W-Al 系短繊維強化合金における繊維の相互作用 —突き合わせ型繊維分布の場合*—

奥 野 攻** 三 浦 維 四**

Osamu Okuno and Ishi Miura : Fiber/Fiber Interaction in Face to Face Fiber Models of Short Fiber Composite Alloys. Fiber/fiber interaction in face to face fiber models of W short fiber reinforced Al alloys are studied in axial load by using moiré strain analysis. Effects of distance between fiber ends and lateral fiber spacing on fiber reinforced mechanism are investigated.

The results obtained are as follows :

- (1) It was found that the interfacial shear strain concentration factor in the matrix increased to a very high value as the distance between fiber ends decreased. And the closer the distance between the fiber ends, the shorter the fiber critical aspect ratio.
- (2) Variation in lateral fiber spacing from $18 d_f$ to $3 d_f$ (d_f : fiber dia.) showed a decrease in the strain concentration and also in the interfacial shear strain concentration in the matrix.
- (3) These concentrations increased as the average composite strain increased.
- (4) The strain concentration factor in the neighboring fiber near face to face fiber at $3 d_f$ lateral fiber spacing and 0 distance between the fiber ends was about 1.4.
- (5) Both the face to face fibers and the fracture fiber almost equally affected neighboring fibers and the matrix.
- (6) As the load increased, fiber fracture initiated randomly. When these fiber fractures occurred in close proximity, these fiber fractures propagated to their neighboring fibers and finally composite failure occurred at a right angle to the fiber.

(Received January 7, 1974)

I. 緒 言

短繊維強化合金の強化機構や破壊機構におよぼす繊維の相互作用の影響はきわめて大きく複雑であると考えられる。この繊維の相互作用を明らかにするため繊維のとりうる分布を包囲型繊維分布、重複型繊維分布、突き合わせ型繊維分布の3つに分類し⁽¹⁾、ひずみ解析を試みた。そのうち包囲型繊維分布および重複型繊維分布における繊維の相互作用は前々報⁽¹⁾および前報⁽²⁾で検討を試みた。本報では残りの突き合わせ型繊維分布の場合についてのひずみ解析結果を報告する。

突き合わせ型繊維分布は直列に並んだ繊維の向い合った端末の相互作用を解析するもので、基本的な分布を Fig.1 (a)に示す。このような繊維分布は短繊維強化合金内に当初からあるものばかりでなく、複合体内の繊維の強度のバラツキや周囲の繊維の端末部による応力集中により、まだ複合体が破壊に至らない比較的低い応力で破断した繊維などによっても複合体内に生じてくるであろう。そしてこれらによる相互作用や応力集中が短繊維強化合金の最終的な強度に大きな影響を与えているようである。たとえば Al-Al₃Ni 系、Cu-Cr 系、Al-CuAl₂ 系などの一方向共晶合金の引張破断面に繊維破断部を中心とした多数のディンプル

が観察されている^{(3)~(5)}。また Rosen と Zweben は短繊維強化合金の破壊はこれらの繊維端部の応力集中の累積によるものであるとし理論解析を試み、Al₂O₃ ウィスカー強化 Al の実験値と良い一致をみている⁽⁶⁾。また、界面結合の強固な連続繊維強化合金の破壊はこのような繊維不連続部の周囲の応力集中の累積により起るともいわれている⁽⁷⁾。このように突き合わせ型繊維分布は繊維強化合金の破断に大きく関与しているものと思われる。このため、このような突き合わせ型繊維分布と類似のモデル複合体による応力解析は MacLaughlin⁽⁸⁾や Iremonger ら⁽⁹⁾による光弾性実験解析や有限要素法による計算が試みられてはいるが、最も重要なマトリックスの塑性域に関してはほとんど知られていない。

本報告はこの突き合わせ型繊維分布を持ったW線と Al マトリックスから成る複合体を作成し、これに単軸引張応力を与え、モアレ法により塑性域の2次元のひずみ解析を行なったものである。また、突き合わせ繊維の周囲に連続繊維を配したモデル複合体も作成し、これら突き合わせ繊維端末が周囲の繊維におよぼす効果をも検討した。

II. 実験方法

試験片の形状、寸法および繊維の分布を Fig.1 に示す。

** 東京医科歯科大学医用器材研究所 (Institute for Medical and Dental Engineering, Tokyo Medical and Dental University, Tokyo)

* 1972 年 10 月金属学会名古屋大会に発表; 金属組織と機械的性質の関係について (第 27 報)

Fig. 1 Fiber distribution and dimension of specimens. Matrix: Al, Fiber: W
 D : Distance between fibers ends, S : Lateral fiber spacing, t : Thickness of specimens, d_f : Fiber dia.

- (a) $D/d_f=0$, $D/d_f=10$, $D/d_f=30$; $t=1$ mm, $d_f=0.3$ mm ϕ
 (b) $D/d_f=0$, $S/d_f=3$, $D/d_f=0$, $S/d_f=6$, $D/d_f=0$, $S/d_f=9$, $D/d_f=0$, $S/d_f=18$; $t=1$ mm, $d_f=0.5$ mm ϕ

まず基本的な(a)の繊維配列の試料で繊維端の距離と相互作用について調べた。この場合、繊維端間の距離 D/d_f がそれぞれ 0, 10, 30 (d_f : fiber dia.) の試験片を作成した。次に(b)のように周囲に多数の連続繊維を等間隔に配したものを作成した。この場合、相互作用の最も大きくなるよう繊維端間の距離を $D/d_f=0$ とし繊維軸と直角方向の繊維間隔 S/d_f をそれぞれ 3, 6, 9, 18 と変化させた複合体を作成した。

強化繊維は W 線でマトリックスは純 Al である。(a)のモデルでは直径 0.3 mm の W 線を、(b)では 0.5 mm の W 線を用いた。繊維は太い方が解析しやすくデータも正確であるが(a)のモデルではマトリックスのひずみ集中が大きくなり、マトリックスの幅の影響を受けやすいため、繊維径を細くし、相対的にマトリックスの幅を広げた。マトリックスの厚さは 1 mm とした。

複合法は前報と同様ホットプレス法で作成した⁽¹⁾⁽²⁾。Al マトリックスの所定の位置に繊維径よりやや細めの溝を掘り、W線を圧入し、25 μ の Al 箔を被い真空中でホットプレスした。ホットプレスは真空度 5×10^{-4} mmHg で 600°C に加熱し、加圧力 250 kg/cm² で 24 hr 行った。でき上がった試験片では繊維の表面が試験片の表面下数十 μ 以内にある。この表面のモアレひずみ解析を行なった。

モアレのためのモデルスクリーンは写真焼付法によって転写した。モデルスクリーンの格子線は 500~1000 本/in のものを用いた。

試験片への荷重は単純引張りとし、試験片の繊維軸方向からインストロン型万能試験機を用いてひずみ速度 3.1×10^{-2} min⁻¹ で与えた。この間モアレカメラでモアレ干渉縞を撮影した。干渉縞の解析は干渉縞の傾角と間隔から各ひずみを求める方法によった⁽¹⁰⁾。

解析の結果は試験片上の繊維軸方向を x 、繊維軸と直角方向を y とし表示した。この座標の原点は右側にある中心繊維の端とした。

III. 結果と考察

1. 応力-ひずみ曲線

Fig. 2 に W 繊維, Al 板の各素材と複合体各試験片の応力-ひずみ曲線を示す。複合体試験片の引張強さは ± 1 kg/mm² の範囲で複合則と良く一致している。応力-ひずみ曲線の各所に落込みがあるがこれは繊維の破断に対応するものである。数個所の繊維破断が起り、それがたまたま近接した位置に起るとマトリックスの破断が起り複合体試験片は繊維軸と直角方向に破断した。この破断については最後に詳しく述べる。

- 1: W fiber (0.5 mm ϕ); 2: W-Al ($D/d_f=0$, $S/d_f=3$); 3: W-Al ($D/d_f=0$, $S/d_f=6$); 4: W-Al ($D/d_f=0$, $S/d_f=9$); 5: W-Al ($D/d_f=0$, $S/d_f=18$); 6: W-Al ($D/d_f=0$, $S/d_f=\infty$); 7: Al plate

Fig. 2 Stress-strain curves for W-Al, 0.5 mm ϕ W fiber and Al plate.

2. 繊維のひずみと界面せん断ひずみ

(1) 繊維端間の距離

突き合わせ型の繊維分布をもつ試験片の繊維軸方向から引張応力を与えると向い合った繊維端末部付近では互いに

符号反対の界面せん断応力が働く。したがって繊維端間の距離が近づくとそれらが互いに影響し合い、応力集中が大きくなる。

Fig.3 は Fig.1(a) の試験片で繊維端間の距離が 0 の場合と相互作用のほとんどない繊維端間距離 D/d_f が 30 のときの繊維のひずみ、マトリックス側の界面せん断ひずみ分布を比較したものである。複合体試験片の平均ひずみはいずれも $\bar{\epsilon}_c = 10 \times 10^{-3}$ である。繊維のひずみ分布は繊維端に近いところでは $D/d_f = 30$ の方が高いが、 $x/d_f = 17$ あたりで

Fig.3 Fiber strain and interfacial shear strain in matrix.

($D/d_f = 0$, $S/d_f = \infty$, $D/d_f = 30$, $S/d_f = \infty$)

逆転し、 $D/d_f = 0$ の方がやや高くなり両者共飽和値に近づく。この繊維端付近での繊維のひずみが $D/d_f = 30$ で高いのは $D/d_f = 30$ では繊維端断面にマトリックスがあり、ここからの応力伝達が行われるのに対して $D/d_f = 0$ では繊維端が不連続でここからの応力伝達がないためであろう。一方、臨界アスペクト比†は $D/d_f = 0$ では約 24 と $D/d_f = 30$ の場合の約 32 に比べ短くなる。これは $D/d_f = 0$ の方の界面せん断ひずみが繊維端近くでとくに大きく集中し、それだけ繊維端に近い部分の応力伝達が大きいためであろう。

Fig.4 は繊維端での界面せん断ひずみ集中率 $2\gamma_{m \max}/\bar{\epsilon}_c$ (γ_m : マトリックス側の界面せん断ひずみ、 $\bar{\epsilon}_c$: 複合体の平均ひずみ) と繊維端付近 ($x/d_f = 0.5, y/d_f = 0, D/d_f = 0$ のときは $x/d_f = 0, y/d_f = \pm 0.5$) で最大に達するマトリックスのひずみ集中率 $\epsilon_{m \max}/\bar{\epsilon}_c$ ($\epsilon_{m \max}$: マトリックスの最大ひずみ) が繊維端間の距離に対していかに変化するかを示したものである。値は複合体の平均ひずみ $\bar{\epsilon}_c$ が 10×10^{-3} のときのもので界面せん断ひずみ集中もマトリックスのひずみ集中も繊維端間の距離が近づくと大きくなる。とくに $D/d_f = 10$ 以下になると相互作用が大きくなり、 $D/d_f = 0$ で最大に達する。また、界面せん断ひずみ集中とマトリックスのひずみ集中はほぼ同一の値を示し変化する。

† 臨界アスペクト比の正式の定義から少しははずれるが、ここでは便宜的に繊維がある一定の飽和ひずみに達するのに必要なアスペクト比の 1/2 という意味で用いた。

Fig.4 Variations of interfacial shear strain concentration in matrix and maximum matrix strain concentration for distance between fibers ends at $\bar{\epsilon}_c = 10 \times 10^{-3}$ ($S/d_f = \infty$).

Fig.5 Variations of interfacial shear strain concentration in matrix for average composite strain.

Fig.5 は界面せん断ひずみ集中率を複合体試験片の平均ひずみに対して示したものである。複合体試験片に与える応力が増加していくと、すなわち平均ひずみが増加すると界面せん断ひずみ集中は激しくなっていく。この界面せん断ひずみ集中は繊維端間の距離 D が狭い方が大きく、かつ増加率も高い。

(2) 突き合わせ繊維におよぼす隣接繊維の影響

以上のように突き合わせ型繊維分布において繊維端間の距離が短いほどひずみ集中が増大し $D/d_f = 0$ のとき最大に達すると同時にわずかながら短繊維の臨界アスペクト比は減少する。この短繊維の突き合わせの効果は近接する周囲の繊維によってどんな影響を受けるかあるいは与えるかを調べた。

Fig.6 は Fig.1(b) の繊維分布モデルにおける中央突き合わせ繊維のひずみ分布とマトリックス側の界面せん断ひずみ分布を求めたものである。(a) は横方向の繊維間隔 S の比較的広い $S/d_f = 9$, (b) は狭い $S/d_f = 3$ の各場合で、いずれも $\bar{\epsilon}_c = 5 \times 10^{-3}$ である。界面せん断ひずみの繊維端での集中は横方向の繊維間隔の狭い $S/d_f = 3$ の方が $S/d_f = 9$ の場合より小さく約 1/2 程度である。また、繊維間隔の

違いによって繊維のひずみ分布曲線の形状も微妙な違いがある。たとえば、臨界アスペクト比は繊維間隔の狭い $S/d_f=3$ の方が短くなっている。

Fig.7 は繊維の間隔 S/d_f と界面せん断ひずみの最大値 $2\gamma_m/\bar{\epsilon}_c$ の関係を複合体試験片の平均ひずみをパラメーターにあらわしたものである。繊維間隔 S/d_f が狭いほど界面せん断ひずみの集中率は低下する。この傾向は包囲型繊維分布の場合と同様である⁽¹⁾がひずみ集中率はこの突き合わせ

せ型繊維分布の方が大きい。またこれらの傾向は平均ひずみの大きいときほど著しい。

一方、繊維の臨界アスペクト比を繊維間隔に対してあらわすと Fig.8 のようになる。Fig.8 は $\bar{\epsilon}_c=5 \times 10^{-3}$ における繊維の臨界アスペクト比を繊維間隔に対して求めたものである。この図から臨界アスペクト比は横方向繊維間隔 S/d_f が 10 以下になるとかなり低下することがわかる。

Fig.6 Interfacial shear strain distribution in matrix and strain distribution in face to face fiber.

(a) $D/d_f=0, S/d_f=9$, (b) $D/d_f=0, S/d_f=3$

Fig.7 Effects of lateral fiber spacing on the maximum interfacial shear strain concentration factor in matrix ($D/d_f=0$).

Fig.8 Variation of critical fiber length as lateral fiber spacing at $\bar{\epsilon}_c=5 \times 10^{-3}$ ($D/d_f=0$).

(3) 隣接繊維のひずみ集中

突き合わせられた繊維のひずみ分布や界面せん断ひずみに隣接繊維は影響を与えるが、逆にこの隣接繊維にも突き合わせ繊維の影響があらわれる。Fig.9 は繊維間隔が比較的狭い $S/d_f=3$ のときの中央突き合わせ繊維に隣接する繊維のひずみ分布と中央突き合わせ繊維側のマトリックスの界面せん断ひずみである。複合体の繊維軸方向に単純引張応力が与えられると Fig.6 のように大きな界面せん断ひずみが中央突き合わせ繊維に沿って働くと同時にこれに隣接する繊維界面に反作用として界面せん断ひずみが発生する。これが Fig.9 の界面せん断ひずみである。この界面せん断ひずみの最大値は $x/d_f \div 3$ の位置で中央突き合わせ繊維末端から約 45° の方向にある。この界面せん断ひずみによって隣接繊維にひずみ集中が発生する。このひずみ集中は中央突き合わせ、繊維の末端 $x/d_f=0$ の位置に最大値が

Fig.9 Interfacial shear strain distribution in matrix and strain distribution in adjacent fiber near face to face end at $\bar{\epsilon}_c=5 \times 10^{-3}$ ($D/d_f=0, S/d_f=3$).

Fig. 10 Variation of the maximum value of strain concentration factor in neighboring fiber as average composite strain ($D/d_f=0$, $S/d_f=3$).

あり、複合体の平均ひずみの約 1.4 倍のひずみ集中を起こしている。

隣接繊維のひずみ集中率は他のひずみ集中と同じように Fig. 10 に示すようにわずかながら平均ひずみの増加に対して増加の傾向にある。

このような 2 次元モデルでの結果を 3 次元である実際の短繊維強化合金にただちに当てはめることはできないが、突き合わせ繊維端末が応力集中源となり周囲の繊維の破断確率をかなり高めるといえるであろう。

3. マトリックスのひずみ分布

Photo. 1 は繊維間隔 S/d_f が 18, 9, 6, 3 の各場合のモアレ干渉縞である。繊維は横に並んでおり中央に突き合わせた

Photo. 1 Moiré-fringe patterns around face to face fiber.

- (a) $D/d_f=0$, $S/d_f=18$, $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$
- (b) $D/d_f=0$, $S/d_f=9$, $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$
- (c) $D/d_f=0$, $S/d_f=6$, $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$
- (d) $D/d_f=0$, $S/d_f=3$, $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$

Fig. 11 Contours of the strain distribution in the matrix near face to face fiber at $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$ ($D/d_f=0$, $S/d_f=18$).

Fig. 12 Contours of the strain distribution in the matrix near face to face fiber ($D/d_f=0$, $S/d_f=3$).
(a) $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$, (b) $\bar{e}_c=5 \times 10^{-3}$

繊維がある。いずれも複合体の平均ひずみ $\bar{e}_c$ が 3×10^{-3} 前後での干渉縞である。繊維間隔が狭まると中央突き合わせ繊維端による影響域が減少していくことが干渉縞の乱れからわかる。これをひずみ分布と比較すると以下ようになる。

Fig. 11 は繊維間隔の広い $S/d_f=18$ の試験片の $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$ でのマトリックスの x 方向ひずみ分布を等高線であらわしたものである。等高線は $\bar{e}_c$ を 1 とし 0.4 ごとに引かれている。この場合、突き合わせ繊維部を中心にしてきわめて大きく広範にひずみ集中が起る。このひずみ集中の最大値は繊維端に近接する $x/d_f=0$, $y/d_f=\pm 0.5$ 付近にある。ここで、0.8 と 1.2 の等高線にはさまれたところがほぼ平均ひずみに等しい域で、1.2 以上の等高線に囲まれたところがひずみ集中域である。

Fig. 12 は繊維間隔の狭い $S/d_f=3$ の試験片の x 方向ひずみ分布の等高線である。Fig. 12(a) は Fig. 11 と同じ平均ひずみの $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$, (b) はさらに大きい $\bar{e}_c=5 \times 10^{-3}$ のときの x 方向ひずみ

分布である。このように繊維間隔が狭くなるとひずみ集中率もひずみ集中域もかなり減少する。この $S/d_f=3$ の場合もマトリックスの最大ひずみ集中部は $x/d_f=0, y/d_f=\pm 0.5$ 付近にある。

このマトリックスのひずみの最も集中する地点のひずみ集中率 $e_{m \max}/\bar{e}_c$ と平均ひずみ $\bar{e}_c$ の関係を求めたのが Fig. 13 である。Fig. 13 から繊維間隔の広い $S/d_f=18$ でのひずみ集中率をもっとも高く、とくに複合体の平均ひずみが $\bar{e}_c=3 \times 10^{-3}$ を越えると急上昇することがわかる。一方、繊維間隔 S/d_f が 9 以下ではひずみ集中率は小さく、 $\bar{e}_c$ の増加に対してもひずみ集中率の増加は比較的ゆるやかである。この傾向は繊維間隔の狭いほど強く $S/d_f=3$ では $\bar{e}_c=7 \times 10^{-3}$ でもひずみ集中率は約 12 程度である。

Fig. 13 Variations of maximum matrix strain concentration factor as average composite strain.

このように突き合わせ繊維端末によるマトリックスのひずみ集中域や集中率は繊維間隔の減少と共に狭く小さくなり、繊維の破断に先立つマトリックスの破壊の確率はきわめて小さくなっていく。

4. 繊維の破断と複合体の破断

複合体試験片の破壊に至るまでの挙動は従来から考えられてきた短繊維強化合金の繊維の累積破壊による機構に近いものであった^{(3)~(5)}。

たとえば $S/d_f=3, D/d_f=0$ の複合体試験片では与えられた応力が増加し平均ひずみが 0.8×10^{-3} のとき繊維破断が 1 つ起った。これは Fig. 2 のこの複合体の応力-ひずみ曲線における最初の落込みの部分に相当する。このときのモアレ干渉縞が Photo. 2 であり、このひずみ解析結果が Fig. 14 で、 x 方向ひずみ分布の等高線で示した。Fig. 14 の右下に位置する突き合わせ繊維部のひずみ集中部分とはほとんど無関係と考えられる位置で繊維が破断している。この繊維破断部の引張試験後の走査電顕観察によれば Photo. 3 のような脆性破断を示していた。W 線の単独引張

Photo. 2 Moiré-fringe patterns around face to face fiber and fracture point at $\bar{e}_c=8 \times 10^{-3}$ ($D/d_f=0, S/d_f=3$).
Face to face fiber: $x/d_f=0, y/d_f=0$
Fiber fracture point: $x/d_f=-25, y/d_f=15$

Fig. 14 Contours of the strain distribution in the matrix near face to face fiber and fiber fracture point at $\bar{e}_c=8 \times 10^{-3}$ ($D/d_f=0, S/d_f=3$).

Photo. 3 Brittle fracture of the W fiber ($D/d_f=0, S/d_f=3$).

試験では W 線は数%の破断ひずみを示し、延性的に破断する⁽¹¹⁾。したがって、このような低ひずみで W 線が脆性破断することは本来 W 線にあった欠陥があるいは部分的にマトリックスの Al と W 線が反応し、脆い金属間化合物を生成したとか W 線が再結晶したなどの欠陥によるものであろう⁽¹²⁾。

さらにこの複合体試験片の応力を増加させていくと複合体の任意の位置での繊維破断が増加する。たまたま繊維の破断が近接した所で起きたとき、この繊維破断が繊維軸と直角方向にただちに伝播しマトリックスの破断を伴い複合体は Photo. 4 のように破断した。この繊維破断の伝播に

Photo.4 Fracture appearance of composite ($D/d_f=0, S/d_f=6$).

Photo.5 Ductile fracture of the W fiber ($D/d_f=0, S/d_f=6$).

より連鎖的に破断した繊維は **Photo.5** のようにネッキングを起しており繊維の欠陥による破断ではなくひずみ集中による破断であることを示していた。

このように界面での結合が比較的確実であり繊維の強度に分布があると短繊維強化合金の破壊においては始めからこの合金内にある繊維端部による応力集中と繊維の低応力での破断部による応力集中との間にはあまり差がなく、むしろそのような応力集中源が近接して存在するかあるいは発生するかにより累積されることによるものと考えられる。

このような破壊機構は Rosen がガラス繊維強化エポキシ樹脂で確認したもの⁽¹³⁾と類似し、短繊維強化合金の一種と考えられる一方向共晶合金で観察された結果とよく一致する。すなわち、Al-Al₃Ni 系、Cu-Cr 系、Al-CuAl₂ 系の一方向共晶合金では繊維破断部を中心とした長く延びたディンプル破壊によって複合体の破断が起きている^{(3)~(5)}。

また、ウィスカー強化合金でも同様な破壊機構が予想されている。Rosen と Zweben はこのような繊維端部あるいは破断部の応力集中の累積によりウィスカー強化合金の破壊が起るとし、特別なモデルを用い統計的にウィスカー強化合金の強度を計算している⁽⁶⁾。この結果は Mehan の作成した複合則より低い Al₂O₃ ウィスカー強化 Al 合金の強度と良く一致している。

IV. 総 括

突き合わせ型繊維分布モデルでの繊維の相互作用と短繊維強化合金の強化や破壊機構について実験解析を試みた。突き合わせ型繊維分布の複合体試験片を Al と W 線で作成し、モアレひずみ解析法で単純引張におけるマトリックス塑性域での 2 次元のひずみ解析を行ない次の結果を得た。

(1) 突き合わせ型の繊維分布において対象となる 2 つの繊維の末端の距離が近づくにつれ、繊維の臨界アスペクト比は減少し、繊維端付近の界面せん断ひずみの集中率やマトリックスのひずみ集中は増大する。

(2) 次に、この大きなひずみ集中源となる突き合わせ繊維分布と周囲の繊維との相互作用について検討した。突き合わせ繊維に平行に隣接繊維を置くと、隣接繊維の間隔が狭いほどマトリックス内のひずみ集中と界面せん断ひずみの集中は減少していく。一方、突き合わせ繊維端部に近接する繊維にはひずみ集中が起る。これは繊維間隔 S/d_f が 3 (d_f : 繊維の直径) のとき複合体の平均ひずみの約 1.4 倍のひずみ集中であった。これは繊維破断の確率を高め、複合体の破壊に大きな影響があると思われる。

(3) 複合体試験片の破壊機構は一方向共晶合金で観察されたものや Rosen, Zweben らにより提案されているものと同様、短繊維端部あるいは繊維の強度のバラツキにより複合体が破断に達する以前に破断した繊維端部の応力集中の累積によるものであった。

終りに臨み、本実験に協力された進士 順一君 (当時東海大学生)、田中達夫君 (当時東海大学生) と織田 恭子さんに深く感謝の意を表します。

文 献

- (1) 奥野 政, 三浦維四: 金属学会誌, **39**(1975), 773.
- (2) 奥野 政, 三浦維四: 金属学会誌, **39**(1975), 779.
- (3) R.W.Hertzberg, F.D.Lemkey and J.A.Ford: Trans. Met. Soc. AIME, **233**(1965), 334.
- (4) R.W.Hertzberg and R.W.Kraft: Trans. Met. Soc. AIME, **227**(1963), 580.
- (5) R.W.Hertzberg and F.D.Lemkey and J.A.Ford: Trans. Met. Soc. AIME, **233**(1965), 342.
- (6) C.Zweben and B.W.Rosen: J. Mech. Phys. Solids, **18**(1970), 189.
- (7) C.Zweben: *Composite Materials: Testing and Design*, ASTM STP 460, 528.
- (8) R.M.Barker and T.F.MacLaughlin: J. Composite Materials, **5**(1971), 492.
- (9) M.J.Iremonger and W.G.Wood: J. Strain Analysis, **5**(1970), 212.
- (10) 田中吉之助: 応力測定に関する講習会テキスト, 日本材料学会, (1969), 79.
- (11) 三浦維四, 奥野 政: 金属学会誌, **34**(1970), 1201.
- (12) D.W.Petrusek and J.W.Weeton: Trans. Met. Soc. AIME, **230**(1964), 977.
- (13) B.W.Rosen: AIAA J., **2**(1964), 1985.