

炭素材料の核分裂炉，核融合炉 における応用について

奥 達雄*

(平成2年8月31日受理)

On the application of carbon materials to fission and fusion reactors

Tatsuo OKU*

ABSTRACT—Carbon materials have been used in the nuclear fission reactors from the beginning of the reactor development for the speed reduction and reflection of neutron. Graphite materials are used both as a moderator and as a reflector in the core of high temperature gas-cooled reactors, and both as a radiation shielding material and as a reflector in the surrounding of the core for the fast breeder reactor. On the other hand, carbon materials are being positively used as a first wall of plasma as it is known that low z materials are useful for holding high temperature plasma in the nuclear fusion devices. In this paper the present status of the application of carbon materials to the nuclear fission reactors and fusion devices(reactors) is presented. In addition, a part of results on the related properties to the structural design and safety evaluation and results examined on the subjects that should be done in the future are also described.

1. はじめに

炭素材料は、最初の原子炉（1942年12月，シカゴパイル）にブロックとして使用されてからすでにほぼ半世紀が経過した。これは、炭素原子の中性子に対する減速，反射の特性を利用したものであるが，現在も，核分裂炉において全く同じ目的で使用されている。しかし，目的は同じであっても使用される条件が現在では非常に厳しくなっている。また，その厳しい使用条件に適した材料が開発されてきた。核分裂型原子炉を炉型別にみると，炭素材料は，軽水冷却型原子炉では使用されていないが，高温ガス冷却炉では，炉心全体にわたって減速，反射材として，また，高速炉では，炉心の周囲に遮蔽，反射材として使用されている。一

方，核融合装置では，高温プラズマを保持するのに低原子番号（ Z ）材が有効であることが知られており，低 Z 材料の一つとして炭素材料の利用が考えられたのであるが，現在かなり積極的に使用され，その使用条件下での特性研究等が行われている。ここでは核分裂炉と核融合装置（炉）における炭素材料の利用の現状，利用上問題となる特性に関する成果の一部及び今後研究すべき課題等を検討した結果について報告する。

2. 核分裂炉用炭素材料

2.1 利用の現状

炭素材料は，主として高温ガス冷却型原子炉におい

*茨城大学工学部機械工学科（日立市中成沢町）

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

て多量に用いられている。ここではまず、ヘリウムガ は最近まで運転されていたものにおける炭素材料の利
ス冷却型高温原子炉について現在運転中のものあるい 用状況を Table 1 に示す。¹⁾

Table 1 Reactor core structures and materials in high temperature gas-cooled reactors.

原子炉 構造物	AVR (西独、停止*)	Fort St. Vrain炉 (米国、運転中)**	THTR (西独、停止)	HTTR (日本、建設予定)	MHTGR (米国、計画中)	将来炉
冷却材入口/出口温度(°C) 冷却材圧力(MPa)	275/950 0.98	403/775 4.85	250/750 3.92	400/950 4.0	258/687 6.5	- / ~1000
●燃料体(球) ●減速・反射体 ●支持ポスト ●支持ブロック/ 永久反射体	球状燃料 A-3 (1100) - - ARS/AMT	ブロック状燃料 H-327-H-451(1100) H-327-H-451 ATJ PGX, HLM85	球状燃料 A3-3, A3-27 - - PAX2N, PAN	ブロック状燃料 IG-110(1250) IG-110(1100) IG-110(1100) PGX(1100)	ブロック状燃料 H-451(950) H-451(950) 2020(810) 2020(810)	改良型微粒等方性 高靱性黒鉛または C/Cコンポジット 微粒等方性高強度 高靱性黒鉛
●断熱構造物	Carbon	Al ₂ O ₃ 4 layers +SiO ₂ (750)	Carbon	ASR-0RB(950)	Al ₂ O ₃ , SiO ₂ (810)	Carbon, C/C, Saffil Al ₂ O ₃

() 内の数字は温度(°C)を示す。

* : 1988年12月31日運転終了

** : 1990年6月末運転終了予定

Table 2 Related problems to core structural design and related properties of graphite and carbon materials for HTTR.

構造物名	耐用 年数	通常時温度 (°C)	設計上の 問題	原因	関連する 特性	他の考 慮事項
黒鉛スリーブ 及び 燃料黒鉛 ブロック	3	400~1400 <1.3×10 ²⁵	◎定常熱・照射応力 ◎過渡状態熱応力 ◎地震応力	◎温度勾配の存在 ◎衝撃力(地震)	・熱膨張係数(α) ・ヤング率(E) ・ポアソン比(ν) ・熱伝導率(λ) ・寸法変化(ΔL/L) ・クリープ係数(K) ・強度(σ _t , σ _b , σ _c)	・破壊靱性 ・き裂伝播特性 (da/dN~ΔK)
可動反射体 (上部、下部、側部)	3 ~20	400~1100 <2×10 ²⁴	○熱変形 ○照射変形	○温度勾配	・α, λ ・ΔL/L, K ・E, ν	・破壊靱性
固定反射体	20	400~850 <5×10 ²²	○熱変形	○温度勾配	・α, λ ・E, ν	・破壊靱性
高温プレナムブロック 及びサポートポスト	20	900~1000 <5×10 ²¹	◎酸化による強度変化 ◎地震応力 ○緊急停止時最大熱応力	○酸化 ○温度勾配	・α, λ ・E, ν ・酸化減量(B. O.)	・破壊靱性 ・き裂伝播特性
炉床部断熱構造物 (炭素ブロック)	20	450~900 <2×10 ¹⁸	◎熱伝導率の経時変化 ◎寸法変化	○熱クリープ	・α, λ ・E, ν	・破壊靱性

◎ とくに重要なもの ○ 重要なもの

使用されている材料を特性の方から考えると，以前は異方性の材料または準等方性の材料が用いられていたものが，最近では準等方性の材料あるいは等方性の材料が使用されるようになってきている。原子炉別にみると，西独の原子炉は西独製および仏製の黒鉛を使用しているのに対して，米国の原子炉は米国製の黒鉛を使用している。一方，日本で建設計画中の高温工学試験研究炉（High Temperature Engineering Test Reactor，略してHTTRという；日本原子力研究所大洗研究所内に設置予定）では，日本製の黒鉛（IG-110東洋炭素（株）製），米国製の黒鉛（PGX，UCAR社製）及び西独製の炭素材料（ASR-ORB，SIGRI社製）を使用することになっている。

英国で開発されたコールダーホール型炉（マグノックス炉）では，英国製及び仏国製黒鉛が使用されている。日本にあるこれと同じ型の東海1号炉では，やはり仏国PUK社（仏）製黒鉛が使用されている。東海1号炉では，減速材としてA級原子炉用黒鉛が920トン，反射材としてB級原子炉用黒鉛が680トン用いられている。この原子炉は炭酸ガス冷却型で冷却材の入口／出口温度は207/386℃，圧力は約1.5MPaである。

また，高速（中性子束）実験炉である「常陽」（動燃，大洗工学センター）では，炉心の周囲に中性子遮蔽体として国産材（昭和電工（株）製，SMG相当品）を約400トン使用している。温度は200℃以下で，照射量は20年で約 $2 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$ に達するという。

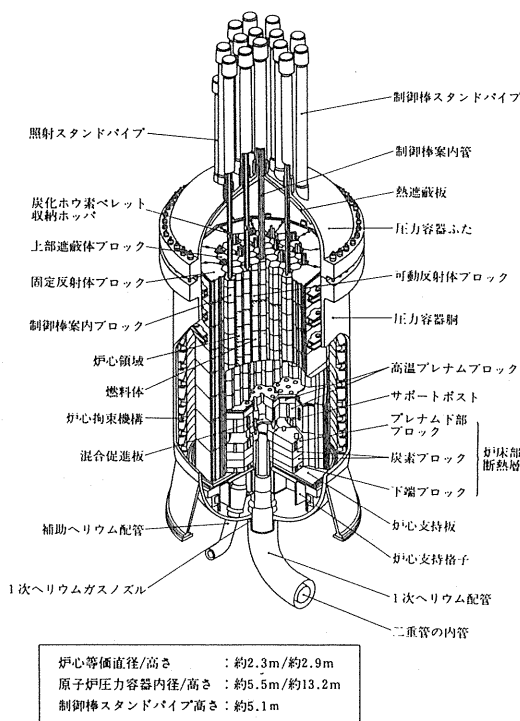
2.2 要求特性

炭素材料は高温ガス炉だけではなく高速増殖炉においても使用されているが，その利用に際しての要求条件は高温ガス炉の方が厳しいので，ここでは，高温ガス炉の場合について，HTTRを例に取り上げて概要を説明する。成果の例の詳細は文献7)を参照されたい。

HTTRの炉心炭素・黒鉛構造物の使用条件はTable2に示すとおりである。⁴⁾また，冷却材ヘリウム中の化学的不純物の制限濃度(vpm)は， $\text{H}_2\text{O}(0.2)$ ， $\text{H}_2(3.0)$ ， $\text{CO}_2(0.6)$ ， $\text{CO}(3.0)$ ， $\text{CH}_4(0.5)$ ， $\text{N}_2(0.2)$ と定められている。

HTTR炉心用候補材料としては，昭和55年以前は，特性が比較的優れていることと照射データが豊富なことから外国産の黒鉛（英国AGL社製黒鉛IM2-24，SM1-24等）が取り上げられていたが，素材の製造・供給の不安定さがあることが判明したので，あらためて，昭和55年に当時有望と考えられていた等方性黒鉛（針状微粒石油系）及び準等方性黒鉛（粗粒石油系）

など10銘柄（国産2銘柄，外国産8銘柄）のものについて物理的・化学的基本特性に関する試験が行われ⁷⁾，各構造物ごとに最適銘柄が選定された。この場合の選定基準は，製造可能なブロックのサイズ，材料の物理化学的特性，熱衝撃パラメータ等のメリットファクター及び素材供給の安定性等であった。その結果，燃料体，可動反射体，支持ポスト用として微粒等方性高強度の国産材（IG-110，東洋炭素（株）製）が，また，固定反射体，炉床プレナム用として外国産の材料（PGX，米国UCAR Carbon社製）が選定された。更に，炉床部の断熱材料についても同様の銘柄選定試験が6銘柄（国産3種，外国産3種）について行なわれた。その結果，外国産の炭素材料（ASR-ORB，西独SIGRI社製）が選定された。⁵⁾この場合の選定基準としては特に，熱伝導率の小さいこと及び寸法の経時安定性が重視された。



炉心は，六角柱状の黒鉛ブロックである燃料体，制御棒案内ブロック，可動反射体ブロック等の炉心構成要素を円柱状に積み上げたものである。

Fig. 1 Bird's-eye view of the reactor vessel and core.⁶⁾

次に、原子炉の炉心構造設計の観点から要求される特性について考える。HTTR原子炉本体の構造概要⁸⁾をFig.1に、HTTRの炉心構造設計上の問題点と材料の関連特性の概要をTable2に示す。炉心燃料体及び可動反射体黒鉛ブロックでは、照射による寸法変化、照射クリープ係数、ヤング率などが重要である。一方、固定反射体、高温プレナムブロック等では、長時間酸化による強度の劣化、形状変化等が問題である。断熱材では、熱伝導率の経時変化、寸法安定性等が重要である。

原子炉の運転中黒鉛スリーブの内側と外側に温度差を生じるが、そのために、Fig.2に示すような寸法の変化を生じることになり、これは熱応力発生の原因となる。⁹⁾

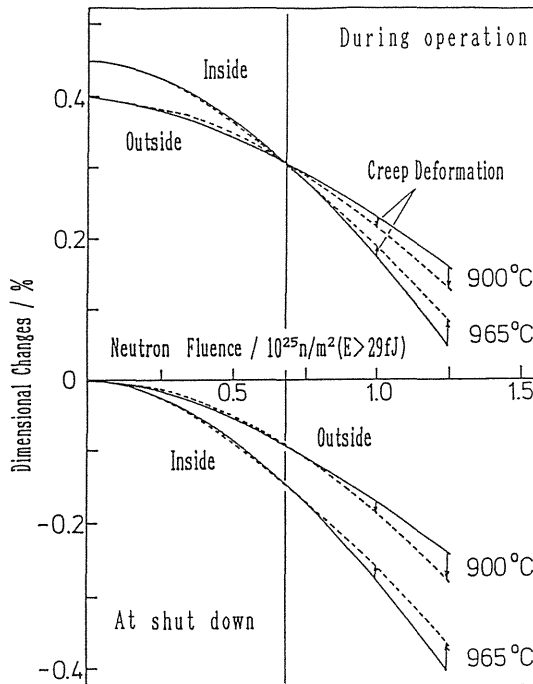


Fig. 2 Dimensional changes between inner and outer surfaces of graphite sleeve due to neutron irradiation

Fig.2は照射の進行にともない、バルクの寸法が照射温度に依存して変化して行くこと及び照射クリープ変形により黒鉛スリーブの内外の寸法差が小さくなることを示している。これは応力の緩和につながる。応力-ひずみの構成方程式は中性子照射下における温度(T)、時間(t)の関数として次式で表される。

$$\epsilon = S \sigma + \epsilon_{th} + \epsilon_1 + \epsilon_c \quad (1)$$

ここで、 ϵ = 全ひずみ(T, ϕ t)

σ = 発生応力(T, ϕ t)

S = 弾性コンプライアンス(E, T, ϕ t)

ϵ_{th} = 熱ひずみ(α , λ , T, ϕ t)

ϵ_1 = 照射による寸法変化(T, ϕ t)

ϵ_c = 照射クリープひずみ

$$= a \{1 - \exp(-b \phi t)\} + K \phi t$$

ϕ は中性子、 α は熱膨張係数、 λ は熱伝導率、a, bは定数である。発生応力は、ひずみを漸次増加させることによって計算される。⁸⁹⁾このような方法によって、黒鉛スリーブの内面と外面に発生する軸方向の応力の変化を運転時間の経過とともに計算した結果を模式的に示したのがFig.3である。

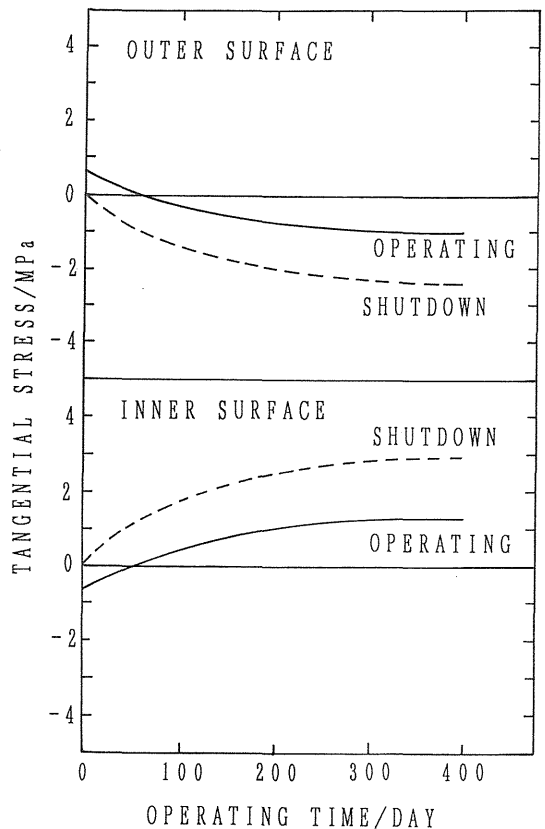


Fig. 3 Variation of tangential stress with operating time.⁸⁹⁾

この図は、黒鉛スリーブ内面 (Hot Zone) での原子炉停止時の発生応力が最も大きいことを示している。したがって、この発生応力に対して、引張り強さが大きく、余裕のある材料が望ましいことになる。このことは、高強度材が必ずしも最適材であるとは限らないことを意味することに注意しなければならない。

以上のことから、どのような材料が望ましいかということを一言で言えば、次のようになる。すなわち、上記の個々の特性が優れているとともに、構造設計上、発生応力が強度に対して十分小さくなるような特性の組合せをもつ材料であることが望ましいということである。多くの候補材に対して設計応力を計算するという事は通常容易ではないので、材料評価の簡便法としていわゆる熱衝撃パラメータを使用してもある程度の評価は可能である。熱衝撃パラメータは普通次式で定義されることが多い。

$$M = \lambda \sigma_t / \alpha E \quad (2)$$

ここで、 λ は熱伝導率、 σ_t は引張り強さ、 α は熱膨張係数、 E はヤング率である。しかし、特性に大きな差がない場合はこの方法で材料の優劣について結論を得ることは難しい。その場合はやはり上記の発生応力と引張り強さの比を比較する必要がある。

2.3 選定された炭素材料

HTTR用として選定の対象となった11銘柄の各種黒鉛材料の中から、既述のように燃料体用としてIG-110黒鉛(東洋炭素(株)製)が、炉心支持ブロック用としてPGX黒鉛(UCAR CARBON社製)が、支持ポスト用としては燃料体用黒鉛と同じIG-110黒鉛が選定された。支持ポスト用黒鉛以外はいずれも結果として熱衝撃パラメータの大きな材料が選ばれている。支持ポスト用黒鉛の場合、等方性と高強度に重点を置いてIG-110が選定された。炉床部の断熱材料としては既述のように西独SIGRI社製のASR-ORBが選定されている。⁹⁾これらの選定材料の未照射材の主要特性をTable 3に示す。最下行にHTTRにおいて必要な各素材の重量が記されている。

2.4 重要特性に関する結果

上記の(1)及び(2)式をみれば、発生応力の評価にとって必要かつ重要な特性は明らかである。ここでは、それらの中で特に重要な照射寸法変化、照射クリープ及

Table 3 Basic properties of selected materials for HTTR.

材料銘柄	IG-110黒鉛	PGX黒鉛	ASR-ORB炭素
かさ密度 [*] , g/cm ³	1.78	1.73	1.65
平均引張り強さ [*] , MPa	25.3	8.1	6.8
平均圧縮強さ [*] , MPa	76.9	30.6	50.4
縦弾性係数 ^{**} , GPa	8.0	6.5 (T)	8.7 (T)
平均熱膨張係数, 10 ⁻⁶ /K (20~400℃)	4.06	2.3 (T) 2.8 (L)	4.4 (T) 4.8 (L)
熱伝導率, W/mK (400℃)	79.5	75.3 (T)	10.0 (T)
灰分, ppm	100以下	7000以下	5000以下
粒径, μm	平均20	800以下	2000以下
構造物	・黒鉛スリーブ ・燃料体 ・制御棒案内 ブロック ・可動反射体 ・サポートポスト 及びポスト	・固定反射体 ・高温アルミ ブロック ・アルミ下部 ブロック ・下端ブロック	・断熱用炭素 ブロック
素材重量, t	約150	約280	約10

* : 室温での値

** : 応力ひずみ曲線における引張り及び圧縮基準強さのそれぞれの1/3の点を結んだ直線の勾配(室温での値)

T : 素材の長軸方向に垂直な方向(径方向)

L : 素材の長軸方向に平行な方向(軸方向)

びヤング率に及ぼす中性子照射の影響、並びに許容応力を定める基礎となる多軸破壊基準について述べる。

燃料体用の微粒等方性黒鉛(IG110)の1100℃と1200℃における寸法変化の照射量依存性を米国産の燃料体用黒鉛(H-451, H-327)に関する結果とともに Fig. 4に示す。素材の軸方向については照射量の増加にともないIG-110黒鉛が最も寸法変化が小さいが、径方向の場合、H-451黒鉛の寸法変化と大差のない結果となっている。IG-110黒鉛については、現在、 $5 \times 10^{25} \text{ n/m}^2 \sim 6 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$ までの照射量依存性の結果しかないので、現在の燃料体の寿命(3.6%FIMA)を燃料体の立場から更に延ばせるようになった場合、燃料体ブロック

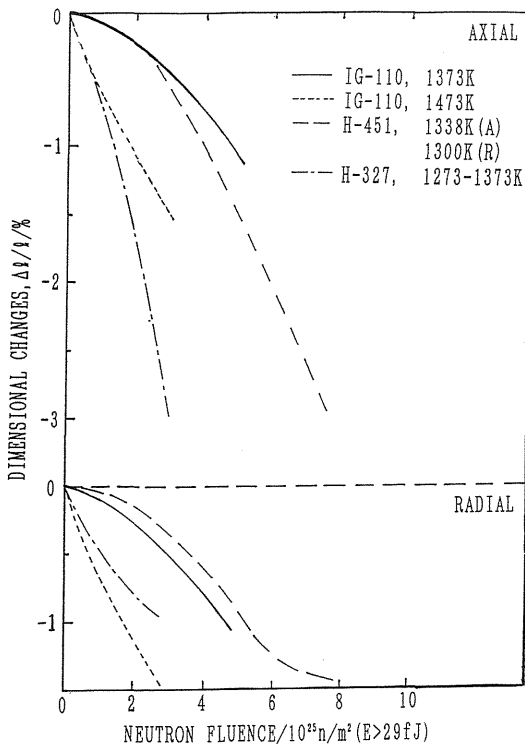


Fig. 4 Dimensional changes in IG-110, H-451 and H-327 graphites.⁷⁾

が $2 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$ 以上の照射量をうける可能性があり、これは Fig. 4 から、 1100°C で 1% 以上の収縮が燃料体ブロックに起こる可能性がある。このことは他の特性の変化を含めて燃料体内の内部応力増加につながるのので、この黒鉛を使うとすれば更に検討が必要である。あるいは、もっと寸法変化の小さい材料が開発されることが望ましい。H-327 黒鉛は Fort St. Vrain 炉における初装荷燃料用の異方性黒鉛であり、燃料取り替えの際 H-451 黒鉛に変更されている。Fig. 5 は微粒等方性黒鉛 (IG-110) のヤング率の中性子照射量依存性を示している。データにしたがって 400°C 、 600°C 、 800°C における設計曲線が設定されている。高温ほど照射による増加率は少ないがヤング率は 50% 以上増加すると考える必要がある。また $1 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$ 以下の場合ヤング率が急激に変化するのでもっと詳細にデータを取得しないと正しい評価はできない。さらに、これらのデータから方向による差はないと考えてよい。

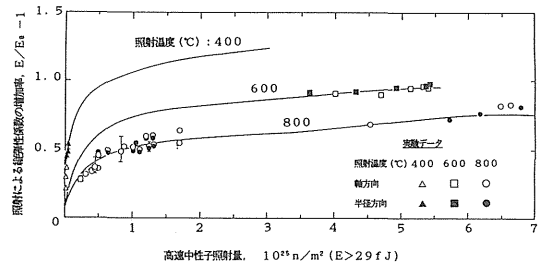


Fig. 5 Young's modulus change data of IG-110 graphite during irradiation and design curves. (E : Young's modulus after irradiation, E_0 : Young's modulus before irradiation)⁷⁾

黒鉛材料は 1500°C 以下の温度ではクリープ変形がほとんど認められないと言われている。しかしながら、中性子照射下では 100°C 程度の低温でもクリープ変形が認められ、クリープ変形は照射下で大きく加速されることが知られている。黒鉛材料の場合 (1) 式と Fig. 3 から分かるように照射クリープによって発生応力が緩和されるので、照射クリープが大きいほど発生応力は小さくなる可能性がある。

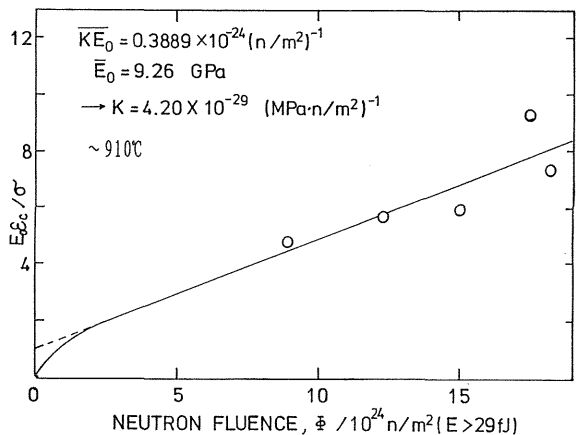


Fig. 6 Normalized creep strain as a function of neutron fluence.¹⁰⁾

Fig. 6 は初期弾性ひずみで規格化した照射クリープひずみの照射量依存性を示したものである。¹⁰⁾ この図の直線部分から平均の照射クリープ係数 K を求めることができる。これは、2次クリープの速度に相当するものであって、1次クリープ (遷移クリープ) について

は、別に遷移クリープを求めることを目的とした照射クリープ試験を実施せねばならない。これまでの結果から等方性黒鉛の照射クリープ係数は他の黒鉛のものと同程度であることが示されている。¹⁰⁾

微粒等方性黒鉛材料 (IG-110) の多軸破壊基準については、今まで内圧と軸荷重の組合せでデータが取得されている。¹¹⁾ これらの結果に対する統計的評価を行うため、最近さらに詳細なデータ取得が行われた。¹²⁾ その結果はいままで得られた結果と異なっている。

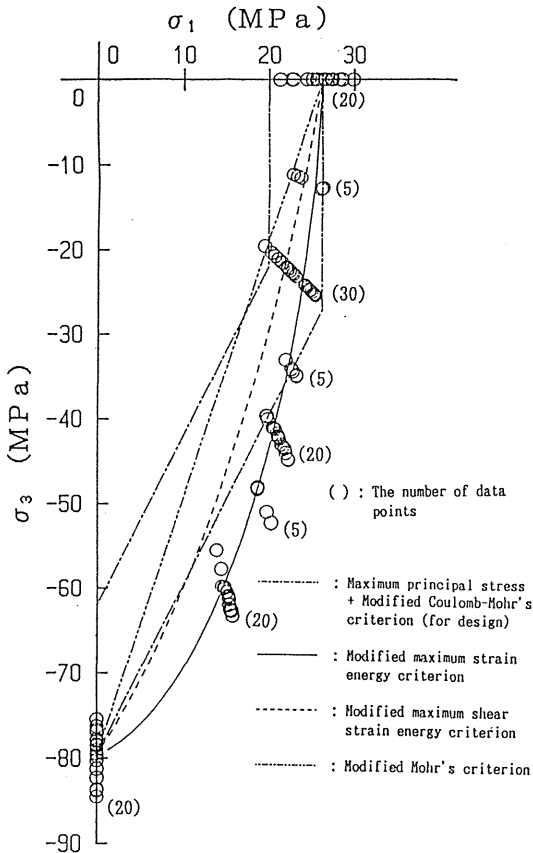


Fig. 7 Fracture strength data on IG-11 graphite and various fracture criteria for tension-compression stress states¹²⁾

Fig.7はIG-110黒鉛について、2軸破壊基準に関する第3象限のデータを示している。この図にはいろいろの破壊基準に基づく理論曲線が描かれている。ここで、横軸は最大主応力、縦軸は最小主応力である。データ点と最もよく合致するのは修正最大ひずみエネ

ルギ基準である。修正最大ひずみエネルギー基準は次式で表される。

$$(\sigma_1/S_t)^2 - 2\nu(\sigma_1/S_t)(\sigma_3/S_c) + (\sigma_3/S_c)^2 = 1 \quad (3)$$

ここで、 σ_1 、 σ_3 はそれぞれ最大、最小主応力、 ν はポアソン比、 S_t 、 S_c はそれぞれ平均の引張り及び圧縮強さである。次に、2軸破壊基準に関する第1象限はFig.8のようなデータが得られていて、これまでの結果とやはり違っている。

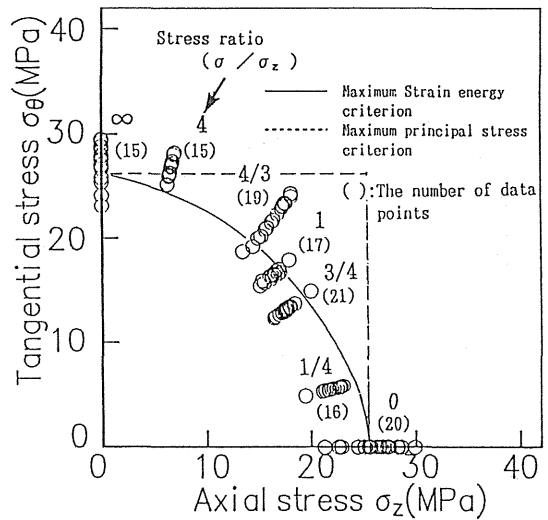


Fig. 8 Fracture strength data on IG-110 graphite and fracture criteria for tension-tension stress states.¹²⁾

すなわち、データは最大主応力基準とは合致せず、次式で表される最大ひずみエネルギー基準とよく合うことが分かる。

$$(\sigma_1/S_t)^2 - (\sigma_2/S_c)^2 = 1 \quad (4)$$

実験データは最大主応力の内側へ大きく入り込み非安全側の評価となっているのでこの結果は当然今後構造設計等へ反映されねばならない。このような結果はすでに、佐藤らによっても指摘されていた¹³⁾ ことであったが、ここでは統計的に有意な結果を得たものと評価できよう。

3. 核融合装置 (炉) 用炭素材料

3.1 利用の現状

最近の大型トカマク装置では、第一壁及びダイバータに炭素材料を使用しているものが多い。世界の3大トカマク装置、すなわちヨーロッパ連合のJET (Joint European Torus)、米国のTFTR (Tokamak Fusion Test Reactor)、日本のJT-60 (JAERI Tokamak-60) では、プラズマに面する部分にかなりの量の炭素材料を使用して運転が行われた。さらに、JT-60U (JT-60 upgrade) でも第1壁に炭素材料を使用する計画になっている。²³⁾

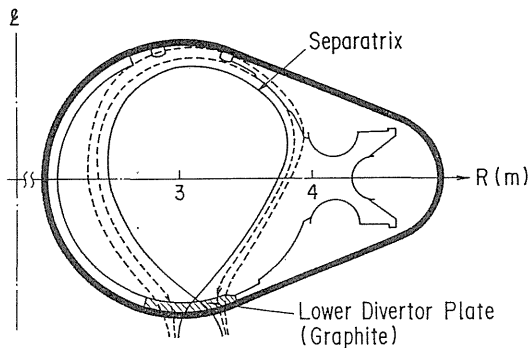


Fig. 9 Lower X-point (diverter) configuration of the plasma in JT-60.

Fig.9はJT-60のプラズマの下側x点配置と黒鉛ダイバータ板を示している。その他Doublet III-Dを含め、従来の装置 (炉) であるITER (International Thermonuclear Experimental Reactor)、NET (Next European Torus) についても概念設計の段階であるが、炭素材料の利用が考えられている。核融合装置の構造物、使用条件を含めて、Table4に示す。この表はJETではヨーロッパの材料を用いており、米国は米国产の材料を、日本は国産の材料を使用しているのが特徴である。また、現在は耐熱衝撃性という観点で主として選ばれているものが多い。今後は、耐熱衝撃だけでなく、放射線損傷、水素リサイクリングの問題等についても考慮が必要であり、これらが炭素材料の寿命を支配する可能性がある。

3.2 要求特性

炭素材料は原子番号が低く高融点であり、耐熱衝撃性が高く蒸気圧が低いことが、核融合装置の第一壁材

料として有利な条件となっている。一方、炭素材料には様々な問題点もある。その主なものは、材料のエロージョンとガスの吸蔵、放出特性の問題である。

Table 4 Carbon structures and used materials in nuclear fusion devices.

(1)JET(EC)

構造物	使用条件		材 料
	設計 MW/m ²	運転 x sec	
・トロイダル ベレットリミタ ・ボロイダルリング ・Wall Protection (インボード側の 赤道面をはさん で±1mをおお う内壁)	3.5x10	<1x2	EK986 (Ringsdorf) 5890PT (Le Carbone Lorraine)
・Wall Protection (赤道面をはさん だ上下3枚)	35x3.5	2x3	C/Cコンポジット A05G (LCL) DMS678 (Dunlop)
・ダイバータ板 (ボロイダルリ ングの一部)	5x10	20x2	EK986 5890PT A05G DMS678
・ボンフリミタ	(30~50) x (3~10)	-	PyG

(注) JETにおける炭素材料適用の基準
熱負荷 5MW/m² 以下: 等方性黒鉛
熱負荷 20MW/m² 以上: C/Cコンポジット

(2)TFTR(US)

構造物	使用条件		材 料
	設計 MW/m ²	運転 x sec	
・可動リミタ	-	(20~70) x (0.25~1.0)	20μmのTiC被覆した 等方性黒鉛 (AXF-5Q)
・バンパーリミタ (インボード全体)	-	(3~10) * x 1.5	AXF-5Q
・保護板	-	(4~8) x 1.5	20μmのTiC被覆した AXF5Q
・ICRFのガード リミタ	-	-	C/Cコンポジット (BF Goodrich 製)

* ディスラプション時の最大熱流束: 400MW/m²

(3)JT-60(JAPAN)

構造物	使用条件		材 料
	設計	運転	
・主容器開リミタ	-	数100 x1 (推定)	ETP-10 (化成製) HCB-18S (日立化成製)
・ダイバータ板	-	20 x (3~5.5)	
・下側ダイバータ ・下側ダイバータの一部	20x3 (40~60) x3	-	ETP-10 CC-312 (昭和電工製)
・リミタ (JT-60U) ・ダイバータ (JT-60U)	(20~30) x5 30x5	-	ETP-10 IG-430U (東洋炭素製) C/Cコンポジット (CX-2002U, CC-312, MFC-1, POC-2, 3DC/C-S)

(4)Doublet III-D(US)

構造物	使用条件		材 料
	設計	運転	
・タイル	-	-	AXF-5Q (POCO)
・アーマタイル	10x10	-	TS-1792 (UCAR)へ変更
・熱集中部のタイル	>10x10	-	C/Cコンポジット (FMI製HDFG)

(5)CIT(US)

構造物	使用条件		材 料
	設計	運転	
・リミタ	10x5	-	黒鉛
・ダイバータ板	(30~50) x5 (表面2200°C以下)	-	熱分解黒鉛をC/Cコンポジット製の支持棒で固定

(6)ITER(International),NET(EC)

構造物	使用条件		材 料
	設計	運転	
・第1壁	1x1000	-	黒鉛またはC/Cコンポジット
・ダイバータ板	(10~20) x200	-	C/Cコンポジット (各国の候補材)

また、熱衝撃に強いとはいっても、トカマク装置の熱負荷条件は苛酷であり、炭素材料を使用後、破損はしないけれども激しいエロージョンやき裂の発生、はく離および破損などが見られている。²⁾核融合装置における炭素材料の主な熱的使用条件はTable4に示されているが、核融合炉の場合熱負荷のほかにDT反応を考えなければならず、従って中性子による照射損傷が深刻な問題となってくる。ITERでは照射損傷は第一壁で(12~45)DPA、ダイバータ板で(0.6~2)DPAと見積もられている。²⁵⁾以下これらの問題と炭素材料に要求される特性について概要を述べる。

(1) スパッタリング

第一壁には核反応で生じる中性子のほか、プラズマから拡散してきた荷電粒子(イオンおよび電子)、中性粒子および光放射の直撃を受ける。プラズマからの高温粒子の衝撃を受けた第一壁では、原子過程としてはスパッタリング、プリスタリング及び化学反応により表面のエロージョンが起こる。また集団的な過程としては逃走電子、アーキングおよびプラズマディスラプションに伴う熱負荷により表面が侵食される。炭素材料の場合、カスケード衝突による物理的なスパッタリングとは別に、水素原子の照射を受けて化学反応が誘起され揮発性のメタンが生成される化学的スパッタリングがある。

プリスタリングにより容器の表面に近い内側で気泡が生成し、表面が膨張する。プリスタの表皮がはがれて、プラズマの中へ混入するとプラズマ温度を低下させることになる。トカマク装置では化学スパッタリングがプラズマ中への不純物混入機構として重要な役割を果たしていると考えられる。化学スパッタリングを抑えるには、SiC、TiC等の表面コーティングが有効であるといわれている。

(2) 逃走電子アーキング及びプラズマディスラプションによる損傷、逃走電子、アーキング及びプラズマディスラプションによる第一壁表面の融解や蒸発は、プラズマ粒子の集団的な移動の過程である。ディスラプションは、プラズマ電流が急に遮断されてしまう現象であり、急激な密度の上昇や不純物の混入があると発生する。ディスラプション時には、短時間に第一壁のある領域(極めて局部的)に数100MW/m²の熱負荷が入射し、また、プラズマ・ディスラプション時には逃走電子も誘起されることが多いため、第一壁の融解や激しいエロージョンが引き起こされる。JT-60、JETやTFTRで見られている黒鉛タイルの損傷も、ほとんどがディスラプションに伴う熱負荷が原

因と考えられ、損傷はプラズマがつぶれる方向となるインボード側に集中している。ディスラプションに伴う熱負荷は、黒鉛タイル破損の原因となるばかりでなく、タイルの健全性は保たれていても昇華等のエロージョンによるタイルの減肉を起こす。各種国産黒鉛材の電子ビーム照射試験の結果によると、 $72\text{MW}/\text{m}^2 \times 0.3\text{s}$ の熱負荷条件下で最大 $150\ \mu\text{m}$ もの損耗が見られている。この損耗量を抑えるには表面の温度上昇を抑える必要がある。表面の温度上昇は、材料の密度、比熱、熱伝導率を ρ , C_p , λ とすると $\sqrt{\rho C_p \lambda}$ に逆比例するので、これを抑えるには熱伝導率を高めることが重要である。黒鉛材料の熱伝導率は室温で $(100\sim 120)\text{W}/\text{mK}$ であるが、この値をさらに高めることはエロージョンを少なくするのに効果があると考えられる。現在C/Cコンポジットの熱伝導率は室温で最高 $(500\sim 600)\text{W}/\text{mK}$ のものが得られるようになっている。しかしながら、昇華によるエロージョンは依然として起こる。その理由は 1000°C 以上の高温になると熱伝導率が2分の1以下に下がってしまうためである。このため局部的に高温になり昇華することになると考えられる。

(3) 熱衝撃による損傷

耐熱衝撃性は、主に通常運転時の熱負荷（大型トカマクで $\sim 10\text{MW}/\text{m}^2 \times \sim 3\text{s}$ のオーダー）とディスラプションなどの異常時の熱負荷（同じく数 $100\text{MW}/\text{m}^2 \times \text{ms}$ 以下の時間幅）について考える必要がある。また、大型トカマクの改造計画ではより高い通常熱負荷（ $\sim 30\text{MW}/\text{m}^2 \times 5\text{S}$ ）に対する安定性が要求されている。

材料の耐熱衝撃性を比較する指標（Figure of Merit）として様々な式が提案されているが、最も一般的なものとして、いわゆる熱衝撃パラメータ $\sigma \cdot \lambda / E \cdot \alpha$ がある。一般的に材料の強度とヤング率には強い相関関係があるため、耐熱衝撃性を高めるには熱伝導率を上げるか線膨張係数を下げるのが望ましい。また、高密度、高強度を指向した材料は耐熱衝撃性の点からは劣るが、線膨張係数を下げることは大きな効果がある。しかしながら、結果としては各物性値のバランスが重要であるということになる。

(4) ガス放出

炭素材料は多孔材料であり、多量のガスを吸蔵し、かつ吸蔵されたガスは容易に放出されないという特徴を有している。

黒鉛材料の放出ガス特性に関しては広範なサーベイが行なわれており、高密度な黒鉛材ほど放出ガス量が多いことが明らかにされている。水分の吸着が特に問

題であるが、これに関しては 350°C 以上のベーキングを行うことが有効であることが分かっている。

(5) 水素リサイクリング

炭素材料の水素リサイクリングに関しては、多くの実験が行われているが、まだ不明な点も多い。炭素材料が水素を十分吸着できる場合、プラズマの密度制御が容易になるので、運転前十分水素ガスを放出させておく必要がある。

(6) 中性子照射損傷

DT反応が起こる核融合炉では高速中性子による照射損傷が前述のように45DPA程度になることが予想されている。第一壁やダイバータ板に衝突する中性子は 14MeV のエネルギーを持っている。このような環境の下での材料の挙動については、それを調べるための道具が現実には存在しないので、高速単色エネルギー中性子、加速器による重イオン粒子あるいは核分裂による高速中性子等を用いた照射損傷の結果からの推論に頼るほかない。

中性子照射損傷の影響を受けて材料または構造物の破壊と変形に寄与する重要な特性は、高温ガス炉の場合と同様に、寸法変化（ $\Delta L/L$ ）、熱伝導率（ λ ）、熱膨張係数（ α ）、ヤング率（ E ）、照射クリープ係数（ K ）、引張り強さ（ σ ）、破壊靱性値（ K_{IC} , J_{IC} ）等である。これらの特性のうち特に重要で金属と異なる特徴的な因子は寸法変化及びその照射温度依存性であろう。炭素材料がある温度勾配下で中性子照射を受けると熱応力及び照射応力が発生する。これらの応力を正しく評価することが第一の問題であり、次にこの応力により破壊するかどうかは破壊応力と比較することによって判定される。一方、材料及び構造物を欠陥を含んでいるものとみなした場合、欠陥の先端部における応力集中によりそこにき裂が発生または伝播するかどうかは、その点での応力拡大係数またはJ積分値が材料の破壊靱性値より大きいかどうかによって決まることになる。この問題は、高温ガス炉の炉心黒鉛に対する問題と全く同じである。

炭素材料の照射効果に関するこれまでの知見を考えにいれると、耐中性子照射損傷性に優れた炭素材料とは次のようなものであると考えられる。

- 1) 結晶性、配向性、粒径等：微粒、等方性で結晶性のよいものが望ましい。そのためには最終熱処理温度が高い（たとえば 2600°C 以上）方がよい。
- 2) 機械的性質、強度と靱性は大きく、ヤング率は小さいほどよい。そのためには微粒子で高密度であることが必要である。

Table 5 Various properties of graphite materials for fusion devices.

特性	材料	ETP-10 (イビデン)	HCB-18S (日立化成)	IG-110U (東洋炭素)		IG-430U (東洋炭素)	AXF-5Q (POCO)	Graph NOL N3M (GLCC) **		5890PT* (LCL)		Pyrocarbon **	
				A	R			WG	AG	WG	AG	a	c
かさ密度/kg/m ³		1750	1980	1760		1820	1840	1820		1810		2000	
熱膨張係数, α 50~400°C/10 ⁻⁶ K ⁻¹		3.8	5.4	4.0	3.6	4.4	7.7	5.0	5.5	3.8	3.75	0.1	22
引張り強さ σ_t /MPa		34.3	44.1	24.9	24.0	37.3	62	45	40	42.8	41.5	110	3
曲げ強さ σ_b /MPa		58.8	88.2	34.7	32.8	53.9	83	55	52	65 #	60 #	125	-
圧縮強さ σ_c /MPa		98.0	176	73.4	69.6	84.3	130	76	76	-	-	-	-
ヤング率 E/GPa		10.8	15.7	9.42	9.97	11.0	14	9.8	9.6	11.7	9.9	28	-
熱伝導率 λ /W/m K (RT)		105	102	124	138	140	121	180	165	88.1	72.4	400	2
灰分/ppm		10	10	<2		<2	<600	<50		-		<10	
破壊靱性 K_{Ic} /MPa ^{1/2}		1.15	1.17	1.02	1.06	1.23	1.67 *	-	1.4 *	1.23	-	-	-
熱応力パラメータ $\lambda \sigma_c / \alpha E$ E/kN/m $\lambda K_{Ic} / \alpha E$ E/kN/m ^{1/2}		87.8 2.94	53.1 1.41	81.9 3.29	92.3 3.98	107.9 3.56	69 1.87	165 -	125 4.37	85 2.43	81 -	15714 -	- -

* IPPJ-AM-50 (1987)
 ** ORNL/TM-10280 (1987).
 # K. J. Dietz, Presented 3rd Int. Conf. on Fusion Reactor Mater. (1987).
 A: axial direction, R: radial direction
 WG: with grain, AG: against grain
 a: a-axis direction, c: c-axis direction

Table 6 Various properties of C/C composite materials for Fusion devices.

特性	材料	CC-312 (昭和電工)		CX-2002U (東洋炭素)		MCI-felt (三菱化成)		PCC-2S (日立化成)		MFC-1 (三菱化成)		A05G (LCL)	
		par	per	par	per	par	per	par	per	par	per	par	per
かさ密度/kg/m ³		1770-1810		1650		1760		1790-1840		1830		1770	
熱膨張係数, α 50~400°C/10 ⁻⁶ K ⁻¹		0.6	10.9	2.0	5.7	-0.5	3.1	1.1	7.5	-0.9	8.3	1.0	8.0
引張り強さ σ_t /MPa		42.1~ 84.7	-	30	-	36 ~45	3 ~4	-	-	>400	~2.9	-	-
曲げ強さ σ_b /MPa		78	19	44	-	75 ~125	11 ~15	44	15	250	8	100	-
圧縮強さ σ_c /MPa		60.4~ 87.3	56.9~ 78.1	-	-	47 ~57	47 ~74	-	-	~280	~22	-	-
ヤング率 E/GPa		40.3	5.08	10	-	19 ~34	1.3 ~1.5	-	-	73 ~99	1.6 ~1.9	17	-
熱伝導率 λ /W/m K (RT)		210	130	330	175	240 ~330	40 ~70	285	140	360 ~460	30 ~50	200	-
灰分/ppm		22		<10		<20		-		<20		-	
熱応力パラメータ $\lambda \sigma_t / \alpha E$ E/kN/m		>365	-	495	-	-909	>29	-	-	-2191	>6.5	-	-

- 3) 熱的性質：熱膨張係数は小さく、熱伝導率は大きいほどよい。
- 4) 機械的性質と熱的性質とのバランス：熱応力や照射応力による破壊の確率を小さくするような特性の組合せが望ましい。

3.3 候補材料

これまで、各国のトカマク装置の第1壁、ダイバータ等に用いられた炭素材料及とC/CコンポジットをTable5とTable6に示す。C/Cコンポジットは、現在国の内外において開発中のものが多く、特性は急速に改良されつつある。特に、熱伝導率の改良はめざましく、黒鉛繊維の軸方向の値に次第に近づきつつある。今後は、均質で、安定した特性の材料を廉価で供給できるような製法を工夫することが、重要な課題の一つであると思われる。

黒鉛材料に関する照射データは高温ガス炉用黒鉛についてかなり取得されているが、いずれも中性子のエネルギーや照射量の点で核融合炉用炭素材料の使用条件

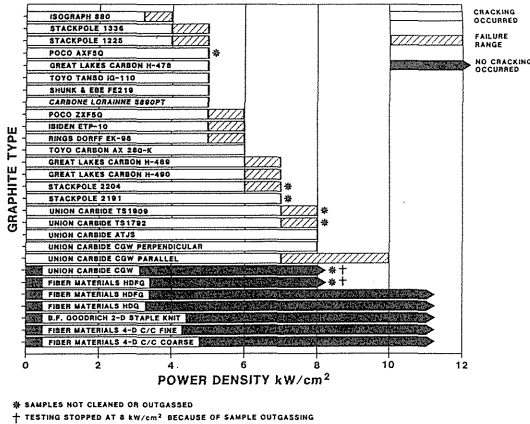
には合わないで、今後の研究が待たれる。特にC/Cコンポジットの耐照射損傷性の問題は、端緒に付いたばかりであり、今後データの蓄積が必要である。

3.4 重要特性に関する結果

上記の要求特性の中で、ここではとくに耐熱衝撃性と耐照射損傷性について結果と問題点を述べる。

(1) 耐熱衝撃性

炭素材料の熱衝撃特性は、アーク加熱法、電子ビーム加熱法、レーザ加熱法、高周波加熱法等によって各種炭素材料について調べられており、¹⁴⁾¹⁵⁾¹⁶⁾いずれの場合も黒鉛材料はある加熱速度の大きさになるとき裂を生じて破壊するが、C/Cコンポジットは装置の限界内(約50KW)では破壊していない。ただ昇華によって表面が侵食されるという結果となっている。各種材料の熱衝撃特性を比較した図をFig.10に示す。また、黒鉛もC/Cコンポジットも急速に加熱されると局部的に侵食される。その様子を断面の形状として示したのがFig.11である。



* SAMPLES NOT CLEANED OR OUTGASSED
† TESTING STOPPED AT 8 kW/cm² BECAUSE OF SAMPLE OUTGASSED

Fig. 10 Comparison of graphite crack behavior as determined in five different studies. The numbers indicate from top to bottom: the number of materials of which all samples cracked at the respective heat loads, the number of materials where a part of the samples cracked, the number of materials that did not crack. The letter a indicates the heat flux at which the weakest material cracked and b indicates the heat flux where all materials cracked.¹⁶⁾

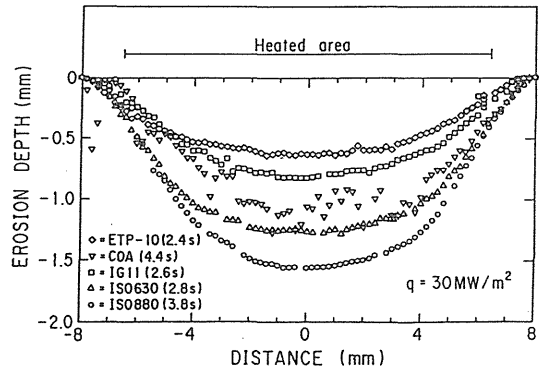


Fig. 11 Erosion depth of some graphites heated at 30MW/m² for various heating time.²³⁾

このような侵食の起こる理由は3.2節で述べたように、室温で大きな熱伝導率も高温で小さくなり、そのため局部的に高温となり、昇華温度に達してしまうことによるものと考えられる。炭素材料及びC/Cコンポジットの極端なケースとして熱分解黒鉛の熱伝導率について温度依存性を調べたものがFig.12である。¹⁶⁾

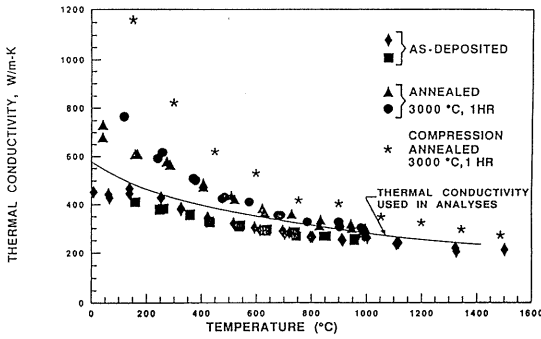


Fig. 12 Typical thermal conductivity of pyrolytic graphite.¹⁶⁾

最近、室温ではかなり高い熱伝導率を持つC/Cコンポジット材が開発されているが、高温で小さくなることが短所となっている。この問題は炭素材料にとって本質的なものであり、この点を改良する方法を見出すことは困難かも知れないが、炭素材料を耐熱材料として利用する上で大きな利点を生み出すことになると予想される。

炭素材料は高い熱負荷を受けるとき裂を生じるかあるいはエロージョンを生じることが多い。き裂を生じることはいろいろな方法ですでに知られているが、き裂が発生し始める限界の熱負荷については、詳細な情報は得られていないように思われる。著者ら²⁴⁾はアーク加熱法によって小試験片の熱負荷とき裂発生との関係を調べたので、その概要について説明する。

供試材料としては微粒等方性黒鉛5種類(A, C, E, F, G), 粗粒等方性黒鉛(D)及び粗粒準等方性黒鉛(B)を用いた。試験片の大きさは直径10mm, 長さ10mmの円柱であった。この試験片の円表面の中心部に真空中($\sim 10^{-6}$ Torr)で黒鉛電極を通じて100V~200Vの電圧を付加して急速加熱した。試験片に付加した電流と電圧はアナライジングレコーダ(横河電機製3655E)によって計測し、付加された電力を計算した。急速加熱後の試験片表面の走査電顕写真をFig.13に示す。加熱条件によって加熱面にき裂を生じた。黒鉛に付加された単位面積当たりのエネルギーを時間に対して整理するとFig.14が得られる。図中黒く塗りつぶした記号はき裂を生じた試験片を示している。この図から、き裂を発生する最小の熱流束は約200MW/m²であると判断される。アーク加熱法による小さい試験片を用いた熱負荷とき裂の有無を調べた結果は、計算による熱負荷とき裂の関係についての予測法を検討する

上でも興味あるデータであると考えられる。

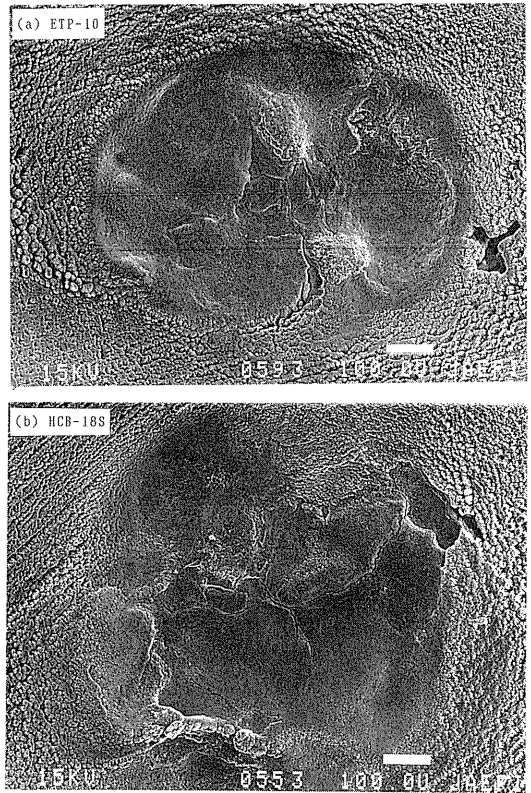


Fig. 13 SEM photographs of heated surfaces in arc heating.

(a)ETP-10 graphite(ETP-10-2, 200V, 25.2kW/cm², 0.55s)

(b)HCB-18S graphite(HCB-18S-1, 200V, 18.2kW/cm², 0.18s)

Fig.14は各種黒鉛材料について加えた熱負荷とき裂発生との関係を示しているわけである。Table4の各核融合装置の運転条件と比較すると黒鉛材料を使用した場合き裂が発生することは十分考えられることであると判断される。次に、き裂発生に必要な最小エネルギーと破壊靱性値(室温)との関係を調べてみるとFig.15のような図が得られる。この図は、き裂発生に必要な最小加熱エネルギーの大きい材料ほど破壊靱性値も大きいことを示している。

(2) 耐照射損傷性

照射損傷効果において、高温ガス炉で問題となった点以外に考えなければならないのは、照射量が10²⁶n/m²程度以上になる場合である。

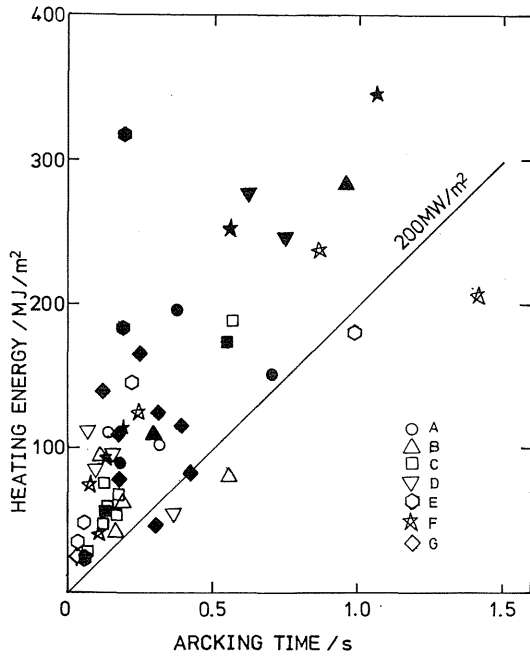


Fig. 14 Heating energy as a function of arcking time for various graphites.

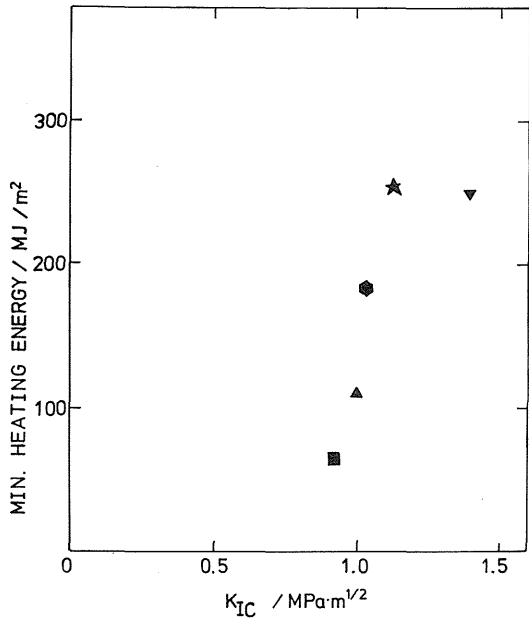


Fig. 15 Relation between minimum heating energy and fracture toughness values.

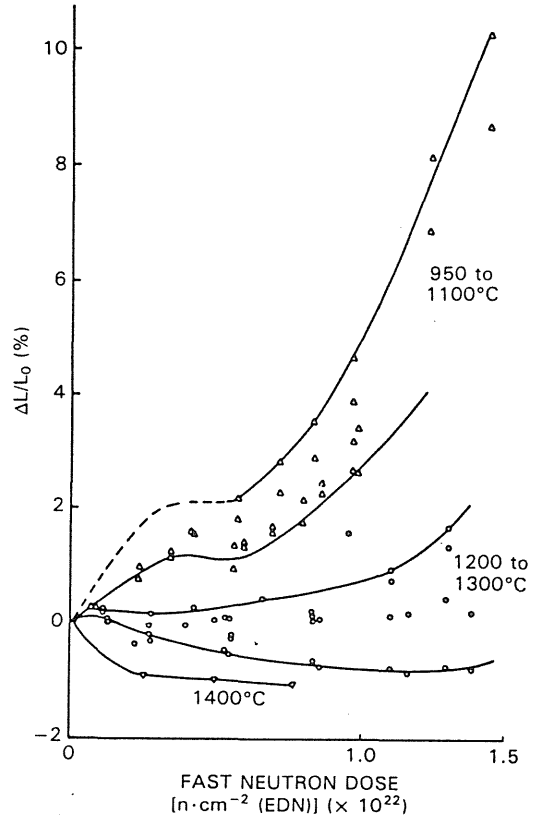


Fig. 16 Dimensional changes of POCO graphite grade AXF-8Q1.

最近 POCO 黒鉛について照射効果をまとめて使用寿命を検討したものがある。¹⁷⁾この結果は、IG-110 のような国産の微粒等方性黒鉛についてはほぼ適用できると考えられる。それによると、POCO 黒鉛について 950℃～1400℃ において寸法変化の照射量依存性を示したものが Fig. 16 である。POCO 黒鉛の特徴は他の黒鉛と違って、照射温度によっては最初から直ちに膨張する場合がある。それに対して、通常の準等方性あるいは異方性黒鉛は Fig. 2 と Fig. 4 に示したように、はじめ寸法は減少し、次に増加し始め元の寸法に戻る。照射量の増加にともない、今度は膨張へ変わっていく。一般に、寸法変化挙動をもとにして使用寿命を定義する場合、寸法変化が元の値に戻る照射量をもって寿命とする決め方がある。照射の初期から寸法が増加する POCO 黒鉛の場合、寸法変化ではなくてヤング率の照射量依存性によって同様な定義がなされる。POCO 黒鉛のヤング率の照射量依存性を Fig. 17 に示す。

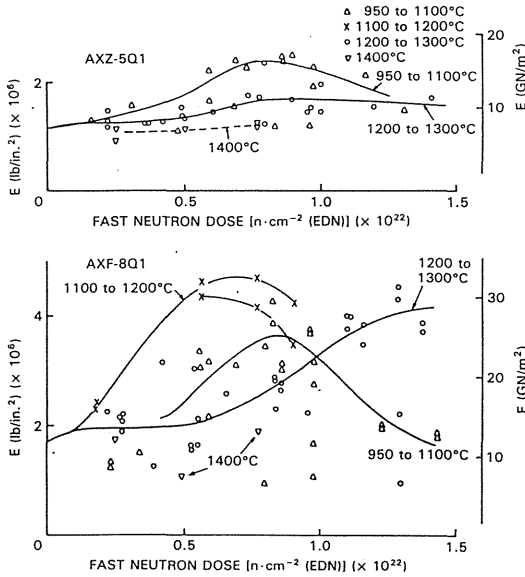


Fig. 17 Young's modulus as a function of fast neutron dose for POCO graphite grades AXF-8Q1 and AXZ-5Q1.¹⁷⁾

POCO 黒鉛及び他の黒鉛についてはこれまでに得られた結果¹⁸⁾¹⁹⁾を用いて整理したものが Fig. 18 である。¹⁷⁾

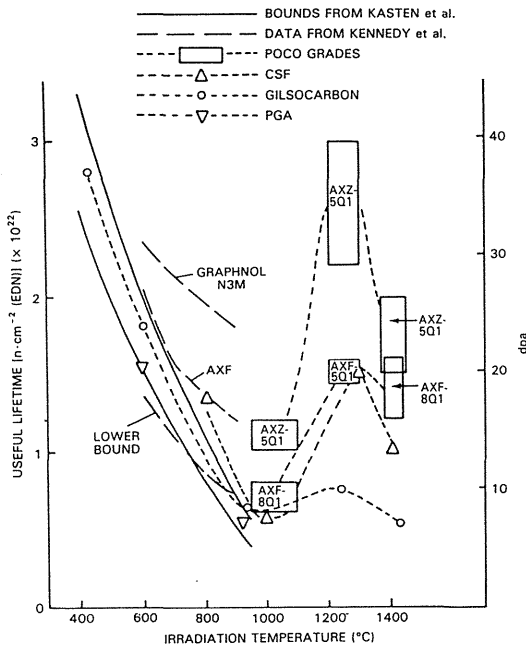


Fig. 18 Useful lifetimes.¹⁷⁾

この図から言えることは、照射量や温度に依存して 10~40DPA が黒鉛材料の寿命と考えられる。これは ITER ではほぼ満足すべき条件といえるかも知れないが、それ以後の核融合炉については多分交換頻度が多くなると予想される。従って、今後、耐照射損傷性の研究が積極的に進められるべきであると言うことになる。ただし、現在のところ、前にも述べたように、C/C コンポジットも有望と考えられているから、これに関する照射寸法変化等の情報がまず必要であると思われる。

黒鉛の照射クリープは、照射量が低い場合は前に述べたようにクリープ係数は一定であるが、照射量が 10^{26} n/m^2 のオーダーになると特異な挙動を示すことが分かってきた。²⁰⁾²¹⁾

Kelly によれば、x 方向のクリープひずみの変化速度は次式で表される。

$$d\varepsilon / d\Phi = \beta \sigma_{xx} (C_{44} / E_{xx}) \quad (5)$$

ここで、k は定数、 σ_{xx} と E_{xx} はそれぞれ x 方向の応力とヤング率である。一方、照射によるヤング率の変化は転位のピン止めによるものと構造変化によるものとに分割できる。すなわち、

$$E / E_0 = (E / E_0)_p \cdot (E / E_0)_s \quad (6)$$

ピン止めによる成分 $(E / E_0)_p$ は結晶の弾性定数 C_{44} の変化に対応しているから、(5)式からクリープ係数は $(E / E_0)_s$ に逆比例するはずである。 $(E / E_0)_p$ は低照射量で飽和値に達し、その後不変であると仮定する。転位のピン止めが飽和したときのヤング率の飽和値を E^* とすると、 $(E / E_0)_p$ は E / E^* に等しい。従って、クリープ係数 K は照射量 Φ において、次式によって与えられるはずである。

$$K(\Phi) = K^* [E^* / E(\Phi)] = K^* S(\Phi) \quad (7)$$

ここで、 K^* は飽和領域 (約 $3 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$, EDN 以下の照射量) におけるクリープ係数、 S は照射量に依存する構造因子である。ATR-2E 黒鉛の 500°C における照射クリープ係数を飽和レベルのクリープ係数 K^* で割った値と構造因子 S の照射量依存性を Fig. 19 に示す。²⁰⁾ この図から照射量の増加に伴うクリープ係数の減少率は予測値よりいく分大きいことが分かる。いずれにしても照射量の増加に伴いクリープ係数は減少するという

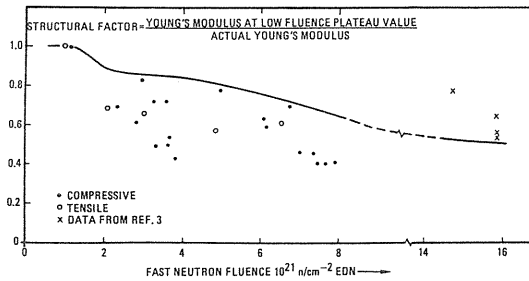


Fig. 19 Creep coefficients divided by the value at $0.8 \times 10^{25} - 1.4 \times 10^{25} \text{ n/cm}^2 \text{ EDN}$ as a function of neutron fluence for ATR-2E graphite at 500°C , with structural factor S .²⁰⁾

データが最近他の銘柄の黒鉛についても得られている。²¹⁾その結果によると、照射量の増加にともない次第にクリープ係数は減少し、ほぼゼロになり、それ以上の照射量でクリープ係数は増大する。また、 300°C 、 500°C の場合のクリープ曲線に比べて 900°C の場合、クリープ速度が大きく加速されている。黒鉛Grade Aについて、クリープ曲線の温度依存性をFig. 20に示す。

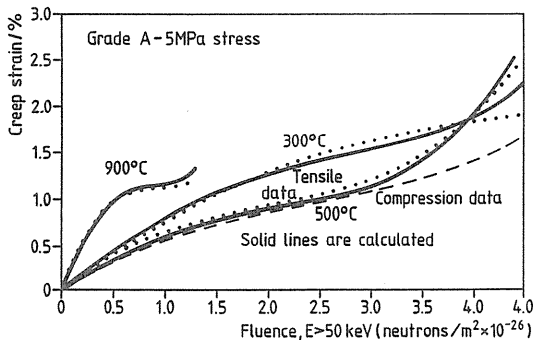


Fig. 20 A comparison of calculated creep curves to data.²¹⁾

この図において高照射量でクリープ速度が減少するのは、照射による体積減少すなわち高密度化による構造変化が変形抵抗を増加させているというモデル²¹⁾によって説明されている。クリープ係数 K は次式によって表される。

$$K = (K'/E_0)[1 - \mu(\Delta V/V_0)/(\Delta V/V_0)_m] \quad (8)$$

ここで、 K' は短時間の照射実験から決定されるクリープ係数と初期ヤング率との積であり、温度に依存する。また、 μ は温度に依存しない定数で、この場合0.75という値が得られている。 $(\Delta V/V_0)_m$ は照射量に伴う変化率の最大値である。

2種類の黒鉛について 900°C における体積変化の照射量依存性をFig. 21に示す。

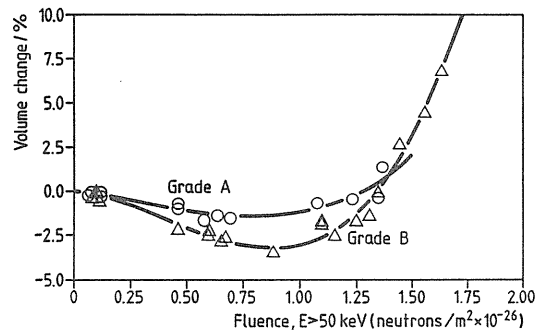


Fig. 21 Volume changes of grades A and B at 900°C .²¹⁾

この図から、照射量が増加するとスエリング（体積膨張）を生じることが明確に認められる。これらの結果から、高照射量の下での黒鉛の照射クリープ挙動については機構も含めて今後更に研究を進める必要がある。照射クリープの研究は多くの時間と多額の経費を必要とするので、できるだけ国際的な共同研究によることが望ましい。このような考えに沿って、現在、日・米・英・西独の4カ国による共同研究への移行の検討を含めて、情報交換が行われている。

4. 結 言

以上、核分裂炉・核融合炉への炭素材料の応用の現状と問題点及び今後進めるべき課題等について概要を述べてきた。いずれの場合も、材料選定の第一の大きな基準は安全性であるが、次に経済性も重要であると考えられる。

炭素材料の応用上の大きな問題としては二つある。一つは使用条件に最も適した新材料すなわち高性能材料を開発することであり、そのためには、炭素を高純度化し、黒鉛化を進めるという方向だけでなく、他の元素を含めたりあるいは物理的手段による使用条件の変更も含めて検討することが必要であろう。

もう一つの問題は，構造設計法の改良の問題である。例えば，破壊力学法を本格的に構造物に適用することを考えると，破壊力学特性の評価法及び欠陥の非破壊検査法の確立が必須である。現状では，結果の信頼性評価の問題を別にすれば，欠陥の大きさ，形状，存在する場所等によって応用できる手法が異なると考えられるが，超音波探傷法，渦電流法，X線CT法等の組合せにより欠陥検査は可能と考えられる。また，破壊力学特性の評価手法の確立とデータベースの拡充は今後の大きな課題の一つである。

本報告は，著者の日本原子力研究所における炭素材料研究の経験を基に作成されたものであり，大半は日本原子力研究所で取得された成果を引用させて頂いたことを付記しておく。

参 考 文 献

- 1) 奥 達雄，原子力工業，34 (10号)，29 (1988)。
- 2) 高津英幸，奥 達雄，炭素，1988 (No.135) 286 (1988)。
- 3) 日野友明，山科俊郎，炭素，1987 (No.130) 118 (1987)。
- 4) 奥 達雄，「炭素原料の有効利用」，CPC研究会，P.186 (1983)。
- 5) 多目的高温ガス炉研究開発の現状，日本原子力研究所 (1984)。
- 6) 高温ガス炉研究開発の現状，日本原子力研究所 (1989)。
- 7) 高温ガス炉研究会実行委員会，JAERI-M90-087 (1990)。
- 8) Arai,T., Mogi,H., Iyoku,T., Ide,A., Takikawa,N., JAERI-M86-192 (1986) P.58
- 9) 荒井長利，佐藤貞夫，JAERI-M5513 (1974)。
- 10) Oku,T., Eto,M., Ishiyama,S., J.Nuclear Mater. (1990)77.
- 11) 高温工学試験研究の現状，日本原子力研究所 (1987)。
- 12) 荒井，西山，三木，奥，「材料力学シンポジウム」，日本機械学会，(1990)。
- 13) 淡路，佐藤，材料 28 (1978) 522.
- 14) Sato,S. et al.,Proc.15th Symp. on Fusion Tech., Utrecht (1988) F39, 231.
- 15) Sato,S., Kurumada,A., et al., J.Nucl.Sci. and Tech.,24 (1987) 547.
- 16) Davis,J.W., Proc. of Japan-U.S. Workshop P134 (1989) p. 194.
- 17) Kelly,B.T., Fusion Technology 16 (1989) 96.
- 18) Kasten,P.R., et al., Nucl. Eng.Design,9 (1969) 157.
- 19) Kennedy,C.R., Mindemann,D., Proc.4th Int. Carbon Conf., Baden-Baden, FRG,June 30-July 4,1986.
- 20) Cundy,M.R., O'Connor,M.F., Kleist,G., Carbon, 80, 569 (1980)。
- 21) Kennedy,C.R., Cundy,M.R., Kleist,G.,roc. of an Int.Conf.on Carbon,Univ. of Wewcastle upon Tyne,UK, 1988, P. 443.
- 22) Birch,M., Brocklehurst,J.E., ND-R-1334 (s), 1987.
- 23) Seki,M., et al., Proc. of Japan-U.S. Workshop P134 (1989) p. 164.
- 24) 奥，深谷，古平，炭素材料学会第14回年会要旨集 p. 52 (1987)。
- 25) 高津，私信。