アルミナ連続繊維強化アルミニウム合金基複合材料の引張特性に及ぼす粒子分散の効果*

浅野 和典 米田 博幸

近畿大学理工学部機械工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 68, No. 8 (2004), pp. 582-590
© 2004 The Japan Institute of Metals

Effects of Particle-Dispersion on the Tensile Properties of a Continuous Alumina Fiber-Reinforced Aluminum Alloy Matrix Composite

Kazunori Asano and Hiroyuki Yoneda

Department of Mechanical Engineering, Faculty of Science and Engineering, Kinki University, Higashiosaka 577-8502

Aluminum alloy matrix hybrid composites reinforced with particle-attached continuous alumina fibers were fabricated by squeeze casting, and the effects of the particle-dispersion on their strength in the temperature range 293 to 623 K were investigated by microscopy and fractography. It was found that the particle-dispersion among the fibers minimizes the preform contraction and fiber-to-fiber contact due to melt infiltration during the squeeze casting, resulting in a homogeneous distribution of the fibers in the composite. The tensile strength, 0.2% proof stress and elastic modulus of the composites in the longitudinal direction increased due to the particle-dispersion over the whole temperature range measured. The fracture surface of the particle-free composite was flat and close-packed fibers were frequently observed, indicating that stress concentrated in the neighboring fiber, then the cracks initiated at the points of fiber contact, followed by progressive fracture of the touching fibers. In contrast, the surface of the hybrid composite was irregular and close-packed fibers were rarely observed, showing that the matrix around a fiber relieved the stress concentration and the strengthening by the fibers was satisfactory. The transverse tensile strength and proof stress of the particle-free composite were lower than that of the unreinforced alloy. Many fibers and grooves remaining in the matrix were observed on its fracture surface. This is considered to be due to the initiation of the cracks at the points of fiber contact and their propagation mainly along the fiber-matrix interface. In contrast, the strength of the hybrid composite was close to that of the unreinforced alloy. The matrix was dominant on its fracture surface. This is attributed to the strong fiber-matrix interface and the propagation of cracks mainly throughout the matrix.

(Received April 21, 2004; Accepted June 22, 2004)

Keywords: aluminum alloy, hybrid composite, continuous alumina fiber, alumina particle, squeeze casting, mechanical properties, fractography

1. 緒 言

アルミニウム合金はセラミックス連続繊維の複合化により強度の向上が期待できるので、これまでにその複合材料の性質を調べた研究報告は比較的多く¹⁻⁹⁾、またその製造方法には主に加圧含浸法¹⁻⁷⁾やホットプレス法^{8,9)}が用いられてきた。一般に加圧含浸法は、熔融金属と強化材との濡れ性の善し悪しにかかわらず複合化が可能である¹⁰⁾、複雑形状の部品の複合化や部分複合化に適用できる¹¹⁾、製造コストの低減が可能である¹²⁾などの長所を持っている。しかし加圧含浸法を用いて繊維プリフォームに熔融金属を含浸させた場合、加圧に伴う溶湯の含浸圧の増加によってプリフォームが変形して繊維同士が接触し易くなるため、特に繊維軸に垂直な方向では良好な機械的性質が得られないという問題がある。これを防ぐ 1 つの手段として繊維の表面に微粒子やウィスカを付着させた繊維を用い、複合材料の繊維間隙に粒子

やウィスカを分散させる方法が考えられる。このような複合材料はハイブリッド複合材料と呼ばれ、これまでに SiC 粒子を付着させた SiC 連続繊維¹³⁾、SiC 粒子およびウィスカ付着炭素連続繊維^{14,15)}、 β -SiC 粒子付着チラノ連続繊維¹⁶⁾を複合化させたアルミニウム合金複合材料が試作されている。セラミックスの中でも Al_2O_3 (アルミナ) は高剛性、高強度で耐熱性や耐摩耗性にも優れているので、アルミナを強化材として複合化すれば、アルミニウム合金の室温強度のみならず高温強度が改善され、耐熱構造材料として使用が可能になることが期待できる。しかしアルミナ微粒子とアルミナ連続繊維を強化材に用いたアルミニウム合金基ハイブリッド複合材料の高温強度特性を調べた報告は見当たらない。

そこで本研究ではアルミナ微粒子付着アルミナ連続繊維を用いて繊維体積率および粒子体積率を変化させたプリフォームを作り、これらと Al-Cu-Mg 合金を複合化したハイブリッド複合材料を加圧含浸法により作製し、この複合材料の室温から 623 K までの強度特性を調べるとともに、引張破面の観察と解析を行い、高温強度に及ぼす粒子分散の効果と粒子分散による強化機構を考察した。

* Mater. Trans. 44(2003) 1172-1180 に掲載

2. 実験方法

アルミニウム合金(マトリックス合金)は JIS-AC1B (Al-4.3Cu-0.2Mg) 合金を用いた。強化材には γ -アルミナ連続繊維(住友化学工業株製, SV-10-1K)および α -アルミナ粒子(昭和電工株製, CB-A01)を用いた。AC1B アルミニウム合金の化学組成を Table 1 に, 強化材の諸性質¹⁷⁾を Table 2 に示す。このアルミナ繊維は空气中で 1373 K に長時間保持しても引張強さはほとんど低下しないことが認められている¹⁸⁾。プリフォームの作製は次のようにした。すなわち, まずバインダ(ポリビニルアルコール)を少量添加した水溶液にアルミナ粒子を分散させ, 次にこの溶液にアルミナ繊維を浸漬して繊維表面に粒子を付着させた後, 繊維を取り出して両端開放の角型ステンレス製パイプに一方方向に揃えて充填し, 373 K で乾燥後, さらに 973 K で 1 h 加熱して脱バインダ処理することによりプリフォームを作製した。Fig. 1 にプリフォームの SEM 像とその模式図を示す。SEM 像より, 粒子が繊維表面に付着して繊維同士の接触を防いでいることがわかる。

複合化は加圧含浸法により行った。まずプリフォームをパ

イプごと casting 用金型内に水平に設置し, そこへ 1073 K の合金溶湯を注入した。その後プランジャによりすばやく加圧し, 金型内でそのまま凝固させて複合材料を得た。両端開放の角型パイプを用いたのは, 加圧と同時にパイプの両端開口部から合金溶湯を繊維に平行方向に浸透し易くするとともに, 加圧によるプリフォームの圧縮変形を無くするためである。この際, プリフォーム温度は 973 K, 金型温度は 573 K, 加圧力は 40 MPa, 加圧保持時間は 60 s とした。また複合材料の繊維体積率(以下 V_f と記す)は 40~60% と変化させ, 粒子体積率(以下 V_p と記す)は 0 および 10% とした。作製した複合材料は T6 処理(788 K で 36 ks 溶体化処理後, 水冷し, 続いて 433 K で 14.4 ks 時効)を施した後, 顕微鏡組織の観察, 繊維-マトリックス界面の観察, 引張試験を行った。

引張試験には長さ方向が繊維軸方向および繊維軸に対して垂直方向になるように切り出した平行部長さ 10 mm $\times$ 幅 8 mm $\times$ 厚さ 3 mm の平板試験片を用い, 各試験片について室温(293 K)~623 K における引張強さ, 耐力, 弾性率, 伸びを測定した。引張試験にはインストロン型試験機を用い, クロスヘッド速度は 1.67×10^{-5} m/s とした。応力-ひずみ線図は試験片平行部にひずみゲージを貼付けて求めた。また弾性率 E は, 応力-ひずみ線図の直線部分の傾きからオフセット法により求めた。なお, 本実験での試料番号は, V_f と V_p の組合せがわかるように, 例えば V_f が 40% で V_p が 0% の場合は 40-0 材, V_f が 40% で V_p が 10% の場合は 40-10 材のように名付けた(図中では 40-0, 40-10 のように記す)。

3. 実験結果および考察

3.1 顕微鏡組織

Fig. 2 に繊維のみ用いた複合材料(40-0 材, 60-0 材)と, 粒子付着繊維を用いた複合材料すなわちハイブリッド複合材料(40-10 材, 60-10 材)の繊維軸に垂直な断面における顕微鏡組織を示す。また同図にこれら組織に認められる繊維について, 画像解析により測定した隣接繊維間距離(d)とその度数分布との関係を示した。いずれの複合材料も割れや欠損な

Table 1 Chemical composition of AC1B(mass%).

Cu	Mg	Fe	Ti	Al
4.31	0.20	0.15	0.14	Bal.

Table 2 Properties of alumina fiber and alumina particle.

	Alumina fiber	Alumina particle
Diameter (μm)	15	1.0
Density (Mg/m^3)	3.3	4.0
Elastic modulus (GPa)	210	—
Tensile strength (MPa)	1800	—
Crystal phase	γ	α
Composition (mass%)	Al ₂ O ₃ 85 SiO ₂ 15	Al ₂ O ₃ 99.9

Fig. 1 Appearance of preform.

どは認められず、複合化は良好に行われていた。繊維の分布状態を観察すると、繊維のみ用いた複合材料(Fig. 2(a)(c))では繊維が不均一に分布し、随所で繊維同士の接触が認められる。このことは d の測定結果(Fig. 2(e)(g))において $d=0\mu\text{m}$ のもの、すなわち相互に接触している繊維が50~60%占めていることからわかる。これに対してハイブリッド複合材料(Fig. 2(b)(d))では粒子が繊維間隙に分布し、繊維同士の接触を防いでいることが認められる。またこのことはFig. 2(f)(h)に示すように $d=0\mu\text{m}$ の繊維がほとんどなく、 d が $10\mu\text{m}$ 以下の繊維が約70%占めていることからわかる。すなわち、これらの結果から粒子付着繊維を用いた場合、粒子が繊維同士の接触を防ぐとともに繊維を比較的均一に分布させることがわかった。

Fig. 3にハイブリッド複合材料(50-10材)の繊維-マトリックス界面近傍におけるTEM組織を示す。繊維-マトリックス界面には反応生成物が認められないので、繊維はマトリックスと過剰な反応やそれに伴う劣化を起こさずに接合していると考えられる。また繊維中の γ -アルミナ結晶の粒径を

Fig. 2 Microstructure of composites and distance between adjacent fibers (d) ((a)(e) 40-0, (b)(f) 40-10, (c)(g) 60-0, (d)(h) 60-10).

測定した結果、約 10nm であった。この値は複合化前の粒径 10nm ¹⁹⁾と同じなので、繊維中のアルミナ結晶粒は、プリフォーム成形の際の脱バインダ処理や、アルミニウム合金との複合化、あるいは溶体化処理の際にもほとんど変化しないことがわかった。従って本実験で作製した複合材料中の繊維強度は複合化前のそれとほとんど変わらないと考えられる。

3.2 機械的性質

Fig. 4に、繊維のみの複合材料(50-0材)とハイブリッド

Fig. 3 TEM photograph of a region near a fiber-matrix interface in the composite (50-10).

Fig. 4 Stress-strain curves of composites ($V_f=50\%$) tested at (a) 293 K and (b) 623 K.

複合材料(50-10 材)をそれぞれ室温(293 K)および 623 K において引張荷重を加えた場合の応力-ひずみ曲線を示す。繊維軸に平行方向に引張った場合は、いずれの温度においても応力はほぼ直線的に上昇するが、ハイブリッド複合材料(50-10 材)の方が繊維のみの複合材料(50-0 材)に比べて引張変形抵抗が大きいことがわかる。一方、繊維軸に対して垂直に引張った場合の引張変形抵抗は平行方向のそれに比べて小さく、また温度上昇とともに低下するが、やはりハイブリッド複合材料の方が変形抵抗が大きく、ひずみも繊維のみの複合材料に比べて大きいことを認めた。

Fig. 5 に引張強さと温度の関係を示す。マトリックス合金(0-0 材)では約 423 K 以上になると引張強さは著しく低下するが、複合材料の場合、とくに繊維に平行方向の引張強さ(Fig. 5(a))は V_f の増加とともに上昇し、本実験の 623 K 以下では高温でもその値はほとんど低下しないことがわかった。この原因は繊維に平行方向に引張荷重が加わった場合、繊維が応力を負担するためと考えられる。また V_f が同じなら、繊維のみの複合材料に比べてハイブリッド複合材料の方が引張強さは高かった。繊維に垂直方向の引張強さ(Fig. 5(b))は V_f の増加とともに減少するが、粒子の分散によって大きく改善され、マトリックス合金の引張強さと同程度になった。とくにマトリックスの強さがあまり低下しない約 423 K までの温度範囲では粒子の分散による引張強さの増加量が大きかった。それ以上の温度になるとマトリックスの強さが低下するため、粒子分散による引張強さの増加量は小さくなるが、それにもかかわらずハイブリッド複合材料の引張強さは 623 K の高温においても繊維のみの複合材料よりも高かった。

一般に連続繊維強化複合材料では、繊維に平行方向の引張強さは式(1)に示す複合則²⁰⁾により見積もられる。

$$\sigma_{\text{rom}} = \sigma_f V_f + \sigma'_m (1 - V_f) \quad (1)$$

ここで、 σ_{rom} は複合材料の引張強さ、 σ_f は繊維の引張強

さ、 σ'_m は複合材料が破断するひずみに対応するマトリックスの応力である。室温(293 K)および 623 K における繊維のみの複合材料(40-0 材、60-0 材)とハイブリッド複合材料(40-10 材、60-10 材)の引張強さの実験値(σ_{cl})と式(1)により求めた理論値(σ_{rom})を Table 3 に示す。本実験では σ_f の値は Table 2 に示した繊維の引張強さに基づいて、1800 MPa とした。いずれの場合も式(1)から予測されたほどの引張強さは得られなかったが、ハイブリッド複合材料の方が、繊維のみのものより高く、また $\sigma_{\text{cl}}/\sigma_{\text{rom}}$ 比の値も大きいことから、粒子と繊維の複合化による強化効果は大きいことがわかる。

Fig. 6 に 0.2%耐力と温度の関係を示す。0.2%耐力は繊維に平行方向、垂直方向とも、引張強さの場合と同様の傾向が認められた。

Fig. 7 に弾性率と温度の関係を示す。弾性率は繊維に平行方向、垂直方向とも V_f の増加とともに上昇し、粒子分散によりさらに大きくなった。また、繊維に平行方向の弾性率は、本実験温度範囲ではほとんど変化しないが、垂直方向の弾性率は温度上昇とともに低下することがわかった。垂直方向の弾性率が低下するのは、温度上昇に伴ってマトリックスの弾性率が低下することによるものと考えられる。

Table 3 Comparison between experimental and calculated tensile strengths in the longitudinal direction.

Specimen	293 K			623 K		
	σ_{cl}	σ_{rom}	$\sigma_{\text{cl}}/\sigma_{\text{rom}}$	σ_{cl}	σ_{rom}	$\sigma_{\text{cl}}/\sigma_{\text{rom}}$
40-0	510	887	0.57	480	782	0.61
40-10	600	890	0.67	570	782	0.73
60-0	645	1186	0.54	615	1120	0.55
60-10	730	1190	0.61	710	1120	0.63

σ_{cl} : Experimental tensile strength (MPa)

σ_{rom} : Tensile strength calculated by rule of mixture (MPa)

(a) Longitudinal direction

(b) Transverse direction

Fig. 5 Tensile strength of unreinforced alloy and composites at various temperatures.

(a) Longitudinal direction

(b) Transverse direction

Fig. 6 0.2% proof stress of unreinforced alloy and composites at various temperatures.

(a) Longitudinal direction

(b) Transverse direction

Fig. 7 Elastic modulus of unreinforced alloy and composites at various temperatures.

繊維に平行方向の弾性率は、引張強さと同様に式(2)に示す複合則²⁰⁾により見積もられる。

$$E_{\text{rom}} = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (2)$$

ここで、 E_{rom} は複合材料の弾性率、 E_f 、 E_m はそれぞれ繊維、マトリックスの弾性率である。 E_f の値は、本実験ではTable 2に基づいて210 GPaとした。室温(293 K)および623 Kにおける繊維のみの複合材料(40-0材、60-0材)とハイブリッド複合材料(40-10材、60-10材)の繊維に平行方向の弾性率の実験値(E_{cL})と式(2)により求めた理論値(E_{rom})をTable 4に示す。繊維のみの複合材料の弾性率は式(2)から得られた理論値より小さかった。しかし粒子の分散によって弾性率は上昇し、室温では理論値とほぼ等しく、623 Kでは理論値より若干大きくなった。これは粒子を分散すること

Table 4 Comparison between experimental and calculated elastic modulus in the longitudinal direction.

Specimen	293 K			623 K		
	E_{cL}	E_{rom}	$E_{\text{cL}}/E_{\text{rom}}$	E_{cL}	E_{rom}	$E_{\text{cL}}/E_{\text{rom}}$
40-0	102	126	0.81	96	104	0.92
40-10	124	126	0.98	122	104	1.17
60-0	131	154	0.85	126	139	0.91
60-10	152	154	0.99	150	139	1.08

E_{cL} : Experimental elastic modulus (GPa)

E_{rom} : Elastic modulus calculated by rule of mixture (GPa)

により、繊維接触部分が減少し、繊維-マトリックス間の応力伝達が行われ易くなったことと、マトリックスの弾性率(E_m)が粒子の分散により上昇したためと考えられる。

Fig. 8 に伸びと温度の関係を示す。マトリックス合金の伸びは温度上昇に伴い大きく増加するが、繊維のみの複合材料はマトリックスの伸びの増加にかかわらず、繊維に対して平行方向の場合 (Fig. 8(a)) も、垂直方向の場合 (Fig. 8(b)) も、ほとんど変化しなかった。一方、ハイブリッド複合材料では垂直方向の場合に伸びが認められ、高温になるほど大きくなる傾向があった。この傾向は V_f の小さいもの、つまりマトリックス体積率の大きい方が顕著である。

3.3 破壊形態と強さの関係

3.3.1 繊維に平行方向に引張荷重を加えた場合の破壊形態

Fig. 9 に室温 (293 K) で繊維に平行方向に引張荷重を加えた場合の複合材料の破断面を示す。いずれの複合材料もマトリックスから繊維が引き抜けた痕跡が少なくことから、繊維-マトリックス界面は比較的強固に接合していると推察した。さらに詳細に観察すると、繊維のみの複合材料 (Fig. 9(a-1)) では、とくに繊維同士が接触している部分の破面が比較的平坦になっていることを認めた (図中矢印部分)。この部分の拡大写真を Fig. 9(a-2) に示したが、繊維の破面には繊維同士の接触部を起点として放射状に広がる模様が認められる (図中矢印部分)。これに対してハイブリッド複合材料の破面は凹凸になった部分が多く、平坦な部分はほとんど認められない (Fig. 9(b-1))。また繊維の破面には放射状の模様が認められるものの、その起点は繊維表面の場合や繊維内部の場合など様々である (Fig. 9(b-2))。

Fig. 10 に 623 K での破断面を示したが、粒子の有無による破面は室温の場合と同様の形態である。

これらの破面観察の結果に基づいて、繊維に平行方向に引張荷重を加えた場合の破壊の進行形態の模式図を Fig. 11 に示した。ある繊維が破断すると、この繊維と接触している別の繊維が存在する場合にはその接触部に応力集中が起こるので、接触している繊維は破断し易くなると考えられる。繊維

のみの複合材料では数本の繊維がまとまって接触した箇所が多く見られるので、Fig. 11(a) に示すように、繊維接触部では連鎖的な破壊の伝播が生じ易い状態になっていると推察できる。それゆえ相互に接触している繊維束が破断すれば、その部分の破面は平坦になっているはずである。繊維のみの複合材料の破面に比較的平坦な面が多く形成されたのはこのためであると考えた。またこのような破壊が生じる状態になっていると、繊維による強化効果が損なわれ易くなると考えられる。これに対し、繊維が均一に分布したハイブリッド複合材料では、ある繊維が破断しても繊維の周囲に存在するマトリックスが応力集中を緩和するので、応力集中が発生しにくくなり、それぞれの繊維が応力を均等に分担するようになる。その結果、Fig. 11(b) に示すように破面はあまり平坦にならず、凹凸部分が多くなったと考えられる。すなわち、ハ

Fig. 9 SEM photographs of longitudinal fracture surfaces of composites after tensile test at 293 K.

(a) Longitudinal direction

(b) Transverse direction

Fig. 8 Elongation of unreinforced alloy and composites at various temperatures.

Fig. 10 SEM photographs of longitudinal fracture surfaces of composites after tensile test at 623 K.

(a) Particle-free composite (b) Hybrid composite

Fig. 11 Schematic illustrations of the longitudinal fracture in composites.

イブリッド複合材料では繊維方向の引張強さが繊維のみの複合材料に比べて高くなったのは、粒子の分散によって繊維接触部分が減少し、繊維-マトリックス間の応力伝達が行われ易くなったためと考えられる。また、高温雰囲気ではマトリックスの延性が増加するため、マトリックスによる応力緩和機構がより働きやすくなると考えられる。このことは Table 3 に示したように、 V_f が等しい複合材料では室温のときに比べ 623 K の方が σ_{CL}/σ_{rom} の比が大きいことから推察できる。

3.3.2 繊維に垂直方向に引張荷重を加えた場合の破壊形態

Fig. 12 に室温で繊維に垂直方向に引張荷重を加えた場合の複合材料の破断面を示す。ここでは、破壊箇所を断定するために、同一破断面の両側を示した。繊維のみの複合材料の破面には繊維表面が多く認められる (Fig. 12(a))。ハイブリッド複合材料では繊維表面はあまり認められず、破面全体にマトリックスの占める割合が多い (Fig. 12(b))。このことから、粒子が存在するハイブリッド複合材料では、亀裂はマト

(a) Particle-free composite (50-0)

(b) Hybrid composite (50-10) 25 μm

Fig. 12 SEM photographs of transverse fracture surfaces of composites after tensile test at 293 K (f-f: Fracture at fiber, f-m: Fracture at fiber-matrix interface, m-m: Fracture at matrix).

(a) Particle-free composite (50-0)

(b) Hybrid composite (50-10) 25 μm

Fig. 13 SEM photographs of transverse fracture surfaces of composites after tensile test at 623 K (f-f: Fracture at fiber, f-m: Fracture at fiber-matrix interface, m-m: Fracture at matrix).

リックス内を進行し易いことがわかる。

また Fig. 13 に 623 K における引張破面を示したが、粒子の有無による破面形態は室温の場合とほぼ同様である。

以上の破面観察に基づいて、繊維に垂直方向に引張荷重を加えた場合の破壊形態について検討した。そのモデルを Fig. 14 に示す。繊維のみの複合材料では、繊維に垂直方向の引張強さおよび伸びはマトリックス合金に比べ大きく低下した。また Fig. 12 および Fig. 13 において繊維表面が観察された部分は、繊維同士が接触していた部分、すなわち繊維とマトリックスの接合が不十分であった部分に対応すると考えられる。このような繊維接触部付近では応力の伝達が十分に行われないので、亀裂は Fig. 14(a) のように繊維接触部で生じ、繊維-マトリックス界面を選択的に進展すると考えられる。ハイブリッド複合材料では、繊維に垂直な方向の強さおよび伸びはマトリックス合金とほぼ同じであった。これは粒子が繊維同士の接触を妨げることによって繊維が均一に分布し、しかも繊維-マトリックス界面の結合が良好なので、亀裂は Fig. 14(b) のように主にマトリックス内部を進展しやすくなるためと考えられる。

次に繊維に対して垂直方向における引張破面の形態を定量的に解析するため、破断面を繊維-マトリックス界面で破断した部分(f-m)、マトリックス内部で破断した部分(m-m)、

Fig. 14 Schematic illustrations of the transverse fracture in composites.

Table 5 Transverse tensile strength of composites and each area fraction on the fracture surfaces.

Specimen	293 K				623 K			
	A_{ff}	A_{fm}	A_{mm}	σ_{CT}	A_{ff}	A_{fm}	A_{mm}	σ_{CT}
40-0	13	47	40	150	4	51	45	92
40-10	12	9	79	290	4	23	73	116
50-0	14	65	21	115	6	70	24	78
50-10	10	17	73	288	5	33	62	110
60-0	15	77	8	100	7	76	17	65
60-10	10	31	59	260	5	46	49	101

A_{ff} : Area fraction of fiber (%)

A_{fm} : Area fraction of fiber-matrix interface (%)

A_{mm} : Area fraction of matrix (%)

σ_{CT} : Transverse tensile strength (MPa)

繊維内部で破断した部分(f-f)の3つに分類し、破断面の面積に占めるそれぞれの面積率を算出した。そしてこの面積率と引張強さとの関係を調べた。

複合材料の繊維に垂直方向の引張破面に占める各面積率の測定値と垂直方向の引張強さを Table 5 に示す。ここで、 A_{fm} は繊維-マトリックス界面の面積率、 A_{mm} はマトリックス内部の面積率、 A_{ff} は繊維内部の面積率である。同表の結果から、①複合材料の V_f , V_p に関係なく引張温度が同じであれば A_{ff} はほぼ等しい、② V_f の増加とともに A_{fm} は大きくなる、③繊維のみの複合材料は A_{mm} より A_{fm} が大きく、ハイブリッド複合材料は A_{fm} より A_{mm} の方が大きい、④ V_f が同じならハイブリッド複合材料の方が A_{mm} は大きい、ことがわかる。これらの結果から、繊維に垂直方向の引張強さは A_{fm} および A_{mm} の大小が大きく影響されと考えられる。そこで繊維に垂直方向の引張強さ σ_{CT} (MPa) と A_{fm} (%), A_{mm} (%), A_{ff} (%) との相互関係を重回帰分析により求めた。

その結果、室温の場合には式(3)が得られた。

$$\sigma_{CT} = 4.41A_{mm} + 1.85A_{fm} - 6.28A_{ff} \quad (3)$$

この式の重相関係数 R は 0.978 であり、きわめて強い相関がある。

$$A_{ff} = 100 - (A_{mm} + A_{fm}) \quad (4)$$

であるから、式(4)を式(3)に代入すると、式(5)が得られる。

$$\sigma_{CT} = 10.7A_{mm} + 8.13A_{fm} - 628 \quad (5)$$

式(5)を用いて 50-10 材の σ_{CT} を計算すると 291 MPa となり、実験値 288 MPa とよく一致する。

同様に 623 K の場合には、

$$\sigma_{CT} = 1.43A_{mm} + 0.54A_{fm} - 0.53A_{ff} \quad (6)$$

となり、 $R = 0.987$ ときわめて強い相関がある。式(4)を式(6)に代入すると、式(7)が得られる。

$$\sigma_{CT} = 1.96A_{mm} + 1.07A_{fm} - 53 \quad (7)$$

式(7)を用いて 50-10 材の σ_{CT} を計算すると 104 MPa となり、実験値 110 MPa とよく一致する。

これらの結果は、引張破面に占めるマトリックス面積率が大きいほど、繊維に垂直な方向の引張強さは大きくなることを示している。すなわち、亀裂がマトリックス内部を進行する割合が増えるような繊維の分布状態にすることが強度向上に有効である。

4. 結 言

表面にアルミナ微粒子を付着させたアルミナ連続繊維プリフォームと AC1B アルミニウム合金溶湯とを加圧含浸法により複合化し、ハイブリッド複合材料を作製した。その組織や室温から高温における引張特性を繊維のみ複合化した材料と比較し、粒子分散の効果を調べた。得られた結果をまとめると以下ようになる。

(1) 繊維のみの複合材料は、繊維同士が接触したり、不均一に分布する部分が多い。しかし、粒子を分散したハイブリッド複合材料では、粒子が繊維同士の接触を防ぐので、繊維がマトリックス中に比較的均一に分布した。

(2) 繊維に平行方向の引張強さ、0.2%耐力および弾性率

は V_f の増加とともに上昇し、623 K の高温でもほとんど低下しなかった。また、いずれの温度においてもハイブリッド複合材料の引張強さは繊維のみの複合材料のそれよりも高かった。これはハイブリッド複合材料では繊維が均一に分布するので、繊維接触部が減少して応力集中が発生しにくくなり、繊維-マトリックス間の応力伝達が行われ易くなるためである。

(3) 繊維に垂直方向の引張強さおよび 0.2% 耐力は V_f の増加とともに減少した。しかしこれらは粒子の分散により改善され、ハイブリッド複合材料の強さは高温においてもマトリックス合金とほぼ等しくなった。これは繊維が均一に分布して繊維接触部分を起点とした破壊が抑制され、しかも繊維-マトリックス界面が強固なことにより、破壊がマトリックス内部で発生するようになったためである。

文 献

- 1) H. R. Shetty and T. W. Chou: Metall. Trans. A **16A** (1985) 853-864.
- 2) H. Mabuchi and Y. Nakayama: J. JILM **38** (1988) 608-613.
- 3) Y. Kagawa and H. C. Bae: J. Japan Inst. Metals **53** (1989) 339-348.
- 4) K. Matsuura, C. Meikon and N. Matsuda: J. Japan Inst. Metals **54** (1990) 671-678.
- 5) Y. Ikeuchi, K. Iga and T. Hanabusa: J. Soc. Mater. Sci. JP. **43** (1994) 792-798.
- 6) K. Yamada, S. Sekiguchi, T. Hanamura and T. Inoue: J. Japan Inst. Metals **59** (1995) 1108-1117.
- 7) H. N. Liu and K. Ogi: Mater. Sci. Technol. **15** (1999) 821-826.
- 8) T. Sato, J. Furukawa and K. Shimakage: J. JILM **40** (1990) 822-827.
- 9) K. T. V. Rao, S. C. Siu and R. O. Ritchie: Metall. Mater. Trans. A **24A** (1993) 721-734.
- 10) G. Chadwick: ECCM **4** (1990) 3-13.
- 11) E. Nakata: in *New Materials Handbook*, (Maruzen, Tokyo, 1988) pp. 129-140.
- 12) Y. Nishida: Materia Japan **36** (1997) 40-46.
- 13) S. De Bondt, L. Froyen and A. Deruyttere: Mater. Sci. Eng. **A135** (1991) 29-32.
- 14) S. Towata, H. Ikuno and S. Yamada: Trans. JIM **29** (1988) 314-321.
- 15) H. Ikuno, S. Towata, S. Yamada and Y. Awano: J. JILM **44** (1994) 379-384.
- 16) K. Matsunaga, S. Ochiai, K. Osamura, Y. Waku and T. Yamamura: J. JILM **43** (1993) 219-224.
- 17) Sumitomo Chemical Co.: Data sheet for Altex (1995).
- 18) Y. Abe and M. Nakatani: J. JILM **36** (1986) 372-380.
- 19) M. Morita: in *New Materials Handbook*, (Maruzen, Tokyo, 1988) pp. 99-113.
- 20) A. Kelly and N. H. Macmillan: Strong Solids, 3rd (Oxford Univ. Press, 1986) pp. 240-325.