

A Computer Simulation Experiment on Influences of Yield Stress and Ductility of Matrix on Tensile Strength of Continuous Fiber-reinforced Metal Matrix Composites

Shojiro OCHIAI and Kozo OSAMURA

## Synopsis :

Influences of yield stress and ductility of matrix on tensile strength of unidirectional continuous fiber-reinforced metal matrix composites with high interfacial bonding strength were studied by means of a Monte-Carlo computer simulation method. In the case where the ductility of matrix was high, the strength of composites increased with increasing yield stress of matrix but the efficiency of reinforcement became low at high yield stress. In this case, the strength decreased monotonically with increasing scatter of strength of fiber when the yield stress was low, while it decreased, reaching minimum, and then increased when the yield stress was high. In the case where the ductility of matrix was low, the strength was low especially when the volume fraction of fiber was high and scatter of strength of fiber was large. Depending on the values of yield stress and ductility of matrix, following cases were found; the case where the strength increased linearly with increasing volume fraction of fiber and it was approximately described by the rule of mixtures, the case where the strength was approximately described by the rule of mixtures when volume fraction of fiber was low but it became lower than the same rule when the volume fraction was high, and the case where the strength increased linearly with increasing volume fraction of fiber but it was much lower than the rule of mixtures.

Key words : composite material ; Monte-Carlo simulation ; strength ; fracture ; matrix ; fiber ; yield stress ; ductility.

## 1. 緒 言

連続繊維強化複合材料中の繊維は強度分布を持つので、弱い繊維は複合材料の変形中に破断する。繊維の破断は、(A) 破断繊維の破断端近傍での外力負担能力を低下させ、(B) 隣接繊維に引張応力集中を与える。これらはシェア・ラグ・アナリシス (Shear lag analysis) 法<sup>1)~8)</sup>により、定量的に見積もることができる。各破断端及びその近傍で生じる(A)(B)は、繊維とマトリックスの物性定数や界面での接着強さなどによって変化する。複合材料全体では繊維強度のばらつきの程度により繊維破断数も変わってくる。また、繊維の破断によりクラックが形成されるので、複合材の靱性が低い場合には

クラックは進展し、複合材は不安定破壊する場合もある。このように多くの因子が複合材の挙動に影響するので、複合材料の強さを簡便に予測することは困難な場合が多い。

さて、マトリックスが高い靱性を持ち、弱い繊維の破断により形成されるクラックの進展がマトリックスで阻止されるような場合には、複合材料の強さは(A)(B)により決まると考えられる。一方、マトリックスの靱性が低い場合には、繊維の破断により形成されるクラックの進展が複合材の強さを決める可能性がある。ここでは、最初 COOPER と KELLY<sup>9)</sup>によって提案され、TETELMAN<sup>10)</sup>によって、拡張された理論をもとに考えてみよう。この理論によれば、 $2c$ のサイズのクラックを含む複合材の

昭和 63 年 11 月 9 日受付 (Received Nov. 9, 1988)

\* 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

破壊強さ  $\sigma_F$  は

$$\sigma_F = \{(E_c G_c / (\pi c))\}^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

$$G_c = d_f (1 - V_f)^2 U / V_f \dots\dots\dots (2)$$

で表される。ここで、 $d_f$  は繊維直径、 $V_f$  は繊維容積率、 $G_c$  は複合材の破壊エネルギー、 $U$  はマトリックスの破壊を起こすために必要な単位当たりの仕事である。本報ではこの  $U$  を靱性と呼ぶことにする。 $E_c$  は複合材全体のヤング率で、マトリックスが塑性変形する場合は繊維のヤング率を  $E_f$  とすると  $E_f V_f$  で近似できる。式(1)はクラックが存在して初めて適用できるが、クラックは変形中に複合材中に形成されるので、複合材の強さは、いつ、どの程度の大きさのクラックが形成されるかにも依存する。このように、マトリックスの靱性が低い場合には、(A)(B)と共にクラックの形成・進展による不安定破壊も複合材の強さを決定する因子となる。

本研究では、界面接着がよい場合の複合材料の強さに及ぼすマトリックスの降伏応力及び靱性の影響について計算機シミュレーション法で調べ、興味深い結果を得たので報告する。また、複合材強さの繊維容積率依存性についても、マトリックスの靱性が大きな影響を与えることが明らかになったのでこの点についても報告する。

## 2. シミュレーション方法

シミュレーション実験は既報の手順<sup>11)~15)</sup>にほぼ準拠して行った。すなわち、Fig. 1 に示すように、2次元の複合材料モデルを用い、複合材は  $M_2$  本の繊維からなり、おのおのの繊維は  $M_1$  個の要素からなっているとす。長さ  $\delta$  の各要素の繊維にはモンテカルロ (Monte-Carlo) 法で強度を与え、応力集中や臨界長さはシェア・ラグ・アナリシス法<sup>6)~8)</sup>で計算した。シェア・ラグ・アナリシス法の使用は繊維容積率が低い場合や繊維強度がマトリックスの降伏応力に比して相対的に

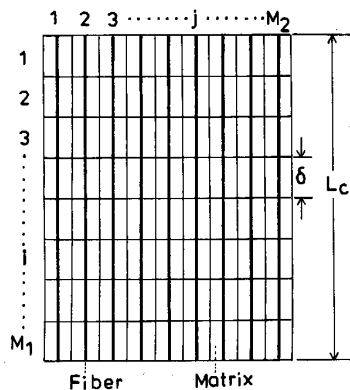


Fig. 1. Modelling of the two-dimensional composite.

低い場合には、精度は良くない。しかし現時点では他に適当な計算方法がないため、ここではこの方法を適用することにした。従って、得られた結果を定量的に議論するには問題を残している。本稿では定性的な傾向を明らかにすることを主眼とする。なお、本テーマに合わせ、本実験では以下の4点で既報<sup>11)~15)</sup>の方法に修正を行った。

(a)既報では複合材強度へのマトリックスの応力の寄与は十分小さいとしたが、ここでは、マトリックスの降伏応力が高いところも扱うため、マトリックスの寄与分も考慮した。なお、本研究では、マトリックスは完全弾塑性体と近似し、せん断降伏応力は引張降伏応力の1/2とした。

(b)(A)(B)を求めるため使用したシェア・ラグ・アナリシス法<sup>1)~8)</sup>の数学的表現を検討した結果、以下のような規格化が可能なが判明したので、規格化した値をインプットした。いま、破断端から十分はなれた距離での繊維応力を  $\sigma_f$ 、繊維の引張強さを  $\sigma_{fu}^0$ 、マトリックスのせん断降伏応力を  $\tau_y$ 、マトリックスの容積率を  $V_m$ 、マトリックスの剛性率を  $G_m$  とすると、規格化された繊維応力  $\bar{\sigma}_f$  は

$$\bar{\sigma}_f = \{(\sigma_f / \sigma_{fu}^0) / (\tau_y / \sigma_{fu}^0)\} \{G_m V_f / (E_f V_m)\}^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

と書ける。式(3)は、 $\bar{\sigma}_f$  は、 $G_m V_f / (E_f V_m)$  が既知であれば、規格化されたせん断応力  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  と規格化された繊維応力  $\sigma_f / \sigma_{fu}^0$  の関数で与えられることを示す。応力集中係数  $K$  および繊維直径  $d_f$  で規格化された臨界長さ (臨界アスペクト比)  $l_c / d_f$  も  $\sigma_f$  の関数で与えられる。したがって、 $K$  や  $l_c / d_f$  は  $G_m V_f / (E_f V_m)$  が与えられれば、 $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  と  $\sigma_f / \sigma_{fu}^0$  の関数として得られるという特徴を持つ。本研究ではこの特徴を利用する。

本シミュレーション実験では、マトリックスのせん断降伏応力として  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  を、繊維応力として  $\sigma_f / \sigma_{fu}^0$  を用いた。本研究では、金属基複合材料の引張強さにおよぼすマトリックスの降伏応力や靱性の影響について、一般的な特徴を知るため、特別な系についてではなく、通常使われる範囲の物性定数を用いて計算機実験を行うことにした。なお本研究で用いた値が多少変わっても、同様の特徴を示す結果が得られている。金属マトリックス複合材料では、 $\sigma_{fu}^0$  はおよそ  $(1/100)E_f$ 、 $G_m / E_f$  はおよそ  $1/10$ 、 $E_m$  (マトリックスのヤング率) はおよそ  $(8/3)G_m$  である。ここでは、 $E_f$ 、 $E_m$ 、 $G_m$  はそれぞれ、 $E_f / \sigma_{fu}^0 = 100$ 、 $E_m / \sigma_{fu}^0 = 80/3$ 、 $G_m / \sigma_{fu}^0 = 10$  と規格化した形で用いた。このように規格化すると、複合材の強さ  $\sigma_c$  も  $\sigma_{fu}^0$  で規格化された形で得られる。繊維強度

は繊維やセラミックスの強度分布を表すのによく用いられていることと、他に適当な関数がないことからワイブル分布<sup>16)</sup>にしたがうものと仮定し、繊維強度の変動係数(標準偏差値を平均値で除した値)CVは0-28%の間で変化させた。複合材全体の規格化された長さ  $L_c/d_f$  は1000とした。繊維容積率  $V_f$  は主として0.5とし、必要に応じて0.1-0.7と変化させた。各要素の長は  $\delta$  は臨界長さに等しいとし、長さ方向の要素数  $M_1$  はこの  $\delta$  を用い  $(L_c/d_f)/(\delta/d_f)$  に最も近い整数値として与えた。ただし、 $\delta$  は(c)で述べる方法で決めた。また繊維数  $M_2$  は50とした。

(c)臨界長さは、複合材破断時の繊維応力で決まるので、まえもって、知ることはできない。そこで、次の手順に従い  $\delta/d_f$  を近似的に決めた。(i)まず、 $l_c/d_f$  を  $\sigma_f/\sigma_{fu}^0 = 1$  として、計算し、この値を使って、予備的なシミュレーション実験を行い、複合材の破断時の平均繊維応力を求めた。(ii)(i)で得られた平均繊維応力から  $l_c/d_f$  を計算し、 $\delta/d_f$  とした。この値を用いて本シミュレーション実験をおこなった。その後は一つ前のシミュレーションで得られた平均繊維応力から  $\delta/d_f$  を算出した。

(d)マトリックスの靱性が高い場合の複合材の強さは既報<sup>11)-15)</sup>の方法に上述の(a)-(c)の修正を加えて求めた。マトリックスの靱性が低い場合には、クラックの進展で強さが決まるので、式(1)に用いる  $c$  を求める必要がある。ここでは、各負荷歪みレベルで、Fig. 1の各断面  $i$  ( $i=1-M_1$ ) で、並んで破断した繊維数  $n_i$  を調べ、 $n_i$  の最大値  $N$  を求めた。複合材中には多数のクラックがあるが、そのうち、最大のもの(繊維破断数が  $N$  個のもの)が複合材の強さを決めると仮定し、

$$2c = Nd_f + (N-1)d_m \dots\dots\dots (4)$$

とした。ここで、 $d_m$  は繊維間のマトリックス幅である。式(2)(4)を(1)に代入し、 $d_f/d_m = V_f/V_m$  の関係を使うと、

$$\sigma_F/\sigma_{fu}^0 = [(2/\pi)(E_f/\sigma_{fu}^0)V_fV_m^2(U/\sigma_{fu}^0)/\{NV_f + (N-1)V_m\}]^{1/2} \dots\dots\dots (5)$$

と書ける。式(5)中の  $N$  は負荷歪み  $\epsilon$  の増加と共に大きくなるので複合材の強さは次の手順により求めた。(i)負荷歪み  $\epsilon$  での  $N$  をもとめる。(ii)  $N$  を式(5)に代入する。(iii)もし、式(5)で計算された  $\sigma_F/\sigma_{fu}^0$  が複合材への負荷応力  $\sigma_c(\epsilon)/\sigma_{fu}^0$  より低いか等しければクラックの進展条件が満たされるので、複合材は破断する。複合材が破断する場合は複合材の強さ  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は  $\sigma_c(\epsilon)/\sigma_{fu}^0$  で与えられる。(iv)もし、 $\sigma_F/\sigma_{fu}^0$  が  $\sigma_c(\epsilon)/\sigma_{fu}^0$  より高ければ、複合材は破断しないので、負荷歪み  $\epsilon$  をさら

に上昇させる。(v)(i)-(iv)の手順を複合材が破断するまで続ける。もし、 $\sigma_F/\sigma_{fu}^0$  がマトリックスの靱性が十分高いとした場合の強さより高ければ、複合材破断はクラックの進展ではなく、応力集中と臨界長さより決定される。

シミュレーション実験は一つの条件につき少なくとも30回行い平均値を求めた。

### 3. 結果と考察

#### 3.1 マトリックスの靱性が十分高い場合の複合材強さに及ぼすマトリックスの降伏応力及び繊維強度のばらつきの影響

##### 3.1.1 $\tau_y/\sigma_{fu}^0$ の関数としての $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$ の変化

本研究で得られた複合材強度のばらつき(変動係数)は30回の試行で、条件により5~25%であった。以下では平均値を示して全体的な傾向をみることにする。まず、マトリックスの靱性が十分高い場合についての  $V_f=0.5$  での結果を示す。複合則<sup>17)18)</sup>によると、複合材の引張強さは、

$$\sigma_{c,ROM} = \sigma_{fu}^0 V_f + \sigma_m^* V_m \dots\dots\dots (6)$$

で与えられる。 $\sigma_m^*$  は複合材が繊維の平均破断歪みで破断するとした場合のマトリックスの応力である。本シミュレーション実験で得られた  $CV=23, 12$  および4%の場合の複合材の引張強さ  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  の平均値のマトリックスの降伏応力  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  に対する変化を Fig. 2 に、また、 $\sigma_c$  を  $\sigma_{c,ROM}$  で規格化した場合の結果を Fig. 3 に示す。Fig. 2, 3 より、次の三つの特徴が読み取れる。(ア)どのCVについても、 $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の低い領域では  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の増加と共に急激に増加し、高い領域では緩

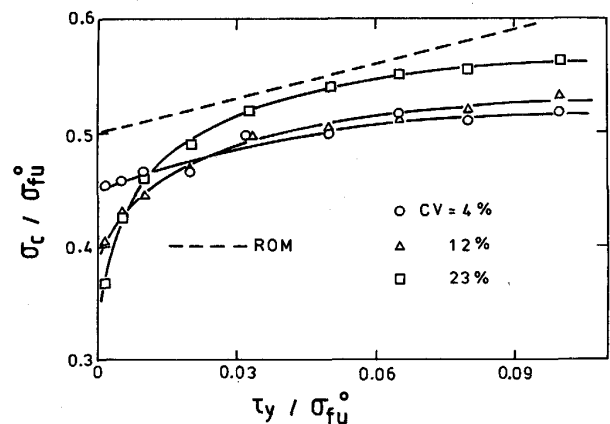


Fig. 2. Variations of  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  as a function of  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  for  $CV=4, 12$  and  $23\%$  under the condition that the matrix has high ductility, together with the variation based on the rule of mixtures for comparison.

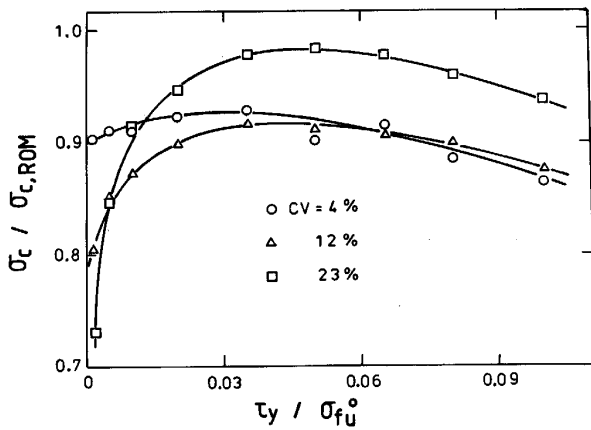


Fig. 3. Variations of  $\sigma_c / \sigma_{c,ROM}$  as a function of  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  for CV = 4, 12 and 23% under the condition that the matrix has high ductility.

やかに増加する。このことは、マトリックスの靱性が高い場合には降伏応力が高い方が高い複合材強さを得ることができることを示している。(イ)どの CV の値に対しても、 $\sigma_c / \sigma_{c,ROM}$  は  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  の増加と共に上昇し、最高値を示した後、低下する。 $\sigma_c / \sigma_{c,ROM}$  の最高値は  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  がおよそ 0.03-0.05 であらわれる。この結果は、高い強化効率の複合材を得るためには最適な降伏応力を持つマトリックスを選択する必要があることを示す。複合材全体の強さは  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  が高いと高くなるが、これは、繊維の強化効率の減少の影響よりもマトリックス応力の寄与の増加の影響が大きいからである。(ウ)CV が大きいと、 $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$ 、 $\sigma_c / \sigma_{c,ROM}$  共に  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  に対する変化は大きい、一方、CV が小さいと、変化は小さい。これらの CV に対する依存性については、 $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  によっても変わってくるので、3.1.2 で詳しく述べることにする。

繊維自体の強度の温度依存性は一般に小さいが、複合材の高温強度は室温強度に比して低いことが多いの系で知られている。本実験結果は繊維強度の温度依存性は少なくともマトリックスの降伏応力が温度の上昇と共に低下すれば、特に CV の大きい場合には、複合材の強度も大きく低下することを示している。

### 3.1.2 CV の関数としての $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$ の変化

$\tau_y / \sigma_{fu}^0 = 0.002, 0.005, 0.02$  および  $0.05$  での  $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$  の平均値の CV に対する変化を Fig. 4 に示す。 $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$  の CV に対する変化は  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  に依存し、次のような傾向がある。(ア)  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  が低い場合 (0.002, 0.005),  $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$  は CV の増加と共に単調に減少する。(イ)  $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  が高い場合 (0.02, 0.05),  $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$  は CV の増加と共にいったん低下し、最小値を示した後、上昇する。

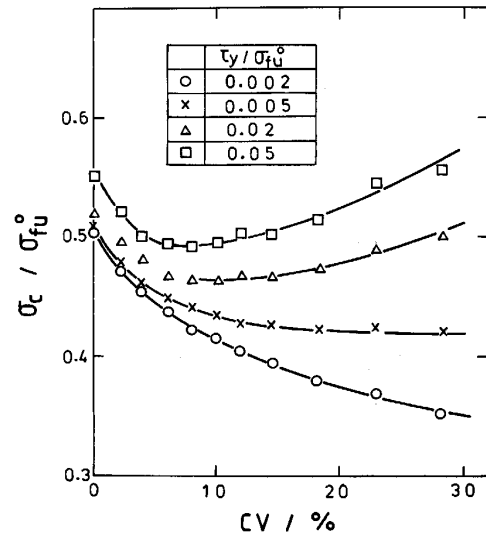


Fig. 4. Variations of  $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$  as a function of CV for  $\tau_y / \sigma_{fu}^0 = 0.002, 0.005, 0.02$  and  $0.05$  under the condition that the matrix has high ductility.

(ア)の傾向の原因は次のように説明される。 $\tau_y$  が十分低い場合には  $K$  はほぼ  $1^{7)8)}$  である。このような場合は複合材の強度に強い影響を与えるのは臨界長さである<sup>11)12)14)</sup>。繊維は破断端より  $l_c/2$  の距離にわたって外力を十分には負担できなくなる<sup>1)~8)18)</sup> ので、複合材全体の強化効率は臨界長さと繊維の破断数に依存する<sup>11)12)14)</sup>。繊維の破断数が多ければ多いほど、また臨界長さが長ければ長いほど、効率は低くなる。 $\tau_y$  がひくく、 $l_c/d_f$  が長い場合は、効率は繊維の破断数の増加と共に低下する。繊維の破断数は CV の増加と共に増すので、効率は CV の増加と共に低下し、 $\sigma_c / \sigma_{fu}^0$  は CV が大きくなるにつれ減少する。

一方、(イ)の傾向の原因は次のように説明される。 $\tau_y / \sigma_{fu}^0$  が高いと  $K$  は大きくなり、 $l_c/d_f$  と共に複合材の強度に大きな影響を与えるようになる。CV が小さいと繊維の強さはお互いにそれほど変わらない<sup>16)</sup> ので、ごく小数 (1, 2 本) の繊維の破断が生じると応力集中により隣接繊維は次々と破断され、いわゆる非集積型の破断モードを示す。このような破断モードでは、最も弱い繊維の強度が複合材の強度を決定する<sup>19)20)</sup>。従って CV の小さいこの破断モードが生じる範囲内では CV が大きいほど弱い繊維の強度はより低くなるので複合材の強度は低下する。Fig. 4 の CV がゼロから約 5-8% の範囲がこのモードに相当する。一方、CV が大きくなると、各繊維間の強度差は大きくなる<sup>16)</sup>。従って、少数の弱い繊維が破断して応力集中が生じて、その応力レベルでは、未破断の繊維は高い強度を有しているので破

断されにくい。その結果、弱い繊維の破断は複合材全体の破断が生じるまで集積されることになる。このように、CVが大きくなると集積型破断モードが生じ、複合材の強度は弱い繊維の強度では決定されなくなる<sup>11)14)</sup>。さて、繊維は複合材の最終破断面から  $l_c/2$  以内のプルアウト (Pull-out) が許される<sup>18)</sup> ので、複合材の破断はほぼ長さ  $l_c$  の範囲内で生じる。このことは複合材の破断を引き起こすためには長さ  $l_c$  の繊維を破断させなければならないことを意味する。いま、複合材全体の長さを  $L_c$  とし、その長さでの繊維の平均強度を  $\sigma_{fu}^0$  とすると、長さ  $l_c$  の繊維の平均強度  $\sigma_{fu,l_c}$  はワイブル定数  $m$  を使って

$$\sigma_{fu,l_c} = \sigma_{fu}^0 (L_c/l_c)^{1/m} \dots \dots \dots (7)$$

と書ける。  $m$  は CV と 1 対 1 の関係にあり、例えば  $m = 5, 10, 30$  はそれぞれ、  $CV = 23, 12, 4\%$  に相当する。長さ  $l_c$  の繊維の強さは  $CV(m)$  に強く依存する。CV が大きいほど ( $m$  が小さいほど) 長さ  $L_c$  の繊維の強さに比して高くなる。例えば  $L_c/l_c = 20$  とすると、  $CV = 23, 12, 4\%$  の場合、それぞれ、1.82, 1.35, 1.11 倍となる。このことは複合材の破断を長さ  $l_c$  の距離内で引き起こすためには CV が大きいほど高い外力を必要とすることを意味する。この結果、  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  が高く、CV の大きい集積型の破断を生じる範囲では、CV の増加と共に  $\sigma_c$  は増加する。Fig. 4 中の  $\tau_y/\sigma_{fu}^0 = 0.02$  と  $0.05$  の場合の  $CV = 8-28\%$  がこの範囲に相当する。なお、  $\tau_y/\sigma_{fu}^0 = 0.05$  の場合を  $0.02$  の場合と比較すると、前者では  $l_c$  はより短いので破断されるべき長さ  $l_c$  の繊維強度は高く、かつ、マトリックス応力の寄与が大きいので、  $K$  が高いにもかかわらず強さは CV の全域にわたって高くなっている。

### 3.2 マトリックスの靱性が低い場合の複合材強さに及ぼすマトリックスの降伏応力及び繊維強度のばらつきの影響

#### 3.2.1 $\tau_y/\sigma_{fu}^0$ の関数としての $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$ の変化

マトリックスの靱性は、材料が強くなると低くなる傾向がある。ここでは、式(5)中の  $U$  は規格化された降伏応力  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  に反比例する仮想的なケースを考え、モデル実験を行うことにした。いま、  $U = U_0(\tau_y/\sigma_{fu}^0)^{-1}$  と置くと、式(5)中の  $U/\sigma_{fu}^0$  は

$$U/\sigma_{fu}^0 = (U_0/\sigma_{fu}^0)(\tau_y/\sigma_{fu}^0)^{-1} \dots \dots \dots (8)$$

と書ける。ここでは  $V_f = 0.5$  とし、  $U_0/\sigma_{fu}^0 = 0.0005, 0.005$  および  $0.05$  の場合について調べた。このうち、  $U_0/\sigma_{fu}^0 = 0.05$  の場合の複合材の強さは、マトリックスが十分靱性を持っている場合と同じであった。強さの低下の生じた  $U_0/\sigma_{fu}^0 = 0.005$  および  $0.0005$  の場合の

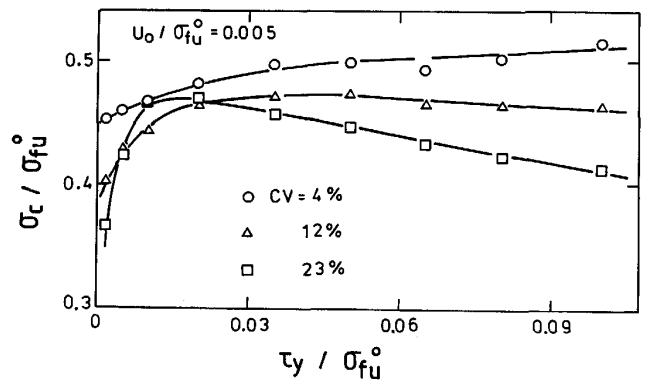


Fig. 5. Variations of  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  as a function of  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  for  $CV = 4, 12$  and  $23\%$  under the condition of  $U_0/\sigma_{fu}^0 = 0.005$ .

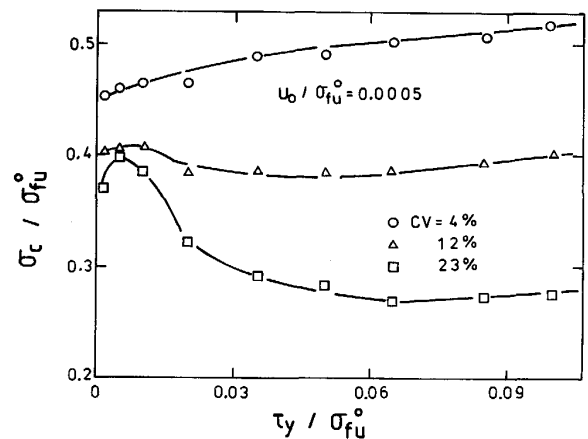


Fig. 6. Variations of  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  as a function of  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  for  $CV = 4, 12$  and  $23\%$  under the condition of  $U_0/\sigma_{fu}^0 = 0.0005$ .

$\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  の  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  に対する変化をそれぞれ、Fig. 5, 6 に示す。次の特徴が読み取れる。(i) CV が小さい場合 (4%) は、  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の上昇にともない、強さは上昇する。CV が小さい場合は、マトリックスの靱性の高低に関わらず弱い繊維の破断が複合材の強さを決定するので、マトリックス応力が高くなる分だけ複合体の強さは上昇する。(ii) CV が大きい場合 (12%, 23%) は、  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は、  $U_0/\sigma_{fu}^0 = 0.005$  とマトリックスの靱性を高くはないが低くもない程度にとった場合は、  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の増加と共にいったん増加し最高値を示した後減少し、  $U_0/\sigma_{fu}^0 = 0.0005$  とマトリックスの靱性を低くとった場合は、  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の増加と共にいったん増加し最高値を示した後減少し、その後再び上昇する。  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の小さい領域での  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  の増加は、この領域では式(8)の仮定よりマトリックスの靱性は高いので、3.1.1 で述べた理由により説明される。その後の低下は、  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の大きい領域

では靱性が低く、また CV が大きいと集積型の破断モードを示し大きなクラックができやすいことにより説明される。なお、 $U_0/\sigma_{fu}^0$  が 0.0005 の場合には、 $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  がやく 0.05 を超えると  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は再び上昇するのは以下の理由からである。式(5)が意味を持つのは少なくとも一本の繊維が破断している場合である。すなわち、少なくとも一番弱い繊維が破断しなければクラックは形成されないため複合材の破断も起こり得ない。 $U_0/\sigma_{fu}^0$  が低く  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  が高いと、式(5)で計算される  $N=1$  の場合の  $\sigma_F/\sigma_{fu}^0$  は一番弱い繊維が破断するときの複合材の応力より低くなる。このような状況下では、一番弱い繊維が破断しクラックを形成すれば、そのクラックはすでに進展する条件を満たしているため、直ちに進展し、複合材全体を破断してしまう。この場合の複合材の強さは一番弱い繊維の強さを基にした複合則でほぼ与えられるため、 $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  の増加と共に  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は直線的に増加する。

複合材の強さを上げるため、高強度のマトリックスを用いる場合があるが、この場合には、靱性を犠牲にするとかえって複合材は弱くなってしまふので、注意が必要である。特にマトリックスの降伏応力を上げるため合金元素を添加する場合には、合金元素の偏析により脆弱な化合物がマトリックス中に形成されやすく、靱性を下げることにつながるため、適切な作製方法を選択する必要がある。

### 3.2.2 CV の関数としての $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$ の変化

$\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  の CV に対する変化は  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  及びマトリックスの靱性に依存する。Fig. 7 に代表的な変化の様相

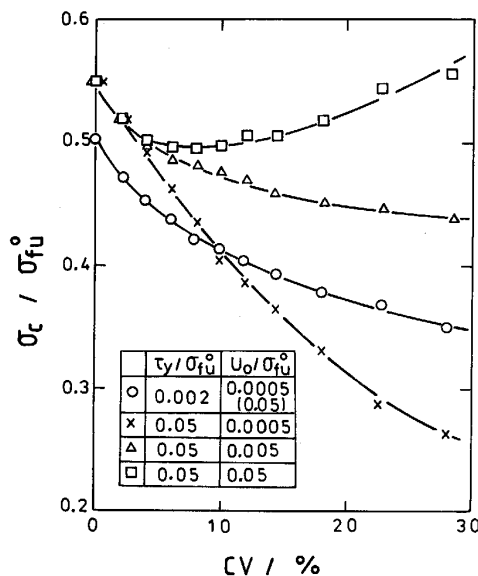


Fig. 7. Variations of  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  as a function of CV for various combinations of the values of  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  and  $U_0/\sigma_{fu}^0$ .

を示す。Fig. 7 に見られる特徴は次のように要約される。(i)  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  が低い場合 (0.002) は、 $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は CV の増加と共に単調に減少する。これは、 $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  は低いと式(8)より靱性が高いとしているため、 $U_0/\sigma_{fu}^0$  が 0.05 の場合はもちろん、0.0005 と低い場合でも、 $U/\sigma_{fu}^0$  は十分高くなり、Fig. 4 に示したマトリックスの靱性が高い場合と同じ変化を示す。(ii)  $\tau_y/\sigma_{fu}^0$  が高いと、複合材強さの CV に対する変化はマトリックスの靱性によって大きく異なってくる。靱性が低い場合は  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は CV の増加と共に単調に減少し、CV の大きい領域ではきわめて低強度しか得られない。これは、CV が大きくなるにつれ弱い繊維の強さはますます弱くなり、より低応力でクラックが形成されるからである。靱性が上昇するにつれ、特に CV の大きい領域での強さは上昇する。靱性が十分高くなると Fig. 4 の靱性が高い場合の変化と同じになり、強さは CV の増加につれていったん減少した後上昇する。

### 3.3 $V_f$ の関数としての $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$ の変化

複合材の強さを予測するのに式(6)で示される複合則がしばしば用いられる。しかしながら、従来の研究結果を見ても、(ア)複合則がほぼ成立する場合<sup>17)18)</sup>、(イ)  $V_f$  が低い場合は複合則に近い値を示すが、 $V_f$  が高くなると偏し、 $V_f$  を上げて強さが上がらない場合<sup>21)</sup>、(ウ)複合則よりは低い  $V_f$  の増加と共に強さが増加する場合<sup>22)</sup> などが報告されており、複合則で強さが予測できない場合も多い。本研究ではマトリックスの靱性によって(ア)-(ウ)いずれの場合も出現しうることが判明したのでこの点について述べる。

本シミュレーション実験の範囲内では Fig. 3 に示したように  $V_f=0.5$  では、 $CV=23\%$ 、 $\tau_y/\sigma_{fu}^0=0.05$  でマトリックスの靱性が高い場合にはほぼ複合則を満足した。そこでこの条件で  $V_f$  とマトリックスの靱性を変化させ、 $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  をもとめ、複合則からの偏きを調べることにした。

Fig. 8 に  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  の  $V_f$  依存性を示す。マトリックスの靱性が高い場合 ( $U_0/\sigma_{fu}^0=0.05$ ) は  $V_f$  の全域にわたってほぼ複合則と等しい強さを示す。しかし、マトリックスの靱性が低くなる ( $U_0/\sigma_{fu}^0=0.005$ ) と  $V_f$  が小さい領域では複合則に近い強さが得られるが  $V_f$  が大きくなると複合則からの偏きが大きくなり、やがて  $V_f$  が高すぎるとかえって強さが低下する領域が現れる。これは式(2)に示されるように  $V_f$  の増加と共に  $G_c$  が減少し、繊維の破断により形成されたクラックが進展しやすくなるためである。 $U_0/\sigma_{fu}^0$  が 0.0005 とかなり低くなると複合則からの偏きが小さい  $V_f$  で生じるようになる。こ

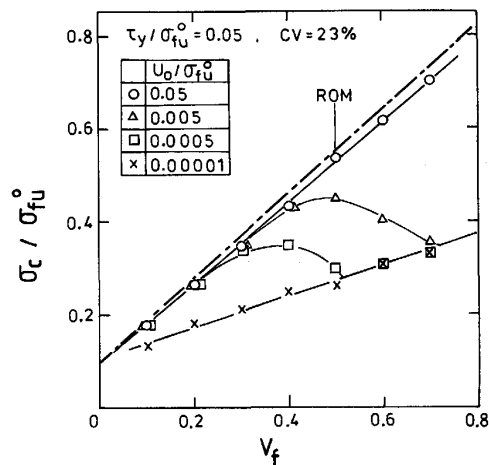


Fig. 8. Influence of ductility of matrix on  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  as a function of  $V_f$  for  $\tau_y/\sigma_{fu}^0 = 0.05$  and  $CV = 23\%$ .

の場合には強さは  $V_f$  の増加と共に上昇し、最高値を示した後、いったん低下しその後再び上昇する。  $V_f$  が大きい領域 (0.6-0.7) で再び上昇するのは、この領域では式(2)より  $G_c$  が低くなり、一本の繊維の破断が複合材をただちに破断させるので、この場合の複合材の強さは一番弱い繊維の強さを基にした複合則で与えられるからである。  $U_0/\sigma_{fu}^0$  がきわめて低い場合 (0.00001) には、  $V_f$  の全域で一本の繊維が破断すれば複合材もただちに破断するようになり、  $\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  は  $V_f$  の増加と共に直線的に増加する。

$\sigma_c/\sigma_{fu}^0$  と  $V_f$  の関係は  $CV$  の値によっても変化する。 Fig. 8 では  $CV = 23\%$  と  $CV$  の大きな場合を示したが、  $CV$  が小さければ一番弱い繊維の強さは高いから、複合則で  $\times$ 印で示した強さの差は小さくなる。実験的には、  $V_f$  が大きいと繊維同士の交差や損傷が激しいので、  $V_f$  を上げて強さは上昇しない場合もあり、本研究結果は高  $V_f$  での強さの低下のすべてを説明するものではない。しかしながら、本研究結果はこれまで報告されている複合材強さの  $V_f$  依存性(ア)-(ウ)をすべて定性的に説明できる点で有用である。

本研究で用いた複合材は繊維容積率  $V_f$  が 50% のとき、長さ  $L_c/d_f$  が 1000、繊維数 50 本の 2 次元モデルである。これは、  $d_f = 100 \mu\text{m}$  の場合には長さが 100 mm、幅約 10 mm のモノレイヤー (Mono-layer) 複合体に相当し、  $d_f$  が  $10 \mu\text{m}$  の場合には長さが 10 mm、幅約 1 mm のそれに相当する。試験片としては十分に大きいとは言えない。本モデルが 2 次元であることも併せ考えると、実用サイズの 3 次元の複合材の強さを定量的に記述するには十分ではない。しかしながら、複合材の破断挙動の本質はサイズや次元が異なっても同じであり、本研究結

果は実用材の開発に有効な知見を与えるものと考えられる。

#### 4. 結 論

界面接着が強い一方向連続繊維強化金属基複合材料の引張強さに及ぼすマトリックスの降伏応力及び靱性の影響を計算機シミュレーション法で調べた。主な結果は以下の 5 点に要約される。

(1)マトリックスの靱性が十分高いときは、マトリックスの降伏応力の増加と共に複合材の強さは上昇する。ただし、降伏応力の低いときは臨界長さが短いため、また、降伏応力の非常に高いときには破断繊維による隣接繊維への応力集中が高いため強化効率は低下する。

(2)マトリックスの靱性が十分高いときは、繊維強度のばらつきが大きいと複合材の強さはマトリックスの降伏応力の変化に対して大きな変化を示すが、ばらつきが小さいと小さな変化しか示さない。

(3)マトリックスの靱性が十分高いときは、マトリックスの降伏応力が低ければ、複合材の強さは繊維強度のばらつきの増加と共に単調に低下する。一方、高ければ、複合材の強さは繊維強度のばらつきの増加にともないいったん低下し最小値を示した後増加する。

(4)マトリックスの靱性が低いときは、高いときに比して複合材の強さは低下する。とくに繊維強度のばらつきが大きい場合や繊維容積率が高い場合には低下が著しい。

(5)マトリックスの靱性が高いときは複合材の強さは繊維容積率に比例し、複合則で予想される値を示し得る。靱性が低いと、繊維容積率を上げてかえって複合材の強さは減少する場合がある。靱性がきわめて低いと、複合材の強さは繊維容積率の増加と共に直線的に増加するが、複合則に比較すると低い。これらの特徴は繊維強度のばらつきが大きい場合に顕著に現れる。

#### 文 献

- 1) J. M. HEDGEPEETH: NASA TN D-882 (1961)
- 2) J. M. HEDGEPEETH and P. Van DYKE: J. Comp. Mater., 1 (1967), p. 294
- 3) B. W. FICHTER: NASA TN D-5453 (1970)
- 4) F. J. LOCKETT: National Physical Laboratory Report (England), Maths. 88 (1970)
- 5) H. FUKUDA and K. KAWATA: Fib. Sci. Tech., 9 (1976), p. 189
- 6) C. ZWEBEN: Eng. Frac. Mech., 6 (1974), p. 1
- 7) 落合庄治郎, 安部研吾, 長村光造: 日本金属学会誌, 48 (1984), p. 1021
- 8) S. OCHIAI, K. OSAMURA and K. ABE: Z. Metallkd., 76 (1985), p. 299
- 9) G. A. COOPER and A. KELLY: J. Mech. Phys. Solids, 15

- (1967), p. 279
- 10) A. S. TETELMAN: ASTM STP 460, ASTM, Philadelphia (1969), p. 473
- 11) S. OCHIAI, K. OSAMURA and K. ABE: Z. Metallkd., 76 (1985), p. 402
- 12) S. OCHIAI and K. OSAMURA: Z. Metallkd., 76 (1985), p. 485
- 13) S. OCHIAI and K. OSAMURA: Metall. Trans. A, 18 (1987), p. 673
- 14) S. OCHIAI and K. OSAMURA: J. Mater. Sci., 23 (1988), p. 886
- 15) S. OCHIAI and K. OSAMURA: Metall. Trans. A, 19 (1988), p. 1491
- 16) W. WEIBULL: J. Appl. Mech., 18 (1951), p. 293
- 17) D. L. MCDANELS, R. W. JECH and J. W. WEETON: Trans. Metall. Soc. AIME, 233 (1965), p. 636
- 18) A. KELLY and W. R. TYSON: J. Mech. Phys. Solids, 13 (1965), p. 329
- 19) C. ZWEBEN: AIAA J., 6 (1968), p. 2325
- 20) C. ZWEBEN and B. W. ROSEN: J. Mech. Phys. Solids, 13 (1970), p. 189
- 21) S. KOHARA and N. MUTO: ASTM STP 864, ASTM, Philadelphia (1985), p. 456
- 22) 中田栄一, 香川 豊, 宮下博仁, 野田英俊: 早稲田大学鋳研報告 (1981) 36, p. 93