トファクターの Arrhenius プロットは3本の直線であらわされる)。各温度域ともに $3\text{G}/\text{C}-10$ の ΔH_a は 3G のものより大きくなる。これらのことから、炭素繊維を用いた場合の強化材-マトリックス間相互作用はガラス繊維の場合に比べて弱められているものと考えられる。このことと、一般に、炭素-炭素間の摩擦抵抗はガラス-ガラス間のそれより小さいとされていることが、炭素繊維含有比が増すと α' 分散が不明瞭になる原因と考えられる。

文 献

1) 児玉峯一; 高化, 30, 338 (1973)

- 2) J.L. Kardos, W.L. McDonnell, J. Raison; *J. Macromol. Sci.-Phys.*, B6, 397 (1972).
- 3) J.D. Ferry; "Viscoelastic Properties of Polymers" Wiley, New York (1970), p. 66.
- 4) R.F. Landel; *Trans. Soc. Rheol.*, 2, 53 (1958).
- 5) T. Soen, T. Ono, K. Yamashita, H. Kawai; *Kolloid-Z.u.Z. Polym.*, 250, 459 (1972).
- 6) T. Soen, M. Shimomura, T. Uchida, H. Kawai; *Colloid & Polymer Sci.*, 252, 933 (1974).
- 7) A. Yim, R.S. Chahal, L.E. St. Pierre; *J. Colloid Interface Sci.*, 43, 583 (1973).
- 8) K. Tajiri, Y. Fujii, M. Aida, H. Kawai; *J. Macromol. Sci.-Phys.*, B4(1), 1 (1970).

(昭和50年5月7日受理)

アルミニウム基地複合材の引張特性

早稲田大学理工学部
名古屋工業技術試験所

中田 栄一
鈴木 鎮夫・井沢 紀久
松原 弘美

THE TENSILE STRENGTH OF THE ALUMINUM MATRIX FIBER COMPOSITE METAL

By Eiichi Nakata, * Tameo Suzuki, ** Norihisa Izawa**
and Hiromi Matsubara**

* Research Fellow, Professor Dr. Eng, The Castings Research Laboratory, Waseda University
** Government Industrial Research Institute, Nagoya

The tensile strength of the aluminum tungsten fiber composite by the foil metallurgy technique and the aluminum graphite fiber composite by the high pressure casting technique were measured at the room and high temperature (450°C).

The aluminum tungsten fiber composite metal was made by the 17.3μ thickness aluminum foil and the 96μ , 16.8μ diameter tungsten fibers. The tensile strength and the young's modulus of these composites were measured at the room temperature. The fracture surfaces were observed by the electron scanning microscope.

The tensile strength of the aluminum carbon fiber composite metals (carbon fiber volume fraction: 5%, 8% and 16%) were measured at the temperature range from room temperature to the 450°C. Then the fractured surfaces were also observed.

The continuous tungsten fiber composite was excellent at the high temperature as expected from the rule of composite, but the tensile strength of the carbon fiber composite was not enough to the calculated value from the rule of composite.

The effective and economical production technique of the fiber reinforced metals are not yet found in this report.

(Received May 7, 1975)

1. ま え が き

高分子材料や純度の高い焼鈍した金属材料が弱いのは、これらの材料が比較的低応力で塑性変形が起るためである。このような低い降伏応力を増大させるために、補強用分散相を用いる方法がある。金属の場合は、粒子を金属マトリックス中に分散させる方法^{1)~4)}がある。一方粒子分散の代りに高分子材料などでは繊維分散^{5)~10)}による強化法が考案された。従来の研究によると、粒子分散強化法と繊維分散強化法との間には、著しい相違点のあることが認められている。前者の強度は、マトリックス(基体)中の転位の運動を妨げる分散粒子の能力に依存するのに対して、後者では、マトリックスは主として繊維に荷重を伝達させ、分散させる媒体として役立つのみである。そこで、粒子分散強化法では強化率は粒子濃度、および分布、粒子直径、粒子間距離等が因子となる。また繊維分散強化法では、繊維含有率、繊維の太さ、繊維の平均引張強さ、繊維長さ、繊維縦横比等が重要な因子となる。このように繊維強化材の強化効果は主として、繊維の特性に依存し、マトリックスは単に応力伝達として作用するものと考えられている。また繊維強化された材料の強化率は30~50にも達し、強度的には、従来の材料をはるかに上回るものが得られる。

このように繊維強化材はすぐれた特性を持ち、その将来性が期待されているにもかかわらず、現在、金属系繊維強化材は、作製上の技術的な困難さと、それに伴う経済性の問題からあまり実用化されるに到っていない。また疲れ、クリープ、衝撃特性等の基礎的な研究や、設計上の諸問題の検討が不十分な状態である。

本報告は、アルミニウムをマトリックス金属とし、強化繊維として、タングステン線およびカーボン繊維を使用した繊維強化合金の機械的性質について述べる。

2. 実験方法および結果

1) アルミニウム-タングステン線複合材の機械的性質について

溶冶金法により作製したアルミニウム-タングステン線複合材料の引張強度特性を調べた。マトリックスとして使用したアルミニウム箔は東洋アルミニウムKK製の市販のものである。この箔の厚さは17.3 μ である。その化学組成は表1に示す。繊維として用いたタングステン

Table 1 Chemical composition of aluminum foil

Si	0.10%
Fe	0.37%
Cu	tr

線は東京タングステンKK社製の直径96 μ および16.8 μ のものである。

連続繊維の試料の作製にあたっては、体積比を計算してあるタングステン線を一方向にそろえて箔上に張り、その上に箔を重ねる方式を採った。96 μ のタングステン線を用いた場合は、箔の間に張る線の本数は、体積比に応じて7本から70本になる。16.8 μ の繊維を用いた場合には、数千本に達するので図1のような装置を用いて巻き付けを行なった。

短繊維の試料の作製にあたっては、96 μ の繊維をそれぞれ12mm, 6mm, 3mmの長さに切断し、連続繊維の場合と同じように箔と箔との間に分散させたが、繊維の配向を一方向にそろえることは技術的に困難であるので、ランダム配列とした。つぎにこのようにして作製した素材をアルゴンガス雰囲気中で熱間圧延を行なった。加熱温度は550 $^{\circ}$ Cとした。写真1は、各試料の透過X線によるタングステン線の配向状態を調べたものである。これ

Fig. 1 Way of fabrication of composites

5.6 vol. %

5.9 vol. %

13.8 vol. % fiber length 6mm

Photo. 1 Observation of fibers by X-ray

Table 2 The condition of the production of composite

number of specimen	volume fraction of fiber %	length of fiber	thickness, mm		rolling temperature °C	rolling reduction %
			before rolling	after rolling		
B 8	0.000	—	3.20	1.00	550	68.8
CW 03-C	0.030	continuous fiber	3.20	1.00	550	68.8
CW 06-C	0.059	"	3.20	1.00	550	68.8
CW 14-C	0.138	"	3.15	1.00	550	68.4
CW 24-C	0.240	"	3.10	1.00	550	67.8
CW 03-D12	0.037	12 mm	3.15	1.00	550	68.4
CW 07-D12	0.073	12 "	3.10	1.00	550	67.8
CW 13-D12	0.134	12 "	3.30	1.00	550	69.7
CW 03-D6	0.037	6 mm	3.20	1.00	550	68.8
CW 07-D6	0.072	6 "	3.20	1.00	550	68.8
CW 13-D6	0.138	6 "	3.30	1.00	550	69.7
CW 03-D3	0.037	3 mm	3.30	1.00	550	69.7
CW 07-D3	0.072	3 "	2.80	1.00	550	64.4
FW 04-C	0.038	continuous fiber	3.70	1.00	550	73.0
FW 06-C	0.056	"	3.80	1.00	550	73.0
FW 35-C	0.248	"	5.30	1.00	550	81.1

Fig. 2 Geometry of tensile test specimen

Photo. 2 Typical cross section of composites

らの圧延試料から、図2に示すような形状寸法の試験片を打抜きプレスによって作製した。表2に各試料の複合条件を示す。また写真2に試料断面の状況の一例を示す。

上記のような過程によって作製した試験片は、かなり加工されているので、ひずみ取り焼鈍を行なった。焼鈍温度は400℃、焼鈍時間は30minである。またこの種の複合材料では、マトリックスと繊維との接着性が非常に問題になる。そのためにマトリックスと繊維との相互拡散が焼鈍によって生じるか否かを調べる目的で、長時間焼鈍を行なった。焼鈍温度は400℃、焼鈍時間は、それぞれ、10、20、30 hrとした。また以上の熱処理は水素または窒素雰囲気中で行なった。

引張試験はオートグラフ IS 20 T を用いて荷重-伸び曲線を求め、最大応力0.2%耐力を測定した。クロスヘッド速度は5mm/minである。さらに高温での引張試験では、電気炉を設置して、200℃、400℃の各温度で実施した。

ヤング率の測定にあたっては、試験片の平行部にストレーン・ゲージをはり付けヤング率の測定を行なった。ヤング率と繊維の含有体積率および繊維の配列との関連性を調べた。

本実験のような方法で作製された試験片で一番問題となるのは、アルミニウム箔相互、およびアルミニウムとタングステン線との接着性である。そこで、この接着性の良否の判定法として、密度の測定を行なった。すなわち、複合材料の密度も、複合則に従うことが認められているので、配合体積比から理論的な密度が計算されるから、測定値との対比が可能である。

Table 3 The density of specimen

number of specimen	measured density g/cm ³	calculated density g/cm ³	difference %
B 8	2.71	—	—
CW 03-C	2.59	3.21	-19.3
CW 06-C	3.13	3.69	-15.2
CW 14-C	4.13	5.00	-17.4
CW 24-C	5.60	6.68	-16.2
CW 03-D12	3.32	3.32	± 0.0
CW 07-D12	3.65	3.91	-6.7
CW 13-D12	3.92	4.92	-20.4
CW 03-D6	3.12	3.32	-6.0
CW 07-D6	3.40	3.92	-13.3
CW 13-D6	3.27	5.00	-34.6
CW 03-D3	3.18	3.32	-4.2
CW 07-D3	3.37	3.92	-14.0
FW 04-C	2.55	3.33	-23.4
FW 06-C	3.69	3.64	+1.4
FW 25-C	7.00	6.82	+2.6

Table 4 Annealing effects on tensile stress

number of specimen	Tensile stress kg/mm ²		reduction ratio of stress %
	before annealing	after annealing	
B 8	12.0	9.46	21.0
CW 03-C	11.3	9.90	12.2
CW 06-C	18.3	17.3	5.2
CW 14-C	26.3	32.7	+24.2
CW 24-C	42.3	52.6	+24.5
CW 03-D12	17.1	10.4	39.0
CW 07-D12	19.3	13.7	29.1
CW 13-D12	17.4	17.3	0.6
CW 03-D6	11.6	8.75	26.4
CW 07-D6	9.38	13.0	+38.7
CW 13-D6	17.5	17.4	0.7
CW 03-D3	11.3	7.61	32.6
CW 07-D3	7.58	11.8	+55.7
FW 04-C	16.4	12.7	22.5
FW 06-C	26.7	19.5	26.9
FW 25-C	76.3	56.6	25.7

表3は各試験片の密度の理論値および測定値である。試料の密度は、理論値に比較して測定値は約20%低い値となっているものが多いが、全体的には、太い繊維(96 μ)を用いた場合(CW材)には、体積比が大きくなるほど、接着性が悪くなるといえる。細い繊維の場合(FW材)には、比較的良好な場合が多い。しかしながら密度比が悪ければ接着性が悪いとはいえるが、逆に密度比が低ければ必ずしも接着性が良いとはいえない。すなわち接着には機械的接着と化学的接着とがあり、引張強

Table 5 Annealing effect on 0.2% proof stress

number of specimen	0.2% proof stress kg/mm ²		reduction ratio of stress, %
	before annealing	after annealing	
B 8	3.88	2.52	35.0
CW 03-C	3.92	3.53	10.0
CW 06-C	4.50	4.26	13.1
CW 14-C	4.63	5.34	+15.2
CW 24-C	6.25	7.50	+20.0
CW 03-D12	3.88	4.00	+3.0
CW 07-D12	4.06	3.88	4.5
CW 13-D12	4.69	6.87	+46.4
CW 03-D6	4.79	3.50	26.8
CW 07-D6	7.95	3.75	52.8
CW 13-D6	12.6	4.70	67.6
WC 03-D3	4.90	3.42	30.2
CW 07-D3	5.63	3.00	46.7
FW 04-C	5.12	4.13	18.4
FW 06-C	10.3	5.63	45.4
FW 25-C	—	—	—

Fig. 3 Tensile strength of composites contained 96 μ discontinuous fiber

度に大きな影響を与えるのは、化学的接着の良否であり、密度測定だけでは化学的接着の良否を判定することはできない。このように接着性の判定が今後の問題である。

表4、表5に各試料の引張応力と0.2%耐力の焼鈍前後の変化を示す。同一の試料を焼鈍前後で対比させて実験を行なうことができないし、試験片の性質がまったく等しくないため、焼鈍後の強度の方が大きい値を示している場合がある。

図3は、タングステン線配合率が、それぞれ3%、6%、12%の場合について、繊維長さの効果を調べたものである。図4、図5は、繊維配合率3%、6%の場合について

Fig. 4 Relation between 0.2% yield stress, tensile stress and fiber length (tungsten fiber volume fraction 3%)

Fig. 5 Relation between 0.2% yield stress, tensile stress and fiber length (tungsten fiber volume fraction 6%)

て、繊維長さの減少を、横軸に繊維長さの逆数として示したものである。この結果からみると、引張応力の低下は、3%の場合、約38%、6%の場合で約44%になる。一方0.2%耐力の低下は、3%で約24%、6%の場合、約46%である。このことから、繊維配合率が高い程、繊維の長さが強度に敏感であることが推定される。

図6は、焼鈍時間と強度との関係を示したものである。

Fig. 6 Effect of the annealing time on tensile strength

Photo. 3 Distribution of Al and W in the cross section of composite

この結果から明らかなように、焼鈍の効果は、初期の30min間ではほぼ完全に現われ、それ以後は、ほとんど有意差のある変化が認められない。すなわち、少なくとも、30hr以内400℃での焼鈍では、アルミニウムマトリックスとタンダステン線との間に複合材の強度に影響を与えるような変化が起っていないものと推定される。

写真3は焼鈍を行わない試料と30 hr 焼鈍を行なった試料について、それぞれX線マイクロアナライザーを用いて観察した結果である。この観察結果からも、焼鈍によってアルミニウムとタングステンの濃度分布に変化が認められない。

写真4、写真5、写真6は走査型電子顕微鏡による破断面の観察結果である。写真4は、タングステン線を含まない場合である。また写真5は、タングステン線を5.6%含んでいる場合である。写真6は、24.8%のタングステン線を含む試料の破壊面の状況を示す。写真7は、非連続タングステン線、および連続タングステン線を含む

Photo. 4 Fractographs of 0 vol.% W-fiber composite

Photo. 5 Fractographs of 5.6 vol.% W-fiber composite

Photo. 6 Fractographs of 24.8 vol.% W-fiber composite

試料の引張試験前後の状況を示すX線透過写真である。この引張試験前後の繊維の配向を比較すると、引張試験によって、ほとんど変化がないことが認められた。

図7は200℃、400℃における引張試験結果の一例である。また表6に各試料の高温における引張特性を示す。200℃までの試験温度では、繊維体積比が増加するにつれて、強度低下の割合が少なくなる。たとえば、室温と200℃との強度を比較すると、強度低下の割合は、B材

Photo. 7 Observation of fibers before and after tensile test

Fig. 7 Tensile strength at high temperature

Table 6 Tensile properties at the high temperature

number of specimen	tensile stress kg/mm ²		tensile stress at the room temperature kg/mm ²
	200 °C	400 °C	
B 8	5.63	3.75	9.46
CW 06-C	15.2	9.75	17.3
CW 03-D12	7.00	5.00	10.4
CW 07-D12	10.6	6.50	13.7
CW 13-D12	14.4	6.63	17.3

で40.5%；CW03D12材で32.7%，CW07D12材では22.6%，CW13D12材で16.7%である。さらに室温でCW13D12材と同一強度を持つCW06C材では12.2%である。この事実から，連続繊維複合材は，非連続繊維複合材よりもさらに高温強度に対して有効であると推定される。さらに Critical fiber lengthなども実験温度の上昇につれて減少する傾向があることが認められた。

高温引張試験を行なう場合，考慮しなければならない点として，マトリックスとタングステン線との熱膨張係数の相違である。アルミニウム，タングステンのそれぞれの熱膨張係数は， $2.313 \times 10^{-5} \text{ deg}^{-1}$ ， $0.444 \times 10^{-5} \text{ deg}^{-1}$ であって，両者の差は， $1.869 \times 10^{-5} \text{ deg}^{-1}$ となる。今，ゲージ長さを20mmとして，測定温度を400℃とすると，見かけ上の試片の伸びは約0.15mmになる。ひずみとしては0.75%に相当する。すなわち400℃に加熱された状態では，CW07D12材の場合，約4 kg/mm²程度の応力下に相当するひずみが作用していることになる。またこの応力は，この材料の弾性限度ぎりぎりの大きさであるため，繰り返し加熱の場合には，試片の塑性伸びを無視することはできなくなる。またこの程度の応力状態でも，一部では，マトリックスと繊維との間にはく離が始まっているとも推定され，試料への影響は無視できないことになる。そこで，高温での強度低下の原因の半分近くは，この熱膨張によるものと考えられるが，一方では，見かけの critical lengthが減少してくるので，高温での強度低下の原因については，さらに精密な測定が必要と考えられる。

ヤング率の繊維配合率に対する変化を図8に示す。この図から，ヤング率もまた繊維配合率に比例して増加することが認められている。なおマトリックスのアルミニウム，タングステン線のヤング率は，それぞれ，約7,000および38,300 kg/mm²である。また試料の引張応力は，繊維長さの影響が認められるが，ヤング率については，その影響は比較的大きくないと推定される。連続繊維と非連続繊維のヤング率の差，約30%は，その繊維配列の影響によるものと推定される。

Fig. 8 Relation between young's modulus and volume fraction of tungsten fiber

2) アルミニウム-カーボン繊維複合材の機械的性質について^{(11)~(15)}

強化繊維として用いたカーボン繊維は，東海電極製炭用型カーボン繊維で約8μの極細単繊維からなる繊維束であり，その特性を表7に示す。またマトリックスには，99.98%の純度のアルミニウムを用いた。

フィラメントワインディング法により規則的に配列させた強化繊維とマトリックスの複合化に際しては，金型内の溶湯に油圧プレスによる圧力を直接加え，成形，凝固させる高圧鑄造法を用いた。その際使用した金型を写真8に示す。金型の内径寸法は，60×70×130mmである。フィラメントワインディング法により規則配列させたカーボン繊維を約350℃の金型に入れ，これにマトリ

Table 7 Characteristics of carbon fiber

Form	characteristics			
	diameter μ	density g/cm ³	tensile strength kg/mm ²	Young's modulus ton/mm ²
tow	7~9	1.75~1.77	240~310	26~31

Photo. 8 Metal mold

Fig. 9 Geometry of tensile test specimens
(dimension : mm)

(a) used at room temperature
(b) used at high temperature

ックスとなるアルミニウムを約850℃の温度で鋳込み、500 kg/cm²の高圧下で約2min間加圧し、複合化した。これから所定の寸法の試験片を作製し、同時に繊維を含まない母材(アルミニウム)だけの試験片を作製し比較試料とした。

引張試験片の寸法は金型の寸法により制限をうけ、図9に示すような形状および寸法のものを使用した。(a)は室温試験用、(b)は高温試験用である。

このアルミニウム-カーボン繊維複合材では、その引張強さ、破断伸びおよび変形、破断挙動を、繊維体積含有率($V_f=5\%$, 8% , 16%)について調べた。ここで V_f は、マトリックスと繊維の断面積の比から求めた。

アルミニウム-カーボン繊維複合材の室温での引張試験により、図10に示すような荷重-伸び曲線が得られた。図の(a)は、繊維を含まないアルミニウム高圧鋳造材の荷重-伸び曲線である。(b)、(c)、(d)は図に示された割合の繊維を含む複合材の荷重-伸び曲線である。(e)は、高圧鋳造を行なわなかった場合であり、高圧鋳

Fig. 10 Load-displacement curves of carbon/Al composite with each fiber volume fraction at room temperature

Fig. 11 Load-elongation curves of carbon fiber/Al composite at various temperatures ($V_f = 16\%$)

造の効果が認められる。また図11に繊維含有率16%の場合の各温度での荷重-伸び曲線である。これらの結果から、カーボン繊維を含む複合材の変形挙動は著しい変化を示し、その荷重-伸び曲線は特徴的なものとなることが認められる。すなわち、不連続な降伏現象が現われ、繊維含有率の増加とともに降伏点での応力降下は増大しその応力降下後の挙動はマトリックスの変形挙動に等しくなる。

一般に、複合材料の応力-ひずみ曲線には4つの領域がある。(1)マトリックスと繊維がともに弾性的に伸びる。(2)マトリックスは塑性変形し、繊維は弾性的に伸びる。(3)マトリックス、繊維ともに塑性的に伸びる。(4)繊維の破断が起こる。本試験に使用した繊維は脆性繊維であるので、この場合には(3)の領域はなく(2)の領域から(4)の領域に移り、その後(5)マトリックスの加工硬化領域が現われる。降伏点で繊維の破断する大きな音が聞かれ、その前後で聞かれないことから、降伏点で繊維が一度に破断し、それゆえ大きな応力降下がみられ、その後は繊維は応力を受けもたず、マトリックスだけが荷重を支えることになるため、(5)の領域が現われるものと推定される。また、この複合材の破断に際しては、Tetelman¹⁵⁾の主張する破断機構が生じていると思われる。すなわち、繊維中のどこか弱い繊維が破断すると、そこにクラックができ、そのノッチ効果によりその繊維の周辺に応力集中を生じ、それにより次々に隣接繊維が破断し、それが一定の大きさに達すると、クラックが不安定伝播を起こして全体が破断すると考えられる。これによると、 V_f の増加とともに複合材の破断伸びが減少し、最終的には、繊維の破断が複合材の破断に直接につながる事が予想される。

図12は、アルミニウム-カーボン繊維複合材の体積含有率と引張強さおよび伸びの関係を示す。この体積含有率の範囲内では、引張強さは体積含有率に比例して増加することが示される。一般に、繊維強化複合材において

Fig. 12 Relation between tensile strength, elongation and fiber volume fraction of carbon fiber/Al composite at room temperature

は、その引張強さ σ_c は次式で示される複合則に従う。

$$\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m^* (1 - V_f)$$

ここで、 σ_f は繊維の破断強度であるが、本試験では、繊維束の破断強度と考える。 σ_m^* は繊維の破断伸びに対応するマトリックスの強さであり、マトリックス単独の応力-ひずみ曲線から得られる。 $V_f=0.1$ のときの複合則から予測される引張強さ σ_c を求めてみると、 $\sigma_f=240 \text{ kg/mm}^2$ 、 $\sigma_m^*=4.4 \text{ kg/mm}^2$ として、 $\sigma_c=25.2 \text{ kg/mm}^2$ が得られる。本試験結果によると $V_f=0.1$ に対する引張強さは 9.3 kg/mm^2 であり、複合則から予測される値よりもかなり低い。一方繊維-マトリックス間の応力伝達が十分であり、複合則が成立していると仮定して、本試験で得られた V_f と σ_c の関係から複合材中における σ_f の値を予測すると、約 55 kg/mm^2 である。Rosen¹⁰⁾によると繊維束の破壊強度の統計理論より、繊維束の破断応力は成分繊維の平均破断応力よりも低くなることが予想されること、またその成分繊維は複合化の際に損傷を受けることなどにより、複合材中の σ_f の値は、繊維単独の場合よりも小さい値になることが推定される。また図12に示すように、 V_f の増加に伴ない、破断伸びは減少することが示される。これは、繊維の含有率が増加すると、繊維の破断時に生じるクラックの量が増大し、その後の複合材の変形中に、不安定伝播を生じる大きさのクラックに達しやすくなるためである。また、一定の体積含有率では、繊維束が細くなれば、その破断によって発生するクラックの大きさは小さくなり、その先端での応力集中が小さいため成長しにくく、不安定伝播を生じる大きさのクラックになりにくくなるため、破断伸びが増大するこ

とが予想される。一般に、繊維破断後の複合材の伸びは、繊維の含有率ばかりでなく、クラックの伝播に対する複合材の阻止能力によって決定されるものと考えられる。このクラック伝播阻止能力に関与する因子としては、次のものが考えられる。(i) 繊維-マトリックス間の接着強さ—接着力が增大すると、クラックのマトリックス中への伝播の傾向が大きくなる。(ii) マトリックスのノッチ抵抗—ノッチ抵抗が小さいと、クラックはマトリックス中を伝播しやすい。(iii) 繊維の体積含有率 (V_f)— V_f が大きくなると、ノッチ抵抗は小さくなる。(iv) 繊維の太さ—太さが増大すると、繊維破断によるクラックは大きくなり、成長しやすい。図10の(e)は比較のため、カーボン繊維とアルミニウムを圧力をかけずに複合化して作製した複合材の荷重-伸び曲線である。引張破断面の状況からも認められるように、マトリックス金属としてのアルミニウムが繊維中に十分に接着していないため、荷重の伝達が行なわれておらず、繊維の引きずりが生じマトリックスが破断しても繊維は破断していなかった。従ってこの場合には繊維は強化材としては働かず、欠陥をつくっていることにすぎないと考えられる。

図13は各温度での引張強さと繊維含有率の関係を示す。この実験結果から、アルミニウム-カーボン繊維複

Fig. 13 Variation of tensile strength with temperature for carbon fiber/Al composites

Photo. 9 SEM fractograph of carbon fiber/Al composite tensile tested at room temperature ($V_f = 16\%$)

Photo. 10 SEM fractograph of carbon fiber/Al composite tensile tested at 200 °C ($V_f = 8\%$)

Photo. 11 SEM fractograph of carbon fiber/Al composite tensile tested at 450 °C ($V_f = 16\%$)

合材の高温特性は比較的良好であるといえる。

写真9～写真11は、引張試験後の複合材破断面の走査電子顕微鏡写真である。写真9は $V_f = 16\%$ の複合材を室温で引張試験を行なった場合であり、写真10は $V_f = 8\%$ の複合材を200°Cで試験したものであり、また写真11は $V_f = 16\%$ の複合材を450°Cで試験したものである。繊維束の破断の仕方は、試験温度が上昇すると、破断面は平滑でなくなる傾向が認められた。

3. 結 言

アルミニウムをマトリックスとした繊維複合材の機械的性質について述べた。使用した繊維はタングステン線、カーボン繊維であり、製法はそれぞれ異なっている。いづれの場合も引張試験を行ない、それらの強度特性を調べた結果および考察から結論すると、つぎのようである。

1) 箔冶金法は、連続繊維の場合、一方向に繊維をそろえることや、体積比を調整するには有利であるが、マトリックスと繊維との接着性を十分に検討する必要がある。

2) 同一体積比を有する複合材であっても、複合化さ

れる繊維は長い方が有効であり、この傾向は体積比(配合率)が増加するにつれて増大する傾向がある。

3) 複合化する繊維の体積比の増加につれて、複合材料としての成形性が悪くなる。

4) 本複合材(タングステン線、カーボン繊維の両方の場合とも)、高温で比較的良好な引張特性を示す。またこれはタングステン線を使用した場合であるが、繊維の臨界長さは、温度の上昇と共に減少する傾向にある。すなわち、高温になる程、繊維の存在が有効になることを示しており、高温特性の改善のために繊維複合化は非常に有効である。

5) アルミニウムとタングステンとの相互拡散は困難であり、少なくとも400°C、30時間の焼鈍では、拡散相をうることはできなかった。そこでアルミニウムとタングステンとの接着性を改善するためには、拡散相を生じやすいような第3相を考慮する必要がある。

6) カーボン繊維を使用した場合、複合則から計算される強度より低い値が得られたが、この主な原因として、カーボン繊維の酸化劣化によるものと推定される。

8) アルミニウム-カーボン繊維の界面をX線マイクロアナライザーで調べたが、反応層を検出することはできなかった。

文 献

- 1) D.L. McDanel: *Metal Progr.* 78-6 (1960), 118
- 2) A. Kelly: *Proc. Roy. Soc.*, A282 (1964), 63
- 3) D.L. McDanel: *Trans. AIME*, 233-4 (1965); 636
- 4) A. Kelly: *G.J. Dayies, Met. Rev.*, 10-37 (1965), 1
- 5) H.L. Cox: *Brit. J. Appl. Phys.*, 3 (1952-3), 72
- 6) J.D. Eshelby: *Proc. Roy. Soc.*, A241-1226 (1957), 376
- 7) G.H. Horridge: *Brit. J. Appl. Phys.*, 6 (1955-9) 312
- 8) W.R. Tyson, G.J. Dayies: *Brit. J. Appl. Phys.*, 19-2 (1956), 199
- 9) Z. Hashin: *Appl. Mech. Rev.*, 17-1 (1964)
- 10) B.W. Rosen: *Fiber Composite Materials*, ASM (1965)
- 11) R.T. Pepper et al: *Met. Trans.*, vol. 2 (1971) No. 1, p. 117
- 12) 森田, 馬場: 日本金属学会誌, vol. 37 (1973) 3, 315
- 13) R.T. Pepper et al: Airforce Rep. No. SAMSOTR-70-194
- 14) R.T. Pepper et al: Airforce Rep. No. SAMSOTR-174
- 15) A.S. Tetelman: *Composite Materials: Testing and Design ASTM STP-460* (1969), p. 473