

JAERI-Research

98-070



高温ガス炉燃料製造の高度技術の開発
—被覆層破損率の低減化—

1998年11月

湊 和生・菊地啓修・飛田 勉・福田幸嗣
吉牟田秀治*・鈴木信幸*・富本 浩*
西村一久*・小田耕史*

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

本レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。

入手の問合せは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越しください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費領布をおこなっております。

This report is issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Research Information Division, Department of Intellectual Resources, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-1195, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1998

編集兼発行 日本原子力研究所

高温ガス炉燃料製造の高度技術の開発
－被覆層破損率の低減化－

日本原子力研究所東海研究所物質科学研究部

湊 和生・菊地 啓修⁺・飛田 勉⁺⁺・福田 幸朔⁺
吉牟田 秀治^{*}・鈴木 信幸^{*}・富本 浩^{*}
西村 一久^{*}・小田 耕史^{*}

(1998年10月23日受理)

高温ガス炉の安全性の確保・向上を目指して、被覆層破損率が極めて低い、高品質の燃料を製造するために、高温ガス炉燃料製造の高度技術の開発を行った。この報告書は、その成果の総まとめである。まず、被覆工程及び燃料コンパクト製造工程における被覆層の破損発生機構を解明した。その結果に基づいて、破損発生原因を取り除くために、被覆工程においては、粒子の流動状態を適切に制御するとともに、被覆工程の途中で粒子の取り出し・装荷を行わない連続被覆法を実用化した。燃料コンパクト製造工程においては、オーバーコートした粒子の成型温度及び成型速度を最適化した。これらの技術開発により、燃料の品質は飛躍的に向上した。

東海研究所：〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根 2-4

⁺ エネルギーシステム研究部

⁺⁺ 大洗研究所 高温工学試験研究炉開発部

^{*} 原子燃料工業株式会社

Development of Advanced Fabrication Technology
for High-Temperature Gas-Cooled Reactor Fuel
— Reduction of Coating Failure Fraction —

Kazuo MINATO, Hironobu KIKUCHI⁺, Tsutomu TOBITA⁺⁺, Kousaku FUKUDA⁺,
Sigeharu YOSHIMUTA^{*}, Nobuyuki SUZUKI^{*}, Hiroshi TOMIMOTO^{*},
Kazuhsia NISHIMURA^{*} and Takafumi ODA^{*}

Department of Materials Science
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received October 23, 1998)

The advanced fabrication technology for high-temperature gas-cooled reactor fuel has been developed to reduce the coating failure fraction of the fuel particles, which leads to an improvement of the reactor safety. The present report reviews the results of the relevant work. The mechanisms of the coating failure of the fuel particles during coating and compaction processes of the fuel fabrication were studied to determine a way to reduce the coating failure fraction of the fuel. The coating process was improved by optimizing the mode of the particle fluidization and by developing the process without unloading and loading of the particles at intermediate coating process. The compaction process was improved by optimizing the combination of the pressing temperature and the pressing speed of the overcoated particles. Through these modifications of the fabrication process, the quality of the fuel was improved outstandingly.

Keywords: Coated Fuel Particle, HTGR, Fabrication, Coating Failure,
Fuel Compact, Quality, Coating Process, Failure Mechanism

⁺ Department of Nuclear Energy System

⁺⁺ Department of HTTR Project, Oarai Research Establishment

^{*} Nuclear Fuel Industries, Ltd.

目 次

1. はじめに	1
1.1 高温ガス炉と高温ガス炉燃料	1
1.2 本研究の目的	4
2. 燃料製造工程	5
2.1 燃料製造工程の概略	5
2.2 TRISO 被覆工程	6
2.3 燃料コンパクト製造工程	8
3. 燃料製造における被覆層破損機構	9
3.1 TRISO 被覆工程における被覆層破損	9
3.2 燃料コンパクト製造工程における被覆層破損	15
4. 高度技術の開発と燃料品質の向上	19
4.1 TRISO 被覆燃料粒子の製造技術と品質	19
4.2 燃料コンパクトの製造技術と品質	22
5. まとめ	23
謝辞	23
参考文献	24

Contents

1. Introduction	1
1.1 HTGR and Its Fuel	1
1.2 Objectives	4
2. Fuel Fabrication Processes	5
2.1 Outline of Processes	5
2.2 TRISO-Coating Process	6
2.3 Compaction Process	8
3. Coating Failure Mechanisms during Fuel Fabrication	9
3.1 Coating Failure during TRISO-Coating Process	9
3.2 Coating Failure during Compaction Process	15
4. Development of Advanced Technology and Fuel Quality	19
4.1 Fabrication Technology for TRISO-Coated Particles and Quality	19
4.2 Fabrication Technology for Fuel Compacts and Quality	22
5. Summary	23
Acknowledgements	23
References	24

1. はじめに

1.1 高温ガス炉と高温ガス炉燃料

高温ガス炉は、燃料に被覆燃料粒子、減速材に黒鉛、冷却材にヘリウムガスを用いる原子炉であり、1,000°C程度の高温の熱を炉外に取り出すことにより、発電だけではなく高温の熱を利用できるという特長がある。また、万一の事故に際しても、炉心の温度変化は極めて緩慢で十分な時間的余裕をもって対処できること、炉心は負の反応度温度係数をもっていること、炉心は耐熱性に優れた黒鉛とセラミックスで構成されており溶融しないこと、などの安全上の特長がある。

日本原子力研究所では、高温ガス炉の研究開発を進めてきており、日本で最初の高温ガス炉である「高温工学試験研究炉」(High Temperature Engineering Test Reactor : HTTR) の建設が、大洗研究所において、その最終段階を迎えている。HTTRは、熱出力 30MW、原子炉出口冷却材温度 950°C (高温試験運転時) 及び 850°C (定格運転時) を目標とする原子炉である。

HTTRでは、 UO_2 を燃料核とする TRISO 被覆燃料粒子が用いられる。Fig. 1⁽¹⁾ に、TRISO 被覆燃料粒子の研磨断面の光学顕微鏡写真及び X 線ラジオグラフを示す。

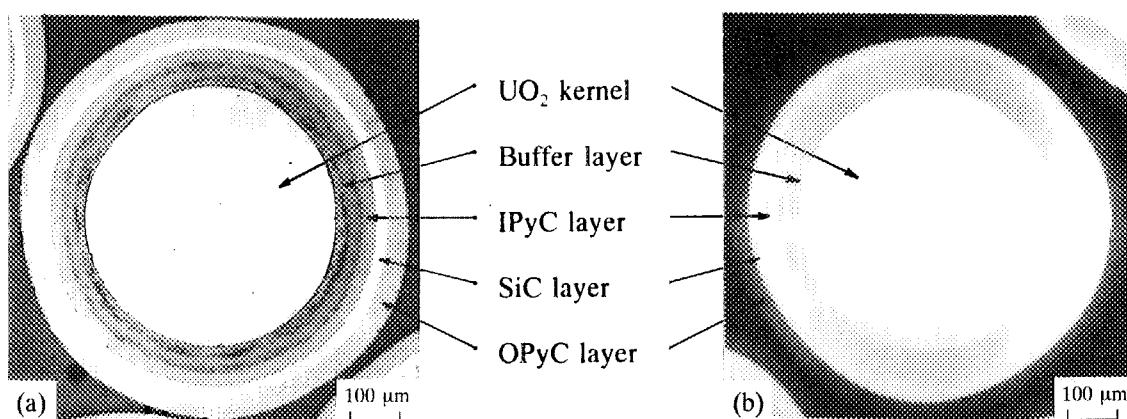


Fig. 1 TRISO-coated fuel particle; (a) ceramograph and (b) X-ray microradiograph⁽¹⁾.

TRISO 被覆燃料粒子は、微小球状の UO_2 燃料核を、低密度熱分解炭素層、内側高密度熱分解炭素層 (IPyC 層)、炭化ケイ素層 (SiC 層)、及び外側高密度熱分解炭素層 (OPyC 層) により四重に被覆したものである。Table 1⁽¹⁾ に、燃料核及び各被覆層の寸法及び密度をそれぞれ示す。これらの被覆層は、核分裂生成物を粒内に保持する機能をもっている。バッファー

層とも呼ばれる低密度 PyC 層は、IPyC 層を核分裂片から守るとともに、気体状の核分裂生成物及び燃焼により生じる CO ガスを溜めるプレナムの役割がある。CO ガスは、ウランの核分裂により解放される酸素と被覆層の炭素との反応により生成されるものである。IPyC 層は、気体状の核分裂生成物及び CO ガスをバッファー層内に閉じ込める役割がある。SiC 層は、被覆燃料粒子の機械的強度を保つとともに、気体及び IPyC 層を容易に拡散してくる金属核分裂生成物に対する拡散障壁である。OPyC 層は、気体を閉じ込めるとともに、SiC 層を機械的に保護する役割がある。

Table 1 Design values for coated fuel particles⁽¹⁾

	Diameter or thickness (μm)	Density (Mg/m ³)
UO ₂ kernel	600	10.63
Buffer layer	60	1.10
IPyC layer	30	1.85
SiC layer	25	3.20
OPyC layer	45	1.85
Coated particle	920	(4.45)

HTTR の炉心設計では、被覆燃料粒子は、黒鉛粉末とともに中心孔を有する円柱状の燃料コンパクトに成型されて用いられる。1 個の燃料コンパクトには、約 13,500 粒の被覆燃料粒子が含まれている。Fig. 2⁽¹⁾ に燃料コンパクトの外観写真を、Table 2⁽¹⁾ に燃料コンパクトの寸法などを、それぞれ示す。燃料コンパクトは、黒鉛スリーブに封入され燃料棒となり、さらに黒鉛ブロックに挿入されて燃料体を構成し、炉心へ装荷される。Fig. 3 に、HTTR の炉心の構成を示す。HTTR では、約 70,000 個の燃料コンパクトが炉心に装荷される。すなわち、約 10⁹ 粒の被覆燃料粒子が装荷される。

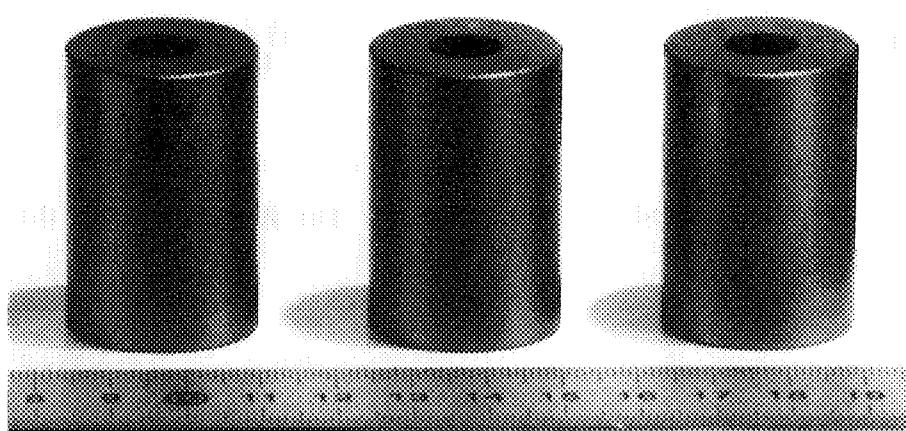
Fig. 2 External view of fuel compacts⁽¹⁾.

Table 2 Design values for fuel compacts⁽¹⁾

Outer diameter	26 mm
Inner diameter	10 mm
Length	39 mm
Fraction of particles	30 vol%
Graphite matrix density	1.70 Mg/m ³

被覆燃料粒子の被覆層は、製造時（照射前）において破損がないこと、及び照射中に健全性を保持していることが理想的である。しかし、実際上は、被覆層が破損した被覆燃料粒子が、わずかな割合で製品の燃料コンパクト中に混在しているのが常である。被覆層破損には種々の形式が考えられるが、核分裂生成物の保持の観点からは、SiC 層破損が最も悪影響を及ぼす。そのため、製品の燃料の品質評価の項目の一つとして、燃焼－硝酸浸出(Burn-leach)法により、SiC 層破損率（SiC 層が破損している粒子の割合）の検査が行われている。この方法では、燃料コンパクトまたは被覆燃料粒子を空気中 900°C に加熱し、黒鉛マトリックス及びOPyC 層を燃焼除去した後に、硝酸により露出したウランを浸出し定量する。SiC 層が破損していると、空気中 900°C の加熱中に、IPyC 層及びバッファー層が燃焼除去されるとともに、UO₂ 燃料核は酸化されて粉末状の U₃O₈ になり露出する。露出したウラン量と検査対象燃料のウラン量との比が、SiC 層破損率である。

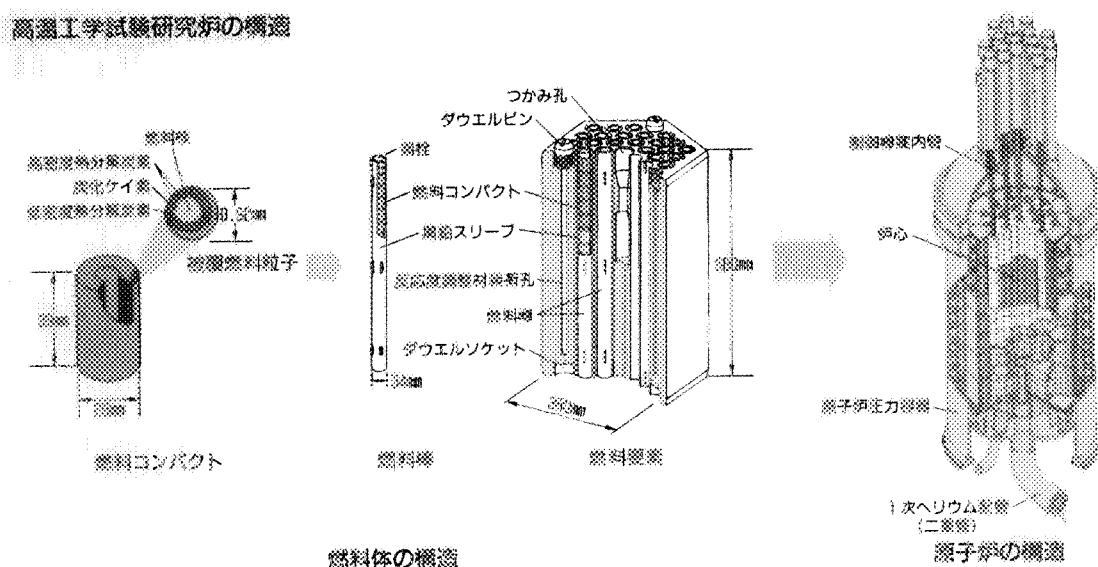


Fig. 3 Structure of HTTR fuel element and reactor core.

1.2 本研究の目的

本研究は、高温ガス炉の安全性の確保・向上を目指して、被覆層破損率が極めて低い、高品質の燃料を製造する技術を確立することを目的とした⁽¹⁾⁻⁽³⁾。本研究の開始以前にも、被覆層破損率の低い燃料を製造しようとする努力は行われていた。その方法は、主に、製造条件を種々に変化させ、被覆層破損率の低い燃料の製造条件を探し出すというものであったが、燃料の品質をなかなか向上させることができなかつた。これらの研究では、対象が微小な被覆燃料粒子であり、それを大量に取り扱わなければならないため、個々の粒子の良否を調べるのではなく、粒子集団としての良否（被覆層破損率）のみに着目していた。

本研究では、粒子集団ではなく、個々の粒子に着目した。①被覆層が破損した粒子を粒子集団から見つけ出し、②それらを詳細に観察することにより、被覆層の破損発生機構を解明し、③その結果に基づいて、破損発生原因を取り除くために、技術開発を行い、④被覆層破損率の低い燃料の製造技術を確立する、という原因究明に基づき対策を立てるという手法を用いた。

ドイツ及び米国においても、燃料の品質を向上させようという研究⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾は行われていたが、燃料の製造に関しては、それぞれの製造法及び製造装置に固有な問題を多く含んでいること、及び詳細については公表されていないことなどのため、あまり参考にはならない。

2. 燃料製造工程

2.1 燃料製造工程の概略

HTTR 燃料の製造について、燃料コンパクトまでを考えると、燃料核製造工程、TRISO 被覆工程、及び燃料コンパクト製造工程の 3 つに大別される⁽⁷⁾。UO₂燃料核は、Fig. 4⁽⁷⁾ に示すように、硝酸ウラニル溶液を出発物質とする外部ゲル化法により、重ウラン酸アンモン(ADU)、三酸化ウランを経由して、製造する。燃料核の被覆は、流動床における化学蒸着法によって行い、バッファー層、IPyC 層、SiC 層及び OPyC 層を被覆して、TRISO 被覆燃料粒子とする。燃料コンパクトは、被覆燃料粒子をバインダーのフェノール樹脂を含む黒鉛粉末によりオーバーコートし、温間プレス成型－焼成法により製造する。

ここでは、被覆層の破損に関する、TRISO 被覆工程及び燃料コンパクト製造工程について、以下に述べる。

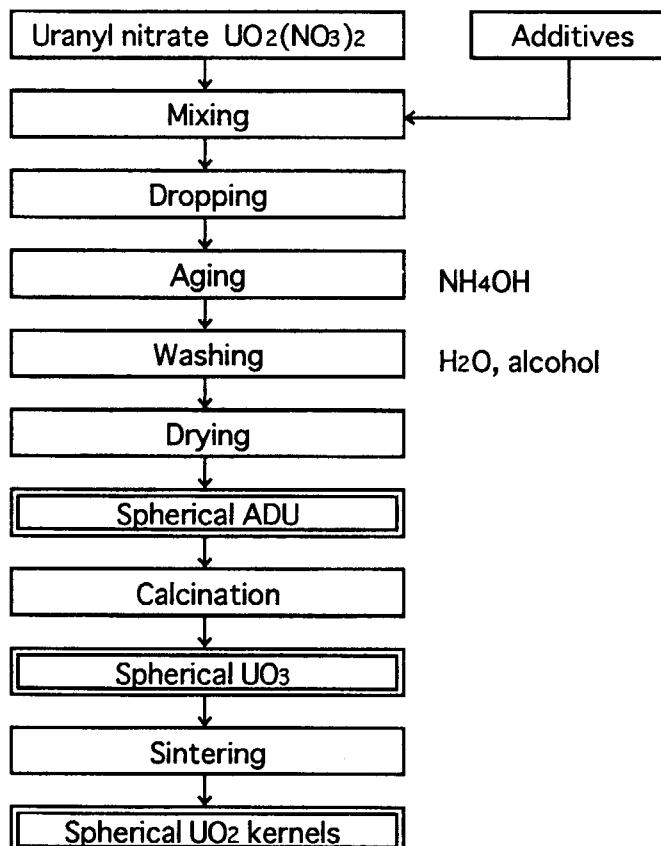


Fig. 4 Fabrication process of UO₂ kernels⁽⁷⁾.

2.2 TRISO 被覆工程

流動床において、化学蒸着法により燃料核にTRISO被覆を施す。Fig. 5⁽⁷⁾に示すように、低密度熱分解炭素であるバッファー層の被覆にはアセチレン（C₂H₂）とアルゴン、IPyC層の被覆にはプロピレン（C₃H₆）とアルゴン、SiC層の被覆にはメチルトリクロロシラン（CH₃SiCl₃）と水素（H₂）、及びOPyC層の被覆にはプロピレン（C₃H₆）とアルゴンをそれぞれ用いる。

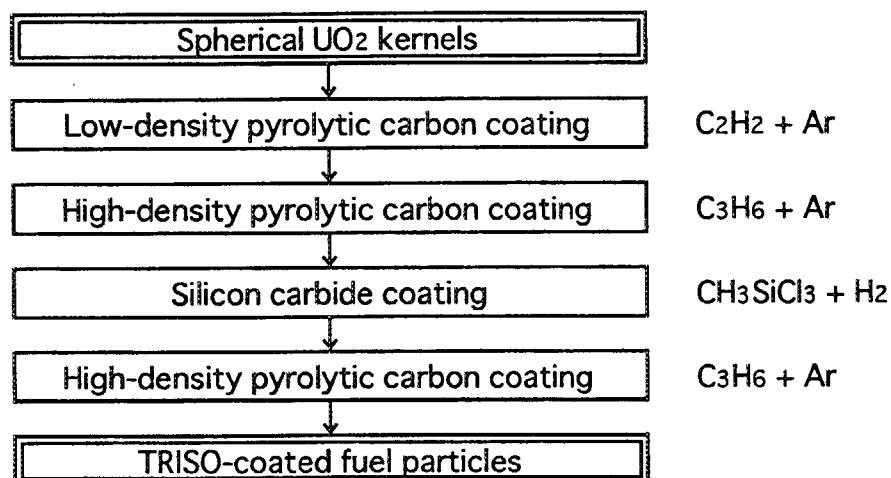


Fig. 5 Fabrication process of TRISO-coated fuel particles⁽⁷⁾.



Fig. 6 Particle fluidization in a simulated coater.

被覆装置は、下部にガス導入ノズルをもった黒鉛製反応管、ヒーターなどから構成されており、粒子を反応管内で流動させながら被覆していく。Fig. 6 に、反応管内での粒子の流動状態を模擬した様子を示す。これは、4.1 節で説明する技術開発のために行った、粒子流動状態の模擬実験の一例である。

Table 3⁽³⁾ に、従来用いられていた TRISO 被覆工程を示す。この工程では、バッファー層、IPyC 層、SiC 層、及び OPyC 層の 4 つの被覆工程に分かれており、それぞれの被覆工程は、①被覆装置への粒子の装荷、②被覆装置内での粒子の流動（被覆前、被覆中、及び被覆後）、③被覆装置からの粒子の取り出し、という一連の工程から構成されている。なお、Table 3 に示した各プロセスに付した番号については、第 3 章において、度々引用する。

Table 3 Outline of the conventional TRISO-coating process⁽³⁾

-
- | |
|-----------------------------|
| 1. バッファー層被覆工程 |
| 1-1: 被覆装置へ燃料核の装荷 |
| 1-2: 燃料核の流動 |
| 1-3: バッファー層被覆中粒子の流動 |
| 1-4: バッファー層被覆粒子の流動 |
| 1-5: 被覆装置からバッファー層被覆粒子の取り出し |
| 2. IPyC 層被覆工程 |
| 2-1: 被覆装置へバッファー層被覆粒子の装荷 |
| 2-2: バッファー層被覆粒子の流動 |
| 2-3: IPyC 層被覆中粒子の流動 |
| 2-4: IPyC 層被覆粒子の流動 |
| 2-5: 被覆装置から IPyC 層被覆粒子の取り出し |
| 3. SiC 層被覆工程 |
| 3-1: 被覆装置へ IPyC 層被覆粒子の装荷 |
| 3-2: IPyC 層被覆粒子の流動 |
| 3-3: SiC 層被覆中粒子の流動 |
| 3-4: SiC 層被覆粒子の流動 |
| 3-5: 被覆装置から SiC 層被覆粒子の取り出し |
| 4. OPyC 層被覆工程 |
| 4-1: 被覆装置へ SiC 層被覆粒子の装荷 |
| 4-2: SiC 層被覆粒子の流動 |
| 4-3: OPyC 層被覆中粒子の流動 |
| 4-4: TRISO 被覆粒子の流動 |
| 4-5: 被覆装置から TRISO 被覆粒子の取り出し |
-

それぞれの被覆工程においては、反応管下部からアルゴンガスを導入しながら、粒子を反応管上部から装荷する。反応管温度が設定値になったならば、反応ガスを反応管に導入し、流動している粒子の被覆を開始する。被覆温度は、各被覆工程により異なるが、1,350～

1,650°C程度である。被覆層の厚さは、被覆時間により調節する。4つの被覆層の中で、SiC層の被覆温度は最も高く、被覆時間は最も長い。被覆の終了にあたっては、反応ガスをアルゴンガスへ切り替え、被覆装置の温度を室温にまで戻す。被覆粒子の取り出しは、反応管下部からのアルゴンガスの供給量を減らし、被覆粒子をガス導入管に落下させることにより、被覆装置の下部から行う。最後に、次の被覆工程に備えるために、使用した反応管、ガス導入ノズルなどの清掃、交換を行い、一つの被覆工程を終了する。TRISO被覆のためには、この工程を4回繰り返す。

2.3 燃料コンパクト製造工程

燃料コンパクトは、Fig. 7⁽⁷⁾に示すように、被覆燃料粒子をフェノール樹脂を含む黒鉛粉末によりオーバーコートし、温間プレス成型－焼成法により製造する。

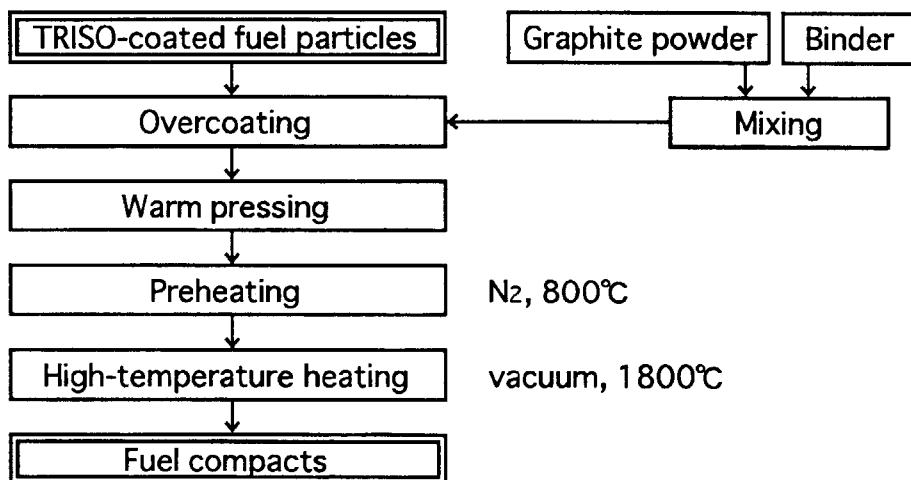


Fig. 7 Fabrication process of fuel compacts⁽⁷⁾.

まず、人造黒鉛粉末、天然黒鉛粉末、及びバインダーとしてフェノール樹脂を重量比で16:64:20に混合した粉末を調製し、被覆燃料粒子をオーバーコートする。オーバーコートは、アルコールで湿らせた粉末中に被覆燃料粒子を転がすことにより、ちょうど雪だるま式に、被覆燃料粒子の外側に形成される層である。オーバーコートをする目的は、燃料コンパクト中において、隣どうしの被覆燃料粒子が直接接触しないようにすることである。オーバーコートの厚さは約200 μmであるが、この値は、燃料コンパクトの粒子充填率から決まるものである。つぎに、金型を用いて、オーバーコートした粒子を中心孔を有する円柱状の燃料コンパクトに温間プレス成型する。バインダーのフェノール樹脂は、融点143°Cの熱硬化性の樹脂である。最後に、窒素気流中800°Cでフェノール樹脂の炭化処理、及び真空中1800°Cで脱ガス処理を行い、燃料コンパクトの焼成を完了する。

3. 燃料製造における被覆層破損機構

3.1 TRISO 被覆工程における被覆層破損

3.1.1 被覆層破損粒子の観察

被覆層破損の原因を究明するために、粒子集団から被覆層破損粒子を見つけ出し、それらを詳細に観察した。被覆層の破損ができるだけそのままの状態で観察することが被覆層破損機構の究明につながるので、実体顕微鏡観察、X線ラジオグラフィ、及びヨウ化メチレン浸-X線ラジオグラフィ^{(8),(9)}の非破壊法を用いた。選別後の被覆層破損粒子に対しては、より詳細な観察のために、研磨断面の観察なども行った。SiC層破損率の検査に用いられている燃焼-硝酸浸出法は、破壊検査であるので、被覆層が破損している状態を観察するのには不適切である。

ヨウ化メチレン浸-X線ラジオグラフィは、被覆燃料粒子を密度3.3 Mg/m³のヨウ化メチレンに浸した後に、X線ラジオグラフを撮影するものであり、被覆層の貫通破損の有無を明らかにできる。もし、被覆層に貫通の破損があると、ヨウ化メチレンは破損部分から粒子内部に浸透し、バッファー層に溜まるので、X線が相対的に透過し難くなり、X線ラジオグラフにおけるバッファー層の黒化度が変化する。

IPyC層、SiC層、またはOPyC層被覆工程終了後の約40バッチ、約100万粒子の被覆燃料粒子を対象とした観察及び選別の結果、種々の形態の被覆層破損粒子があることを明らかにした。それらは、①IPyC層の破損(Fig. 8⁽³⁾)、②SiC層の層状欠陥(Fig. 9⁽²⁾)、③燃料核の部分的炭化を伴うSiC層の破損(Fig. 11⁽³⁾)、④燃料核の炭化を伴わないSiC層の破損(Fig. 13⁽³⁾)、⑤化学反応の痕跡がある被覆層破片及び裸の燃料核(Fig. 14⁽³⁾)、及び⑥化学反応の痕跡がない被覆層破片及び裸の燃料核(Fig. 15⁽³⁾)、である。

3.1.2 IPyC層の破損

IPyC層破損の粒子(破損タイプ①)は、IPyC層被覆工程後に、Fig. 8(a)に代表例を示すように、ヨウ化メチレン浸-X線ラジオグラフィにより見つかった。Fig. 8(a)の粒子では、ヨウ化メチレンがバッファー層に浸入しているために、Fig. 8(b)に示す健全粒子とは異なり、バッファー層が白っぽく見える。これらのIPyC層破損粒子では、IPyC層の被覆は完了しており、燃料核にも異状は認められなかった。また、IPyC層被覆工程後に見つかったIPyC層が破損している粒子は、SiC層が破損している粒子の場合に比べて、見つかる頻度が少なかった。

IPyC層の破損は、IPyC層の被覆が終了した後に、生じたものと考えられる。Table 3に示した被覆工程からわかるように、被覆装置内でのIPyC層被覆粒子の激しい流動による粒子どうし或いは粒子と反応管壁面との衝突(プロセス2-4)、またはIPyC層被覆粒子を被覆装

置から取り出す際の強い機械的衝撃（プロセス 2-5）により、IPyC 層に破損が生じたと考えられる。

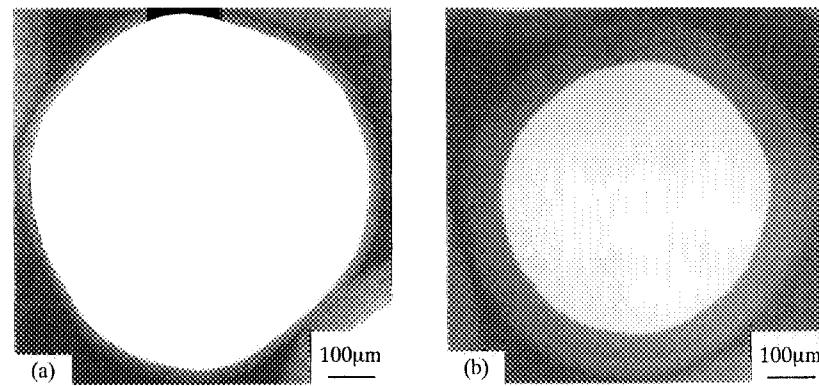


Fig. 8 Methylene iodide infusion / X-ray micro radiographs of IPyC-coated particles⁽³⁾; (a) IPyC-defective particle and (b) IPyC-intact particle.

3.1.3 SiC 層の層状欠陥

SiC 層の層状欠陥（破損タイプ②）は、SiC 層被覆工程後に、Fig. 9 (a) に代表例を示すように、SiC 層被覆粒子の実体顕微鏡観察により、粒子表面の一部分が白または金色に変色していることから見つかった。これらの粒子の研磨断面を観察すると、Fig. 9 (b) に示すように、円周方向に沿って層状の欠陥が認められた。層状欠陥のある SiC 層の破面を走査型電子顕微鏡で観察すると、Fig. 10⁽²⁾ に示すように、多くのポアが認められた。変色の原因は、層状欠陥により SiC 層の内部に新たな反射面ができたためであると考えられる。

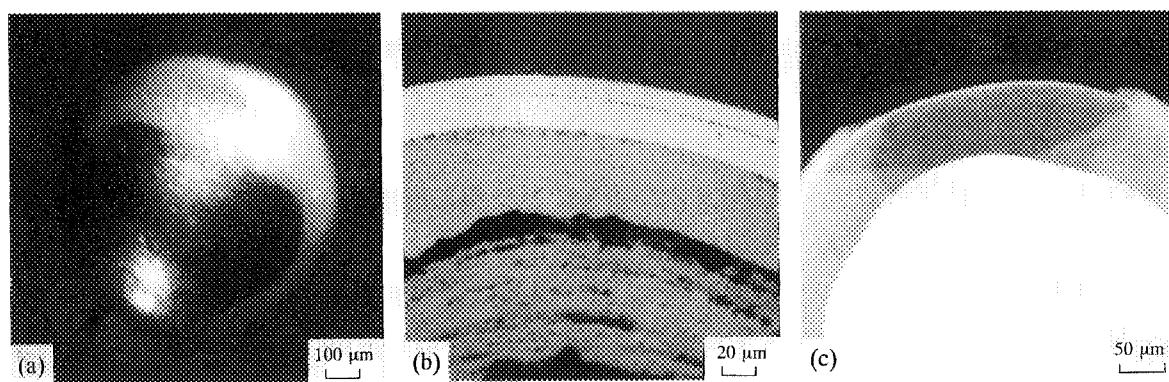


Fig. 9 SiC coating layers with circumferential internal flaws⁽²⁾ ; (a) stereomicrograph of SiC-coated particle, (b) ceramograph of SiC-coated particle, and (c) X-ray microradiograph of TRISO-coated particle.

SiC 層に層状欠陥がある粒子の割合は、製造バッチにより異なっていたが、数%～数 10% であった。SiC 層の貫通破損の有無を調べるために、SiC 層に層状欠陥がある粒子を空气中 900°C に加熱したところ、貫通破損がある粒子の割合は 4% 以下であった。SiC 層の層状欠陥は、必ずしも SiC 層を貫通する破損を意味していないが、Fig. 9 (c) に示すように、層状欠陥に沿って SiC 層の一部が欠落したりすることもあり、粒子の機械的健全性や核分裂生成物保持機能に影響を与えるので排除すべきである。

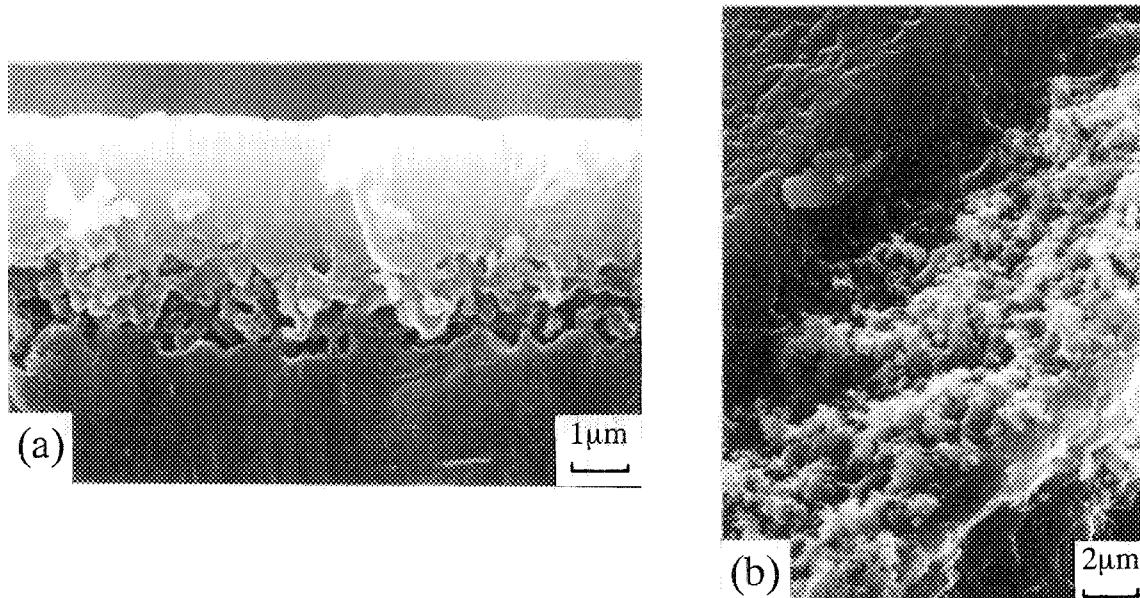


Fig. 10 Scanning electron micrographs of the fracture surface of the SiC coating layer with internal flaws⁽²⁾; (a) many pores in the flaw and (b) the coating layer partly peeled off.

SiC 層の層状欠陥の詳細な観察の結果から、SiC 層被覆時（プロセス 3-3）の粒子の流動状態が激しすぎると、粒子は適切な蒸着領域を外れた反応管の上方まで吹き上げられることがあり、そこで多孔性の SiC が蒸着されて、層状欠陥が生成されると考えられる。なお、この層状欠陥は、最近の米国の被覆燃料粒子にも認められており^{(10),(11)}、解決されていない。

3.1.4 燃料核の部分的炭化を伴う SiC 層の破損

燃料核の部分的炭化を伴う SiC 層の破損（破損タイプ③）は、SiC 層被覆工程後に、Fig. 11 (a) に示すように、X 線ラジオグラフィにより、燃料核の周縁がなめらかな曲線ではなく異状であることから見つかった。X 線ラジオグラフィでは、撮影の方向により、被覆層の破損部分は必ずしも見えるわけではない。燃料核に異状が見られる SiC 層被覆後の粒子には、Fig. 11 (b) に代表例を示すように、実体顕微鏡観察により、SiC 層に長い裂け目が認められた。TRISO 被覆燃料粒子においても、燃料核の周縁が異状である粒子が X 線ラジオグラフィ

により見つかり、その研磨断面の観察では、Fig. 11 (c) に示すように、燃料核の周縁が明るく光っており、OPyC 層を除くすべての被覆層が破損していた。実体顕微鏡観察及び研磨断面観察において、SiC 層の破損部分は、機械的に破損したように見える。燃料核の周縁が異状である粒子の研磨断面の X 線回折により、燃料核周縁の明るく光っている部分は、ウラン炭化物であることが明らかになった⁽¹²⁾。

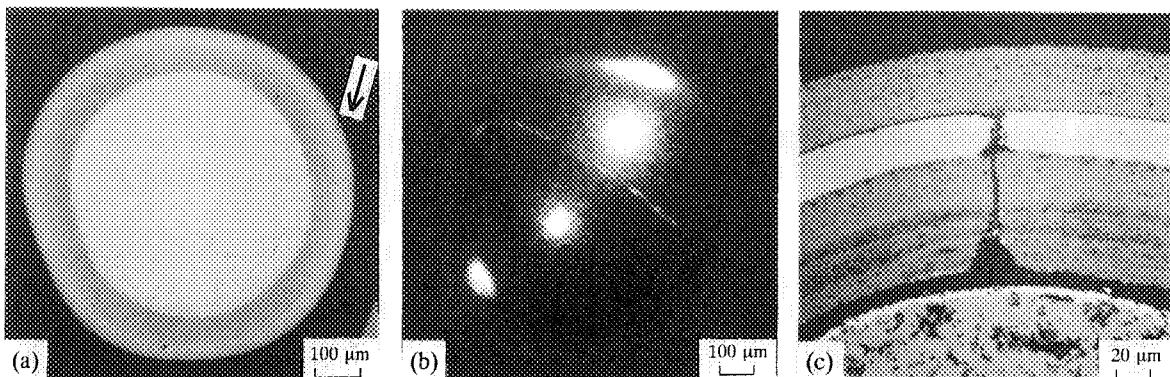
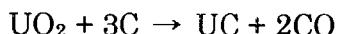


Fig. 11 SiC-defective particles with partly carbonized kernels⁽³⁾; (a) X-ray microradiograph of SiC-coated particle, (b) stereomicrograph of SiC-coated particle, and (c) ceramograph of TRISO-coated particle.

UO_2 燃料核の炭化は、つきの式で表せられる。



この反応において、平衡 CO ガスが系内に保持されたならば、健全粒子の場合のように、炭化反応はそれ以上進行しない。逆に、SiC 層の蒸着時に IPyC 層が破損していると、そこから CO ガスが放出されるために、燃料核の炭化は進むものと考えられる。

燃料核の部分的炭化を伴う SiC 層の破損は、SiC 層の蒸着時（プロセス 3-3）に IPyC 層が破損している場合にのみ生じるもので、 UO_2 とバッファー層の反応で生成される CO ガスが IPyC 層の割れ目から放出されるために、その部分に SiC が蒸着されず、SiC 層破損粒子となるとともに、燃料核は部分的に炭化されると考えられる。OPyC 層は、SiC 層に比べて被覆温度が低く、また被覆速度が速いので、割れ目の上にも被覆される。IPyC 層の破損は、IPyC 層被覆粒子の取り出し・装荷時（プロセス 2-5、3-1）、または IPyC 層被覆粒子の流動中（プロセス 2-4、3-2）の強い機械的衝撃により生じると考えられる。

また、燃料核の部分的炭化を伴う SiC 層が破損している TRISO 被覆燃料粒子を X 線ラジオグラフで選び出し、平行平板で圧縮することにより、破壊荷重を測定した。Fig. 12⁽³⁾ に、破壊荷重の測定結果を、同一バッチの健全な TRISO 被覆燃料粒子の結果とともに示す。SiC 層が破損している TRISO 被覆燃料粒子の破壊荷重の中央値(50%破壊確率)は、健全な TRISO 被覆燃料粒子に比べて、小さかった。このことは、SiC 層が破損している TRISO 被覆燃料粒

子は、取り扱い中及び燃料コンパクト製造中に、OPyC 層も破損した貫通破損粒子になりやすいことを示している。

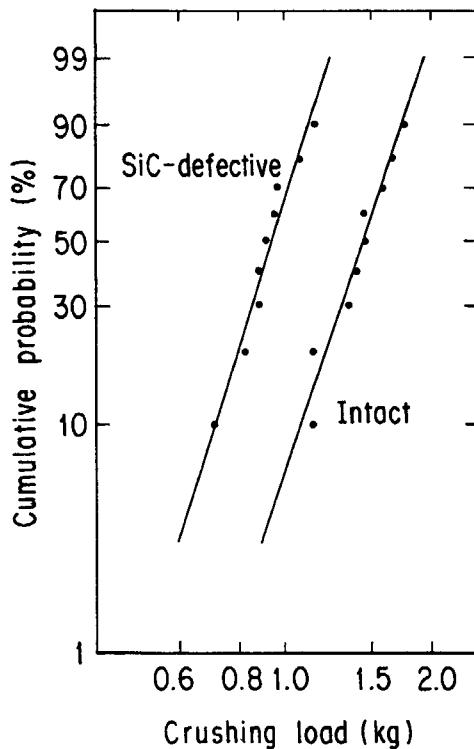


Fig. 12 Crushing loads of SiC-defective TRISO-coated fuel particles with partly carbonized kernels and those of intact TRISO-coated fuel particles⁽³⁾.

3.1.5 燃料核の炭化を伴わない SiC 層の破損

燃料核の炭化を伴わない SiC 層の破損（破損タイプ④）は、SiC 層被覆後の粒子の実体顕微鏡観察により見つかった。Fig. 13 (a) に代表例を示すように、3 本の径方向クラックがリング状クラックから延びているのが認められた。このクラックの形状は、Fig. 11 (b) に示したものとは異なり、SiC 層被覆粒子を平行平板で圧縮したときに見られるものと類似している⁽¹³⁾。Fig. 13 (b) に示すように、クラックに沿って、被覆層の一部が欠落している SiC 層被覆粒子も見られた。クラックが見られる SiC 層被覆粒子をヨウ化メチレン浸-X 線ラジオグラフィにより検査したところ、Fig. 13 (c) に示すように、被覆層は貫通破損していること、及び燃料核に異状は認められないことが明らかになった。

燃料核の炭化を伴わない SiC 層の破損は、SiC 層の被覆後に生じたものと考えられる。SiC 層の被覆前及び被覆中に破損が生じたとすると、3.1.4 節で議論したように、UO₂燃料核は部分的に炭化しているはずだからである。したがって、燃料核の炭化を伴わない SiC 層の破損は、SiC 層被覆粒子の取り出し・装荷（プロセス 3-5、4-1）、または SiC 層被覆粒子流動中（プロセス 3-4、4-2）の強い機械的衝撃により生じたと考えられる。

どの被覆工程においても、被覆粒子の取り出し・装荷または被覆粒子流動中の強い機械的衝撃により、被覆層の破損は生じると考えられるが、被覆層の破損は、SiC 層被覆工程後に最も高い割合で見つけられた。このことは、SiC 層被覆粒子の破壊荷重が、IPyC 層被覆粒子及びTRISO 被覆粒子の破壊荷重よりも小さいこと⁽¹⁴⁾により説明できるであろう。

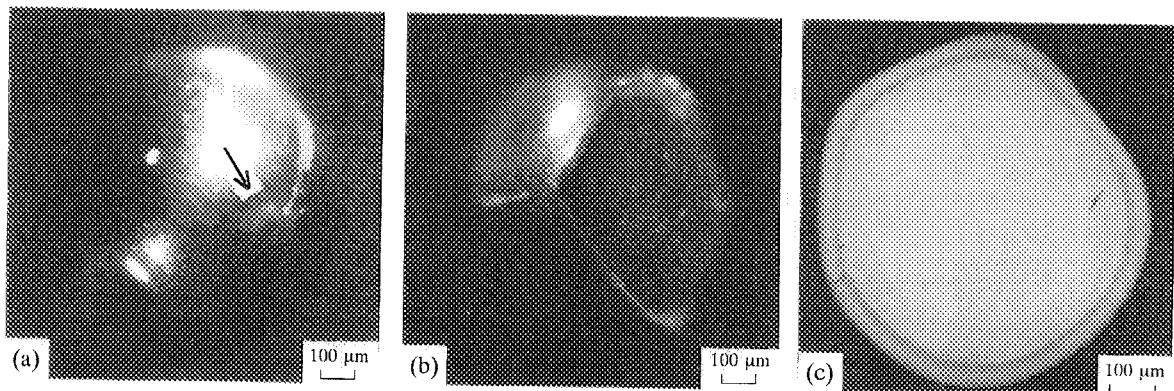


Fig. 13 SiC-defective particles with nonreacted kernels⁽³⁾; (a) stereomicrograph of SiC-coated particle, (b) stereomicrograph of SiC-coated particle with part of coating layers peeled off, and (c) methylene iodide infusion / X-ray micrograph of SiC-coated particle.

3.1.6 化学反応の痕跡がある被覆層破片及び裸の燃料核

化学反応の痕跡がある被覆層破片及び裸の燃料核（破損タイプ⑤）は、SiC 層被覆工程後に見つかった。Fig. 14⁽³⁾に、それらの代表例を示す。被覆層破片には、破面は認められなかった。また、裸の燃料核の中には、光り輝いているものや、直径が小さくなっているものなどが見られた。

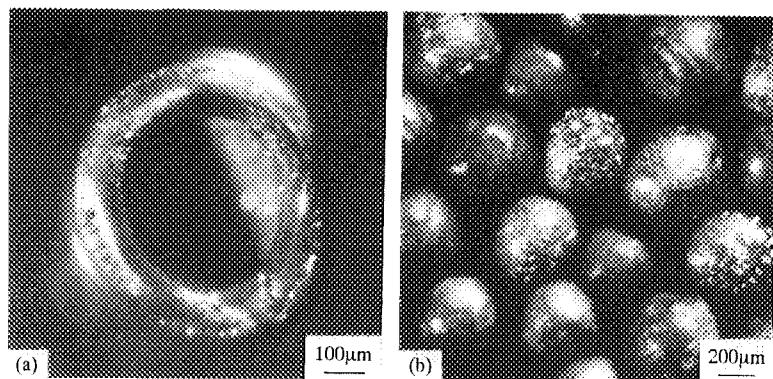


Fig. 14 Stereomicrographs of (a) a fragment of the coating layers and (b) bare kernels with traces of chemical reactions found after the SiC-coating process⁽³⁾.

これらは、IPyC層被覆粒子の装荷（プロセス3-1）または粒子流動中（プロセス3-2、3-3）の強い機械的衝撃により、被覆燃料粒子が被覆層と燃料核に別れ、SiC層の蒸着中に化学反応が生じたものと考えられる。

3.1.7 化学反応の痕跡がない被覆層破片及び裸の燃料核

化学反応の痕跡がない被覆層破片及び裸の燃料核（破損タイプ⑥）は、SiC層被覆工程後に見つかった。Fig. 15⁽³⁾に、それらの代表例を示す。Fig. 15(a)に示した被覆層の破片は、バッファー層/IPyC層/SiC層から成っているものであるが、バッファー層だけのもの及びIPyC層/SiC層から成っているものも見られた。被覆層破片及び燃料核には、Fig. 14に示したような、化学反応の痕跡は認められなかった。

これらは、化学反応の痕跡がないことから、SiC層の蒸着終了後のSiC層被覆粒子の流動中（プロセス3-4）またはSiC層被覆粒子の取り出し時（プロセス3-5）の強い機械的衝撃により生じたと考えられる。

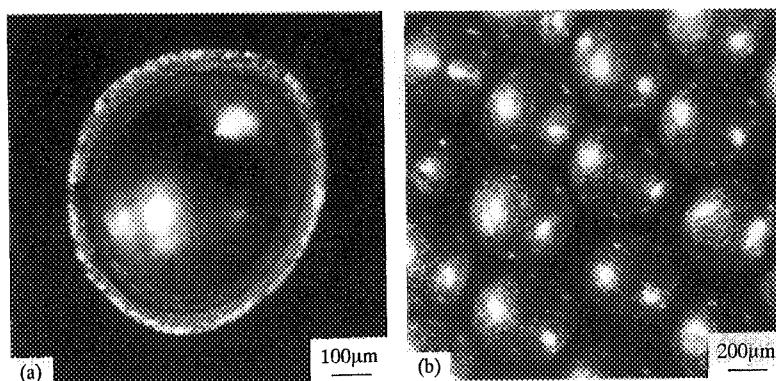


Fig. 15 Stereomicrographs of (a) a fragment of the coating layers and (b) bare kernels without traces of chemical reactions found after the SiC-coating process⁽³⁾.

3.2 燃料コンパクト製造工程における被覆層破損

3.2.1 燃料コンパクト断面の観察

燃料コンパクトにおけるSiC層破損率は、成型前の粒子段階におけるSiC層破損率よりも大きいことが常であり、燃料コンパクト製造工程において被覆層破損が発生していると考えられる。燃料コンパクト製造工程における被覆層の破損機構を解明するためには、燃料コンパクト中の被覆層破損粒子をそのままの状態で取り出し、観察することが重要であるが、実際上、そのようなことは不可能である。そこで、種々の条件で燃料コンパクトの製造実験を行うとともに、燃料コンパクトを縦方向または横方向に切断・研磨し、それらの断面の被覆

燃料粒子の状態を観察した。

Fig. 16⁽¹⁾に、従来法で製造した燃料コンパクトの縦断面の一部を示す。被覆燃料粒子の数が少なく、疎らに見えるが、切断・研磨中にいくつかのものは欠落し、そこには樹脂を詰めたためである。温間プレス成型の前に、被覆燃料粒子をオーバーコートしたにもかかわらず、被覆燃料粒子どうしが直接接触している様子が見られた。とくに、燃料コンパクト外周部においては、被覆燃料粒子が縦方向に一列に連なっている状態が見られた。このことは、従来法では、オーバーコートの役割が、期待通りには機能していないことを示しているといえる。なお、この被覆燃料粒子どうしの直接接触は、プレス成型方向（縦方向）に多く見られるのが特徴である。Fig. 17⁽¹⁾に示す燃料コンパクトの横断面には、被覆燃料粒子どうしの直接接触はほとんど認められなかった。

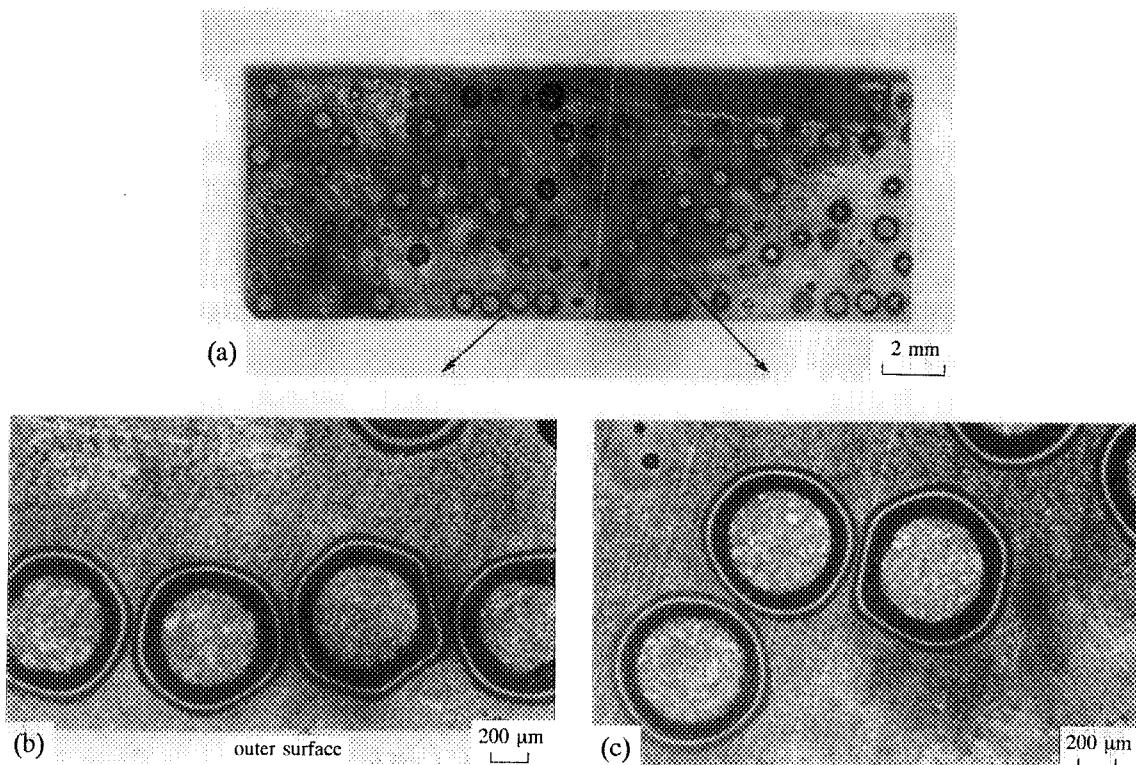
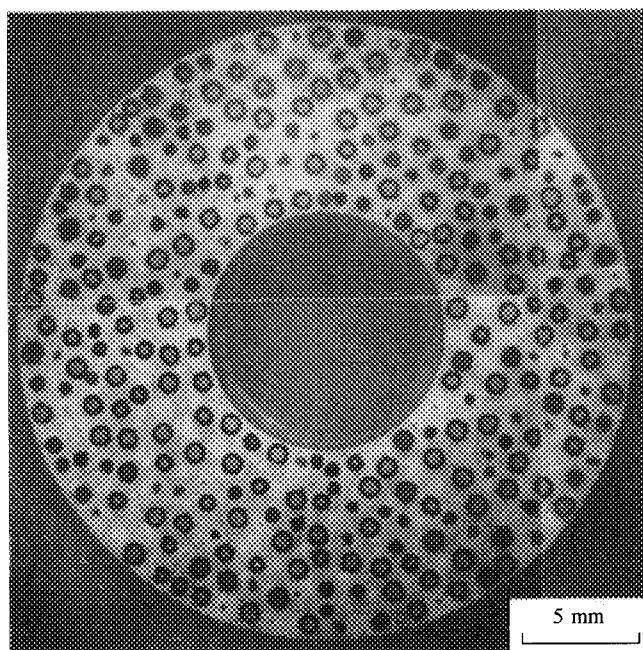
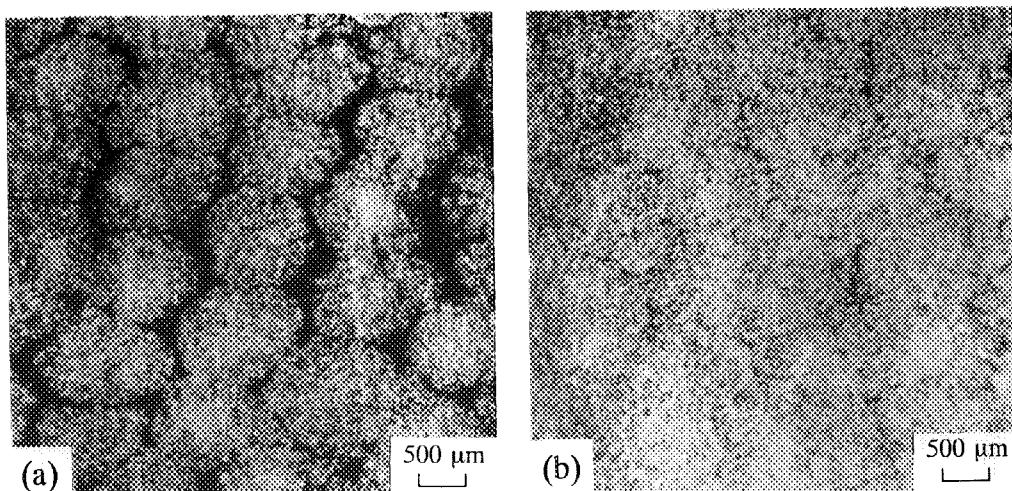


Fig. 16 Vertical cross section of fuel compact⁽¹⁾.

Fig. 17 Horizontal cross section of fuel compact⁽¹⁾.

3.2.2 被覆燃料粒子どうしの直接接触

燃料コンパクト断面の観察では、被覆燃料粒子どうしの直接接触が、被覆層破損の原因である、との直接的な証拠は得られなかった。しかし、オーバーコートの保護効果が期待できない被覆燃料粒子どうしの直接接触は、被覆層破損の原因になり得ると考えられる。すべての被覆燃料粒子どうしの直接接触が被覆層破損につながるわけではないにしろ、プレス成型または熱処理工程において、被覆層破損を生じる原因になるものと考えられる。熱処理工程においては、黒鉛マトリックスは収縮し、被覆層に応力を発生させる。

Fig. 18 External view of fuel compacts⁽¹⁾; (a) fabricated at low pressing temperature and (b) fabricated at high pressing temperature.

燃料コンパクト中の被覆燃料粒子どうしの直接接触は、プレス成型時の温度が高すぎるために、オーバーコートの軟化が進みすぎ、被覆燃料粒子から外れてしまうことが原因であろう。プレス成型時の温度を下げれば、オーバーコートの変形は少なくなり、被覆燃料粒子どうしの直接接触は回避できる。しかし、Fig. 18⁽¹⁾に燃料コンパクトの外表面の状態を示すように、オーバーコートの変形が少なくなると、オーバーコートした粒子間に隙間が生じてしまう。また、プレス成型時の温度を下げるると、従来法によるプレス速度では、最大成型圧力は増加し、被覆層にかかる応力は増加すると考えられる。

4. 高度技術の開発と燃料品質の向上

4.1 TRISO 被覆燃料粒子の製造技術と品質

TRISO 被覆工程における被覆層破損は、被覆装置内の粒子流動中、ならびに被覆装置からの粒子の取り出し及び装荷時の強い機械的衝撃が原因となっていると考えられた。また、SiC 層被覆中の激しい粒子流動は、SiC 層の層状欠陥の発生の原因であると推定された。

そこで、(a) 粒子流動中の破損の発生及び SiC 層の層状欠陥の発生を防ぐために、粒子の流動状態を適切に制御する技術、ならびに (b) 粒子の取り出し及び装荷時の破損発生を防ぐために、粒子の取り出し・装荷を各被覆工程ごとに繰り返さない、連続被覆法⁽⁵⁾の技術を開発した。

Fig. 19⁽¹⁾ に、TRISO 被覆工程の高度技術の開発の進展と TRISO 被覆燃料粒子の SiC 層破損率との関係を示す。高度技術の開発の各段階において、代表例として 2 または 3 製造バッチの SiC 層破損率の測定値と母集団の推定値とを表示した。測定対象とした粒子数は、各バッチにより異なるが、12,500～270,000 粒である。ステップ P-0 は、従来法を示す。

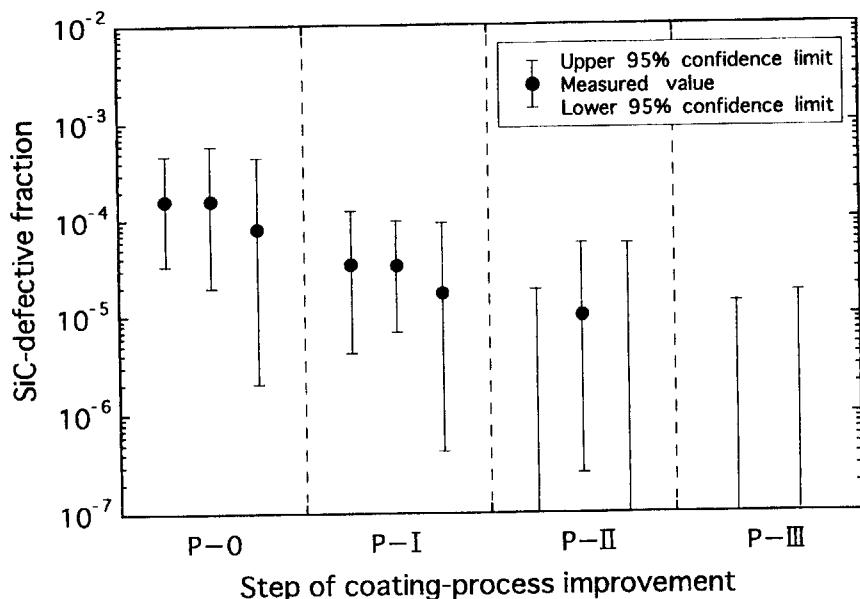


Fig. 19 Improvements in quality of TRISO-coated fuel particles⁽¹⁾.

ステップ P-I では、被覆装置内の粒子流動中の被覆層破損の発生及び SiC 層の層状欠陥の発生を防止するために、粒子の流動状態を適切にした。粒子に強い機械的衝撃が加わらない、安定した粒子流動状態が必要である。粒子の流動状態は、温度、ガス組成及び流量、粒子直径及び密度、粒子装荷量、反応管の寸法及び形状、ガス導入ノズルの寸法及び形状、な

どに依存する。実際の被覆装置では、粒子の流動状態は上部からしか観察できず、熱分解炭素の被覆中は煤により粒子の流動状態は観察できない。そこで、アルキメデス数 (Ar) やベラネーク数 (Be) などの無次元数を用いて、被覆層蒸着時の粒子流動状態を模擬した実験^{(15),(16)}を行ない、効率的に実験データを取得した。

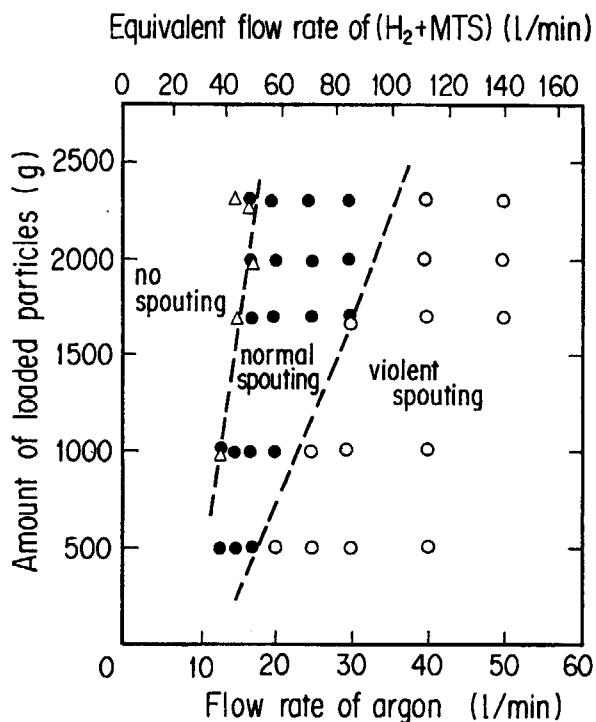


Fig. 20 Observed modes of particle fluidization as a function of the amount of loaded particles (g) and the gas flow rate in a simulation of SiC deposition⁽²⁾.

Fig. 20⁽²⁾に、粒子流動状態の模擬実験の結果の一例を示す。SiC層の被覆時間と粒子の流動状態に大きく依存することが明らかになった。激しい流動状態の実験Aでは、SiC層に層状欠陥をもつ粒子の割合は大きく、穏やかな噴流である実験C、D、E、及びFでは、SiC層の層状欠陥はほとんど認められなかった。これらの実験結果から、SiC層に層状欠陥をもつ粒子の割合(F)は、ひとつの粒子が単位時間に層状欠陥をもつ確率(p)と被覆時間(t)から、つぎの式で表せることが明らかになった。

$$F = 1 - (1-p)^t$$

このことは、3.1.3 節で考察した SiC 層の層状欠陥の生成機構を支持するものである。

このように、粒子の流動状態の適切な制御により、SiC 層の層状欠陥の発生はほとんどなくなり、また、被覆層破損の発生も少なくなった。

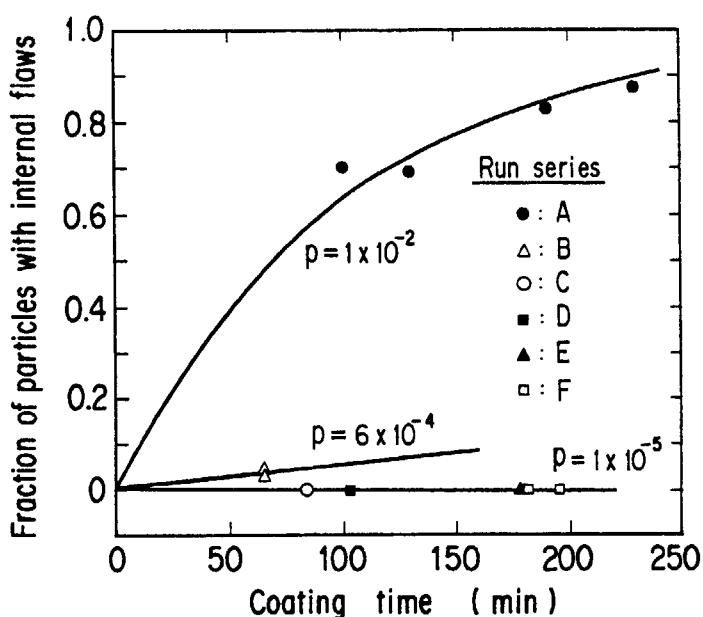


Fig. 21 Fraction of particles with internal flaws as a function of coating time and three modes of particle fluidization ⁽²⁾.

ステップ P-II 及びステップ P-III では、被覆装置からの被覆粒子の取り出し及び装荷時の強い機械的衝撃が原因となる被覆層破損に対処するために、TRISO 被覆工程自体を改良し、各被覆工程ごとの被覆粒子の取り出し及び装荷を行わない、連続被覆法の技術を開発した。連続被覆法は、被覆装置に燃料核を装荷した後、原料ガス及び温度を適切に変えながら、バッファー層、IPyC 層、SiC 層、及び OPyC 層を順次被覆し、4 つの層の被覆が完了した時点で、TRISO 被覆燃料粒子の取り出しを行うプロセスである。

ステップ P-II では、連続被覆法の開発の途中段階であり、4 つの層の被覆を連続的に行うのではなく、プロセスを半分に分けて、2 つずつの層の被覆を連続的に行った。ステップ P-III では、連続被覆法を完成させた。連続被覆法は、破壊強度の小さい SiC 層被覆後の粒子の取り出しを行わずに済むため、SiC 層破損率の低減に非常に効果的である。

これらの TRISO 被覆工程における高度技術の開発により、TRISO 被覆粒子段階での SiC 層破損率は、大幅に低減された。Fig. 19において、測定値が示されていないケースがステップ P-II 及び P-III に 2 バッチずつあるが、それらは、200,000 及び 67,000 粒、ならびに 270,000 及び 215,000 粒の検査対象粒子中に SiC 層破損粒子がなかったことを示している。

4.2 燃料コンパクトの製造技術と品質

燃料コンパクト製造工程における被覆層破損については、被覆燃料粒子どうしの直接接触が被覆層破損の原因であるとは断定できなかったが、オーバーコートの保護効果が期待できない被覆燃料粒子どうしの直接接触は、被覆層破損の原因になり得ると考えられた。しかし、単純にプレス成型温度を下げて直接接触を避けたのでは、オーバーコートした粒子間に隙間が生じてしまうこと、及び被覆層にかかる応力が増加することが挙げられた。そこで、燃料コンパクト製造実験を通して、被覆燃料粒子どうしの直接接触及びオーバーコートした粒子間の隙間がなく、SiC 層破損率が小さくなるように、プレス成型時の温度及び速度などの成型条件を最適化した。従来法に比べ、温度は低くし、速度は遅くした。

Fig. 22⁽¹⁾ に、燃料製造の高度技術の開発の進展と燃料コンパクトの SiC 層破損率との関係を示す。高度技術の開発の各段階において、代表例として 2 または 3 製造ロットの SiC 層破損率の測定値と母集団の推定値とを表示した。測定対象とした燃料コンパクト数は、各ロットにより異なるが、5~14 個である。また、Fig. 22 では、燃料コンパクトの品質を理解しやすくするために、SiC 層破損率と燃料コンパクトに含まれる SiC 層破損粒子数 (N) との関係も示した。燃料コンパクトには約 13,500 粒子が含まれているので、例えば、1 粒子が破損している場合の破損率は、 7.4×10^{-5} である。

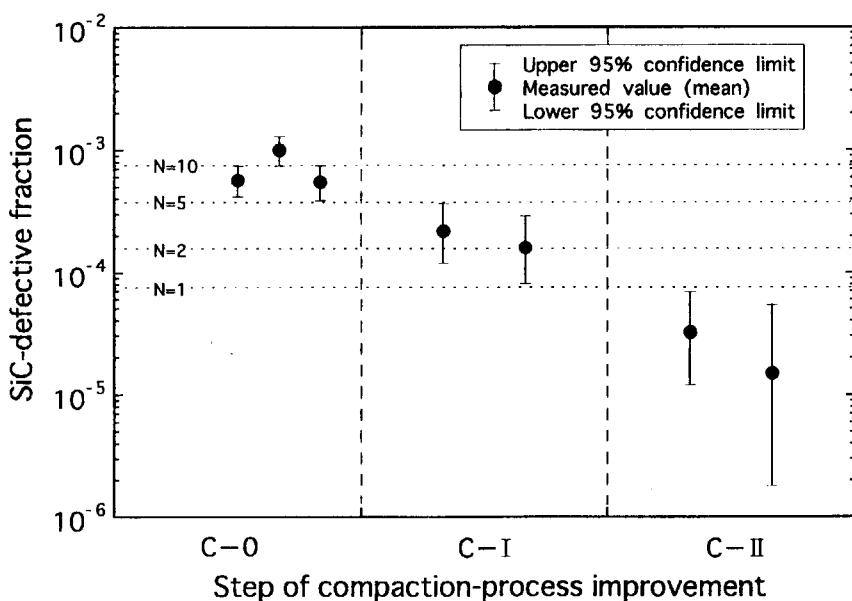


Fig. 22 Improvements in quality of fuel compacts⁽¹⁾.

ステップ C-0 は、従来法で製造された被覆燃料粒子を用いて、従来法で燃料コンパクトを製造した場合である。燃料コンパクト 1 個あたり、約 10 粒の SiC 層破損粒子が含まれていた。

ステップ C-I は、高度技術（ステップ P-III）により製造された被覆燃料粒子を用いて、従

来法で燃料コンパクトを製造した場合である。燃料コンパクト1個あたりに含まれるSiC層破損粒子は、約3粒に減少した。SiC層の層状欠陥がなくなったことにより、プレス成型時における粒子の機械的健全性が向上したものと考えられる。

ステップC-IIは、高度技術により製造された被覆燃料粒子を用いて、高度技術により燃料コンパクトを製造した場合である。燃料コンパクト1個あたりに含まれるSiC層破損粒子は、1粒以下になり、品質は飛躍的に向上した。

5. まとめ

高温ガス炉の安全性の確保・向上を目指して、被覆層破損率が極めて低い、高品質の燃料を製造する技術を確立するために、本研究を開始した。被覆層が破損した粒子を粒子集団から見つけ出し、それらを詳細に観察することにより、被覆層の破損発生機構を解明した。破損の発生機構は1つではなく、1つの製造工程においても複数の原因があることを初めて明らかにした。それらの原因を取り除くために、主に、以下の技術開発を行った。

- (1) 被覆工程における被覆装置内での粒子流動中の破損の発生及びSiC層の層状欠陥の発生を防ぐために、粒子の流動状態を適切に制御する技術。
- (2) 被覆工程における被覆装置からの粒子の取り出し・装荷時の破損発生を防ぐために、粒子の取り出し・装荷を各被覆層ごとに繰り返さない、連続被覆法の技術。
- (3) 燃料コンパクト製造工程における破損発生を防ぐために、成型条件を最適化する技術。

これらの技術を開発し、確立することにより、燃料コンパクト1個あたりに含まれる被覆層が破損した粒子は平均1個以下のレベルになり、被覆層破損率を大幅に低減させることに成功した。

謝 辞

本研究を実施するにあたり、旧燃料研究部の星三千男前部長及び半田宗男元部長には、数々の御助言、御激励をいただきました。実際の燃料製造試験等については、原子燃料工業株式会社の皆様の御協力をいただきました。これらの方々に、深く感謝いたします。

参考文献

- (1) Minato, K., Kikuchi, H., Tobita, T., Fukuda, K., Kaneko, M., Suzuki, N., Yoshimuta, S., Tomimoto, H. : Improvements in Quality of As-manufactured Fuels for High-Temperature Gas-Cooled Reactors, *J. Nucl. Sci. Technol.*, **34**, 325 (1997).
- (2) Minato, K., Kikuchi, H., Fukuda, K., Suzuki, N., Tomimoto, H., Kitamura, N., Kaneko, M. : Internal Flaws in the Silicon Carbide Coating of Fuel Particles for High-Temperature Gas-Cooled Reactors, *Nucl. Technol.*, **106**, 342 (1994).
- (3) Minato, K., Kikuchi, H., Fukuda, K., Suzuki, N., Tomimoto, H., Kitamura, N., Kaneko, M. : Failure Mechanisms of Fuel Particle Coating for High Temperature Gas-Cooled Reactors during the Coating Processes, *Nucl. Technol.*, **111**, 260 (1995).
- (4) Heit, W., Huschka, H., Rind, W., Kaiser, G. : Status of Qualification of High-Temperature Reactor Fuel Element Spheres, *Nucl. Technol.*, **69**, 44 (1985).
- (5) Mehner, A. -W., Heit, W., Roellig, K., Ragoss, H., Mueller, H. : Spherical Fuel Elements for Advanced HTR Manufacture and Qualification by Irradiation Testing, *J. Nucl. Mater.*, **171**, 9 (1990).
- (6) Goodin, D. T. : MHTGR Fuel Performance and Supporting Data Base, *Energy*, **16**, 187 (1991).
- (7) Yoshimuta, S., Suzuki, N., Kaneko, M., Fukuda, K. : Production Process and Quality Control System for the HTTR Fuel, *Proc. IAEA Specialists Meeting on Behaviour of Gas Cooled Reactor Fuel under Accident Conditions, Oak Ridge, USA, 1990*, p. 37 (1991).
- (8) 渕 和生、菊地啓修、福田幸朔 : ヨウ化メチレンを用いた高温ガス炉用被覆燃料粒子の破損および欠陥の検出、JAERI-M 87-024 (1987).
- (9) HTGR Fuel Technology Program : Semiannual Report for the Period Ending September 30, 1982, GA-A-16919 (1982).
- (10) HTGR Technology Program : Semiannual Report for the Period Ending March 31, 1984, GA-A-17612 (1984).
- (11) Lessing, P. A., Heaps, R. J. : Strength of Silicon Carbide layers of Fuel Particles for High-Temperature Gas-Cooled Reactors, *Nucl. Technol.*, **108**, 207 (1994).
- (12) 渕 和生、小林紀昭、菊地啓修、福田幸朔 : 被覆燃料粒子の製造過程における破損機構、JAERI-M 86-083 (1986).
- (13) Briggs, A., Davidge, R. W., Padgett, C., Quickenden, S. : Crushing Behaviour of High Temperature Reactor Coated Fuel Particles, *J. Nucl. Mater.*, **61**, 233 (1976).
- (14) Lackey, W. J., Stinton, D. P., Davis, L. E., Beatty, R. L. : Crushing Strength of High-

- Temperature Gas-Cooled Reactor Fuel Particles, *Nucl. Technol.*, 31, 191 (1976).
- (15) Minato, K., Fukuda, K. : SiC Coating of Small Particles in a Fluidized Bed Reactor,
Adv. Mater. Manufac. Processes, 3, 617 (1988).
- (16) Wallroth, C. -F. : Modelluntersuchungen an konischen Fliessbetten, Juel-669-RW
(1970).

This is a blank page.

国際単位系(SI)と換算表

表1 SI基本単位および補助単位

量	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質量	モル	mol
光强度	カンデラ	cd
平面角	ラジアン	rad
立体角	ステラジアン	sr

表3 固有の名称をもつSI組立単位

量	名称	記号	他のSI単位による表現
周波数	ヘルツ	Hz	s ⁻¹
力	ニュートン	N	m·kg/s ²
圧力、応力	パスカル	Pa	N/m ²
エネルギー、仕事、熱量	ジュール	J	N·m
工率、放射束	ワット	W	J/s
電気量、電荷	クーロン	C	A·s
電位、電圧、起電力	ボルト	V	W/A
静電容量	ファラード	F	C/V
電気抵抗	オーム	Ω	V/A
コンダクタンス	ジemens	S	A/V
磁束	ウェーバ	Wb	V·s
磁束密度	テスラ	T	Wb/m ²
インダクタンス	ヘンリー	H	Wb/A
セルシウス温度	セルシウス度	°C	
光強度	ルーメン	lm	cd·sr
放熱能	ルクス	lx	lm/m ²
吸収線量	ベクレル	Bq	s ⁻¹
線量当量	グレイ	Gy	J/kg
	シーベルト	Sv	J/kg

表2 SIと併用される単位

名称	記号
分、時、日	min, h, d
度、分、秒	°, ', "
リットル	l, L
トントン	t
電子ボルト	eV
原子質量単位	u

$$1 \text{ eV} = 1.60218 \times 10^{-19} \text{ J}$$

$$1 \text{ u} = 1.66054 \times 10^{-27} \text{ kg}$$

表5 SI接頭語

倍数	接頭語	記号
10 ¹⁸	エクサ	E
10 ¹⁵	ペタ	P
10 ¹²	テラ	T
10 ⁹	ギガ	G
10 ⁶	メガ	M
10 ³	キロ	k
10 ²	ヘクト	h
10 ¹	デカ	da
10 ⁻¹	デシ	d
10 ⁻²	センチ	c
10 ⁻³	ミリ	m
10 ⁻⁶	マイクロ	μ
10 ⁻⁹	ナノ	n
10 ⁻¹²	ピコ	p
10 ⁻¹⁵	フェムト	f
10 ⁻¹⁸	アト	a

(注)

- 表1～5は「国際単位系」第5版、国際度量衡局1985年刊行による。ただし、1eVおよび1uの値はCODATAの1986年推奨値によった。
- 表4には海里、ノット、アール、ヘクトールも含まれているが日常の単位なのでここでは省略した。
- barは、JISでは流体の圧力を表わす場合に限り表2のカテゴリーに分類されている。
- EC閣僚理事会指令ではbar、barnおよび「血圧の単位」mmHgを表2のカテゴリーに入れている。

換算表

力	N(=10 ⁵ dyn)	kgf	lbf
	1	0.101972	0.224809
9.80665		1	2.20462
4.44822		0.453592	1

$$\text{粘度 } 1 \text{ Pa}\cdot\text{s} (\text{N}\cdot\text{s}/\text{m}^2) = 10 \text{ P(ポアズ)} (\text{g}/(\text{cm}\cdot\text{s}))$$

$$\text{動粘度 } 1 \text{ m}^2/\text{s} = 10^4 \text{ St(ストークス)} (\text{cm}^2/\text{s})$$

圧力	MPa(=10 bar)	kgf/cm ²	atm	mmHg(Torr)	lbf/in ² (psi)
力	1	10.1972	9.86923	7.50062 × 10 ³	145.038
	0.0980665	1	0.967841	735.559	14.2233
	0.101325	1.03323	1	760	14.6959
	1.33322 × 10 ⁻⁴	1.35951 × 10 ⁻³	1.31579 × 10 ⁻³	1	1.93368 × 10 ⁻²
	6.89476 × 10 ⁻³	7.03070 × 10 ⁻²	6.80460 × 10 ⁻²	51.7149	1

エネルギー・仕事・熱量	J(=10 ⁷ erg)	kgf·m	kW·h	cal(計量法)	Btu	ft · lbf	eV	1 cal = 4.18605 J(計量法)
	1	0.101972	2.77778 × 10 ⁻⁷	0.238889	9.47813 × 10 ⁻⁴	0.737562	6.24150 × 10 ¹⁸	= 4.184 J(熱化学)
	9.80665	1	2.72407 × 10 ⁻⁶	2.34270	9.29487 × 10 ⁻³	7.23301	6.12082 × 10 ¹⁹	= 4.1855 J(15 °C)
	3.6 × 10 ⁶	3.67098 × 10 ⁵	1	8.59999 × 10 ⁵	3412.13	2.65522 × 10 ⁶	2.24694 × 10 ²⁵	= 4.1868 J(国際蒸気表)
	4.18605	0.426858	1.16279 × 10 ⁻⁶	1	3.96759 × 10 ⁻³	3.08747	2.61272 × 10 ¹⁹	仕事率 1 PS(仏馬力)
	1055.06	107.586	2.93072 × 10 ⁻⁴	252.042	1	778.172	6.58515 × 10 ²¹	= 75 kgf·m/s
	1.35582	0.138255	3.76616 × 10 ⁻⁷	0.323890	1.28506 × 10 ⁻³	1	8.46233 × 10 ¹⁸	= 735.499 W
	1.60218 × 10 ⁻¹⁹	1.63377 × 10 ⁻²⁰	4.45050 × 10 ⁻²⁶	3.82743 × 10 ⁻²⁰	1.51857 × 10 ⁻¹⁹	1.18171 × 10 ⁻¹⁹	1	

放射能	Bq	Ci
	1	2.70270 × 10 ⁻¹¹
	3.7 × 10 ¹⁰	1

吸収線量	Gy	rad
	1	100
	0.01	1

照射線量	C/kg	R
	1	3876
	2.58 × 10 ⁻⁴	1

線量当量	Sv	rem
	1	100
	0.01	1

(86年12月26日現在)

高温ガス炉燃料製造の高度技術の開発 ——被覆層破損率の低減化——