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

奥 野 攻** 三 浦 維 四**

Osamu Okuno and Ishi Miura : Fiber/Fiber Interaction in Surrounding Fiber Model of Short Fiber Reinforced Composite Alloys. The fiber/fiber interaction in short fiber reinforced composite alloys was studied by the moiré strain analysis. Models were prepared from the Al matrix and one short W fiber which was flanked by continuous W fibers. And these lateral fiber spacings were $18 d_f$, $9 d_f$ and $6 d_f$ (d_f : fiber dia., $d_f = 0.5 \text{ mm}$). Uniaxial loading parallel to the fiber was considered.

The results obtained are as follows :

(1) Strain concentration in the matrix decreased with reducing lateral fiber spacing and the strain concentration area in the matrix became narrower with decreasing lateral fiber spacing. For example, the lateral effect of strain concentration was about $15 d_f$ when the lateral fiber spacing was $6 d_f$ and the average strain of composite alloy model was 5.4×10^{-3} .

(2) The maximum value of shear strain in the matrix along the short fiber-matrix interface decayed down as lateral fiber spacing decreased.

(3) The critical aspect ratio diminished from 30 to 20 when the lateral fiber spacings decreased from $18 d_f$ to $6 d_f$.

(4) In the vicinity of short fiber ends, the strain concentration factor of the nearest fibers was about 1.4 and that of the second nearest fibers was about 1.2 when e_s was 5.4×10^{-3} , the lateral fiber spacings being $6 d_f$.

(Received January 8, 1974)

I. 緒 言

ウィスカー強化合金や、ある種の一方向凝固共晶合金など短繊維強化合金の微視力学機構はきわめて複雑であるが、多くは最も単純化された単一短繊維モデル(Unit short fiber model)で解析されている^{(1)~(10)}。この単一短繊維モデルの光弾性応力解析によれば、短繊維によりマトリックス内には大きな応力集中が発生し、その影響域は繊維と直角方向で $5 \sim 6 d_f$ (d_f : 繊維の直径) まで達する⁽⁷⁾。マトリックスが塑性域に入ると影響域はさらに拡大し $30 d_f$ 以上になる⁽⁸⁾。一方、実際の短繊維強化合金では多数の繊維がきわめて密に存在し繊維間隔はごく狭い。したがって繊維は相互作用を起し、この短繊維強化合金の強化機構、破壊機構などの微視力学に大きな影響を与えると思われる。しかし、この繊維の相互作用に関しては光弾性あるいは有限要素法によりマトリックスの弾性域を中心にして応力解析がいくつか行なわれているにすぎない^{(11)~(16)}。実際にはこの合金の最大強さや破壊の開始はマトリックスの降伏後に起るのであるから上記のような弾性域での問題よりも塑性域の問題が最も重要であると思われる。

そこで塑性ひずみ解析にモアレひずみ解析法を応用し、短繊維強化合金のマトリックス塑性域での繊維の相互作用を解析することを試みた。このような繊維の相互作用を検討するため、一方向に並ぶ以外ほとんど無秩序と考えられる短繊維強化合金内の繊維分布を短繊維間の応力伝達の仕方、繊維端末部間の相互作用などの関係から、次の3つに分類した。

短繊維強化合金に応力を与えると、繊維端末部にきわめて大きな応力の不均一が生ずる^{(8)~(12)}。まず繊維の相互作用について、この繊維端末部同志の相互作用が全く無い場合と繊維端末部間の相互作用のある場合に分けて考えた。前者のモデルが Fig. 1(a) の包囲型繊維分布モデル(Surrounding fiber model)である。これは繊維端末間の相互作用を回避するため、短繊維を連続繊維で包囲したものである。

一方、繊維端末部間の相互作用については、繊維分布モデルを短繊維間の応力伝達状態から Fig. 1(b) (c) の2つに分けた。(b) は短繊維と短繊維とが平行線上にあり、短繊維どうしが重なりを持って近接している重複型(Overlapping fiber model)の繊維分布である。この場合には重複度

** 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 25 報)

Fig. 1 Models of fiber/fiber interaction in short fiber reinforced composite alloys.
(a) Surrounding fiber model
(b) Overlapping fiber model
(c) Face to face fiber model

により異なるであろうが、短繊維から短繊維に応力の伝達があると考えられる場合である。一方、(c)は直列に並んだ突き合せ型繊維分布モデル (Face to face fiber model) で重なりがないため、短繊維間での応力の伝達はあまり期待できないと考えられる場合である。

本報告はこれら3つの繊維分布モデルのうち、まず、繊維端間での相互作用のない包囲型の繊維分布モデルを選び、短繊維やその周辺のマトリックスのひずみが周囲の繊維によって受けるな相互作用を観察し、微視的立場から論ずることを目的とした。試験片は作りやすさ、モアレ解析のしやすさや機械的性質の組合せが短繊維強化合金として標準的であるなどの点から短繊維をW線、マトリックスをAlで作成した。このW-Al系のモデル複合体の繊維軸方向から単軸引張応力を与え、モアレ法で複合体の破壊までの表面ひずみ分布を求め、包囲型繊維分布モデルでの繊維の相互作用について検討考察を試みた。

II. 実験方法

複合体試験片の形状、寸法を Fig. 2 に示す。試験片の繊維軸方向を x 、 x 軸と直角方向を y とする。繊維は等間隔で並んでおり、繊維間隔 S/d_f が 18, 9, 6 の3種の試験片を作成した。試験片は $0.5\text{ mm}\phi$ のW線、1 mm 厚のAl板から成っている。複合はまず1 mm 厚のAl板上の所定の位置に 0.5 mm よりやや細めの溝を正確に掘りW線を押し込んだ後、 25μ のAl箔を重ね真空ホットプレス

Fig. 2 Experimental model.
 $t=1\text{ mm}$
 S : Lateral fiber spacing

法で複合した。ホットプレス条件は繊維量で異なるが、加熱温度 $580\sim 600^\circ\text{C}$ 、加圧力 $50\sim 110\text{ kg/cm}^2$ で 24 hr 保持である。

この試験片の表面を清浄にした後、油性感光液を均一に塗布し、乾燥後 1000 本/in のモアレ用格子を写真焼付けた。引張応力はインストロン型の万能試験機でクロスヘッドスピード $3.1\times 10^{-2}\text{ min}^{-1}$ で試験片の破壊まで与えた。この間モアレ縞をモアレカメラで撮影した。

モアレ干渉縞の解析は前報と同様にモアレ干渉縞の間隔と傾き角からひずみを求める方法⁽¹⁷⁾で試験片表面のひずみ分布を求めた。

III. 結果と考察

1. 試験片の応力-ひずみ曲線

Fig. 3 は供試験片の応力-ひずみ曲線で、最大強さはいずれも複合則で予測されるものよりわずかながら低目であるが比較的良く一致している。応力-ひずみ曲線の落込みが繊維の破断を示している。この繊維の最初の破断は複合体のひずみが 1% 前後の所で始まっており、これはW線の破断ひずみ⁽⁸⁾より小さい。

Fig. 3 Stress-strain curves for the composites experimented.

2. マトリックスのひずみ分布

Photo. 1 は繊維間隔の広い $S/d_f=18$ と狭い $S/d_f=6$ のモアレ縮写真で、いずれも複合体に与えたひずみが $\bar{\epsilon}_0=5.0\times 10^{-3}$ 前後のときのものである。干渉縞の集中しているところに繊維端があり、繊維は左右の方向に存在している。繊維間隔の狭い方が繊維端部付近のひずみ不均一が少ないことがわかる。これらのモアレ干渉縞からマトリックスの x 方向ひずみ分布を求め、等高線であらわしたのが

Photo.1 Moiré fringes in the composite alloy models around central short fiber ends.

- (a) $S/d_f=18$, $\bar{\epsilon}_c=4.8 \times 10^{-3}$
 (b) $S/d_f=6$, $\bar{\epsilon}_c=5.4 \times 10^{-3}$

Fig.4, Fig.5 である。いずれも等高線は複合体の平均ひずみ $\bar{\epsilon}_c$ を 1 とし 0.4 ごとに引かれている。0.8 と 1.2 の等高線に囲まれた部分が平均ひずみにはほぼ等しい域である。

Fig.4 は繊維間隔の広い $S/d_f=18$ の場合である。繊維端末部付近のマトリックスには大きなひずみ集中が起こり、このひずみ集中度や集中領域は複合体の平均ひずみが大きいほど高く広い。

一方、繊維間隔が狭まると、周囲の繊維がマトリックスの変形を阻止し、このひずみ集中度は低下する。Fig.5 は繊維間隔が比較的狭い $S/d_f=6$ の場合である。この場合も繊維端末部付近のマトリックスにひずみ集中が起こり、複合体に与えられたひずみの増加とともにひずみ集中度やひずみ集中領域も増加していく傾向は $S/d_f=18$ の場合と変わらない。しかし、この場合、ほぼ同一の平均ひずみ段階で $S/d_f=18$ の場合と比較するとこのひずみ集中度や集中域はきわめて小さく、狭くなっていることがわかる。

次に、このマトリックスのひずみ集中の最大値が繊維間隔の減少によって、どのように変化するかを Fig.6 に示した。Fig.6 はマトリックス中で最もひずみ集中の大きな

Fig.4 Contours of strain distribution in matrix for average strain $\bar{\epsilon}_c$ of the composite alloys ($S/d_f=18$).

- (a) $\bar{\epsilon}_c=2.5 \times 10^{-3}$, (b) $\bar{\epsilon}_c=3.6 \times 10^{-3}$,
 (c) $\bar{\epsilon}_c=4.8 \times 10^{-3}$

Fig.5 Contours of strain distribution in matrix for average strain $\bar{\epsilon}_c$ of the composite alloys ($S/d_f=6$).

- (a) $\bar{\epsilon}_c=1.6 \times 10^{-3}$, (b) $\bar{\epsilon}_c=4.0 \times 10^{-3}$
 (c) $\bar{\epsilon}_c=5.4 \times 10^{-3}$

Fig. 6 Variations of strain concentration in matrix for space between fibers.

った地点 ($x/d_f \doteq -0.5$, $y/d_f = 0$) でのひずみ集中率 $e_{m \max}/\bar{e}_c$ ($e_{m \max}$:マトリックスのひずみの最大値) を繊維間隔 S/d_f に対して求めたものである。とくに、繊維間隔 S/d_f が 15 以下では最大ひずみ集中点のひずみ集中率は大幅に減少する。

このように、繊維間隔が狭まると、繊維端末を中心に発生するマトリックスのひずみ集中はその影響領域が狭まると同時に集中率が大幅に低下する好ましい傾向にある。

3. 界面せん断ひずみ分布

短繊維とマトリックス界面に働くマトリックス側の界面せん断ひずみ分布を Fig. 7 に示す。Fig. 7(a) は繊維間隔の広い $S/d_f = 18$, (b) は繊維間隔の狭い $S/d_f = 6$ の各場合である。横軸は x 方向の位置を示し $x/d_f = 0$ が繊維端末の位置で、+方向に短繊維があり-方向は短繊維の延長線上のマトリックスである。界面せん断ひずみは最大せん断応力説を採用し、せん断ひずみ集中率 $2\gamma_m/\bar{e}_c$ で示した。 γ_m

Fig. 7 Shear strain distribution in matrix along the short fiber matrix interface.
(a) $S/d_f = 18$, (b) $S/d_f = 6$

は短繊維とマトリックス界面のマトリックス側の界面せん断ひずみをあらわす。Fig. 7 から繊維間隔が広い方が繊維端末付近での界面せん断ひずみ集中が高いことがわかる。一方、繊維間隔が狭まると、とくに繊維端末での界面せん断ひずみ集中が減少する傾向にある。

Fig. 8 は繊維間隔 S/d_f と界面せん断ひずみ集中率の最大値の関係を示したものである。繊維間隔の減少と共に界面せん断ひずみ集中率が低下していくことがわかる。この傾向はとくに複合体に与えた応力が高いほど、すなわち平均ひずみ $\bar{e}_c$ が大きいほど著しくなっている。

Fig. 8 The maximum values of shear strain concentration factor in matrix along the short fiber matrix interface.

4. マトリックスのひずみ集中と界面せん断ひずみ集中との比較

Fig. 9 は界面せん断ひずみ集中の最大値 ($2\gamma_{m \max}/\bar{e}_c$) およびマトリックスのひずみ集中の最大値 ($e_{m \max}/\bar{e}_c$) が複合体の平均ひずみの増加によってどのように変化していくかを比較したものである。Fig. 9 は $S/d_f = 18$ と $S/d_f = 6$ の場合について示してある。平均ひずみが小さいところでは界面せん断ひずみ集中はマトリックスのひずみ集中より小さい。とくに、繊維間隔の広い $S/d_f = 18$ の場合にはこれが顕著である。一方、繊維間隔の狭い $S/d_f = 6$ ではあまり差が見られない。

Fig. 9 Variations of the matrix strain concentration and the interfacial shear strain concentration for average strain of composite.

複合体に与える応力が増加し平均ひずみが増加すると、これらいずれのひずみ集中率もかなりの上昇を示すが、とくに界面せん断ひずみ集中の上昇の方が大きい。その結果 $S/d_f=18$ では $\bar{\epsilon}_c=6 \times 10^{-3}$ 付近から界面せん断ひずみ集中の方がマトリックスのひずみ集中より大きくなる。 $S/d_f=6$ の場合も $\bar{\epsilon}_c=10 \times 10^{-3}$ 付近から界面せん断ひずみの方が大きくなるものと思われるが、界面せん断ひずみ集中とマトリックスのひずみ集中の大きさに大きな違いがなく、明瞭ではない。繊維とマトリックス界面の結合が理想的、すなわち、界面破断ひずみとマトリックスの破断ひずみが、同一と考えられるならば、繊維体積率が小さく繊維間隔が広い場合界面破壊がマトリックスの破壊よりおきやすく pull out 破壊しやすいことを示している。一方、繊維の体積率が大きいとマトリックスや界面でのひずみ集中は全般的に小さくなり、複合体への負荷応力が増加しても、その増加率は小さい。

5. 繊維のひずみ分布

界面せん断ひずみによって短繊維内に応力が伝達されひずみが発生する。この短繊維内のひずみ分布も周囲の繊維の影響を受けると考えられる。

Fig. 10 は繊維間隔の比較の広い $S/d_f=18$ での繊維内のひずみ分布を示したものである。平均ひずみの低い $\bar{\epsilon}_c=2.5 \times 10^{-3}$ では繊維末端からのひずみの増加率が低いが、 $\bar{\epsilon}_c=3.6 \times 10^{-3}$ および 4.8×10^{-3} では高くなる。また、 $\bar{\epsilon}_c=5.0 \times 10^{-3}$ での臨界アスペクト比†は 30 前後である。

Fig. 10 Growth of axial strain in a short fiber for $S/d_f=18$.

Fig. 11 は繊維間隔の比較の狭い $S/d_f=6$ の場合で、短繊維とそれに隣接する繊維およびさらに隣の繊維のひずみ分布を求めたものである。

まず、短繊維のひずみ分布は $S/d_f=18$ の場合と同様 $\bar{\epsilon}_c$ の増加と共に繊維末端からのひずみ増加率が上昇する。この場合も繊維末端付近からのひずみの増加率は平均ひずみの低い $\bar{\epsilon}_c=1.6 \times 10^{-3}$ では低いが、 $\bar{\epsilon}_c=3.4 \times 10^{-3}$ および $\bar{\epsilon}_c=5.4 \times 10^{-3}$ ではほぼ一致し高い。一方、 $S/d_f=18$ の場合にくらべて臨界アスペクト比は小さく、 $\bar{\epsilon}_c=5.4 \times 10^{-3}$

Fig. 11 Growth of axial strain in a short fiber and its neighboring fibers for $S/d_f=6$.
(a) $\bar{\epsilon}_c=1.6 \times 10^{-3}$, (b) $\bar{\epsilon}_c=3.4 \times 10^{-3}$,
(c) $\bar{\epsilon}_c=5.4 \times 10^{-3}$

Fig. 12 Variation of critical fiber length as lateral fiber spacing ($\bar{\epsilon}_c=5 \times 10^{-3}$).

でも 24 程度である。この臨界アスペクト比を繊維間隔に対して求めると Fig. 12 のようになる。Fig. 12 は $\bar{\epsilon}_c=5.0 \times 10^{-3}$ のとき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。繊維間隔の減少と共に臨界アスペクト比は小さくなることからわかる。この繊維間隔の減少による臨界アスペクト比の減少は pull out test の結果とも一致するものである⁽¹⁸⁾。

このように繊維間隔の減少は臨界アスペクト比を減少させ、より効果的に繊維に応力負担させることができるばかりでなく、先に示したようにマトリックスあるいは界面のひずみ集中をも大幅に減少させる。これは今まで単一短繊維モデルから導き考えられていたよりも、繊維間隔の狭い実際の短繊維強化合金ではこの点から、より効果的な短繊維強化効果があると推測される。しかし、繊維間隔が減少すると短繊維末端に近接する繊維に無用の応力集中を誘引するようになる。

Fig. 11 には中央短繊維の繊維末端の周囲の隣接繊維の

† 臨界アスペクト比の正式の定義から少しはずれるが、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。

ひずみ分布も示した。隣接繊維にひずみ集中が起り、その位置は複合体の平均ひずみによって多少異なるが、繊維端 ($x/d_f=0$) よりも側の $x/d_f=2\sim 5$ にある。このひずみ集中を複合体のひずみ $\bar{\epsilon}_0$ に対して示せば $\bar{\epsilon}_0=1.6\times 10^{-3}$ で 1.1, $\bar{\epsilon}_0=3.14\times 10^{-3}$ で 1.3, $\bar{\epsilon}_0=5.4\times 10^{-3}$ で 1.4 と複合体の平均ひずみの増加と共に集中度が高くなる傾向にあることがわかる。この隣接繊維に隣接する第2の隣接繊維にも複合体へのひずみが増加すると第1の隣接繊維の約半分のひずみ集中が、第1の繊維のひずみ集中した位置かあるいはそれよりも少々内側の $x/d_f=5$ 付近で起る。このひずみ集中度は $\bar{\epsilon}_0=1.6\times 10^{-3}$ ではほとんどわずかで測定できないが $\bar{\epsilon}_0=3.4\times 10^{-3}$ では 1.2 以下, $\bar{\epsilon}_0=5.4\times 10^{-3}$ では 1.25 と次第に増加している。

一般に用いられるウィスカーなどの短繊維の破断ひずみは比較的小さく 1% 前後であり、かつ、脆性破壊するものが多い。したがって、比較的小さな負荷において短繊維が十分に高い応力を負担する以前に無数にある各繊維の末端部が応力集中源となり、隣接繊維にひずみ集中が起り破断しやすくなると考えられる。

ここで、解析した包囲型の繊維分布モデルは応力集中源となる繊維末端どうしの相互作用がまったくない場合であるが、2つ以上の繊維の末端部が近接したり、あるいは重なって存在する繊維分布では、これらはさらに大きな応力集中源となり、短繊維強化機構に大きな影響を与えるものと思われる。これらについては以下の報で検討する。

IV. 総 括

短繊維強化合金の強化機構、破壊機構におよぼす繊維の相互作用の影響を明らかにするため W-Al 系短繊維強化合金モデルの単軸引張応力下におけるマトリックス塑性域でのひずみ解析をモアレ法で行なった。この繊維の相互作用を検討するために、短繊維強化合金の繊維分布を3つに分類した。本報ではとくにこのうち基本的と考えられる包囲型の繊維分布モデルでの繊維の相互作用について検討考察を試み以下の結果を得た。

(1) 短繊維末端付近に起こるマトリックスのひずみ集中は繊維間隔が狭くなると共に低下し、また、ひずみ集中領域もかなり縮小する。

(2) 短繊維の末端付近で最大になる繊維とマトリックスの界面に働くマトリックス側の界面せん断ひずみの集中度も繊維間隔の減少によって低下する。

(3) また、短繊維の臨界アスペクト比は繊維間隔が狭いほど短くなる。

(4) 短繊維末端の周囲の繊維には短繊維末端が応力集中源となりひずみ集中が起る。このひずみ集中は複合体のひずみ増加と共に増加する傾向にある。

終りに臨み、実験に終始協力された田中達夫君(当時東海大学生)と計算を手伝っていただいた織田恭子さんに深く感謝いたします。

文 献

- (1) H.L.Cox : Brit. J. Appl. Phys., **3**(1952), 72.
- (2) B.W.Rosen : *Fiber Composite Materials*, ASM, (1965), 37.
- (3) J.O.Outwater, Jr. : Modern Plastic, **3**(1956), 156.
- (4) T. Hayashi : *Proc. I. U. T. A. M. Symposium Warsaw*, (1958), 501.
- (5) A.Kelly and W.R.Tyson : *High-strength materials*, John Wiley & Sons, (1965), Chap.13.
- (6) M.R.Piggott : *Acta Met.*, **14**(1966), 1429.
- (7) D.M.Schuster and E.Scala : *Trans.Met.Soc. AIME*, **230**(1964), 1635.
- (8) 三浦維四, 奥野 攻 : 金属学会誌, **34**(1970), 1201.
- (9) 奥野 攻, 三浦維四 : 金属学会誌, **37**(1973), 1031.
- (10) 三浦維四, 浅岡憲三 : 金属学会誌, **37**(1973), 1212.
- (11) D.M.Schuster and E.Scala : *AIAA J.*, **6-3**(1968), 527.
- (12) T.F.MacLaughlin : *J. Composite Materials*, **2**(1968), 44.
- (13) R.M.Barker and T.F.MacLaughlin : *J. Composite Materials*, **5**(1971), 492.
- (14) T.F.MacLaughlin and R.M.Barker : *Experimental Mechanics*, **12**(1972), 178.
- (15) M.J.Iremonger and W.G.Wood : *J. Strain Analysis*, **4**(1969), 121.
- (16) M.J.Iremonger and W.G.Wood : *J. Strain Analysis*, **5**(1970), 212.
- (17) 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.
- (18) R.W.Jech and R.A.Signorelli : *NASA Technical Note*, NASA TN D-4548 (1968).