

フェルト状炭素繊維強化黒鉛の高温における 強度と破壊靱性

佐藤千之助*, 車田 亮*, 岩城英彦**

(昭和60年9月6日受理)

Tensile properties and fracture toughnesses of carbon-fiber
felt reinforced graphite at high temperature.

Sennosuke SATO*, Akira KURUMADA* and Hidehiko IWAKI**

Abstract — Two kinds of carbon felt reinforced graphite of pitch fiber (C/C-A) and of PAN fiber (C/C-B) were developed to improve the fracture mechanical properties of regular grade graphite. This paper deals with the tensile properties and the fracture toughness values of these composites are determined as a function of temperature up to 2400°C. These results are compared with those of carbon fiber reinforced carbon composite of rayon fiber cloth (C/C-C) and a fine grain isostatic graphite (IG-11) and these distinctive features are discussed.

1. 緒 論

最近開発された炭素繊維強化炭素複合材 (Carbon fiber reinforced carbon composite, C/C composite) は一般の炭素または黒鉛の抜群の耐熱性と耐熱応力性に加えて機械的および破壊力学的性質が著しく改善され、ロケットおよび原子炉などの重要な構成材料として非常に注目されている。C/C複合材はピッチ系、レーヨン系またはPAN系の炭素繊維の織布またはチップを配合し、ピッチまたはフェノールなどで結合した炭素または黒鉛材料である。本研究のフェルト状炭素繊維により強化された黒鉛は連続炭素繊維強化複合材に比較し、その形成が比較的容易かつ安価で、強度的に若干の三次元性があり、今後幅広い利用分野が期待される。

本研究はピッチ系およびPAN系フェルト状炭素繊維強化黒鉛について、本研究室において先に試作した超高温炉を装着した材料試験機により2400°Cに至る高温における機械的強度および破壊靱性の測定を行い、これら材料の高温における破壊挙動を究明し、ロケットノズル用材などの耐熱構造部材の設計に資することを目的とするものである。得られた結果はレーヨン系二次元連続炭素繊維強度複合材 (C/C-C) および微粒等方性黒鉛IG-11の場合と比較される。また、機械的性質と熱的性質を総合した熱衝撃強度および熱衝撃破壊靱性の比較もなされる。

* 茨城大学工学部機械工学第二学科 (日立市中成沢町)

Department of Mechanical Engineering II, Faculty of Engineering, Ibaraki University, Hitachi 316, Japan

** 昭和電工(株)大町研究所 (大町市大町)

Ohmachi Research Laboratory, Showa Denko K.K., Ohmachi 398, Japan

specimen	C/C-A*1	C/C-B*2	C/C-C*3	IG-11*4
Carbon fiber	pitch	PAN	rayon	-
Heat treat. tem. (°C)	3000	3000	3000	3000
Bulk density (g/cm ³)	1.68	1.77	1.57	1.76
Young's modulus E (GPa)	13.5	26.3	17.0	10.5
Bending strength σ_b (MPa)	65.7	96.9	-	39.6
Electric resistivity ρ ($\mu\Omega\text{-cm}$)	-	400	-	1274

*1; pitch carbon fiber felt reinforced.

*2; PAN carbon fiber felt reinforced.

*3; rayon carbon fiber satin cloth reinforced.

*4; fine grain, isostatic mold graphite.

Table 1 Physical properties of specimens.

2. 実験方法

2.1 試料材料

(1) フェルト状炭素繊維強化黒鉛

本研究に用いたフェルト状炭素繊維強化黒鉛は、昭和電工(株)大町研究所において、一般の黒鉛材料に比較し強度、靱性、耐熱性および耐熱応力性を格段に改善すべく開発されたピッチ系炭素繊維 (C/C-A) および PAN 系炭素繊維 (C/C-B) のフェルトをコールタールピッチで結合強化した新しい黒鉛材料である。なお、フェルト繊維の量は C/C-A で 47%、および C/C-B で 34% (重量) である。試験片は 160 × 180 × 4 mm の素材から採取された。

Table 1 はこれら C/C-A および C/C-B の室温における物性値を示す。機械的強度は C/C-B が A より優れている。

(2) C/C-C および黒鉛 IG-11

さきに二次元レーヨン系炭素繊維平織布を用いた炭素複合材 C/C-C (日産自動車(株)宇宙航空事業部製) および微粒石油系コークスの等方性黒鉛 IG-11 (東洋炭素(株)製) の高温における強度と破壊靱性の測定を行った²⁾ これらのデータは本研究の場合と比較される。

2.2 試験片形状

Fig. 1 は試験片の形状で、①は引張試験片、②は破壊靱性試験片を示す。破壊靱性試験片②の両側スリットの幅および先端の曲率半径はおよそ 0.20 mm および 10 μ m 以下とした。この試験片のスリット深さの試験片幅に対する比は標準試験片の条件を満足し、試験片厚さは標準試験片よりやや大きめにしている。一般に黒鉛材料は金属材料の場合の破壊靱性の有効性の評価条件²⁾をそのま

ま適用し難い。試験片形状を変化させた稲垣ら³⁾の黒鉛についての破壊靱性の実験によると、試験片厚さを増大させても K_{Ic} が金属の場合のように必ずしも平面ひずみ状態に近づくように見えない。また Yahr ら⁴⁾の実験でも同様な傾向がみられる。炭素および黒鉛材料のようなぜい性材料はそもそも荷重-変位曲線において破壊ひずみが小さく、安定なき裂成長過程がほとんど認められず、垂直分離型の不安定破壊を生じ、試験片形状の有効性の基準²⁾が金属材料とは異なると考えるべきである。なお、C/C 複合材についての従来の実験例は数少ないが、後述の C/C-A および B の荷重-変位曲線における変位は小さい。しかも、塑性変型成分の補正を行なった J_I 値はこれを無視した場合と比較し 2400 °C においてさえも数%に過ぎずその補正の影響が小さい。なお、本研究に用いた C/C-A および B 試料は弾性係数および電気低抗の測定からみてすべて面内等方性として取り扱えるものであった。

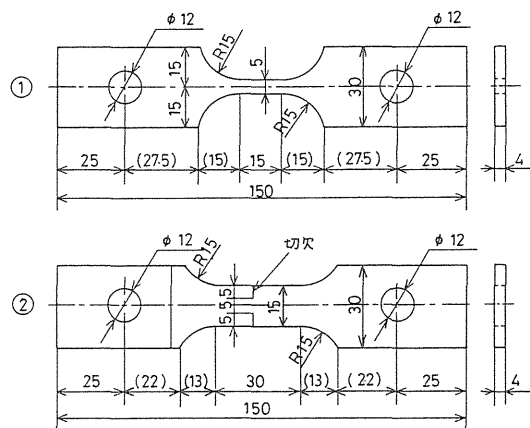


Fig. 1 Shapes of specimens.

2.3 高温強度試験装置

高温における引張強度および破壊靱性試験はコイル状黒鉛をヒーターとする超高温炉 (外径 300 mm, 高さ 600 mm) を試作し、これをインストロン形材料試験機 (5 ton) に装着した高温強度試験装置を用いた。試験片温度はコイル状黒鉛ヒーターのすき間を通して炉外から光高温計を用いて直視測定した。

2.4 引張試験および縦弾性係数

引張試験および破壊靱性試験は所定の温度に達した後、およそ 15 分間保持し、クロスヘッド速度を 0.5 mm/min

と一定にして行った。なお、縦弾性係数は荷重-変位曲線から次の方法によって求めた。すなわち、あらかじめ棒状試験片(5×4×150mm)を用い100KHzの超音波パルスの長さL間の伝播時間Tを測定して、室温における縦弾性係数Eを次式によって求め、荷重-変位曲線との相対値を定めておく。

$$E = \gamma(L/T)^2/g \quad (1)$$

ここで γ は比重量、 g は重力加速度。次に高温における縦弾性係数はそれぞれの温度における荷重-変位曲線の最大傾斜と室温における荷重-変位曲線の最大傾斜との比較により算出する。

なお、C/C-Cのポアソン比は抵抗線ひずみ計による測定の結果、およそ0.10と非常に小さく、縦弾性係数に及ぼす試験片形状の影響は無視できる。

2.5 破壊靱性試験

多結晶性黒鉛およびC/C複合材はかなりの低応力状態からその荷重-変位曲線は多少非線形を示し、室温における破壊ひずみがIG-11で約0.4%, 2400℃における破壊ひずみは塑性ひずみに加わり約1.2%となる。したがって、室温から2400℃に至る広範囲におけるこれらの材料の破壊が開始する際の破壊抵抗を評価するには、念のためJ積分を用いることにした。モードIの弾塑性破壊靱性値 J_I は負荷荷重をP、伸びを δ 、荷重-変位曲線下の面積の内、弾性変形成分と塑性変形成分をそれぞれ A_1 および A_2 とすると次式より求められる²⁾。

$$J_I = \frac{2}{b_0 B} \int_0^\delta P d\delta = \frac{2(A_1 + A_2)}{b_0 B} \quad (2)$$

ここで b_0 はリガメント長さ、Bは試験片板厚である。上式において A_1 の項は破壊点まで弾性的に変形したことを表わし平面ひずみ条件を満足する。それゆえ、(2)式は塑性変形成分 A_2 を含めてポアソン比 ν 、縦弾性係数Eを用いて次式のように変形できる。

$$J_I = K_I^2 (1 - \nu^2) \cdot \left(1 + \frac{A_2}{A_1}\right) \quad (3)$$

ここで K_I は両側切欠きを有する平板の応力拡大係数で次式で表わされる⁵⁾。

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} F_I \left(\frac{a}{b}\right) \quad (4)$$

$$\sigma = \frac{P}{2bB}$$

$$F_I \left(\frac{a}{b}\right) = \left\{ 1.122 - 0.561 \left(\frac{a}{b}\right) - 0.205 \left(\frac{a}{b}\right)^2 + 0.471 \left(\frac{a}{b}\right)^3 - 0.190 \left(\frac{a}{b}\right)^4 \right\} \sqrt{1 - \left(\frac{a}{b}\right)}$$

ここで σ は引張応力、 a は切欠き寸法、 b は試験片幅の半長である。しかし、構造部材の設計においては破壊が開始する際の破壊抵抗として平面ひずみ破壊靱性 K_{IC} が広く採用されている。それゆえ、本研究では上式で求めた J_I 値と等価な平面ひずみ破壊靱性 K_{IC} を次式により換算する。

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{J_I E}{(1 - \nu^2)}} = K_I \sqrt{1 + \left(\frac{A_2}{A_1}\right)} \quad (5)$$

この塑性変形成分を補正した平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} を用いて破壊抵抗の温度依存性を評価する。

2.6 熱衝撃強度および熱衝撃破壊靱性

直径30mm、厚さ3mmの円板試料を用い、その中心部にアーク放電加熱を行なうことによる熱衝撃強度 d ($=\sigma_t k/E\alpha$ 、 k は熱伝導率、 α は熱膨張係数)および熱衝撃破壊靱性 \mathcal{F} ($=K_{IC} k/E\alpha$)の測定を行なった。その方法の詳細は他に述べる。^(7,8)

3. 実験結果および考察

3.1 高温引張強度

Fig. 2はC/C-Aおよび-Bの室温から2400℃に至る引張試験における荷重-変位曲線である。同図は、負荷の初期の低応力状態に引張治具などのすべりによる影響が見られ、それ以上の応力状態では低温においてはほぼ直線的に変化するが、2400℃では塑性変形を伴って破壊している。曲線部分のうち、最大傾斜を示す位置は最大荷重点のおよそ1/3点である。

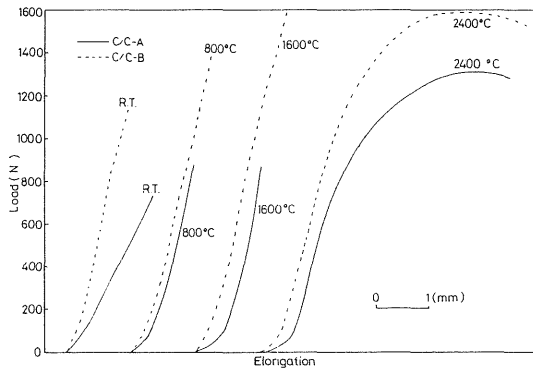


Fig. 2 Load-elongation curves in the tensile testings of C/C composites (A and B) at high temperature.

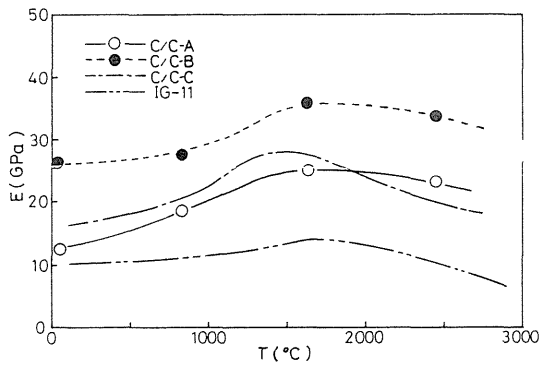


Fig. 3 Young's moduli of three C/C composites and a graphite IG-11 at elevated temperature.

Fig. 3 は最大傾斜から前述のようにして定めた C/C-A および B の縦弾性係数 E の温度依存性を示す。C/C-A および B の E はそれぞれ室温のおよそ 13 GPa および 26 GPa から温度が上昇するにつれて徐々に増大し、2400°C 付近で極大値のおよそ 25 GPa および 36 GPa となる。それ以上の高温では徐々に減少する。C/C-B の E は全温度範囲において C/C-A の値のおよそ 1.7 倍と大である。また C/C-A および B の E は室温において C/C-C のおよそ 0.7 倍および 1.7 倍で IG-11 のそれぞれおよそ 1.2 倍および 2.5 倍の値を示した。C/C-A の E は 1900°C 付近で C/C-C と大小関係が逆転している。E の温度依存性は傾向として、4 種類の材料とも極大点が 1400°C ~ 1600°C にあり、類似の挙動を示す。

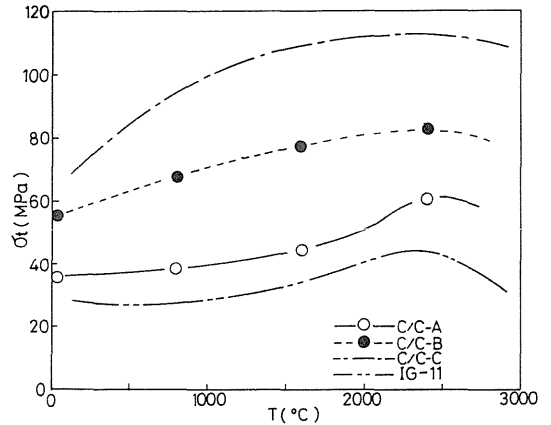


Fig. 4 Tensile strengths of three C/C composites and a graphite IG-11 at elevated temperature.

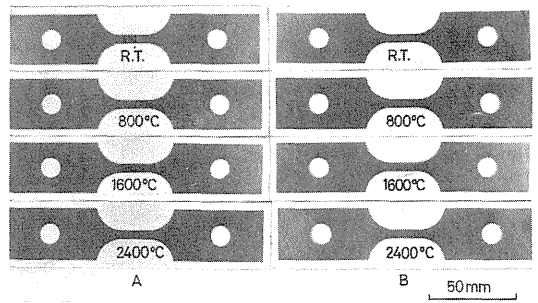


Photo. 1 Fracture appearances in the tensile strength testings of C/C composites (A and B).

Fig. 4 は C/C-A および B の引張強度 σ_t の温度依存性を示す。C/C-A および B の σ_t はそれぞれ室温のおよそ 36 MPa および 55 MPa から温度の上昇につれて徐々に増大し、約 2400°C 付近で極大値のおよそ 63 MPa および 83 MPa となる。C/C-B は全温度範囲において A の値のおよそ 1.4 倍と大きい。また C/C-A および B の室温における σ_t は C/C-C のそれぞれおよそ 0.5 倍および 0.8 倍で、IG-11 のおよそ 1.3 倍および 2 倍の値を示した。4 種類の材料の σ_t の温度依存性は極大点がおよそ 2400°C 付近にあることなど非常に類似した挙動を示す。多結晶性黒鉛や C/C 複合材が室温から温度が上昇するにつれて σ_t の値が増加する。極大を有する理由としては、製造の際の黒鉛化熱処理により凍結された残留応力が開放されるとする Mrozowski⁶⁾ の frozen-in stresses 説などがよく知られている。

Photo. 1 は C/C-A および B の引張試験における破断状況を示す。実験結果は C/C-B の方がフェルト

繊維の量が少ないにもかかわらず σ_t が強く, 強度的にはC/C-Aのピッチ系炭素繊維より-BのPAN系炭素繊維の方が強化繊維として優れていることがわかる。

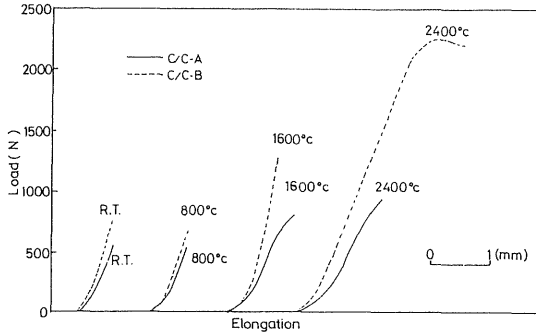


Fig. 5 Load-elongation curves in the fracture toughness testings of C/C composites (A and B) at high temperature.

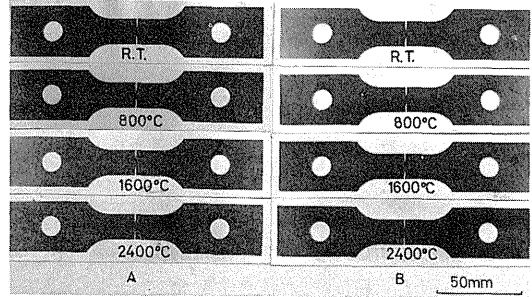


Photo. 2 Fracture appearances in the fracture toughness testings of C/C composites (A and B).

3.2 高温破壊靱性

Fig. 5はC/C-Aおよび-Bの室温から2400℃に至る破壊靱性試験における荷重-変位曲線である。図において, 低応力部には保持具などの伸びの影響が, 高温では塑性変形が見られる。ここで試験片のリガメント幅 b_0 および板厚 B は金属材料の破壊靱性の有効性の寸法条件²⁾を必ずしも満足しないが, 弾塑性破壊靱性における寸法条件($b_0, B \geq 25 J_{in} / \sigma_{fs}$)は満足していると考えられる。本研究における裂が進展する際の J_{in} 値を決定することは困難であるが, 仮りに J_{in} を最大荷重より求めた J_{max} とし, 有効降伏強度 σ_f を0.2%耐力とすると, C/C-Aおよび-Bの寸法条件はそれぞれ0.52および1.49mm以上であり, 本試験片はこれを満足している。しかし, 黒鉛材料の破壊靱性に及ぼす板厚などの影響^{3, 4)}は金属材料の場合と著しく異なるため, 金属材料の試験片形状の有効性の評価基準に拘束される必要がないように思われる。また, C/C-Aおよび-Bの破壊ひずみは通常0.3%以下と非常に小さく, き裂先端の降伏領域はこれに対応して非常に小さいと考えられる。

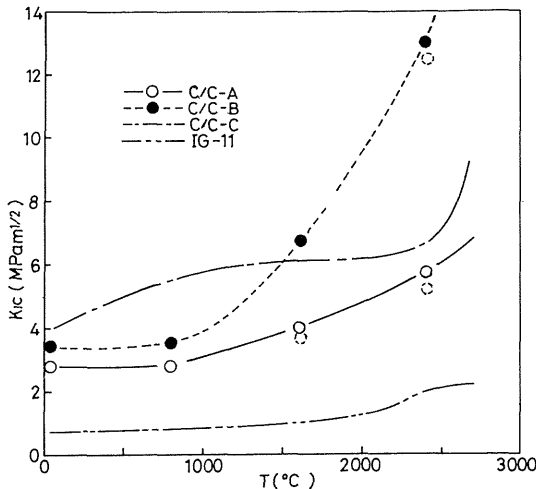


Fig. 6 Fracture toughness values of three C/C composites and a graphite IG-11 at elevated temperature.

Fig. 6はC/C-Aおよび-Bの塑性変形成分を補正した平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} の温度依存性を示す。なお図中の点線の丸印は塑性変形成分 A_2 を無視した値であり, 2400℃の高温においてもその差はC/C-Aおよび-Bでそれぞれ4%および9%と僅少である。C/C-Aおよび-Bの K_{IC} はそれぞれ室温のおよそ0.3 MPa m^{1/2}および3.4 MPa m^{1/2}から約1000℃を越えると急激に増大し, 2400℃では5.3 MPa m^{1/2}および1.3 MPa m^{1/2}となる。C/C-Aおよび-Bの K_{IC} は室温においてC/C-Cのおよそ0.7および0.8倍程度の小さな値を示し, IG-11のおよそ3および4倍程度の値

を示した。C/C-Bの K_{IC} の値は1000℃付近まではC/C-Aの値よりやや高い値を示し、1000℃を越えるとC/C-Bの K_{IC} の増加率が高く、2400℃ではおよそ2.5倍程度高い値を示した。したがって、 σ_t の試験結果と同様にピッチ系よりPAN系炭素繊維による方が破壊靱性を大幅に向上させることがわかる。

Photo. 2はC/C-Aおよび-Bの各温度における破壊靱性試験片の破断状況を示す。これらの試験片の破壊部は末端の炭素繊維が引き抜きや切断されている。

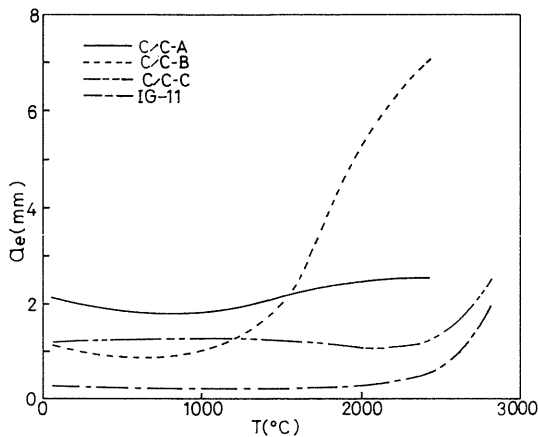


Fig. 7 Equivalent crack length of three C/C composites and a graphite IG-11 at elevated temperature.

3.3 相当き裂長さ

実際が多結晶性黒鉛や炭素繊維強化複合材はそれら素材や炭素繊維と母材との境界などに多数の空隙等の欠陥が存在し、それら欠陥等の相互干渉効果やき裂先端でのダメージ等の効果が材料強度に影響を及ぼすものと考えられる。しかしここでは無限平板内の単一き裂に等価できるものとし、そのき裂長さの半長を相当き裂長さ a_e とする。この a_e は前述の単軸引張強度 σ_t と平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} により次式から算出される。

$$a_e = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_t} \right)^2 \quad (6)$$

相当き裂長さ a_e はき裂感度やき裂が成長して破壊に至るまでにどの程度の余裕があるかを示す一つの尺度である。

Fig. 7はC/C-Aおよび-BのFig. 4の単軸引張強

度 σ_t とFig. 6の破壊靱性値 K_{IC} の実験曲線を用い算出した相当き裂長さ a_e の温度依存性を示す。C/C-Aおよび-Bの a_e はそれぞれ室温のおよそ2.2mmおよび1.2mmから約800℃でおよそ1.8mmおよび0.9mmと幾分低下する。それ以上の温度では温度の上昇につれて徐々に増加し、2400℃でおよそ2.5mmおよび7mmとなる。C/C-Aおよび-Bの a_e の値は室温においてC/C-Cのおよそ2倍および同等の値を示し、IG-11のおよそ8および4倍の値を示した。C/C-Bの a_e の値は1000℃以上の温度になると急激に増大し、大小関係が逆転し他の材料より非常に大きくなり最大値を示す。これはC/C-Bの K_{IC} の急増に対応している。また、C/C-Aおよび-Bの物性は2400℃までの範囲においてC/C-CおよびIG-11と非常によく似た挙動を示す。2400℃以上の超高温においてもC/C-CおよびIG-11の温度依存性を参考にするところある程度推定できる。

3.4 耐熱衝撃性

黒鉛および炭素繊維強化複合材は多くの場合耐熱性に加えて特に耐熱応力性、耐熱衝撃性が強く要求される。したがってC/C-Aおよび-B材に対して直径30mm、厚さ3mmの円板試験片を作製し、アーク放電による熱衝撃強度 Δ ⁷⁾ $\left(\Delta = \frac{\sigma_t k}{E \alpha} \right)$ および熱衝撃破壊靱性 Γ ⁸⁾ $\left(\Gamma = \frac{K_{IC} k}{E \alpha} \right)$ の評価も合わせて行なった。

熱衝撃強度試験は、試験片半径の0.3倍の中心領域をおよそ3秒間ステップ状におよそ1000Aのアーク放電流で加熱し行なったが、実験範囲で熱応力き裂は全く認められなかった。したがってC/C-Aおよび-Bの熱衝撃強度 Δ は少なくともそれぞれ148W/mm以上および155W/mm以上と評価された。C/C-CおよびIG-11の Δ の値はそれぞれ171W/mm以上および50±6W/mmと評価されている。C/C-Aおよび-Bの Δ はC/C-Cと同等であり、IG-11の少なくとも3倍以上は優れていると考えられる。なお、この熱衝撃試験において、C/C-Cは積層構造を有するため、しばしば層間剝離を生じた。

熱衝撃破壊靱性試験は試験片半径の0.3倍の縁スリットを有する円板試験片について試験片半径の0.3倍の中心領域をおよそ3秒間ステップ状におよそ900Aのアーク放電電流で加熱し行なった。その結果C/C-Aおよび-Bの熱衝撃破壊靱性 Γ はそれぞれ779W/mm^{1/2}およ

び805 W/mm^{1/2}程度と評価された。C/C-CおよびIG-11の ρ の値はそれぞれ856 W/mm^{1/2}以上および33±3 W/mm^{1/2}である。C/C-Aおよび-Bの ρ の値はC/C-Cより幾分か小さ目ではあるが、IG-11の少なくとも23倍以上優れている。したがって、フェルト状炭素繊維による耐熱衝撃性の強化改善は十分に認められる。特に、熱衝撃破壊靱性の向上が著しい。しかし、本実験の範囲ではC/C-Aおよび-Bのピッチ系とPAN系の炭素繊維の相違は認められなかった。

Table.2は以上の結果を一括したものである。

composites and a graphite IG-11.		A*1	B*2	C*3	IG-11
Bulk density	γ (g/cm ³)	1.68	1.77	1.57	1.76
Young's modulus	E(GPa)	13.5	26.3	17.0	10.5
Vickers hardness	Hv(MPa) ⁴	135	163	-	172
Bending strength	σ_b (MPa)	65.7	96.9	-	39.6
Tensile strength	R.T.	35.7	55.4	68	28
	σ_t (MPa)				
	800°C	43.4	65.4	88	30
	1600°C	42.0	50.4	102	37
Fracture toughness	R.T.	2.96	3.44	4.0	0.8
	K _{Ic} (MPa ^{1/2})				
	800°C	2.82	3.58	5.5	0.8
	1600°C	4.64	6.75	6.1	1.0
	2400°C	5.30	12.9	7.0	1.9
Thermal diffusivity	κ (mm ² /sec)	62.4	56.6	-	48.0
Thermal shock resistance	Δ (w/mm)	>148	>155	>171	50±6
Thermal shock fracture toughness	∇ (w/mm ^{1/2})	≈779	≈805	>856	33±3

*1 pitch C/C composite.*3 2D rayon C/C composite.
*2 PAN C/C composite. *4 Load 5kg.

Table 2 Experimental results of three C/C composites and a graphite IG-11.

5. 結 論

ピッチ系およびPAN系のフェルト状炭素繊維強化黒鉛C/C-Aおよび-Bについて約2400℃に至る機械的強度および破壊靱性の測定を行ない、レーヨン系2次元連続炭素繊維強化複合材C/C-Cおよび黒鉛IG-11の場合と比較検討を行なった。Table 2は上記の性質の他に本研究において測定した機械的性質に加えて、耐熱衝撃性の評価のため熱拡散率 κ ⁷⁾、熱衝撃強度 d ⁷⁾、および熱衝撃破壊靱性 ρ ⁸⁾の測定結果も合わせて示す。C/C-Aおよび-Bの得られた結果を総合的にみてPAN系の-Bは機械的および破壊力学的性質においてピッチ系の-Aより優れ、耐熱衝撃性においてはほぼ同等と評価される。したがって、黒鉛のフェルト状強化繊維としてはピッチ系よりPAN系の炭素繊維の方が適している。またC/C-Aおよび-Bはレーヨン系2次元連続炭素繊維強化複合材C/C-Cに比べ引張強度は幾分劣る。し

かし、C/C-Bの破壊靱性は約1500℃以上の高温において-Cより優れている。耐熱衝撃性はほぼ同等で、その値は非常に高く、熱衝撃による破壊は実際上生じにくい。また、黒鉛IG-11と比較するとC/C-Aおよび-Bは引張強度がそれぞれおよそ1.3倍および2倍、破壊靱性がそれぞれおよそ3倍および4倍、熱衝撃強度が両者とも3倍以上、熱衝撃破壊靱性が両者とも2.3倍以上と非常に優れ、炭素繊維による黒鉛材料の著しい性能の改善および強化が認められる。またC/C-Cが2次的な平織繊維強化のため熱衝撃により剥離を生じ易いが、C/C-Aおよび-Bは剥離を生じない。以上の結果より、フェルト状炭素繊維強化黒鉛C/C-Aおよび-Bは安価で成型加工性がよく、若干の三軸性があるのでロケットノズル用材などの高温雰囲気中での耐熱構造部材として今後幅広い分野で応用できると思われる。

参 考 文 献

- (1) 佐藤他, 黒鉛および炭素/炭素複合材の高温における強度と破壊靱性, 茨城大学工学部研究集報第3巻, p.45, (1984).
- (2) 日本機械学会, 弾塑性破壊靱性 J_{Ic} 試験方法, JSME S 001, p.20, 22, 50, (1981).
- (3) 炭素材料学会黒鉛材料調査委員会, 多目的高温ガス実験炉用黒鉛材料の破壊限界基準の調査, p.85, (昭和59年9月).
- (4) USAEC Technical Information Center, Proceedings of the conference on continuum aspects of graphite design, gatlinburg, Tennessee, p.533, (1970).
- (5) H. Tada, et al., The Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Research Corp., Hellertown, Pa., p.2-6, (1973).
- (6) S. Mrozowski, Proceedings of the First and Second Conferences on Carbon, University of Buffalo, p.31, (1956).
- (7) S. Sato, K. Sato, Y. Imamura and J. Kon, Carbon 13, p.309, (1975).
- (8) S. Sato, H. Awagi and H. Akuzawa, Carbon 16, p.103, (1978).