日本金属学会誌 第 46 巻 第 3 号 (1982) 313-322

ヘリカル繊維強化複合材料の引張特性

香 川 豊* 奥 原 元**
中 田 栄一*** 吉 田 進***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 46, No. 3 (1982), pp. 313-322

Tensile Properties of Helical Fiber Reinforced Composite Metals

Yutaka Kagawa*, Hajime Okuhara**,
Eiichi Nakata*** and Susumu Yoshida***

A study on the deformation and fracture behaviors of composites consisting of copper matrix and helical tungsten fibers has been carried out experimentally. Specimens each containing a single tungsten fiber, whose helical angle is varied from 15° to 76° , have been tensile-tested, and the effect of the helical angle on the fracture mode has been studied.

Results obtained show that two types of fracture mode are observed; (I) the fracture occurs in the matrix prior to that at the fiber for the composites reinforced with the helical angles less than 45° , or (II) vice versa for those with the helical angles larger than 53° . The ultimate tensile stress or the fracture stress and the strain at that stress are larger for Type II composites than for Type I composites. Deformation of tungsten fibers in the matrix for Type I composite is elastic, but that for Type II is considerably plastic. When the helical angle is very large, multiple necking and multiple fracture are also observed.

(Received October 19, 1981)

I. 緒 言

従来、繊維強化金属系複合材料の強化繊維としては主に直線状のものが用いられている。用いられる強化繊維はタングステンやボロンのように、一般に剛性と引張強さは極めて大きいが破断伸びは数%で極めて小さい⁽¹⁾。複合材料の特性は強化繊維の特性に大きく依存する。したがって、このような繊維で強化された複合材料は繊維の方向の剛性と強度は大きいが破断伸びはきわめて小さい。

複合材料の機械的特性には構成材料の機械的特性と体積率だけでなく、繊維の形状や分布状態なども複雑に影響すると考えられる。たとえば、繊維をねじったり、曲げたりして単純な直線状ではなくヘリカル状や波状にすれば、繊維それ自体の見掛けの剛性は減少するが、見掛けの破断伸びは増加するから、このような繊維で強化することによって複合材料の剛性は幾分犠牲にしても破断伸びをずっと大きくすることができると予想される。その結果、剛性と延性とうまくバランスしたすぐれた材料を作り出せるかもしれない。たとえば、ヘリカルな形状の繊維により強化した複合材料では材料に圧延加工性を持たせることができることはすでに報告した⁽²⁾。また、この場合、圧延加工時、および圧延加工後の引張特性は強化繊維として用いるヘリカルな繊維のマトリックス中での変形状態により大きく異なることがわかった。

本研究では、ヘリカルな形状の繊維によって強化した複合材料を作り、その引張特性と破壊挙動を調べ、さらにヘリカル繊維単独の変形挙動とマトリックス中での変形挙動を調べ、これらと対比することにより複合材料の変形機構を検討した。なお、複合材料には製作が容易であり繊維とマトリックスの間に化学的な相互作用を生じないことが知られている⁽³⁾ タングステン繊維と銅マトリックスを用いた。

II. 実験方法

II. 実験方法

1. ヘリカル構造タングステン繊維

強化繊維としては、直径 $150\mu\text{m}$ のタングステン繊維を用いた。このタングステン繊維を直径 $300\mu\text{m}$ の銅線 (99.9% 純度) をコアとして、その上に一定のピッチでヘリカルに巻きつけ、ヘリカル構造タングステン繊維を作製した。

本実験では、ヘリカル構造を定める定数として、Fig. 1 に示すようなヘリカル角 (θ)、ヘリカルピッチ (P)、およびヘリカル径 (D_h) を定義した。ヘリカル角は 15° , 25° , 45° ,

* 早稲田大学大学院 (Graduate School, Waseda University, Tokyo)

** 早稲田大学大学院, 現在: 日産自動車株式会社 (Graduate School, Waseda University, Tokyo).
Present address: Nissan Motors Ltd., Tokyo)

*** 早稲田大学理工学部 (School of Science and Engineering, Waseda University, Tokyo)

Fig.1 Definition of geometrical constants of the helical fiber.

Photo.1 Example of the helical fiber wound on the copper core.

53°, 65° および 76° (0.262, 0.436, 0.785, 0.925, 1.134 および 1.326 rad) の 6 種類を用いた。ヘリカル径は 450 μm で一定、ヘリカルピッチはヘリカル角により変化する。

Photo.1 に本実験で用いたヘリカル構造繊維の代表的な外観を示す。

2. 複合材料の作製

マトリックスとしては銅を用い電着法^{(4)~(6)}によりヘリカル構造繊維と複合化した。電着に先だててヘリカル構造繊維をエチルアルコール中で 0.6 ks (10 min) 攪拌洗浄後に水洗した。さらに電着層と銅コアの接着性改善のために 293 K, 30% 硝酸水溶液中で 0.3 ks (5 min) 攪拌後、3.6 ks (60 min) 水洗する前処理を施した。

電着には、標準電解液組成⁽⁶⁾のものを使用し、500 A/ m^2 の電流密度で 293 K で 18~108 ks (5~30 h) 電着を行った。なお、電流密度は操作時間にかかわらず一定とした。複合材料中のタングステン繊維の体積率は、電着時間を変えて銅の電着量を変化させることにより調整した。

電着により複合化したヘリカル繊維複合材料は、Fig.2 に示した引張試験片形状に #800 のエメリー紙を用いて

Fig.2 Profile of the tensile test specimen. (in mm)

研磨した。次に、この試験片を電着応力⁽⁶⁾と研磨時の残留応力の解放、結晶粒度の調整の目的で 1.33×10^{-4} Pa の真空中で 1273 K, 5.4 ks (90 min) 焼鈍した。

なお、本報告に用いた試験片はすべて Fig.2 に示すように中心軸に 1 本のヘリカル繊維を含む単繊維型のものである。

3. ヘリカル繊維の体積率

ヘリカル繊維を含む複合材料中での繊維の体積率(以下 V_f とする)は、試験片の平行部(50 mm)の直径 D_c を測定することにより次式により求めた。

$$V_f = D_f^2 / D_c^2 \sin^2 \theta$$

ここで、 D_f はタングステン繊維の直径で 150 μm で一定である。本実験で用いた試験片の V_f は 0.01~0.04 である。

4. 引張試験

引張試験にはインストロン型の試験機を用いた。クロスヘッド速度は 8.33×10^{-6} m/s (0.5 mm/min) とした。平行部の距離は 50 mm なので歪速度は 1.67×10^{-4} s⁻¹ (0.01 min⁻¹) となる。また、ヘリカルタングステン繊維のみの引張試験も比較のために同一条件で行なった。

引張試験後の破面、側面および複合材料の縦断面(ヘリカル軸方向に平行な断面)を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した。さらに、引張試験後、複合材料の銅マトリックスだけを 30% の硝酸で溶解し残ったタングステン繊維を SEM により観察した。これらの観察結果を引張試験結果と比較検討した。

III. 実験結果

1. ヘリカル繊維の応力-歪曲線

直線状のタングステン繊維および本実験で用いたヘリカルタングステン繊維単線の引張試験により得られた応力-歪曲線を Fig.3 に示す。ここで応力とは引張荷重をタングステン繊維のはじめの断面積で割ったものを示し、また歪はヘリックスの長さの変化率を示し、いずれも便宜上の呼称である。

Fig.3 の応力-歪曲線を見ると、ヘリカル繊維の変形挙動は大別して 3 つの段階に分けられる。すなわち、(i) 変形初期における歪に対して応力が直線的に増加する部分でヘリカル繊維が弾性的に変形している段階、(ii)、(i) に続

Fig.3 Typical stress-strain curves of the helical tungsten fiber.

Photo.2 Fracture appearance of helical tungsten fibers.

(a) $\theta=15^\circ$, (b) $\theta=53^\circ$.

Fig.4 Relation between helical angle and fracture stress or strain for helical tungsten fiber.

く上に凹な曲線の部分で、この段階に入ると繊維は塑性変形を開始し除荷しても元へ戻らず、ヘリカル角の増加とそれに伴うヘリカル径の減少が急激にすすむ[†]。(iii) 繊維自

[†] 以後、ヘリカル繊維形状の変化と呼ぶことにする。

身が繊維軸方向に伸びて破断に至る部分である。第3段階はヘリカル角が 45° 以下と 53° 以上では曲線の形や破断の様相が異なり、 45° 以下のものでは曲線にセレーションを生じている。また、破面は Photo.2(a) のようにタングステン繊維を構成している微小繊維間に剪断による分離が発生しており、それが局所的な激しいねじれの塑性変形によるものであることが観察される。一方、 53° 以上のものでは曲線にセレーションは観察されず破断部は Photo.2(b) のようにわずかにねじれてはいるが、ネッキングを起こして破断している。

Fig.4 は、破断応力と破断歪を各ヘリカル角についてプ

ロットしたものである。ヘリカル角が増加するに従って破断応力は上昇し、破断歪は減少している。

2. ヘリカル繊維複合材料の引張試験

Fig.5(a)～(f) は引張試験におけるヘリカル繊維複合材料の代表的な応力-歪曲線である。破壊モードは繊維のヘリカル角に大きく依存するが大別して2種類に分類される。すなわち、1つは Fig.5(a)～(c) に示される破壊モードⅠの場合で、複合材料全体の破断に先だってマトリックスが破断するものである。これに対し Fig.5(d)～(f) に示される破壊モードⅡの場合には、繊維の破断が複合材料全体の破断に先行する。このような破壊モードの変化は繊維のヘリカル角に大きく依存し、ヘリカル角が大きくなるにつれてモードⅠからⅡへの移行が生じている。

破壊モードⅠはヘリカル角が 45° 以下のヘリカル繊維複合材料の場合に観察される。モードⅠのうち、Fig.5(a) はヘリカル繊維複合材料の場合に見られるもので、マトリックスの破断を示す点 (F_m) までは銅マトリックス単体の応力-歪曲線と類似の弾塑性挙動を示すが、 F_m 点においてマトリックスに生じたクラックがもとになって、一部分でマトリックスが破断する。この場合にマトリックスに生じるクラックは Photo.3(a) からわかるように、マトリックス内部の繊維と繊維の間から発生し、Photo.3(b) のように

Fig.5 Typical stress-strain curves of the composites.

(a) $\theta=15^\circ$, (b) $\theta=25^\circ$, (c) $\theta=45^\circ$, (d) $\theta=53^\circ$, (e) $\theta=65^\circ$, (f) $\theta=76^\circ$.

マトリックスの表面へ伝播することがわかる。また、引張試験後には、**Photo.4** (a) からわかるように複合材料の表面に多くのクラックが観察された。マトリックスは F_m 点で破断するが、なおタングステン繊維は破断部をつないでおり、変形がすすめば繊維はマトリックスの破面を破って引き抜かれていく現象が観察された。この現象は応力-歪曲線上で F_m 点以降に続く低い応力の平坦部に対応している。これはヘリカル繊維がマトリックスから10ピッチほど引き抜かれるまで続いた。

Fig.5(b)のヘリカル角が 25° の場合も 15° の場合と同様に F_m 点においてマトリックスの破壊が始まる。この場合には **Photo.5** に見られるようにクラックは繊維と繊維との間のマトリックス表面から発生する。このように発生したクラックは、**Photo.4** (b) に示すように複合材料の表面に連続したらせん状に広がっている。しかし、この場合には 15° の場合のように即座にマトリックスが破壊することではなく、複合材料の表面に発生したクラックは **Photo.6** の破面に進展状況が見られるようにピッチ間のマトリックスをねじ切るように進展しマトリックスが破断する。マトリックスが完全に破断した後にヘリカル繊維が0.5~2ピ

ッチ長さ程引き抜けて繊維の破断(F_f)に至る。これらの現象は、応力-歪曲線上で F_m 点以降、応力が波うちながら低下していることに対応している。

Fig.5(c)に示されるヘリカル角が 45° の場合には2種類の破壊過程が観察される。第1(A)は V_f が大きい場合で Fig.5(b)に示したヘリカル角が 25° のものと同様の応力-歪挙動を示す。第2(B)は V_f が小さい場合で、最初に F_m で示されるマトリックスの破壊を生じ、次にはほとんど即座に F_f で示されるタングステン繊維の破断が起こるものである。これらの場合は、 15° , 25° の場合と異なり **Photo.7** に見られるように繊維とマトリックス間に剥離が起こり、これがクラックの芽になるものである。この場合、 V_f が大きく繊維と複合材料の表面との距離(**Photo.7**中に t_m で示される長さ)が小さいものでは、この部分のマトリックスに応力集中が起こり、ある程度断面収縮(絞り)を生じてから破断する。この場合、**Photo.4** (c) に示すように引張試験後の複合材料の表面にはヘリカル繊維にそってらせん状のクラックが生じ、クラックの内部にタングステン繊維が見られる。この様子を **Photo.8** に示す。一方、 V_f が小さい場合には繊維とマトリックスは剥離しているが、引張試

Photo.3 Longitudinal section of composites ($\theta=15^\circ$) during deformation and fracture. (a) At 7% tensile deformation, (b) After fracture.

Photo.4 Surface appearance of tensile-tested specimens. (a) $\theta=15^\circ$, (b) $\theta=25^\circ$, (c) $\theta=45^\circ$.

Photo.5 Longitudinal section of a composite ($\theta=25^\circ$) after fracture.

Photo.6 Fracture surface of a tensile-tested specimen ($\theta=25^\circ$).

Photo.7 Longitudinal section of composites ($\theta=45^\circ$). (a) High volume fraction, (b) Low volume fraction.

Photo.8 Surface appearance of the tensile-tested specimen. $\theta=45^\circ$.

Photo.9 Surface appearance of the tensile-tested specimen. $\theta=65^\circ$.

験後の複合材料の表面にはクラックは生じていない。この場合には外観上、表面はモードIIの破断に似ていた。なお、(A)と(B)のタイプの分かれ目となる V_f はおよそ0.035である。

Fig.5(d)はヘリカル角が 53° の場合の応力-歪曲線である。この場合には F_f で示される繊維の破断と F_m で示されるマトリックスの破断がほぼ同時に起こっているためにモードIからモードIIへの遷移点にあたる破壊様式である。したがって応力-歪曲線上では繊維の破断とマトリックスの破断を明確に区別し難い。しかし、モードIの 45° の場合(Fig.5(c))のように F_f の小さなとがりが見られないことは最初に繊維が破壊したことを示すと思われる。

Fig.5(e)に示すヘリカル角が 65° の場合には直線状のタングステン繊維で強化した銅マトリックス複合材料で観察されているように、繊維の破断がマトリックスの破断に先だって起こっていることがわかる^{(7)~(9)}。また、この場合、試験後の表面はPhoto.9のようにタングステン繊維上のマトリックスが窪んでいる。

Fig.5(f)のようにヘリカル角が 76° と大きい場合には、直線状のタングステン繊維で強化した銅マトリックス複合材料で繊維の体積率が小さい場合⁽⁷⁾⁽⁸⁾に相当し、ヘリカル

タングステン繊維が破断しても複合材料全体の破壊を生じないために複合材料の破壊に至るまで応力-歪曲線上で数多くのセレーションが観察される。すなわち、タングステン繊維はマトリックス中で多重破断を続けながらも複合材料全体として大きな伸びを生じることになる。しかし、 76° の場合、繊維が最初に破断する時の歪は全ヘリカル角の中で最小である。

3. 引張試験における最大応力と最大応力時の引張歪

Fig.6は複合材料の引張試験により得られた最大応力(σ_{UTS})と最大応力が生じたときの歪の関係を各ヘリカル角についてプロットしたものである。この結果より最大応力およびそのときの歪はヘリカル角によって異なることがわかる。言いかえれば、破壊モードに依存している。

これらのプロットの全体が示す応力-歪の関係は、破線で示されるマトリックスである銅単体の応力-歪関係と類似している。これは、本実験で用いた複合材料の V_f が0.01~0.04と小さく、複合材料の強さは主に銅マトリックスに依存しているためと考えられる。最大応力およびそのときの歪の破壊モード依存性について述べると、ヘリカル角が 53° 、 63° および 76° の破壊モードIIのものでは最大応力、歪ともに大きく、破壊モードIを示すものでは両者ともに小さい。また、ヘリカル角が 45° のものでは中間の値である。本研究に用いたヘリカル繊維中ではヘリカル角が 53° のものが最大応力時の歪は最も大きいことがわかる。

Fig.6 Relation between ultimate tensile stresses and strains at these stresses of the composites. The broken line shows the stress-strain relation for the copper matrix alone.

4. 複合材料中でのヘリカル繊維の変形

Photo.10は引張試験前および後で複合材料より抽出されたヘリカル繊維の外形をSEMにより調べたものである。

これらの写真から、引張試験の前後におけるヘリカル繊維の形の変化を調べた結果は次のようになる。ヘリカル角が 15° 、 25° については引張変形に伴うマトリックス中でのヘリカル繊維の変形は認め難い。ヘリカル角が 45° のも

Photo.10 Appearance of helical tungsten fibers extracted from copper matrix before and after tensile testing. $V_f=0.03$. The right ends of the photographs are located at 5 mm from the points of fracture.

のでは 15°, 25° のものより変形は大きくなっている。
これに比較して、ヘリカル角が 53° 以上の破壊モード II

Photo.11 Multiple necking of the helical fiber.
 $\theta=76^\circ$.

のものでは引張試験後のヘリカル角が著しく増加している。さらに、ヘリカル角が 65° および 76° のものでは Photo.11 のようなマルチプルネッキング^{(8)(10)~(12)}が観察される。このようなマルチプルネッキングは、ヘリカル繊維単体の引張試験では観察されない。また、ヘリカル角が大きい程ネッキングの間隔は小さい傾向にあった。

IV. 考 察

1. ヘリカル繊維複合材料の変形と破壊

ヘリカル繊維とマトリックスの相互作用は、直線状の繊維の場合に比較するとはるかに複雑であると考えられるが、ここでは複合材料の破壊に大きく寄与すると考えられる。

(i) ヘリカル繊維の応力負担率

(ii) 引張変形時のヘリカル繊維とマトリックスの変形挙動の差に起因する相互作用

をもとに複合材料の破壊挙動について考察する。

(1) モード I の破壊

モード I の破壊はヘリカル角が 45° 以下のものに見られるものであるが、ヘリカル角が小さい場合には、Fig. 3 からわかるように、ヘリカル繊維単体では 15° , 25° でマトリックスが破断するおおよそ 10% の伸び時においても負担し得る応力はそれぞれ、おおよそ 170 MPa, 200 MPa と小さい。したがってヘリカル繊維形状の変化がマトリックスと全く相互作用を生じず等歪状態で変形した場合には、複合材料の引張歪に対するタングステン繊維の応力の負担の割合は少ない。

実際には、ヘリカル角によりクラックの発生箇所、破壊挙動が異なるなど、繊維とマトリックスは何らかの相互作用を生じていると考えられ、タングステン繊維軸方向にヘリカル繊維単体の変形時よりも大きな引張応力を生ずることも考えられる。ところが、この場合ヘリカル角が 15° , 25° と小さいために繊維はヘリカル軸、すなわち引張軸に対して大きく傾斜していることになり、直線状の繊維で強化した複合材料で繊維が引張軸に対して大きな角度を持つ場合の応力状態に類似しており複合材料の破壊に対する繊維の応力負担の寄与は少ないと考えられる⁽¹³⁾。

ヘリカル角が 15° , 25° の場合は、Fig. 3 より、ヘリカル繊維はおおよそ 7%, 5% 変形時から上に凹な曲線が始まり、すなわち、わずかではあるがタングステン繊維は塑性変形を開始し変形後除荷しても元の形状に戻らない領域に入る。一方、Fig. 6 を見るとヘリカル角が 15° および 25° の複合材料における破壊歪は、バラツキはあるが、 15° の場合 3~15%、 25° の場合 4~10% でヘリカル繊維単体の降伏歪より大ききである。しかし、Photo. 10 に示したように破断後マトリックス中から取り出したヘリカル繊維には塑性変形による形状変化が認められなかった。この際、もし、マトリックスと同一歪で伸びるならば何らかの形状の変化が起きているはずである。しかし、Photo. 10 からはヘリックスの形状の変化は認め難い。したがって、ヘリカル繊維は複合材料の引張変形に伴ってマトリックスのみならば塑性変形しやすいマトリックスの自然な動きを阻止するように働くと考えられる。また、このときヘリカル繊維の変形はねじり力を伴うために、この力が Photo. 3, 5 に見られるようなマトリックスに生じるクラックの発生に寄与すると考えられる。したがって、ヘリカル角が 15° , 25° ではヘリカル繊維の作用によりマトリックス中で一番大きな応力集中を生じた部分からクラックが発生し、複合材料の破断に至ったものであると考えることができる。

ヘリカル角が 45° の場合には、 15° , 25° の場合よりもタングステン繊維の応力負担率は大きく、さらにヘリカル繊維は 15° , 25° よりも大きなヘリカル径の減少を伴うことが Fig. 3, Photo. 10 より想像される。この場合には引張変

形時にヘリックスの収縮が大きく、ヘリカル繊維内のマトリックス(コアの部分)は絞めつけられることになり、銅-タングステン系では界面強度が弱い⁽⁴⁾⁽¹⁴⁾のために、繊維のマトリックス表面は Photo. 6 に見られるように繊維とマトリックスの剥離を生じる。剥離後は、剥離した部分は応力集中源として働くために、 V_f が大きくマトリックス表面との距離が小さい場合には Photo. 4(c), 8 に見られるようにヘリックス外側の繊維上のマトリックスが破壊してマトリックスの破断を引き起こすことがわかる。一方、 V_f が小さい場合には繊維とマトリックス表面との距離は大きく、剥離が発生しても近傍のマトリックスが即座に破断することはない。しかし、さらに変形すると、この場合にも、ヘリカル繊維は単体のときのように変形することが許されず、繊維自身の負担する応力も剥離した部分が応力集中源となるのを助長する。このような状況下でマトリックスにクラックが発生し、マトリックスの破断に至ると考えることができる。

(2) モード II の破壊

モード II の破壊はヘリカル角が 53° 以上のものに見られる。この破壊モードでは複合材料の表面にクラックは全く観察されないが、Photo. 10 からわかるように複合材料の破断までにヘリカル繊維はマトリックス中で大きくその形状を変化させている。

一方、Fig. 3 よりヘリカル角が大きい場合には、ヘリカル繊維単体の形状の変化は小さな引張歪の段階からヘリカル径の減少が急激に進む領域になる。また、この傾向はヘリカル角が大きくなるほど著しい。したがって、ヘリカル角が 53° , 65° , 76° の複合材料では、材料に引張歪を加えるとマトリックス中で、ヘリカル繊維はモード I の破壊のものより大きくヘリカル径の減少を行なおうとする。この場合にはヘリカルピッチが大きくタングステン繊維上のマトリックスは繊維とともに変形する。この場合の変形を Photo. 9, 10 の結果から推定し、図示すると Fig. 7 のようになる。ただし、ここでは複合材料を横から透視して 2 次元的に示してある。タングステン繊維近傍のマトリックス

Fig. 7 Schematic drawing of deformation process in helical fiber reinforced composite.

は引張応力が $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ と増すにつれ、 σ_i のような力を受け、ヘリカル繊維形状の変化に追従し、褶曲するように変形する。要するに、ヘリックスが真っ直ぐになろうとするから、まわりのマトリックスの肉の部分は Fig.7 のようにならざるをえないものと考えられる。

ここで、Photo.10 を見るとモードⅡにより破断する場合でもヘリカル繊維は単体で引張試験を行なった場合のように直線状にはなっていない。これは、ヘリカル繊維形状の変化にマトリックスが追従し変形することによりマトリックス内部に生じた歪によりマトリックスが加工硬化し、しだいにヘリカル繊維が変形しにくくなったこと、また、コアの部分のマトリックスによるヘリカル半径方向の収縮を阻止する働きなどによると思われる。マトリックス中でヘリックスの形状の変化が止まるとタングステン繊維はそれ以降、複合材料の引張変形に伴って直線状の繊維で強化した複合材料と同様にタングステン繊維軸方向に引張応力を受けマトリックス中で破断すると考えられる。ただし、ヘリカル繊維のマトリックス中での変形過程については今後の検討を要する課題である。

ヘリカル角が 76° のように大きい場合、ヘリカル繊維単体の破断伸びは Fig.3 より 4% と小さく、形状の変化が大きいことを別とすると直線状の繊維に類似している。さらに、Photo.11 のようなマルチプルネッキングが観察されること、Fig.5(f) より繊維の最初の破断が 8% で起こった後に多重破断を起こしていることなどから、タングステン繊維は大きな引張歪を受けていたこと、ヘリカル繊維形状の変化によりマトリックス中に生じる歪は小さいことが想像される。このためにマトリックス中で最初の繊維が破断した後もマトリックスは局所的に加工硬化することにより繊維の応力を負担し、他の位置での繊維の破断を生じたと考えられる。

これに対し、ヘリカル角が $65^\circ, 53^\circ$ と小さくなると Fig.5(e), (d) に見られるように繊維の破断とマトリックスの破断が同時に起こる傾向が強くなる。これは繊維が破断した時点でマトリックスはかなり加工硬化しており繊維の負担していた応力を負担できなくなる⁽⁷⁾⁽⁸⁾ためであると考えられる。

本研究ではヘリカル径は $450\mu\text{m}$ で一定であり、ヘリカル角が大きくなるにつれてヘリカルピッチも大きくなる。したがってヘリカル繊維形状の変化に伴うマトリックスの褶曲の波長は長くなり、同時に、マトリックスに生じる局所的な歪の集中が少なくなり材料全域にわたり加工硬化を起こしやすくなるためにヘリカル角により破壊挙動が異なると推測される。

2. 直線状の繊維で強化した複合材料との比較

破壊モードⅡによって破壊するヘリカル繊維複合材料の 3 種類の代表的な応力 - 歪曲線 (Fig.5(d), (e), (f)) を考え

ると、直線状の繊維で強化した複合材料で観察される⁽⁷⁾⁽⁸⁾ 応力 - 歪曲線との間に形状が類似していることがわかる。すなわち、本実験ではヘリカル角が大きくなるに従って破壊モードⅡ、(d) から (f) へ移行する。一方、これら 3 種類の応力 - 歪曲線のうち、(d) は直線状の繊維で強化した場合に V_f が大きい^{††}もので報告されているものであり、以下、 V_f が小さくなるに従って直線状の繊維の場合、応力 - 歪の関係は (e) から (f) へと移行する。

一般に、直線状のタングステン繊維で強化した銅マトリックス複合材料では繊維軸方向に引張応力が加わると繊維とマトリックスは等歪状態で変形する⁽¹⁵⁾ので破断歪の少ない強化繊維が先に破断する。このとき V_f が大きくマトリックスの量が少ないと繊維の破断により破断部近傍のマトリックスに生じる応力集中にマトリックスが耐えられず繊維の破断と同時に複合材料全体が破壊する。しかし、 V_f が小さい場合には繊維の破断後マトリックスは多少の伸びとそれに伴う加工硬化により応力 - 歪曲線上で第 2 の山を作って破壊する傾向を示す⁽⁸⁾⁽⁹⁾。さらに V_f が小さくなると、繊維の破断後、破断部近傍のマトリックスに生ずる応力集中とそれによって生ずる加工硬化により強化繊維の破断は複合材料全体の破壊をもたらすことはなくなり、マトリックス中で繊維は多重破断を起こし、(f) のような応力 - 歪曲線を示すようになる。また、同一 V_f でもマトリックスの加工硬化能力の大きい場合には、 V_f が大きい時点から (f) の破壊を示す⁽⁸⁾。すなわち、直線状の繊維で強化した場合には繊維の破断が生じた場合に生ずる応力集中に対し、マトリックスが示す特性により応力 - 歪曲線は大きく異なる。

これに対し、ヘリカル繊維複合材料では同様の応力 - 歪曲線の変化をヘリカル角の相異により生じている。これは、ヘリカル繊維複合材料の場合には、直線状の繊維で強化したものと複合材料としては同一の引張歪になる場合でもヘリカル角によりマトリックス中に生ずる歪が異なる (1・2 参照) からであると考えられる。つまり、ヘリカル繊維複合材料では、ヘリカル角により見かけのマトリックス特性が変化したことになる。

3. マルティプルネッキングについて

Photo.11 からわかるようにヘリカル角が大きい $65^\circ, 76^\circ$ のタングステン繊維にはマルチプルネッキング^{(8)(10)~(12)}が観察される。ヘリカル繊維単体の引張試験では観察されていないため、マルチプルネッキングは、複合材料の引張変形中に繊維とマトリックスの相互作用により生じたものと推定される。

V. 結 論

ヘリカルタングステン繊維を銅マトリックスと複合化した単繊維型複合材料の引張破壊挙動および引張変形時のマ

† 繊維が破断する前について考えている。

†† 応力 - 歪曲線の類似性について比較するために特に V_f の具体的な値については考えないことにする。

トリックス中でのヘリカル繊維の変形挙動について調べた結果、次の結論を得た。

(1) 複合材料の破壊機構は大別して2種類のモードに分類される。すなわち、(I)ヘリカル角が 45° 以下で複合材料の破壊がマトリックスの破断から始まるもの、(II)ヘリカル角が 53° 以上で繊維の破断から始まるものである。

(2) モードIで破壊するものでは、マトリックス中でのヘリカル繊維の変形は極めて少なく複合材料の最大応力および最大応力時の歪ともに小さい。これに対し、モードIIで破壊するものではヘリカル繊維形状の変化が認められ、モードIのものより大きな最大応力および最大応力時の歪を示す。また、ヘリカル角が 65° , 76° では繊維にマルティプルネッキングを生じていた。

(3) これらの結果は、主にヘリカル角が異なる場合にヘリカル繊維とマトリックスの相互作用が異なることを考えることにより説明できる。

文 献

- (1) B.D. Agarwal and L.J. Broutman : *Analysis and Performance of Fiber Composites*, John Wiley and Sons, New York, (1980), 8.
- (2) 香川 豊, 大石義和, 吉田 進, 中田栄一 : 日本複合材料学会誌, 7(1981), 140.

- (3) G. Metcalfe : *Composite Materials*, vol.1, Ed. by A.G. Metcalfe, Academic Press, New York and London, (1974), 3.
- (4) G.A. Cooper : *J. Mat. Sci.*, 2(1967), 409.
- (5) A. Kelly : *J. Mech. Phys. Solids*, 15(1967), 279.
- (6) 酒井昌宏, 渡辺 治, 渡辺勝也 : 日本金属学会誌, 43(1979), 181.
- (7) A. Kelly and W.R. Tyson : *J. Mech. Phys. Solids*, 13(1965), 329.
- (8) E. Ozawa and O. Watanabe : *Proc. 2nd. Japan-USSR Symposium on Composite Materials*, Ed. by T. Hayashi and N. Igata, Japan Society for Composite Materials, Tokyo, (1980), 1.
- (9) E. Ozawa and O. Watanabe : *Composite Materials; Mechanics, Mechanical Properties and Fabrication*, Ed. by K. Kawata and T. Akasaka, Japan Society for Composite Materials, Tokyo, (1981), 204.
- (10) G. Branfield and H. Pursey : *Phil. Mag.*, 44(1953), 437.
- (11) R.M. Vannet, S.M. Wolf and A.P. Levitt : *Met. Trans.*, 1(1970), 1569.
- (12) H.R. Piehler : *Trans. Met. Soc. AIME*, 233(1965), 12.
- (13) P.W. Jackson and D. Cratchley : *J. Mech. Phys. Solids*, 15(1967), 279.
- (14) S. Ochiai, M. Mizuhara, K. Shimomura and Y. Murakami : *Trans. JIM*, 16(1975), 345.
- (15) A. Kelly : *Strong Solids*, Oxford Univ. Press, Oxford, (1966), 139.