

4. 燃料集合体の強度計算

4.1 燃料集合体の設計基準

燃料集合体は、輸送時及び取扱い時並びに運転時に次の基準を満たすように設計し、その構成部品の健全性を確保している。

- ・燃料輸送及び取扱い時の6Gの設計荷重に対して、著しい変形を生じないこと。
- ・通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時において生じる荷重に対する応力は、原則として ASME SEC. IIIに基づいて評価されること。

強度評価の対象となる燃料集合体の構成部品、荷重及び評価基準を表4-1及び表4-2に示す。

なお、これらの基準は、原子力規制委員会規則「実用発電用原子炉及びその附属施設の位置、構造及び設備の基準に関する規則（平成25年6月28日原子力規制委員会規則第5号）」、「実用発電用原子炉及びその附属施設の技術基準に関する規則（平成25年6月28日原子力規制委員会規則第6号）」、原子炉安全専門審査会内規「加圧水型原子炉に用いられる17行17列型の燃料集合体について（昭和51年2月16日）」に記載されている考え方に基づいている。

表4-1 輸送及び取扱い時の燃料集合体の評価項目
(軸方向荷重に対する評価、設計荷重=6G)

構成部品	考慮点	材 料	応 力 ^(注1)	許 容 値 ^(注1)
上部ノズル、 下部ノズル	上部ノズル及び下部ノズルの強度評価を行う。	ステンレス鋼 鋳鋼	—	ノズルの機能を阻害しない限界変形量
上部ノズル—制御棒案内シンプル結合部	荷重分布を考慮し、結合部（溶接及びスリーブ）の強度評価を行う。	ジルカロイ-4	—	結合部の強度試験に基づく弾性限界荷重
上部及び中間部支持格子—制御棒案内シンプル結合部 下部支持格子—制御棒案内シンプル結合部	荷重分布を考慮し、接合部及び結合部の強度評価を行う。	ジルカロイ-4	—	接合部及び結合部の強度試験に基づく弾性限界荷重
制御棒案内シンプル	荷重分布を考慮し、応力評価を行う。	ジルカロイ-4	P_m	S_m

表4-2 通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時における燃料集合体の評価項目

構成部品	考慮点	材 料	応 力 ^(注1)	許 容 値 ^(注1)
上部ノズル、 下部ノズル	スクラム時の衝撃力	ステンレス鋼 鋳鋼	—	強度試験に基づく弾性限界荷重
制御棒案内シンプル	スクラム時の衝撃力	ジルカロイ-4	—	弾性限界荷重
	運転時荷重		P_m ^(注2)	S_m
上部ノズル押えばね	機械設計流量時	718合金	—	燃料集合体の浮き上がり防止のための必要ばね力
	ポンプオーバー スピード時			上部ノズル押えばねの塑性変形が進行しないたわみ量

(注1) 応力は以下に示す ASME Sec. III の炉心支持構造物の分類に従った。

P_m : 1次応力 (一般膜応力)

S_m : 設計応力強さ (ASME に従う。ただし、ジルカロイ-4 については、0.2%耐力の 2/3 あるいは引張強さの 1/3 のいずれか小さい方)

(注2) ASME Sec. III では 2次応力まで考慮している。しかし、燃料集合体では以下の理由により考慮していない。

- ・ 支持格子と燃料棒がすべることにより、燃料棒と制御棒案内シンプルの熱膨張差、照射成長差を吸収し、しかも燃料棒拘束力は照射により緩和していくこと。
- ・ 制御棒案内シンプルはジルカロイ-4 材であり、一般原子炉機器で採用されているステンレス鋼に比べクリープしやすく応力緩和すること。

4.2 燃料集合体強度評価方法

4.1項で述べた設計基準に従って強度評価を行う。以下にこれら評価方法の概要を述べる。
また図4-1に燃料集合体強度評価流れ図を示す。

燃料集合体の強度評価においては、燃料輸送及び取扱い中に加わる6Gの設計荷重及び通常運転時並びに運転時の異常な過渡変化時において加わる荷重に対して、各構成要素が著しい変形を生じないための強度を有しており、その機能を保持していることを確認する。

燃料集合体の構成部品であるジルカロイ-4及びステンレス鋼は高速中性子照射により強度は増加する。（資料3の5.2.2項、7.2項参照）また、718合金は高速中性子照射により耐力は増加し、引張強さはわずかに変化する。（資料3の6.2項参照）これらより燃料集合体の健全性評価は、安全側に未照射材の強度を用いる。

4.2.1 燃料輸送及び取扱い時における評価方法

燃料輸送時に急停止あるいは急加速により、上部ノズルあるいは下部ノズルを圧縮する方向に荷重が加わるが、荷重の大きさは輸送容器に装備されたショック指示計にて監視し、6Gの設計荷重内にあることを確認している。

一方、燃料取扱い時、取扱いクレーンによる荷重はクレーンが燃料集合体を吊り上げたときに上部ノズルに引張荷重が加わり、着底したときに下部ノズルに圧縮荷重が加わるが、荷重の大きさは使用されるクレーンの特性で決まり、3～4G以下である。

以上を考慮して、設計荷重は6Gを設定し評価している。ただし、6G以上の荷重があった場合には再評価を行う。

(1) 上部ノズル及び下部ノズルの強度評価

燃料輸送時及び燃料取扱い時に上部ノズル及び下部ノズルに加わる荷重による変形量を評価する。

(2) 上部ノズル－制御棒案内シンプル結合部強度評価

上部ノズル－制御棒案内シンプル結合部及び制御棒案内シンプル上部スリーブに加わる荷重を評価する。

(3) 上部及び中間部支持格子－制御棒案内シンプル接合部強度評価、下部支持格子－制御棒案内シンプル結合部強度評価

燃料棒と制御棒案内シンプルとの荷重分担を考慮し、上部及び中間部支持格子－制御棒案内シンプル接合部、下部支持格子－制御棒案内シンプル結合部の荷重を評価する。

(4) 制御棒案内シンプル応力評価

上記と同様に燃料棒と制御棒案内シンプルとの荷重分担を考慮し、制御棒案内シンプルの応力を評価する。

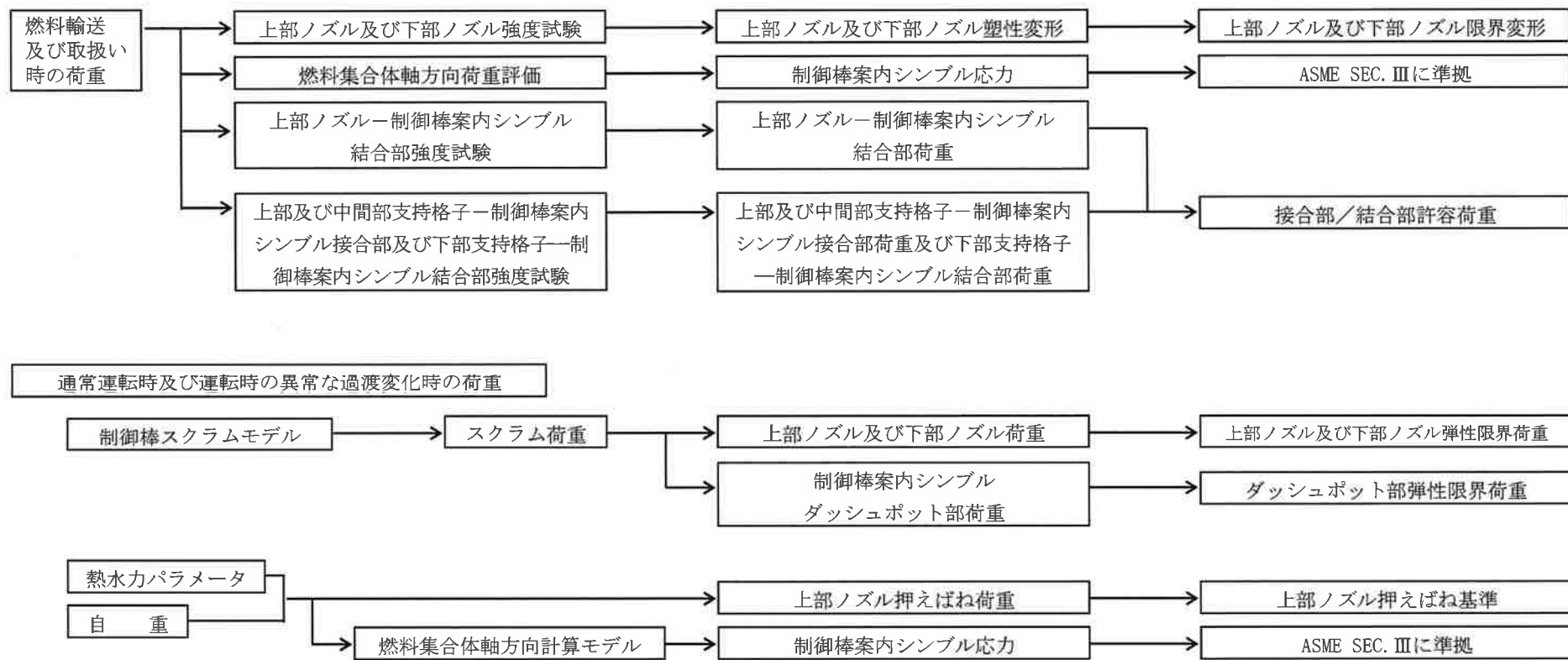


図 4-1 燃料集合体強度評価流れ図

4.2.2 通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時における評価方法

(1) 通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時における強度評価

通常運転時においては、水力的揚力（L）、浮力（B）、ホールドダウン力（F）、自重（W）を考慮して強度評価を行う。図4-2に通常運転時に作用する荷重を示す。また、運転時の異常な過渡変化時においては、スクラムによる荷重を考慮して強度評価を行う。

また、通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時において、これらの荷重が合成された結果として制御棒案内シンプルには引張応力が生じるが、これは照射初期で最大となる。スクラム時には圧縮荷重が加わるので引張応力は相殺される。したがって、制御棒案内シンプル応力評価の際にはスクラム荷重を考慮しないが、スクラム時に制御棒案内シンプルダッシュポット部^(注1)（以下、「ダッシュポット部」と称する。）に加わる衝撃力を求め、ダッシュポット部の強度を検討する。

スクラム時の荷重としては、

- a. ダッシュポット部に制御棒クラスタ^(注2)が挿入され、落下速度が急激に減速する際の衝撃力（SF）
- b. 上部ノズルに制御棒クラスタが着底する際の衝撃力（SC）が挙げられる。a. はダッシュポット部よりも下部に対して、b. は上部ノズルより下部に対して荷重が作用する。また、これら2つの荷重は同時に発生しない。

したがって、上部ノズルに対してはb. を、ダッシュポット部及び下部ノズルに対してはa. 又はb. の大きい方を考慮して評価を行う。図4-3に運転時の異常な過渡変化時に作用する荷重を示す。

なお、燃料寿命中にスクラムが□回と設定しても累積疲労損傷係数は、上部ノズル、下部ノズル及び制御棒案内シンプルで□%程度であり、疲労に与える影響は小さい。

(2) 上部ノズル押えばねの機能評価

上部ノズル押えばねに要求される機能は次のとおりである。

- a. 機械設計流量に対して、燃料集合体の浮き上がりを防止する。
- b. 運転時の異常な過渡変化時の事象であるポンプオーバースピード^(注3)条件で、上部ノズル押えばねの塑性変形は進行しない。

(注1) 制御棒案内シンプルの下部の径を細くすることによって内部に保有する1次冷却材の抵抗により、制御棒クラスタ落下による燃料集合体への衝撃を減少させる部分

(注2) 1つの制御棒スパイダ及び24本の制御棒から構成された構造物

(注3) 運転中の異常な過渡変化として急激な負荷急減が発生した場合、タービン及び発電機の回転数が増加し、それに伴い1次冷却材ポンプの回転数が増加することにより、1次冷却材流量が増加する現象

通常運転時の燃料集合体の評価は、最も条件が厳しい燃料寿命初期において行い、浮き上がり方向の荷重としては、水力的揚力及び浮力を、それと反対方向の荷重としては、燃料集合体自重及びばね力を考慮する。

運転時の異常な過渡変化時の事象であるポンプオーバースピード条件下では、 の流量に対し、上部ノズル押えばねの健全性を評価する。

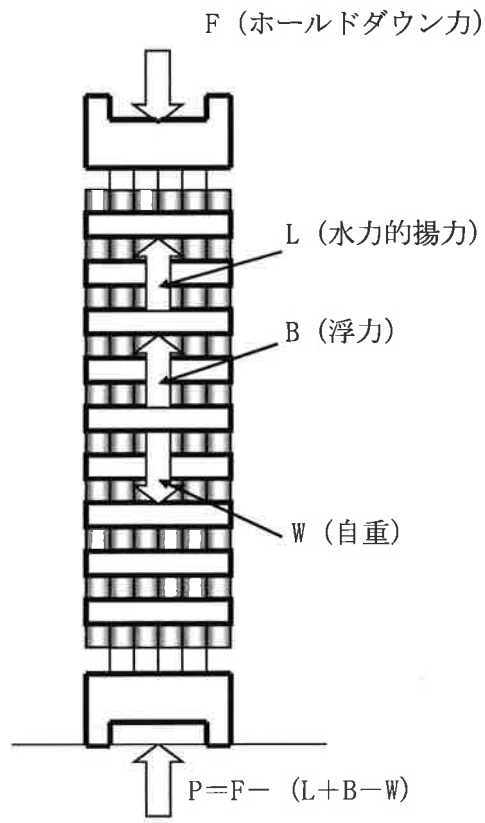


図 4-2 通常運転時荷重

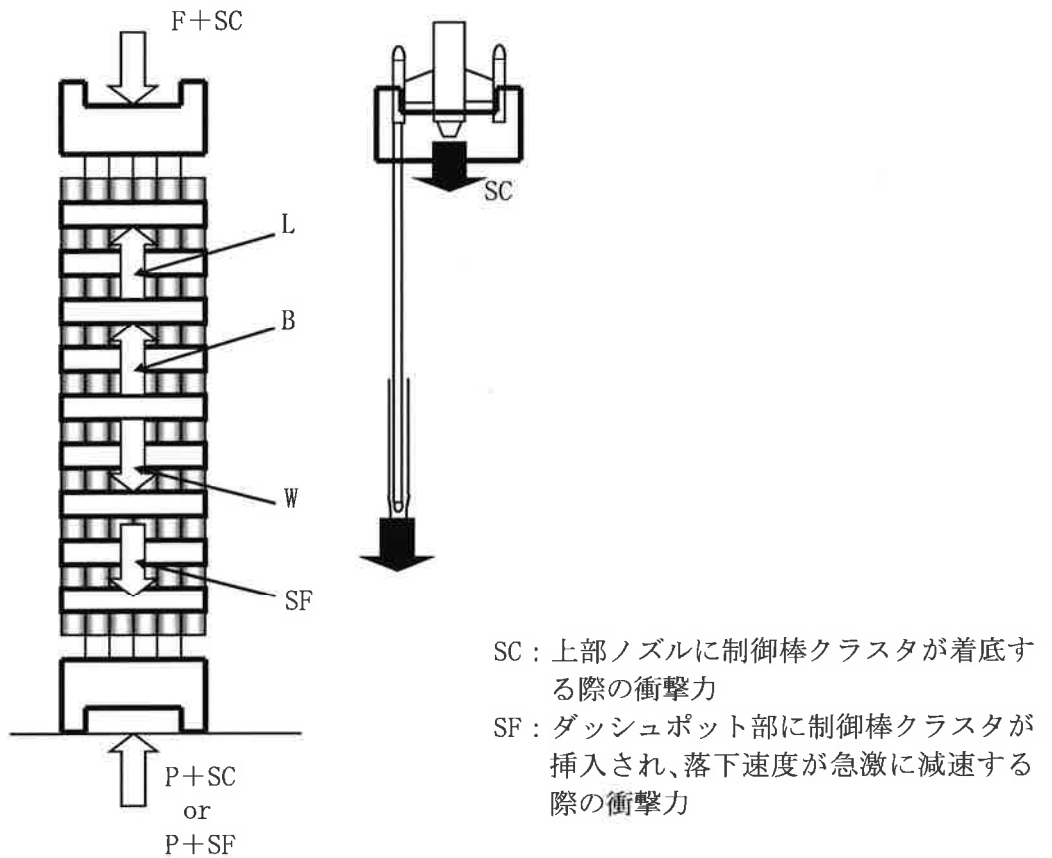


図 4-3 通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時荷重

4.3 強度評価結果

4.3.1 燃料輸送及び取扱い時における評価結果

(1) 上部ノズル及び下部ノズルの強度評価

表4-3に上部ノズル及び下部ノズルに生じる最大変位と許容値を示す。最大変位は中央部で発生するが、6Gの設計荷重で生じる最大変位は許容値を満足しており、ノズルの機能を害することはない。

(2) 上部ノズル—制御棒案内シンプル結合部強度評価

表4-3に結合部に生じる最大荷重と許容値を示す。最大荷重は外周位置で発生するが、6Gの設計荷重で許容値を満足しており、結合部の健全性を害するような変形は生じない。

(3) 上部及び中間部支持格子—制御棒案内シンプル接合部強度評価、下部支持格子—制御棒案内シンプル結合部強度評価

表4-3に接合部及び結合部に生じる最大荷重と許容値を示す。最大荷重は外周位置で発生するが、6Gの設計荷重で許容値を満足しており、接合部及び結合部の健全性を害するような変形は生じない。

(4) 制御棒案内シンプル応力評価

表4-3に制御棒案内シンプルに生じる最大応力と許容値を示す。最大応力は外周位置で発生するが、6Gの設計荷重で生じる最大応力は許容値を満足しており、制御棒案内シンプルに永久変形は生じない。

なお、横方向については各支持格子部固定の条件で6Gの荷重に対して被覆管に発生する応力は、約□MPaと耐力（約□MPa）に比べ十分小さい。また、支持格子のばねに作用する荷重は約□Nであるのに対し、支持格子のばねの塑性変形が進行しないことを支持格子ばね特性試験にて確認しており、保持機能は確保される。

表4-3 燃料輸送及び取扱い時の荷重における評価結果

構成部品	最大値	許容値	設計比 ^(注)
上部ノズル	<input type="text"/> mm	<input type="text"/> mm	0.29
下部ノズル	<input type="text"/> mm	<input type="text"/> mm	0.11
上部ノズルー制御棒案内シングル結合部	<input type="text"/> N	<input type="text"/> N	0.68
上部及び中間部支持格子ー制御棒案内シングル接合部、下部支持格子ー制御棒案内シングル結合部	<input type="text"/> N	<input type="text"/> N	0.81
制御棒案内シングル	<input type="text"/> MPa	<input type="text"/> MPa	0.87

(注) 許容値に対する最大値の比である。

4.3.2 通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時における評価結果

(1) 応力評価

a. 上部ノズル及び下部ノズル

運転中の荷重としてスクラム時の衝撃力を考慮すると、最大荷重は[]Nとなり、強度試験から弾性限界荷重は[]Nより大きく、弾性限界荷重を下回っている。なお、4.3.1項で評価した6Gの荷重（約[]N）に比べ小さく、上部ノズルの機能を阻害しない。

また、下部ノズルに働く最大衝撃力は、ダッシュポット部での衝撃力が伝達される場合で、最大荷重は[]Nとなり、強度試験から弾性限界荷重は[]Nより大きく、弾性限界荷重を下回っている。なお、4.3.1項で評価した6Gの荷重（約[]N）に比べ小さく、下部ノズルの機能を阻害しない。

b. 制御棒案内シンプル

表4-4に、通常運転時の制御棒案内シンプルの応力評価結果を示すが、許容値より小さい。

スクラム時には、制御棒クラスタリテーナ部が上部ノズルに衝突するまで制御棒が挿入されるが、この際ダッシュポット部における衝撃力は[]Nとなり、これはSmに相当するダッシュポット部の荷重[]Nよりも小さく、弾性限界荷重を下回っている。

(2) 上部ノズル押えばねの機能評価

燃料寿命初期の低温起動時及び高温全出力時の評価結果を表4-5に示す。それぞれの場合に上部ノズル押えばねに要求される力に比べ、ばね力はこれよりも大きく、通常運転時における燃料集合体の浮き上がりは防止できる。

また、運転時の異常な過渡変化時の事象であるポンプオーバースピード条件下[]で、燃料集合体が若干浮き上がるものの、その際上部ノズル押えばねのたわみ量の増加は、ばねの塑性変形を増加させない範囲内であり、通常運転時に復帰したときには、表4-5に示すばね力を維持し、上部ノズル押えばねの機能は損なわれない。

表 4-4 制御棒案内シムブル応力評価結果

(MPa)







状 態	最大応力	許容応力	設計比 ^(注1)
通常運転時	 (注2)		0.08 (0.09) ^(注2)

(注1) 許容応力値に対する最大応力値の比である。

(注2) ()内数値はダッシュポット部の応力である。

表4-5 上部ノズル押えばね評価結果

(単位：N)

状 態	上部ノズル押えばねに要求される力 ^(*1)	上部ノズル押えばね力	評 価	設計比 ^(*2)
低温起動時			浮き上がらない。	0.83
高温全出力時			浮き上がらない。	0.38
ポンプオーバー スピード時 (高温)			浮き上がるがばねの塑性変形は進行しない。	—

(*1) 水力的揚力+浮力-自重

(*2) 「上部ノズル押えばね力」に対する「上部ノズル押えばねに要求される力」の比である。

5. 参考文献

- (1) 三菱原子力工業(株)、 “三菱PWRの燃料設計計算コードの概要”、MAPI-1019改1、昭和63年
- (2) Mishima, Y.Y. Takada et al., “Proving Test On The Reliability For PWR 15×15 Fuel Assemblies In Japan”, IAEA 1984 Specialists’ Meeting at Tokyo
- (3) “PWR Fuel Performance and Burnup Extension Program in JAPAN”, IAEA Int. Sym. on Improvements in Water Reactor Fuel Technology and Utilization, Stockholm, Sept. 1986.
- (4) R. A. Weiner. “Evaluation of High Burnup Fission Gas Release Data”, ANS Topical Meeting on LWR Fuel Performance, Orlando, Florida, April 1985.
- (5) M. G. Balfour et al., “Zorita Research and Development Program Final Report”, WCAP-10180
- (6) M. G. Balfour et al., “BR-3 High Burnup Fuel Rod Hot Cell Program Final Report”, WCAP-10238
- (7) T. Wada, K. Noro and K. Tsukui, “Behaviour of $UO_2-Gd_2O_3$ Fuel” (BNES conf. 1973)
- (8) 入佐ら, “高濃度ガドリニア入り燃料の炉外物性試験(1) -熱膨張率測定-”, 日本原子力学会「1990秋の大会」, 1990年10月, 東北大
- (9) Burdick, M. D. and Parker, H. S., “Effect of Particle Size on Bulk Density and Strength Properties of Uranium Dioxide Specimens”, J. Am. Ceramic Soc., Vol. 39 (1956).
- (10) Belle, J., “Uranium Dioxide Properties and Nuclear Applications.” U. S. Government Printing Office, 1961.
- (11) Conway, J. B., Fincel, R. M., Jr., and Hein, R. A., “The Thermal Expansion and Heat Capacity of UO_2 to 2200°C”, GE-NMPO, TM 63-6-6, June (1963).
- (12) Christensen, J. A., “Thermal Expansion and Change in Volume on Melting for Uranium Dioxide”, HW-75148 (1962).
- (13) (財)原子力安全研究協会、 “軽水炉燃料のふるまい” 実務テキストシリーズ No. 3、平成10年7月

- (14) Brokaw, R. S., "Alignment Charts for Transport Properties, Viscosity, Thermal Conductivity and Diffusion Coefficients for Nonpolar Gases and Gas Mixtures at Low Density", Report NASA TRR-81 (1961).
- (15) V. C. Howard and T. F. Gulvin, "Thermal Conductivity Determinations on Uranium Dioxide by a Radial Flow Method", UKAEA IG Report 51 (RD/C) (1961).
- (16) C. F. Lucks and H. W. Deem, "Progress Relating to Civilian Applications during June 1960", BMI-1448, December 1960, BMI-1489, and May 1961, BMI-1518.
- (17) J. L. Daniel, J. Matolich, Jr., and H. W. Deem, "Thermal Conductivity of UO_2 ", HW-69945, September (1962).
- (18) A. D. Feith, "Thermal Conductivity of UO_2 by A Radial Heat Flow Method", TID-21668 (1963).
- (19) J. Vogt, L. Grandell and U. Runfors, "Determination of the Thermal Conductivity of Non-irradiated Uranium Dioxide", AB Atomenergi Report RMB-527, 1964. (quoted by IAEA Technical Reports Series No. 59 on "Thermal Conductivity of Uranium Dioxide").
- (20) T. Nishijima, T. Kawada and A. Ishihata, "Thermal Conductivity of Sintered UO_2 and Al_2O_3 at High Temperatures", J. Amer. Ceram. Soc., Vol. 48, 31-4 (1965).
- (21) J. B. Ainscough and M. J. Wheeler, "The Thermal Diffusivity and Thermal Conductivity of Sintered Uranium Dioxide", in "Proceedings of the Seventh Conference on Thermal Conductivity", p. 467, National Bureau of Standards, Washington (1968).
- (22) T. G. Godfrey, W. Fulkerson, T. G. Kollie, J. P. Moore and D. L. McElroy, "Thermal Conductivity of Uranium Dioxide and Armco Iron by an Improved Radial Heat Flow Technique", ORNL-3556, June (1964).
- (23) J. P. Stora, B. de Bernardy de Sigoyer, R. Delmas, P. Deschamps, B. Lavaud and C. Ringot, "Thermal Conductivity of Sintered Uranium Oxide under In-Pile Conditions", EURAEC-1095 (1964).

- (24) A. J. Bush, "Apparatus for Measuring Thermal Conductivity to 2500°C", Westinghouse Research Report 64-1P6-401-R3, February (1965).
- (25) R. R. Asamoto, F. L. Anselin and A. E. Conti, "The Effect of Density on the Thermal Conductivity of Uranium Dioxide", GEAP-5493, April (1968).
- (26) O. L. Kruger, "Heat Transfer Properties of Uranium and Plutonium Dioxide", Paper 11-N-68F presented at the Fall Meeting of Nuclear Division of the American Ceramic Society, September 1968, Pittsburgh.
- (27) J. A. Gyllander, "In-Pile Determination of the Thermal Conductivity of UO₂ in the Range 500-2500 Degrees Centigrade", AE-411, January (1971).
- (28) M. F. Lyons et al., "UO₂ Powder and Pellet Thermal Conductivity During Irradiation", GEAP-5100-1, March (1966).
- (29) D. H. Coplin et al., "High Performance UO₂ Program. The Thermal Conductivity of UO₂ by Direct In-reactor Measurement", GEAP-5100-6, March (1968).
- (30) R. N. Duncan, "Rabbit Capsule Irradiation of UO₂ CVTR Thermal Report", CVNA-142, June (1962).
- (31) A. S. Bain, "The Heat Rating Required to Produce Central Melting in Various UO₂ Fuels", in "ASTM Symposium on Radiation Effects in Refractory Fuel Compounds", Atlantic City, June 1961, PP. 30-46, American Society for Testing and Materials, Philadelphia (1962). (ASTM STP 306)
- (32) J. P. Stora, "In-Reactor Measurement of the Integrated Thermal Conductivity of UO₂ Effect of Porosity", Trans. Amer. Nucl. Soc. 13, 137 (1970).
- (33) International Atomic Energy Agency, "Thermal Conductivity of Uranium Dioxide", Report of the Panel on Thermal Conductivity of Uranium Dioxide held in Vienna, April 1965, IAEA Technical Reports Series, No. 59, Vienna, The Agency (1966).
- (34) S. Fukushima, T. Ohmichi, A. Maeda and H. Watanabe, "The Effect of Gadolinium Content on the Thermal Conductivity of Near-Stoichiometric (U, Gd)O₂ Solid Solutions", (J. of Nuclear

Materials 105, 1982)

- (35) T.A.Thornton, J.A.Ewanich (B&W), J.F. Lagedrost and E.A.Eldridge (EMTL). "Thermal Conductivity of Sintered Urania-Gadolinia" (ANS. TRANSACTIONS, Vol.43, 1982)
- (36) Martin Peehs, Wolfgang Dorr, Gerhard Gradel and Georg Main (KWU), "Zur Wärmeleitfähigkeit und Plastizität von UO₂ mit Gd-Zusätzen" (J of Nuclear Materials 106, 1982)
- (37) J. Belle et al., "Thermal Conductivity of Bulk Oxide Fuels", WAPD-TM-586 (Revised) (1967).
- (38) C.G. Poncelet, "LASER—a Depletion Program for Lattice Calculations Based on MUFT and THERMOS", WCAP-6073, April (1966).
- (39) C.G. Poncelet, "Burnup Physics of Heterogeneous Reactor Lattices", WCAP-6069, June (1965).
- (40) R.J. Nodvik, "Saxton Core II Fuel Performance Evaluation Part II, Evaluation of Mass Spectrometric and Radiochemical Analysis of Irradiated Saxton Plutonium Fuel", WCAP-3385-56, Part II, July (1970).
- (41) M.V.Speight, "A Calculation on the Migration of Fission Gas in Material Exhibiting Precipitation and Re-solution of Gas Atoms Under Irradiation." Nuclear Science and Engineering: 37. 180-185 (1969)
- (42) C.Vitanza et al., "Fission Gas Release From In-pile Pressure Measurements," Enlarged HPGM Loen Norway, 5-9 June 1978. F7-1
- (43) R.Hargreaves and D.A. Collins. "A Quantitative Model for Fission Gas Release and Swelling in Irradiated Uranium Dioxide" J.Br.Nucl. Energy Soc. 1976 15. Oct., No.4 311-318
- (44) H.Nerman, "Application of STAV5 code for the Analysis of Fission Gas Release in Power Reactor Rods" IAEA specialists mtg on Water Reactor fuel element performance computer modeling, Preston, UK March 1982

- (45) USNRC "Background and Derivation of ANS5.4 Standard Fission Product Release Model, NUREG /CR-2507, July, 1981
- (46) J. R. Reavis, "Vibration Correlation for Maximum Fuel-Element Displacement in Parallel Turbulent Flow." Nuclear Science and Engineering: 38, 63-69(1969)
- (47) Siemens Power Corporation, "Fuel Rod Cladding Stress Criteria", EMF-2472, October 2000
- (48) 三菱原子燃料(株)、"三菱PWR高燃焼度化ステップ2燃料の機械設計"、MNF-1001改1、平成23年3月
- (49) C. A. Brown, et al., "FUEL ROD VIBRATION AND FRETTING IMPACT ON RELIABILITY", ANS LWR Fuel Performance Conference, Park City, 2000.
- (50) Alexander N. Corsten, Proceedings of the Fifth International Topical Meeting on Nuclear Thermal Hydraulics, Operations and Safety (April 1997), "Siemens Advanced PWR High Thermal Performance Fuel Assemblies"
- (51) W. J. O'Donnell and B. F. Langer, "Fatigue Design Basis for Zircaloy Components" Nuclear Science and Engineering: 20, 1-12 (1964)

計算機プログラム（解析コード）の概要

目 次

	頁
1. はじめに	T3-別紙-1
2. 解析コードの概要	T3-別紙-2
2.1 FINE Ver. 1.0	T3-別紙-2

1. はじめに

本資料は、資料 2 - 1 「燃料体の強度に関する説明書」において使用した解析コードについて説明するものである。

2. 解析コードの概要

2.1 FINE Ver. 1.0

2.1.1 FINE Ver. 1.0の概要

対象：燃料集合体

項目	コード名
	FINE
開発機関	三菱重工業株式会社
開発時期	1988年
使用したバージョン	Ver. 1.0
使用目的	A型48GWd/t燃料燃料棒強度評価
コードの概要	<p>通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時における燃料棒挙動を解析するために作成されたコードである。</p> <p>燃料中心温度、燃料棒内圧、被覆管応力、被覆管引張歪の変化量等の算出が可能である。</p>
検証(Verification) 及び 妥当性確認(Validation)	<p>FINE Ver. 1.0は、燃料棒（A型48GWd/t燃料）の燃料棒強度評価に使用している。</p> <p>【検証(Verification)】 本解析コードの検証の内容は、以下のとおりである。</p> <ul style="list-style-type: none"> ・本解析コードの計算機能が適正であることは、後述する妥当性確認の中で確認している。 ・本解析コードの運用環境について、動作環境を満足する計算機にインストールして用いていることを確認している。 <p>【妥当性確認(Validation)】 本解析コードの妥当性確認の内容は、以下のとおりである。</p> <ul style="list-style-type: none"> ・国内外の商業炉・試験炉の照射データ等による結果とFINEコードによる解析結果との比較を行い、FPガス放出率・燃料棒内圧等の燃料棒挙動が概ね一致することを確認している。詳細は、公開文献「三菱PWRの燃料設計計算コードの概要」(MAPI-1019改1 昭和63年 三菱原子力工業(株))に示されている。また、「PWR燃料の新燃料設計手法について」(昭和62年)に示されているとおり、通商産業省原子力発電技術顧問会 高燃焼度化検討会にてFINEコードの妥当性が確認されている。 ・FINE Ver. 1.0は、48GWd/tウラン燃料用であり、今回の解析に使用することは妥当である。 ・本設計及び工事計画において使用するバージョンは、他プラントの既工事計画において使用されているものと同じであることを確認している。 ・本設計及び工事計画における構造に対し使用する要素、A型48GWd/t燃料燃料棒強度評価の使用目的に対し、使用用途及び使用方法に関する適用範囲が上述の妥当性確認の範囲内であることを確認している。

資料3 燃料体の耐熱性、耐放射線性、耐腐食性その他の性能に関する説明書

目 次

	頁
1. はじめに	T3-添 3-1
2. 構成材料の概要	T3-添 3-2
3. 二酸化ウラン	T3-添 3-8
3.1 耐熱性	T3-添 3-8
3.2 耐放射線性	T3-添 3-8
3.2.1 二酸化ウランペレットの照射焼きしまり	T3-添 3-8
3.2.2 二酸化ウランペレットのスエリング	T3-添 3-9
3.2.3 ガス状核分裂生成物の放出挙動	T3-添 3-9
3.3 耐腐食性	T3-添 3-10
3.3.1 二酸化ウランペレットとジルカロイ-4 被覆管との反応	T3-添 3-10
3.3.2 二酸化ウランペレットと充填ガスとの反応	T3-添 3-11
3.3.3 二酸化ウランペレットと水との反応	T3-添 3-11
4. ガドリニア混合二酸化ウラン	T3-添 3-15
4.1 耐熱性	T3-添 3-15
4.2 耐放射線性	T3-添 3-15
4.3 耐腐食性	T3-添 3-16
4.3.1 ガドリニア混合二酸化ウランペレットと ジルカロイ-4 被覆管との反応	T3-添 3-16
4.3.2 ガドリニア混合二酸化ウランペレットと充填ガスとの反応	T3-添 3-16
4.3.3 ガドリニア混合二酸化ウランペレットと水との反応	T3-添 3-16
5. Sn-Fe-Cr 系ジルコニウム合金 (ジルカロイ-4)	T3-添 3-20
5.1 ジルカロイ-4 (冷間加工材)	T3-添 3-20
5.1.1 耐熱性	T3-添 3-20
5.1.2 耐放射線性	T3-添 3-20
5.1.2.1 機械的性質	T3-添 3-21
5.1.2.2 疲労特性	T3-添 3-21
5.1.2.3 クリープ特性	T3-添 3-21
5.1.2.4 照射成長	T3-添 3-22
5.1.3 耐腐食性	T3-添 3-22

5.1.3.1	酸化腐食による影響	T3-添 3-22
5.1.3.2	水素吸収による影響	T3-添 3-23
5.1.4	その他の性能	T3-添 3-23
5.1.4.1	耐摩耗性	T3-添 3-23
5.2	ジルカロイ-4（再結晶焼鈍材）	T3-添 3-23
5.2.1	耐熱性	T3-添 3-23
5.2.2	耐放射線性	T3-添 3-23
5.2.3	耐腐食性	T3-添 3-24
5.2.3.1	酸化腐食による影響	T3-添 3-24
5.2.3.2	水素吸収による影響	T3-添 3-24
6.	析出硬化型ニッケル基合金（718 合金、X-750）	T3-添 3-35
6.1	耐熱性	T3-添 3-35
6.2	耐放射線性	T3-添 3-35
6.3	耐腐食性	T3-添 3-36
7.	ステンレス鋼	T3-添 3-41
7.1	耐熱性	T3-添 3-41
7.2	耐放射線性	T3-添 3-41
7.3	耐腐食性	T3-添 3-41
8.	参考文献	T3-添 3-46

1. はじめに

本書は、17行17列A型燃料集合体（輸入）（ウラン燃料）（以下、「燃料集合体」と称する。）の各材料の耐熱性、耐放射線性、耐腐食性及びその他の性能を述べるものである。

2. 構成材料の概要

燃料集合体の材料は、通常運転時及び運転時の異常な過渡変化時を含むプラントの使用条件の下で、燃料寿命中その健全性が維持されるよう選定している。主な構成部品の材料及び各材料の化学成分を表 2-1 に示す。また、燃料集合体主材料の機械的性質を表 2-2 に示す。

表2-1 燃料集合体主材料の化学成分 (続き)

構成部品	材料の種類	主成分 (wt%)		不純物 (ppm)					
・燃料被覆材端栓 ・制御棒案内 シンプル端栓 ・リテーナスリーブ	Sn-Fe-Cr系 ジルコニウム 合金 (ASTM B351 Grade R60804)	Sn	1.20/1.70	Al	≤75	Hf	≤100	Nb	≤100
		Fe	0.18/0.24	B	≤0.5	H	≤25	Si	≤120
		Cr	0.07/0.13	Cd	≤0.5	Mg	≤20	Ti	≤50
		Fe+Cr	0.28/0.37	Ca	≤30	Mn	≤50	W	≤100
		O		C	≤270	Mo	≤50	U	≤3.5
		Zr	残り	Co	≤20	Ni	≤70	X	
		X		Cu	≤50	N	≤80		
・制御棒案内 シンプル ・炉内計装用案内 シンプル ・下部支持格子 スリーブ	Sn-Fe-Cr系 ジルコニウム 合金 (ASTM B353 Grade R60804)	Sn	1.20/1.70	Al	≤75	Hf	≤100	Nb	≤100
		Fe	0.18/0.24	B	≤0.5	H	≤25	Si	≤120
		Cr	0.07/0.13	Cd	≤0.5	Mg	≤20	Ti	≤50
		Fe+Cr	0.28/0.37	Ca	≤30	Mn	≤50	W	≤100
		O		C	≤270	Mo	≤50	U	≤3.5
		Zr	残り	Co	≤20	Ni	≤70	X	
		X		Cu	≤50	N	≤80		
・グリッド ロッキングリング	Sn-Fe-Cr系 ジルコニウム 合金 (ASTM B353 Grade R60804)	Sn	1.20/1.70	Al	≤75	Hf	≤100	Nb	≤100
		Fe	0.18/0.24	B	≤0.5	H	≤25	Si	≤120
		Cr	0.07/0.13	Cd	≤0.5	Mg	≤20	Ti	≤50
		Fe+Cr	0.28/0.37	Ca	≤30	Mn	≤50	W	≤100
		Zr	残り	C	≤270	Mo	≤50	U	≤3.5
		X		Co	≤20	Ni	≤70	X	
		X		Cu	≤50	N	≤80		
・制御棒案内 シンプル 上部スリーブ	X								
・上部及び中間部 支持格子	Sn-Fe-Cr系 ジルコニウム 合金 (ASTM B352 Grade R60804)	Sn	1.20/1.70	Al	≤75	Hf	≤100	Nb	≤100
		Fe	0.18/0.24	B	≤0.5	H	≤25	Si	≤120
		Cr	0.07/0.13	Cd	≤0.5	Mg	≤20	Ti	≤50
		Fe+Cr	0.28/0.37	Ca	≤30	Mn	≤50	W	≤100
		O		C	≤270	Mo	≤50	U	≤3.5
		Zr	残り	Co	≤20	Ni	≤70	X	
		X		Cu	≤50	N	≤80		

表2-1 燃料集合体主材料の化学成分 (続き)

構成部品	材料の種類	化学成分 (wt%)			
・上部ノズル ・下部ノズル (フレーム) ・クランプ	ステンレス鋼鋳鋼 (ASTM A <input type="text"/>)	Cr	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		Ni	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		C	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		<input type="text"/>	<input type="text"/>	X	
・波板	オーステナイト系 ステンレス鋼 (ASTM A240 Type 304L)	Cr	17.5/20.0	N	≦0.10
		Ni	8.0/12.0	P	≦0.045
		C	≦0.030	S	≦0.030
		Mn	≦2.00	Si	≦0.75
・シム	オーステナイト系 ステンレス鋼 (ASTM A <input type="text"/>)	Cr	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		Ni	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		C	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
・水平棒	オーステナイト系 ステンレス鋼 (ASTM A479 Type 304L 又は ASTM A276 Type 304L)	Cr	18.0/20.0	P	≦0.045
		Ni	8.0/12.0	S	≦0.030
		C	≦0.030	Si	≦1.00
		Mn	≦2.00	X	
・下部ノズル ブッシング ・シンプル スクリュー	オーステナイト系 ステンレス鋼 (ASTM A <input type="text"/> 又は ASTM A <input type="text"/> <input type="text"/>)	Cr	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		Ni	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		C	<input type="text"/>	<input type="text"/>	<input type="text"/>
		<input type="text"/>	<input type="text"/>	X	

表2-1 燃料集合体主材料の化学成分 (続き)

構成部品	材料の種類	化学成分 (wt%)					
		Cr		B		C	
・上部ノズル 押えばね ・下部支持格子	析出硬化型ニッケル基合金 ^(*1) (AMS 5596)	Cr	17.00/21.00	B	≦0.006	C	≦0.08
		Ni	50.00/55.00	Co	≦1.00	Ta	≦0.05
		Nb	4.75/5.50	Cu	≦0.30	X	
		Mo	2.80/3.30	Mn	≦0.35		
		Ti	0.65/1.15	P	≦0.015		
		Al	0.20/0.80	S	≦0.015		
		Fe	残り	Si	≦0.35		
・ロッキングラグ ・ロッキングリング	X						
	X						
・スプリング スクリュー	析出硬化型ニッケル基合金 ^(*1) (AMS 5662)	Cr	17.00/21.00	B	≦0.006	C	≦0.08
		Ni	50.00/55.00	Co	≦1.00	Pb	≦0.0005
		Nb	4.75/5.50	Cu	≦0.30	Bi	≦0.00003
		Mo	2.80/3.30	Mn	≦0.35	Se	≦0.0003
		Ti	0.65/1.15	P	≦0.015	X	
		Al	0.20/0.80	S	≦0.015		
		Fe	残り	Si	≦0.35		
・ペレット押えばね	析出硬化型ニッケル基合金 ^(*1) (AMS 5699)	Fe	5.00/9.00	C	≦0.08	Ta	≦0.05
		Cr	14.00/17.00	Co	≦1.00	X	
		Ni	≧70.00	Cu	≦0.50		
		Nb	0.70/1.20	Mn	≦1.00		
		Ti	2.25/2.75	S	≦0.010		
		Al	0.40/1.00	Si	≦0.50		
・ロッキング スプリング	X						
	X						

(*1) : AMS 5662, AMS 5596規格のものを以下「718合金」、AMS 5699規格のものを以下「X-750合金」と称する。

表 2-2 燃料集合体主材料の機械的性質 (17×17 型)

構成部品	材料の種類	項目	規定値
・燃料被覆管	ジルカロイ-4	(高温引張試験：□°C) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %
・燃料被覆材端栓	ジルカロイ-4	(高温引張試験：316°C) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %
・上部支持格子 ・中間部支持格子	ジルカロイ-4	(常温引張試験：室温 (*1)) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %
・下部支持格子	718 合金	(常温引張試験：室温 (*1)) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %
・上部ノズル ・下部ノズル	ステンレス鋼鋳鋼	(常温引張試験：室温 (*1)) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %
・下部ノズル波板	オーステナイト系 ステンレス鋼	(常温引張試験：室温 (*1)) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %
・下部ノズル水平棒 ・下部ノズル ブッシング	オーステナイト系 ステンレス鋼	(常温引張試験：室温 (*1)) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %
・制御棒案内 シンプル	ジルカロイ-4	(常温引張試験：室温 (*1)) 引張強さ 耐 力 伸 び	≧□ MPa ≧□ MPa ≧□ %

(*1) 10~38°C

3. 二酸化ウラン

3.1 耐熱性

二酸化ウランは蛍石 (CaF₂) 型面心立方の結晶構造を持ち、融点は未照射時において約 2,800~2,860℃といわれている。図 3-1 に示すとおり、二酸化ウランの融点は核分裂生成物の蓄積により低下するといわれている。一方、燃焼率 (以下、「燃焼度」と称する。) 約 30,000MWd/t 程度までは、融点の燃焼による低下は小さいという結果も得られている。⁽¹⁸⁾ ここでは、燃料温度評価を安全側とするため、データの下限をとり燃焼に伴う融点の変化を 10,000MWd/t 当たり 32℃の低下とする。未照射で 2,800℃とすると 62,000MWd/t で約 2,600℃となるが、この融点まで金相学的に安定な単一相として存在する。

燃料要素 (以下、「燃料棒」と称する。) の設計及び炉心の熱水力設計に当たっては燃料中心最高温度が、二酸化ウランの融点未満となるようにする。

二酸化ウラン焼結ペレット (以下、「二酸化ウランペレット」と称する。) は、1,600℃以上で容易に塑性変形するといわれている⁽⁵⁾が、ペレット熱膨張による燃料被覆管の応力は、周方向が最大となり、二酸化ウランペレットの塑性変形による軸方向への逃げがないとした場合の方が厳しい評価となるため、燃料棒の設計に当たっては、安全側に塑性変形を考慮しないとした上で、被覆管応力等が設計基準を満足するようにする。

3.2 耐放射線性

二酸化ウラン中の U-235 は原子炉運転時に熱中性子を吸収し、核分裂する。

二酸化ウランペレットには照射により焼結時の気孔が一部消滅することによって焼きしまり現象が発生し、その体積が収縮する。また、一回の核分裂により、約 0.3 個の気体状核分裂生成物と約 1.7 個の固体状核分裂生成物が生じ、これらが二酸化ウランペレット中に蓄積することによって体積増大すなわちスエリングが発生する。その結果、原子炉運転中二酸化ウランペレットには焼きしまりによる体積減少とスエリングによる体積増大が重畳し、その体積 (すなわち寸法) が変化する。

また、気体状核分裂生成物のほとんどがペレット中に捕獲されているが、その一部がペレット外へ放出される。これらの挙動を計算モデルに組み込んで (資料 2-1 の 3.2.2(4)b. 項に示す) 設計評価に反映している。さらに、高燃焼度域まで照射されたペレット外周部には高気孔率組織 (リム組織) が形成されるが、本申請の燃焼度域ではリム組織は顕著でないと考えられるため、核分裂生成ガス (以下、「FP ガス」と称する。) 放出の評価では、リム組織からの FP ガス放出を考慮していない。

3.2.1 二酸化ウランペレットの照射焼きしまり

二酸化ウランペレットの焼きしまり現象は、二酸化ウランペレット内に製造時形成される微細な気孔が照射中に消滅することによって発生する。この現象は、照射により二酸化ウランペレット中の原子が移動しやすくなることによる気孔の消滅の加速⁽⁶⁾、あるいは核分裂片の気孔への衝突による気孔の収縮⁽⁷⁾によると考えられている。

EI/EPRI による二酸化ウランペレット焼きしまりプログラム^(注1)(8)、あるいは Halden 炉^(注2)における照射試験の結果(図 3-2)から、二酸化ウランペレット製造時の初期密度及び焼結温度の高い二酸化ウランペレットでは焼きしまり量が小さいとの知見が得られた。

ペレット照射に伴う密度変化データを図 3-3 に示すが、焼きしまりによる密度上昇は比較的低燃焼度域で完了している。その密度増大量は約 1%程度であり、焼きしまりに対して安定している。本申請の燃料集合体に使用する二酸化ウランペレットは、これらの知見から製造時の密度を高密度にすることにより、照射中の寸法安定性を得るため、ペレット密度^(注3) 95%T.D. のものを使用している。

3.2.2 二酸化ウランペレットのスエリング

スエリングは核分裂生成物の二酸化ウランペレット内への蓄積に起因する現象であり、前記図 3-3 に示したとおり、燃焼に伴い密度が減少する(あるいは、体積が増加する)現象である。

燃焼とともに蓄積する固体状核分裂生成物により起こる固体スエリングは燃焼度に比例して一定の割合で進行すると考えられている。⁽⁹⁾

また気体状核分裂生成物(Xe, Kr)は、二酸化ウランペレット中での溶解度が小さく、低燃焼度において飽和するので、結晶粒界、転位等に捕捉され集積することにより気泡として析出する。ガスバブルスエリングは、これらの気泡の移動→集積→成長により起こるといわれている。

低温度領域においては、ガス原子あるいは気泡の移動量が小さく、したがってガス原子の集積に伴うガスバブルスエリングは小さい。高温領域においては、気泡の移動→集積→成長が起りやすく、ガスバブルスエリングは大きくなる。更に高温になるとガス原子のペレット外への放出(いわゆる FP ガス放出)によりガスバブルスエリングは小さくなる傾向にある。⁽⁹⁾

3.2.3 ガス状核分裂生成物の放出挙動

FP ガスの放出挙動は、リコイル・ノックアウト^(注4)による放出及び高温で顕著となる拡散による放出に分けられる。

(注1) エジソン電気協会(EI)及び米国電力研究所(EPRI)主催の国際プログラム。

(注2) ノルウェーにある重水減速/冷却型試験炉

(注3) ペレットは二酸化ウラン粉末の焼結体であり、ペレット焼結時に気孔が生じる。そのため、ペレット密度は二酸化ウランの理論密度(気孔がない場合の密度。Theoretical density:T.D. 二酸化ウランでは 10.96g/cm³)より小さくなり、理論密度に対する比として定める。

(注4) リコイル(反跳)放出は、ペレットの表面近くで生成した FP ガスが反跳エネルギーによって直接ペレットから燃料棒内に放出されることをいう。また、ノックアウト(はじき出し)放出は、ペレット表面近くにある FP ガスが、核分裂片による衝突等により放出されることをいう。

ウランの核分裂の結果、FP ガス (Xe, Kr 等) が燃料ペレット中に生成される。そのほとんどがペレット中に捕獲されているが、一部がペレット外に放出される。図 3-4⁽¹⁰⁾ に示した二酸化ウランペレット及びガドリニア混合二酸化ウランペレットの FP ガス放出率データから、高燃焼度域まで高出力で運転された試験燃料棒は FP ガス放出率が高いが、同じく同図に示したように通常レベルで運転された商業炉での燃料棒では、放出率は高燃焼度域においても高々約 3%程度であり、燃焼に伴う FP ガス放出率の顕著な増大はない。

なお、燃料棒の設計に当たっては、上記の耐放射線性に関する事項を考慮した上で、強度評価を行う各項目がすべて設計基準を満足するようにする。

3.3 耐腐食性

燃料棒内に組み込まれた二酸化ウランペレットは、充填ガス（ヘリウム）、被覆管（ジルカロイ-4）、コイルばね（X-750 合金）及び燃料被覆材端栓（ジルカロイ-4）と接触しており、被覆管に破損が生じた場合には、1 次冷却材と接触する可能性がある。

二酸化ウランと X-750 合金との反応は安定であり、これまでの実績として反応は認められていないことから、二酸化ウランペレットとコイルばねとは安定に共存する。

3.3.1 二酸化ウランペレットとジルカロイ-4 被覆管との反応

ジルカロイと二酸化ウランが接触した場合、照射により過剰になった二酸化ウラン中の酸素がジルカロイ中に拡散し、被覆管内面酸化膜 (ZrO_2) が形成される。さらに、両者が強く接触するようになるとジルコニウム酸化層へのウランの拡散により、ジルコニウム酸化層は $(Zr, U) O_2$ 固溶体となり、これがボンディング層を形成して、強固なペレット-被覆管の固着の原因となる。⁽³⁷⁾ これらは、被覆管の腐食及び応力へ影響を及ぼす可能性が考えられる。

しかしながら、二酸化ウランペレットとジルコニウムを密着させ 510°C で約 500 日以上保持した場合においても反応は生じないことが報告されている。⁽⁵⁾ 通常運転中においてペレットと被覆管及び燃料被覆材端栓の接触面の温度が長期間にわたって 500°C を超えないことから、反応は小さいと考えられる。また、海外商業炉で照射された約 60,000MWd/t までのジルカロイ-4 被覆管の燃料棒では被覆管内面酸化及びボンディングが認められるが、その反応層は高々 10~20 μm と小さく、被覆管応力への影響は小さい。さらに、燃料棒が急激な出力上昇を受けた場合、約 30,000~40,000MWd/t において破損が認められる出力レベルでも、約 60,000MWd/t 程度まで燃料棒は破損していないことから、この程度の反応層であれば破損への影響はない。⁽³⁸⁾

同様に、二酸化ウランペレットと燃料被覆材端栓との反応についても、加圧水型軽水炉（以下、「PWR」と称する。）燃料の照射後試験⁽¹¹⁾、⁽¹²⁾ により反応は認められていないことから、二酸化ウランペレットと燃料被覆材端栓とは安定に共存する。したがって有意な反応が認められていないことからそれらの反応を設計評価では考慮し

ていない。

3.3.2 二酸化ウランペレットと充填ガスとの反応

燃料集合体に組み込まれている燃料棒のプレナム部には、燃料棒内を真空引きされ、ヘリウムが所定の圧力に加圧封入されている。ヘリウムは不活性ガスであり、二酸化ウランペレットと反応することはない。ヘリウム置換後もわずかに空気が燃料棒内に残存するが、前述の工程で製造された燃料棒の照射後試験^{(11)、(12)}の結果、二酸化ウランペレットが空気の成分と反応し変化した事象は認められていない。したがって、当該の反応を設計評価では考慮していない。

3.3.3 二酸化ウランペレットと水との反応

炉内使用時に被覆管に貫通欠陥が生じたり、破損を生じたりした場合には、1次冷却材が燃料棒内に浸入し、二酸化ウランペレットとの反応の可能性が考えられる。

二酸化ウランは、酸素対ウラン比が1.75から2.3~2.4の広い範囲で結晶構造(蛍石型結晶構造)に変化がなく、その格子定数測定データから酸素対ウラン比の増加に伴い体積がわずかに減少することが知られている。⁽¹³⁾

約340℃の高温水中での二酸化ウランペレットの挙動については、環境水中の溶存酸素量に依存することが明らかにされており、0.01ppm程度の低酸素量領域では腐食は認められないことが知られている。⁽¹⁴⁾ さらに、同様な高温水中での約1年間の浸漬試験において、その質量増加は約0.03%であることが報告されており⁽⁵⁾、この量は酸素対ウラン比に換算して約0.005程度の増加であり、小さい。したがって酸素対ウラン比がこの程度の変化であれば、ペレットの構造が変化したり、体積が増加することはない。

実際に燃料が使用される1次冷却材中の溶存酸素量は5ppb以下に管理されており、1次冷却材中において二酸化ウランペレットと反応しないと考えられる。

二酸化ウランペレットと1次冷却材との化学反応における放射線による影響として、1次冷却材の放射線分解により発生する酸素が二酸化ウランペレットとの反応を促進させる可能性が考えられるが、PWRでは1次冷却材に水素注入を行い酸素の発生を抑制しているため、照射による反応促進への影響はない。

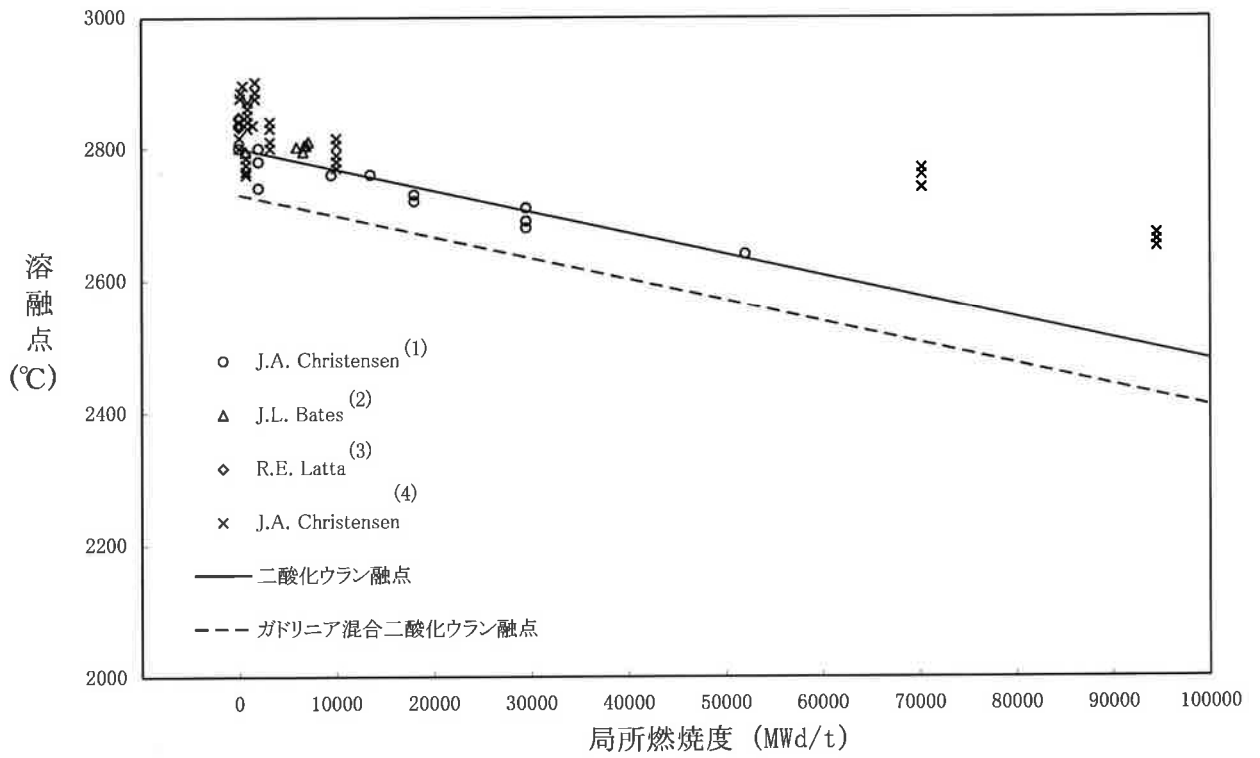


図 3-1 二酸化ウラン及びガドリニア混合二酸化ウランの溶融点

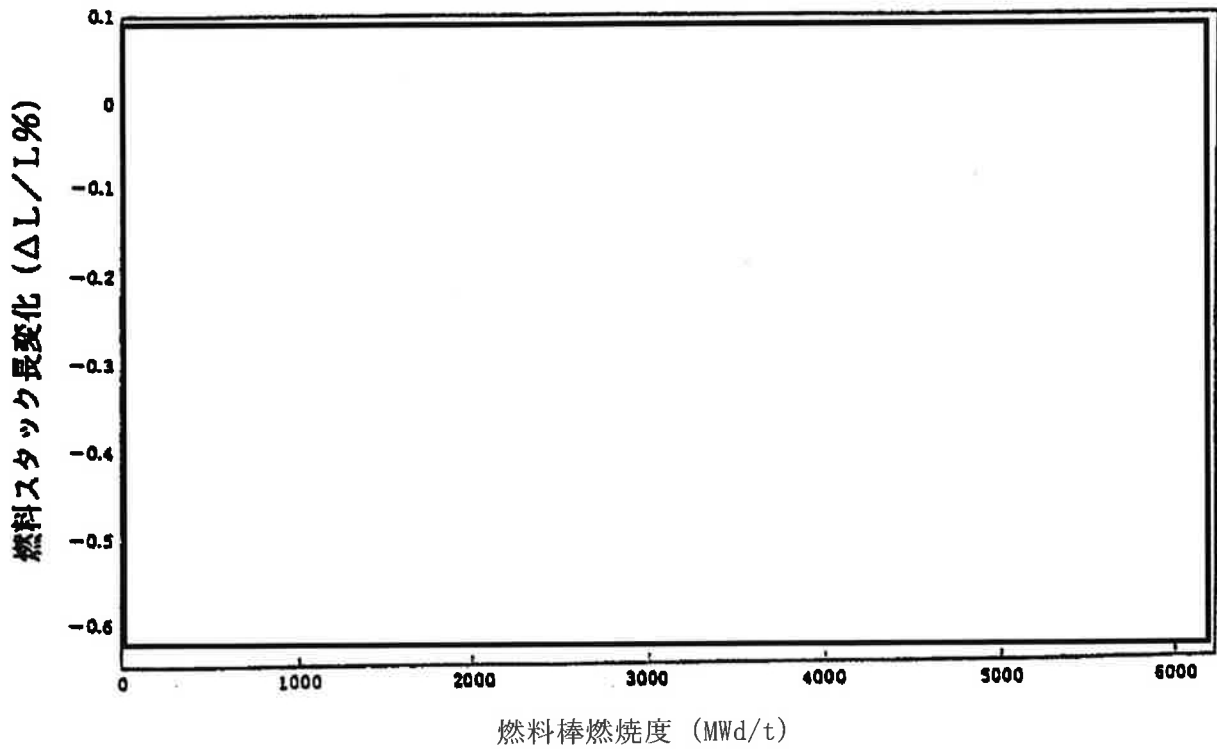


図 3-2 Halden 炉における燃料スタック長変化

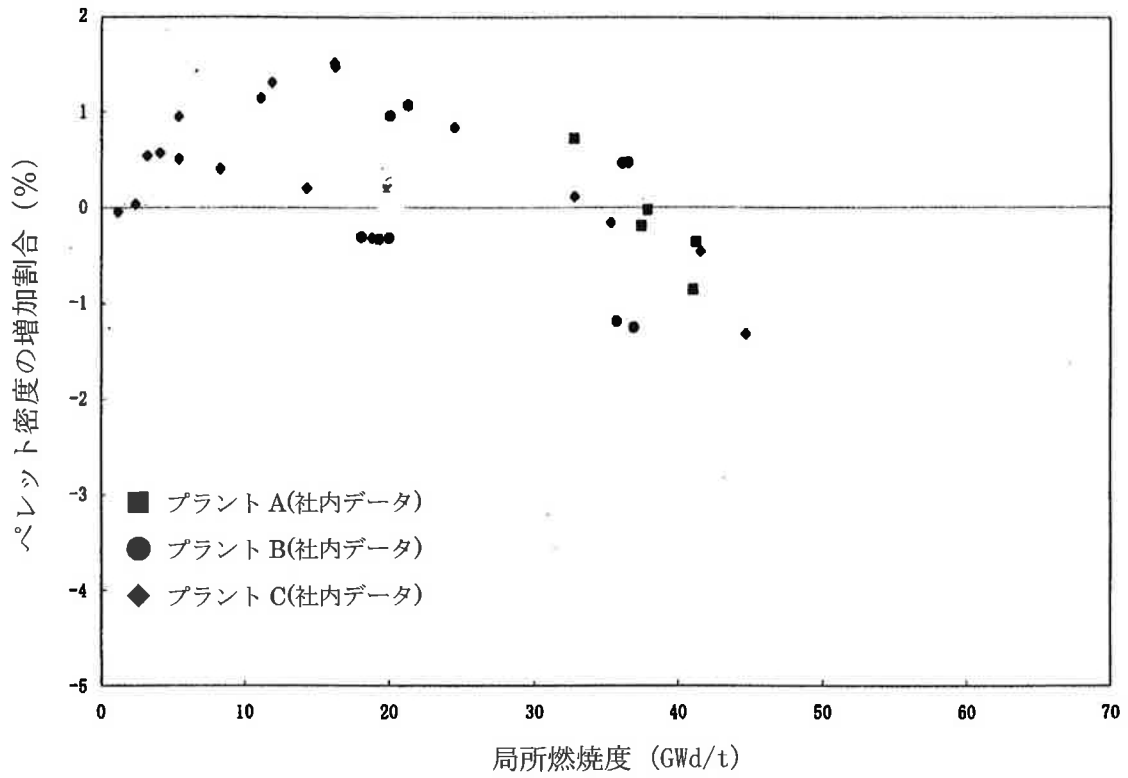


図 3-3 ペレット密度変化 (Framatome Inc. 社データ)

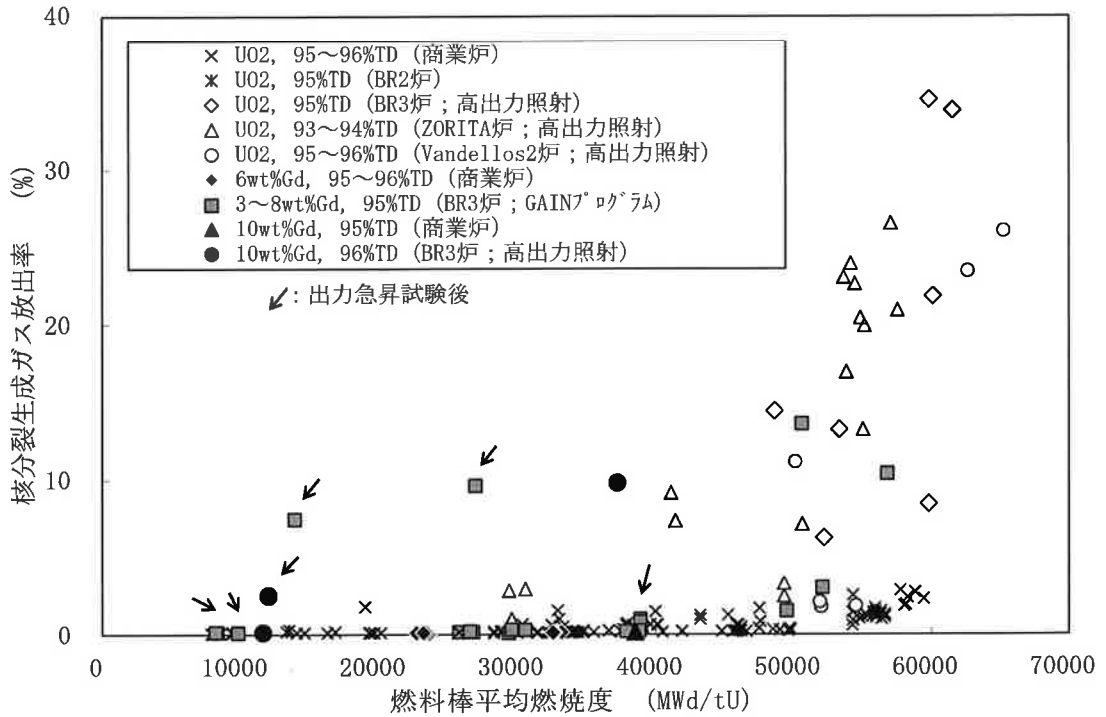


図 3-4(1) 二酸化ウランペレット及びガドリニア混合二酸化ウランペレットの FP ガス放出率

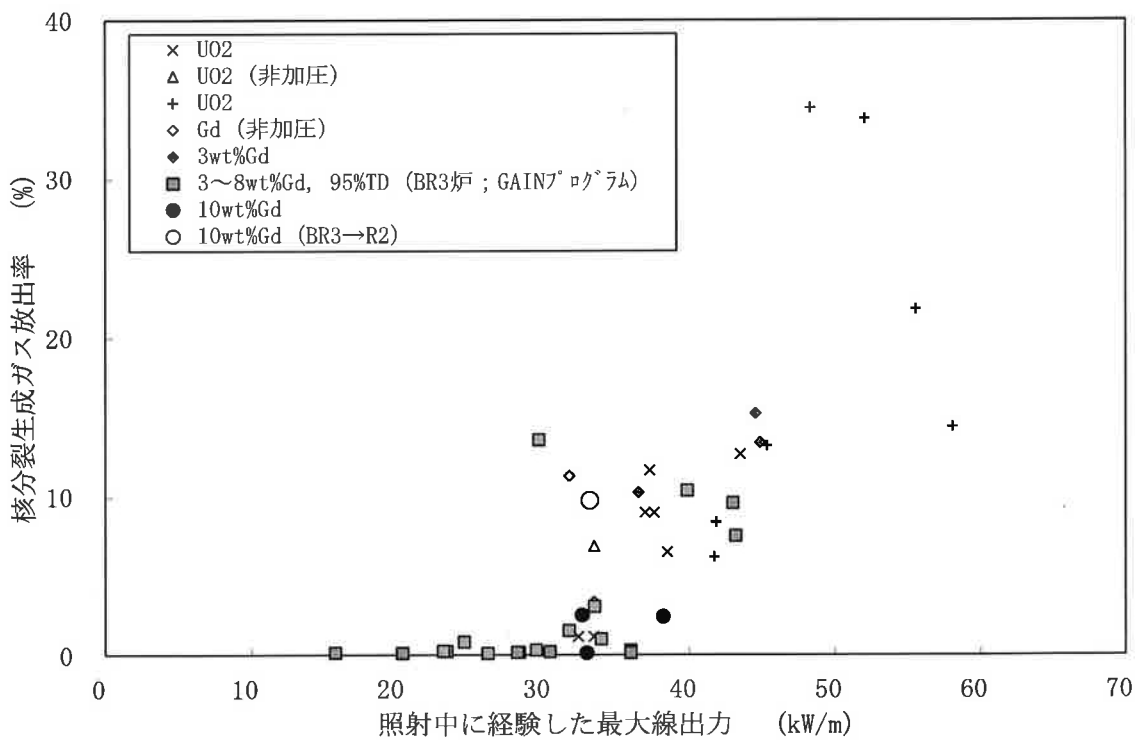


図 3-4(2) 二酸化ウランペレット及びガドリニア混合二酸化ウランペレットの FP ガス放出率と線出力の関係

4. ガドリニア混合二酸化ウラン

4.1 耐熱性

ガドリニア (Gd_2O_3) は、常温では二酸化ウランと異なる体心立方型の結晶構造を有しているが、二酸化ウランと混合し還元雰囲気中で焼結することによりウラン (U) 原子とガドリニウム (Gd) 原子が置き換わった置換型の固溶体を形成する。この固溶体は、二酸化ウランと同じ CaF_2 型面心立方構造の結晶構造であり、溶融点までは熱的に安定な相を形成する。

ガドリニア混合二酸化ウランの未照射時の溶融点は、ガドリニアの濃度が増加するに従って二酸化ウランの溶融点より低下することが、Beals ら⁽¹⁵⁾、和田ら⁽¹⁶⁾、Grossman ら⁽¹⁷⁾、水野ら⁽³⁹⁾により報告されている。

これらのデータの内 Beals ら及び Grossman らのデータについては測定条件の違いが指摘されている。二酸化ウラン (ガドリニウム添加なし) における測定値が他の多くの測定者による報告値並びに和田ら及び水野らの測定結果に比較し低い値が報告されていることから、ガドリニア濃度 6wt% における溶融点は、二酸化ウランに対する測定値の妥当性を考慮し、安全側に和田らのデータ (図 4-1) の下限値をとって評価すると、未照射材で 2,730°C となる。

また、燃焼による溶融点の低下に関しては、ガドリニア濃度が 2wt% までの領域では、U 原子と Gd 原子が置き換わった置換型の固溶体であるガドリニア混合二酸化ウランと二酸化ウランは同じ挙動を示している。⁽¹⁸⁾ さらに、ガドリニア濃度が 2wt% を超える領域において、ガドリニウムは中性子照射を受けてもほかのガドリニウムの同位体に変化するだけで他元素への変換はなく、結晶構造は変わらないため、ガドリニア混合二酸化ウランの溶融点の燃焼度依存性は、前記図 3-1 に示したとおり、二酸化ウランの場合と同じ傾向を示すと考えられる。

したがって、燃料温度評価においては二酸化ウランと同様に燃焼に伴う溶融点の変化を 10,000MWd/t 当たり 32°C の低下とする。

ガドリニア混合二酸化ウランペレットでは、燃料寿命初期においてガドリニウムの中性子吸収効果により出力は低く、その後ガドリニウムの燃焼に伴い出力は高くなり、約 10,000MWd/t において最大出力となる。このときの溶融点は約 2,700°C となる。

燃料棒の設計及び炉心の熱水力設計に当たっては燃料中心最高温度が、ガドリニア混合二酸化ウランの溶融点未満となるようにする。

4.2 耐放射線性

ガドリニア混合ペレットの照射に伴う密度変化を二酸化ウランペレットの密度変化と併せて前記図 3-2 に示す。約 6wt% のガドリニアの添加によってもペレット焼きしまり及びスエリング挙動に大差なく、二酸化ウランペレットと同等な照射挙動である。

Halden 炉におけるガドリニア入り試験燃料棒の照射試験で得られた燃料スタック長変

化データ（前記図 3-2）により燃料スタック長変化はなく、二酸化ウラン燃料と同等かそれ以上に熱的に安定であることが確認されている。また、図 4-3 にベルギー BR3 炉^(注1)で照射されたガドリニア混合二酸化ウラン燃料のスタック長変化を二酸化ウラン燃料データとともに示すが、これから示されるスタック長変化には差が認められない。そのためガドリニア混合二酸化ウランペレットの焼きしまり及びスエリングは二酸化ウランペレットと同じとしている。

また、高出力で高燃焼度まで運転された BR3 炉及び ZORITA 炉^(注2)での試験燃料棒、及び商業炉において通常レベルで運転された燃料棒等の FP ガス放出率を前記図 3-4 に示す。ガドリニア混合ペレットでは、ガドリニア添加によるペレット熱伝導率低下からペレット温度上昇等が FP ガス放出挙動に影響すると考えられるが、ガドリニア添加により FP ガス放出率が過大とはなっていない。燃料棒の設計評価にあたっては上記の事項を考慮した上で、温度評価を行う項目がすべて設計基準を満足するようにする。

4.3 耐腐食性

燃料棒内に組み込まれたガドリニア混合二酸化ウランペレットは、充填ガス（ヘリウム）、ジルカロイ-4 被覆管、コイルばね及び燃料被覆材端栓と接触しており、被覆管に破損が生じた場合には、1 次冷却材と接触する可能性がある。

これらの内、ペレットとコイルばねとの反応は二酸化ウランと同等と考えられる。

4.3.1 ガドリニア混合二酸化ウランペレットとジルカロイ-4 被覆管との反応

ガドリニア混合二酸化ウランは、4.1 項で述べたように置換型固溶体を形成して安定である。10wt%までの濃度のガドリニア混合二酸化ウランとジルカロイ-4 の共存性については、二酸化ウランと同等あるいはそれ以上に良好な共存性を有することが報告されている⁽¹⁹⁾。したがって、ガドリニア混合二酸化ウランペレットとジルカロイ-4 被覆管との反応は、二酸化ウランペレットとジルカロイ-4 被覆管が安定に共存する場合と大差はない。さらに、上述のとおり、ガドリニア混合二酸化ウランペレットと燃料被覆材端栓とは安定に共存する。したがって、当該の反応を設計評価では考慮していない。

4.3.2 ガドリニア混合二酸化ウランペレットと充填ガスとの反応

3.3.2 項で述べたとおり、ヘリウムは不活性ガスであり、ガドリニア混合二酸化ウランと反応しない。したがって、当該の反応を設計評価では考慮していない。

4.3.3 ガドリニア混合二酸化ウランペレットと水との反応

炉内使用時に被覆管に貫通欠陥が生じたり、破損を生じたりした場合には 1 次冷却材が燃料棒内に浸入するが、ガドリニア混合二酸化ウランペレットを約 300°C の高温水中に 100 時間以上浸漬しても質量変化、寸法変化はない⁽²⁰⁾ことが確かめられてい

(注1) ベルギーにある 3 ループ型 PWR 商業炉

(注2) スペインにある 1 ループ型 PWR 商業炉

る。

ガドリニア (Gd_2O_3) と水との反応を考えた場合、図 4-2 に示すようにガドリニアの標準自由エネルギーは二酸化ウランのそれより小さく、ガドリニアが二酸化ウランより化合物として安定であり、二酸化ウランより高温水と反応することはない。したがって、当該の反応を設計評価では考慮していない。

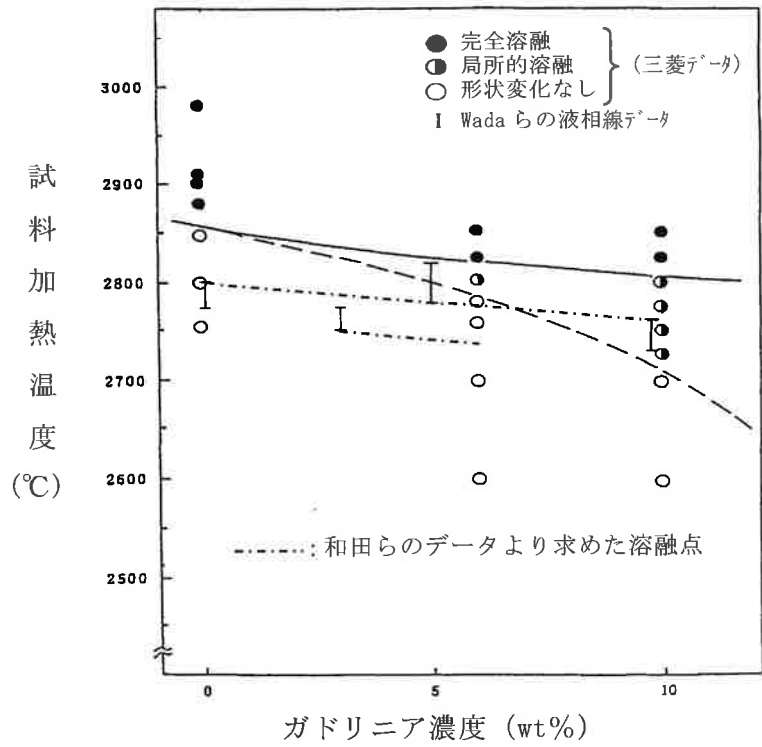


図 4-1 ガドリニア混合二酸化ウランペレットの融点

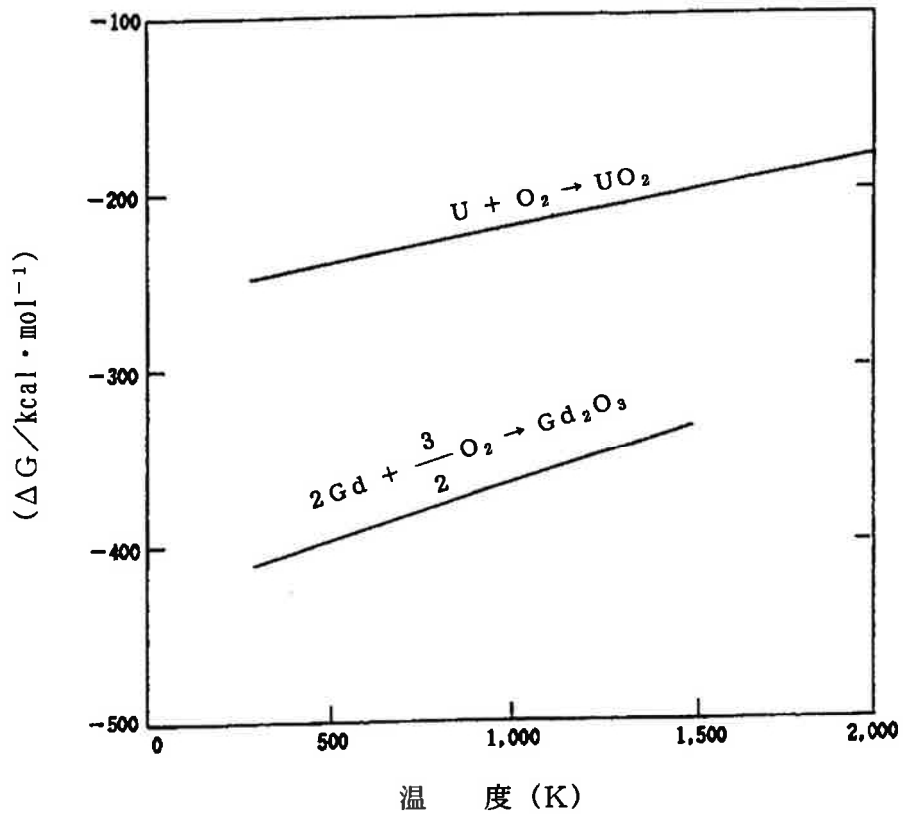


図 4-2 二酸化ウラン及びガドリニアの生成自由エネルギー

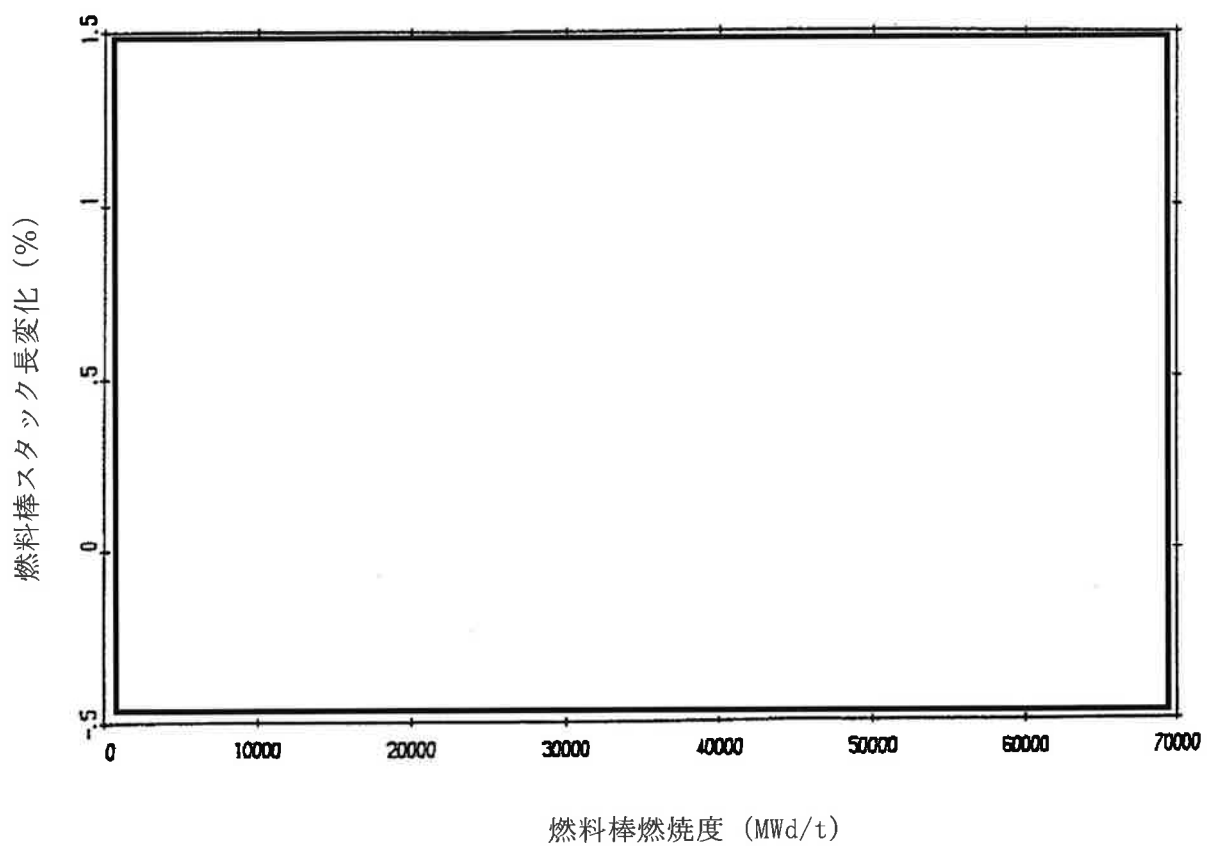


図 4-3 燃料棒スタック長変化

5. Sn-Fe-Cr 系ジルコニウム合金（ジルカロイ-4）

燃料被覆管には冷間加工応力除去焼鈍されたジルカロイ-4 が使用され、燃料被覆材端栓、制御棒案内シンプル、制御棒案内シンプル端栓、炉内計装用案内シンプル、
、リテーナースリーブ、上部及び中間部支持格子、下部支持格子スリーブ及びグリッドロッキングリングには再結晶焼鈍されたジルカロイ-4 が使用されているが、以下に示すこれらの特性を適切に反映して燃料集合体の設計を行う必要がある。

なお、資料 3 中に示すジルカロイ-4 被覆管の照射挙動データには、ジルカロイ-4 とジルカロイ-4-RT の 2 種類のデータがあり、前者は通常組織管、後者は集合組織調整管を指している。集合組織調整管は、被覆管の圧延工程を調整することによって、ジルコニウムの稠密六方晶 C 軸^(注)の径方向への配向割合を、通常組織管よりも僅かに高めた被覆管であるが、本章で示す被覆管の各特性は同等である。

5.1 ジルカロイ-4（冷間加工材）

5.1.1 耐熱性

ジルカロイ-4 の融点は $1,825^{\circ}\text{C}$ であり⁽¹⁰⁾、⁽²¹⁾、結晶構造が 820°C で α 相から ($\alpha + \beta$) 相へ、また、 970°C で ($\alpha + \beta$) 相から β 相に変態する。

ジルカロイ-4 の融点及び相変態温度の測定結果を表 5-1 及び表 5-2 に示すように、燃料被覆管の異常な過渡変化時の最高温度（約 $^{\circ}\text{C}$ ）よりもかなり高いので、プラントの使用条件の下で溶融あるいは相変態が生じることはない。したがって、プラントの使用条件の下で溶融あるいは相変態が生じることはないので、当該の挙動を設計評価では考慮していない。

5.1.2 耐放射線性

ジルカロイ-4 被覆管は、二酸化ウラン燃料と接触して原子炉内に置かれるので、 α 線、 β 線、 γ 線、核分裂片及び中性子の影響を受ける。

α 線及び β 線のような荷電粒子は、金属中を通り抜けるとき、電気的な相互作用によって原子の軌道電子を引き離すイオン化作用を起こす。また、 γ 線も軌道電子を原子から引き離す作用を起こす。このように α 線、 β 線、 γ 線は、主に金属原子の軌道電子と作用してエネルギーを消失していくので、ジルカロイ-4 被覆管の照射損傷に与える影響は軽微である。

核分裂片は、その飛程が限定された近距離にしか及ばないため、二酸化ウラン燃料の表面で起こった核分裂だけが被覆管の内表面にしか作用せず、事実上の照射損傷を与えない。

中性子は電荷を持たないので、金属中での電気的な相互作用によってエネルギーを失うことがなく、そのエネルギーは主として原子核との弾性衝突により多数の原子を格子位置からはじき出す作用によって消失される。この結果、金属の結晶格子内ある

(注) 稠密六方晶に垂直な軸

いは結晶粒界などに空孔あるいは格子間原子の存在が認められるようになり、この微視的欠陥が材料の巨視的な物性値に変化をもたらすことになる。中性子が金属中を通り抜けるときに形成される格子欠陥の濃度は、中性子のエネルギーに比例するため、ジルカロイ-4 被覆管の照射損傷に最も大きな寄与をするのは高速中性子である。

したがって、ジルカロイ-4 被覆管の放射線損傷の影響を受ける以下の特性においては、高速中性子の影響に着目すればよい。

5.1.2.1 機械的性質

機械特性への影響因子としては、照射脆化と水素脆化が考えられる。照射脆化は照射欠陥の蓄積（濃度）によるが、これは高速中性子束、被覆管温度、時間に依存する。実機炉内照射では高速中性子束と被覆管温度は定常運転状態ではほぼ一定であり、欠陥の蓄積と温度による回復が平衡状態になるため、ある照射量以上では照射脆化の著しい変化はないと考えられる。ジルカロイ-4 被覆管の引張試験結果を図 5-1～図 5-3 に示す。引張強さ及び耐力^(注1)は、照射初期において増加した後、照射量によらず著しい変化が見られない。また、破断伸びは、照射初期に低下した後、照射量によらず著しい変化がない。

また、水素脆化については、水素を吸収させた照射材についての引張試験結果は、図 5-4 に示すとおり約 800ppm までは延性が確保されていることから⁽¹⁰⁾ 本申請の燃料集合体の使用範囲まで機械特性は変わらない。

ジルカロイ-2 材ではあるが、高速中性子照射量 $27\sim 32\times 10^{25}$ n/m² ($E\geq 1\text{MeV}$) まで十分な延性が確保されているとの報告例がある⁽²²⁾。

5.1.2.2 疲労特性

ジルカロイに対する Langer and O' Donnell の疲労試験結果を図 5-5⁽¹⁰⁾に示す。ジルカロイ-4 被覆管の設計疲労曲線は同図の機械特性を考慮し設定する。

5.1.2.3 クリープ特性^(注2)

燃料被覆管は内外圧差に基づくクリープによって外径が減少していくが、ペレットと被覆管が接触した後は、ペレットの外径変化に依存して被覆管外径が増加する。ジルカロイ-4 被覆管の外径変化量を図 5-6 に示す。ジルカロイ-4 被覆管のクリープ特性はこれらの挙動を計算モデルに組み込んで（資料 2-1 の 3.2.2(2)c. 項に示す）設計評価に反映している。

(注 1) 0.2%の塑性変形を起こす応力をいう。

(注 2) 材料が一定応力あるいは一定荷重の下で時間とともに変形する現象。

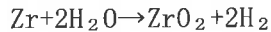
5.1.2.4 照射成長^(注)

照射成長の支配要因は、ジルカロイ中の稠密六方晶（ α 相）の向きが比較的揃った組織において中性子照射で生じる格子欠陥のうち、空孔は六方晶底面へ、格子間原子は柱面へ選択的に集まるためと言われている。図 5-7 に示すように、ジルカロイ-4 被覆管の照射成長は、高速中性子照射量にほぼ比例し、高燃焼度領域でもこの傾向が認められる。したがって、ジルカロイ-4 被覆管の照射成長は、これらの挙動を計算モデルに組み込んで（資料 2-1 の 3.2.2(2)c. 項に示す）設計評価に反映している。

燃料棒の設計に当たっては、上記の耐放射線性に関する事項を考慮した上で、被覆管応力等が設計基準を満足するようにする。

5.1.3 耐腐食性

ジルカロイ-4 被覆管が 1 次冷却材と接触すると、



の反応により酸化腐食が進むとともに、発生した水素の一部を吸収する。実機では放射線照射下で 1 次冷却材の放射線分解により発生する酸素により、ジルカロイの腐食が放射線照射のない環境に比べて加速される可能性があるが、PWR では 1 次冷却材に水素注入を行い酸素の発生を抑制している。実機の腐食は以下に示すとおりである。

5.1.3.1 酸化腐食による影響

ジルカロイ被覆管外面には、炉内使用条件下で高温の 1 次冷却材との反応により酸化膜が形成される。一般に、ジルカロイ被覆管の腐食速度は、酸化膜と被覆管金属母材の界面温度についてのアレニウス型温度依存性を示す。また、その腐食増量（酸素による質量増加）の時間変化を図 5-8⁽²³⁾ に示すが、初期の段階では時間に対して立方則（時間の 3 乗根に比例）に従って増加し、酸化膜厚が 2～3 μm （遷移点）を超えた後は時間に対して直線的に増加する。炉内での被覆管酸化膜を図 5-9 に示す。炉内では滞在期間が長くなり酸化膜が厚くなるに従って、形成された酸化膜と金属母材の境界温度が上昇するため、燃焼度の進行に伴って酸化膜厚さは増大する傾向になる。更に腐食が進行すると腐食量の急激な増加が見られるが、これは酸化により発生する水素のうち、被覆管に吸収された水素が被覆管外面に析出し、この析出物が腐食に起因すると考えられている。

(注) 無応力状態でも高速中性子照射によって特定の方向に成長し、他の方向に収縮して体積変化を伴わない現象。

図 5-9 から酸化膜厚さは燃焼度約 53,000Mwd/t (燃料棒平均) で約 83 μ m であり、反応厚さでみると約 52 μ m^(注) である。これは被覆管肉厚の約 9%程度であり、被覆管の機械的健全性の観点から目安としている 10%減肉以下であることから、本申請の燃料集合体の使用範囲までジルカロイ-4 被覆管を使用しても、機械的特性には影響しないと考えられる。

5.1.3.2 水素吸収による影響

ジルコニウムと水との反応で発生した水素の一部は、被覆管に吸収される。実機で照射された被覆管の水素吸収量データを図 5-10、11⁽²⁴⁾ に示すが、水素吸収量は燃焼とともに増加する傾向を示している。燃焼度約 60,000Mwd/t (燃料棒平均) で約 600ppm である。これは本申請燃料の燃料棒最高燃焼度 53,000Mwd/t よりも高い燃焼度でのデータであるが、炉外試験及び照射材の照射後試験により延性が確保されていることが確認できている約 800ppm より小さい。

5.1.4 その他の性能

5.1.4.1 耐摩耗性

原子炉内では、燃料棒の流動振動による支持格子との接触部で、被覆管の摩耗が発生する可能性がある。被覆管の硬さの測定結果を表 5-3 に示す。フレッティング摩耗評価はこれらの特性を考慮する。

5.2 ジルカロイ-4 (再結晶焼鈍材)

5.2.1 耐熱性

燃料被覆材端栓、制御棒案内シンプル、制御棒案内シンプル端栓、炉内計装用案内シンプル、、リテーナースリーブ、上部及び中間部支持格子、下部支持格子スリーブ及びグリッドロッキングリングにはジルカロイ-4 が使用されているが、炉心内での使用温度は最大約 350℃であるため、表 5-1 及び表 5-2 に示した溶融点及び相変態温度よりかなり低いので、プラントの使用条件の下で溶融あるいは相変態が生じることはない。

5.2.2 耐放射線性

高速中性子の照射によりジルカロイ-4 材料内には格子欠陥が生じる。材料の機械的特性は金属内の転位の運動と関係するため、照射により生じた欠陥の影響を受ける。一般に、欠陥が転位の運動を妨げるため、強度が増加し、延性が低下すると考えられている。

(注) 酸化膜厚さとジルカロイの減肉厚さ (反応厚さ) との比は以下のとおり約 1.6 となる。

$$\frac{\text{酸化膜厚さ}}{\text{ジルカロイの減肉厚さ}} = \frac{\text{酸化膜の分子量} \times \text{ジルカロイの密度}}{\text{ジルカロイの分子量} \times \text{酸化膜の密度}}$$
$$= \frac{123.22 \times 6.55}{91.22 \times 5.7} = 1.55 \approx 1.6$$

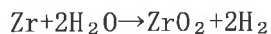
したがって、酸化膜厚さ約 83 μ m は約 52 μ m の減肉 (反応厚さ) を示す。

ジルカロイ-4 材の案内シンプルが高速中性子により照射されたときの機械特性に関するデータを図 5-12 に示す。これより、引張強さ、耐力は、高速中性子照射によって照射初期に増加するが、照射量の増加とともに著しい変化がなくなる傾向にある。また、破断伸びは、高速中性子照射により減少するが、その後は著しい変化がなくなる傾向にある。また、弾性率やポアソン比は格子欠陥の影響をあまり受けないため、照射によりほとんど変化しない。

なお、燃料被覆材端栓、制御棒案内シンプル端栓、炉内計装用案内シンプル、
、リテーナーズスリーブ、上部及び中間部支持格子、下部支持格子スリーブ及びグリッドロックリングは案内シンプルと同じジルカロイ-4 材で構成され、高速中性子照射量は案内シンプルと同等であり、放射線照射の影響も同等と考えられる。

5.2.3 耐腐食性

ジルカロイ-4 からなる構成部材は、1 次冷却材と接触しているので、



の反応により酸化腐食が進むとともに、発生した水素の一部を吸収する。

実機では放射線照射下で 1 次冷却材の放射線分解により発生する酸素により、ジルカロイの腐食が放射線照射のない環境に比べて加速される可能性があるが、PWR では 1 次冷却材に水素注入を行い酸素の発生を抑制している。実機の腐食は以下に示すとおりである。

5.2.3.1 酸化腐食による影響

実機で照射された案内シンプルの腐食データを図 5-13 に示すが、酸化膜厚さは燃焼とともに増加する傾向を示している。図 5-13 で照射データを包絡した条件で燃焼度約 48,000MWd/t (燃料集合体平均) の腐食量を予測すると、酸化膜厚さは約 40 μm となり、反応厚さで見ると約 25 μm である。これは案内シンプル肉厚の 6% 程度となり、機械的健全性の観点から目安としている 10% 減肉以下であることから、この程度の酸化腐食ではジルカロイの機械的特性には影響しないと考えられる。

なお、燃料被覆材端栓、制御棒案内シンプル端栓、炉内計装用案内シンプル、、リテーナーズスリーブ、上部及び中間部支持格子、下部支持格子スリーブ及びグリッドロックリングはジルカロイ-4 で構成されるが、いずれも案内シンプルと温度条件は同程度であるので腐食挙動は案内シンプルと同等であり、各部材の機械特性には影響しないと考えられる。したがって、腐食による機械的特性への影響は設計評価では考慮していない。

5.2.3.2 水素吸収による影響

ジルコニウムと水の反応で発生した水素の一部は、母材に吸収される。実機で照射された案内シンプルの水素吸収量データを図 5-14 に示すが、水素吸収量は

燃焼とともに増加する傾向を示している。図 5-14 で照射データを包絡した条件で燃焼度約 48,000Mwd/t (燃料集合体平均) の水素吸収量を予測すると、水素吸収量は約 500ppm となるが、再結晶焼鈍されたジルカロイ-4 材では、約 1,000ppm 程度まで耐力、引張強さの低下は見られない⁽⁴⁰⁾ ことから、機械的強度には影響ないと考えられる。

なお、燃料被覆材端栓、制御棒案内シンプル端栓、炉内計装用案内シンプル、、リテーナーズリーブ、上部及び中間部支持格子、下部支持格子スリーブ及びグリッドロックリングは案内シンプルと同じジルカロイ-4 材で構成され、いずれも腐食挙動及び水素吸収挙動は案内シンプルと同等であるため、水素吸収量も同等と考えられ、機械的強度には影響ないと考えられる。したがって、ジルカロイ-4 材で構成されるこれらの部材に、水素吸収による機械的特性への影響を設計評価では考慮していない。

表 5-1 ジルカロイ-4 の溶融点測定結果

(単位 : °C)

種類	溶融点測定結果
ジルカロイ-4	1,825

表 5-2 ジルカロイ-4 の相変態温度測定結果

(単位 : °C)

種類	$\alpha \rightarrow \alpha + \beta$	$\alpha + \beta \rightarrow \beta$
ジルカロイ-4	820	970

表 5-3 ジルカロイ-4 被覆管の硬さの測定結果

(単位 : HK(ヌープ硬さ値))

種類	平均値 (HK 0.1*)
ジルカロイ-4	204

* : HK 0.1 : ヌープ硬さ試験力 0.9807N

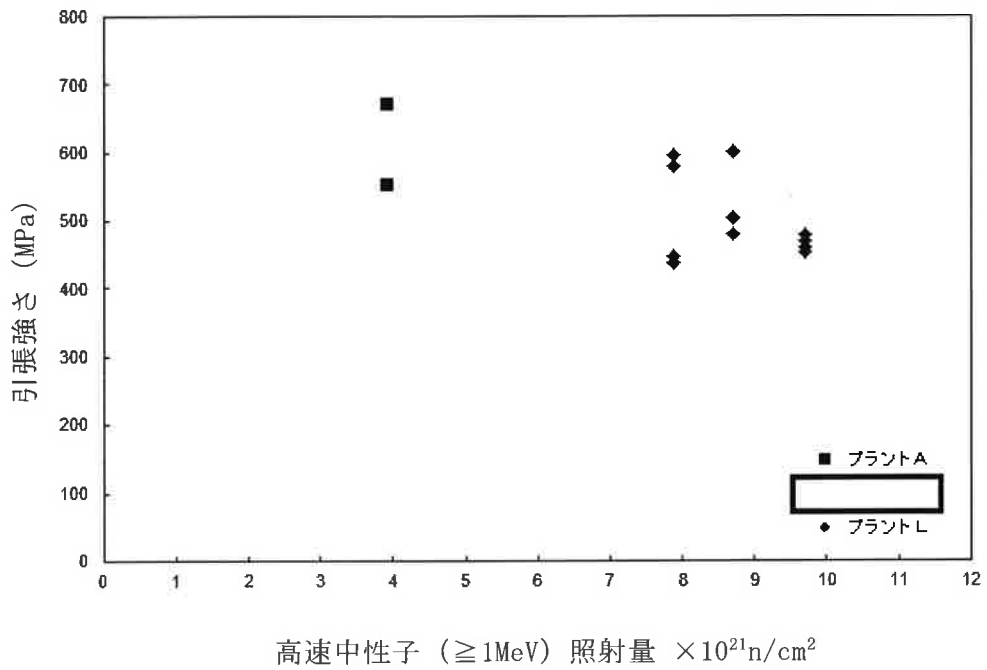


図 5-1 ジルカロイ-4 被覆管引張強さの変化 (300°C~400°C) (Framatome Inc. 社データ)

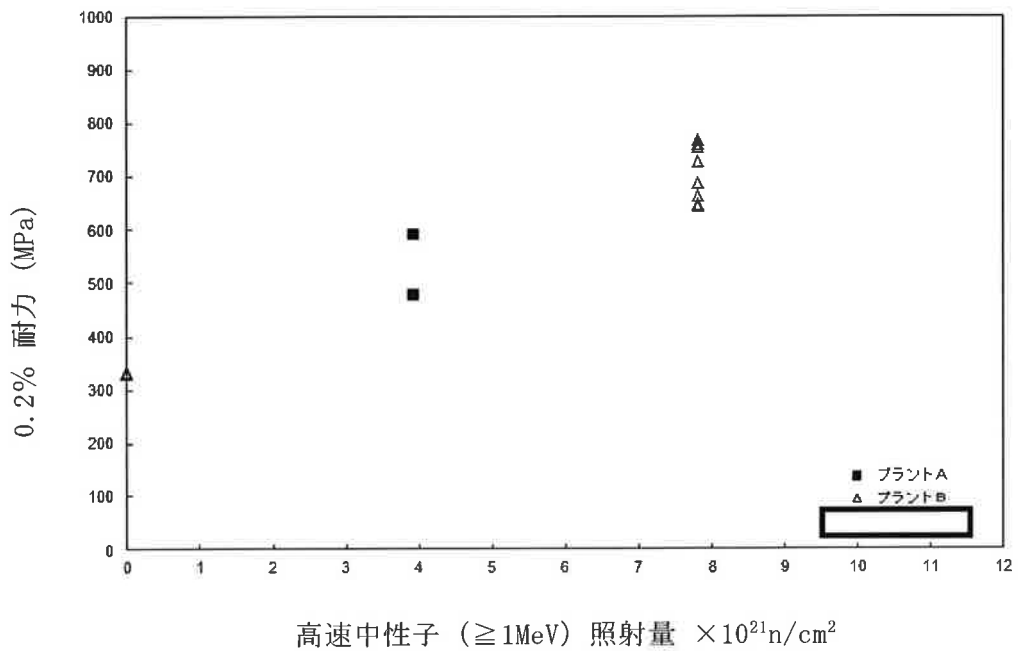


図 5-2 ジルカロイ-4 被覆管 0.2%耐力の変化 (300°C~400°C) (Framatome Inc. 社データ)

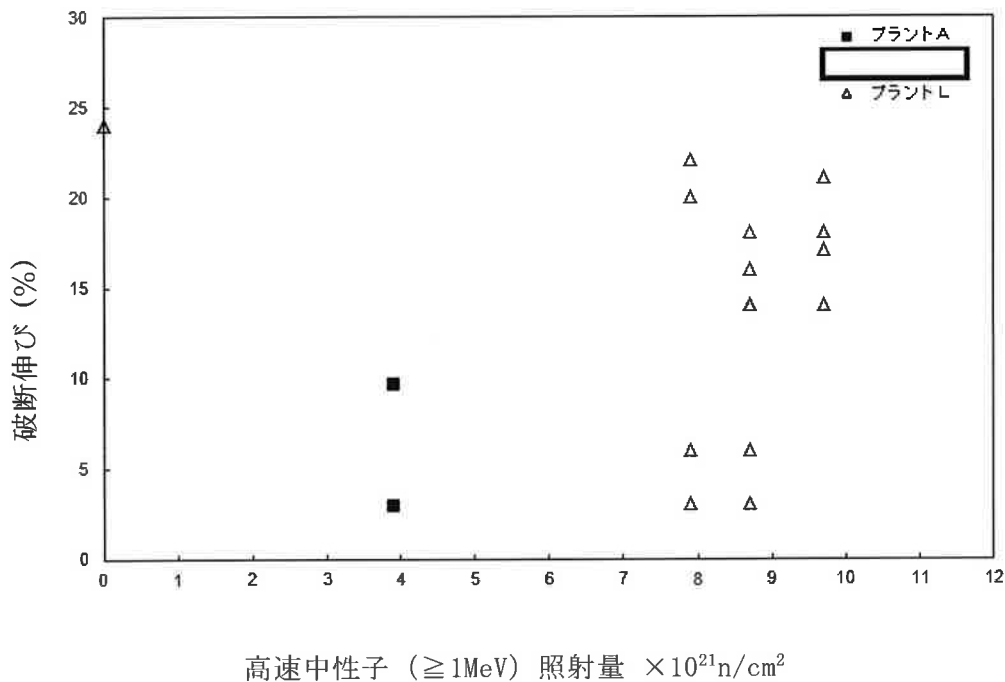


図 5-3 ジルカロイ-4 被覆管破断伸びの変化 (300℃~400℃) (Framatome Inc. 社データ)

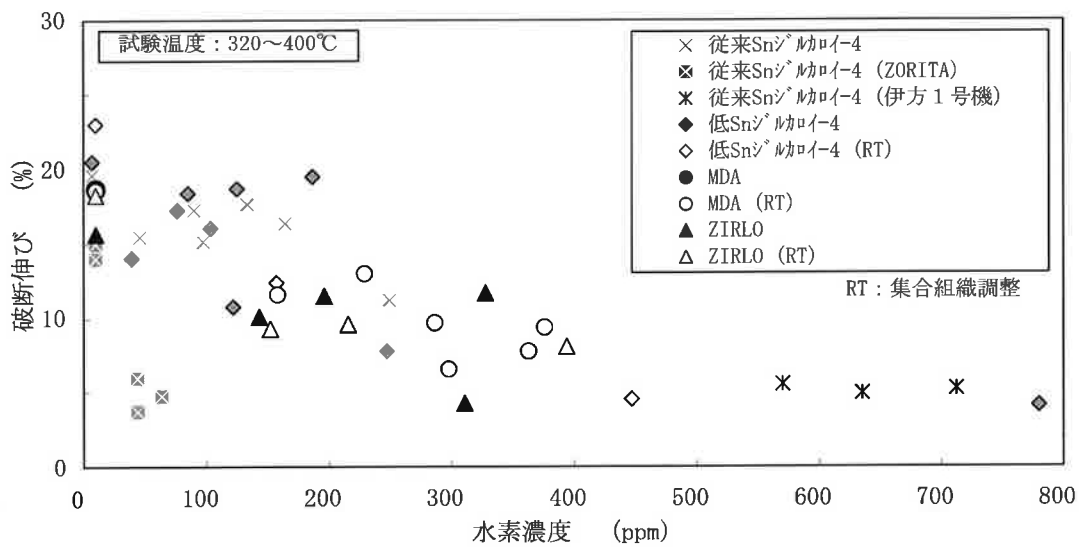


図 5-4 被覆管水素濃度と破断伸びの関係

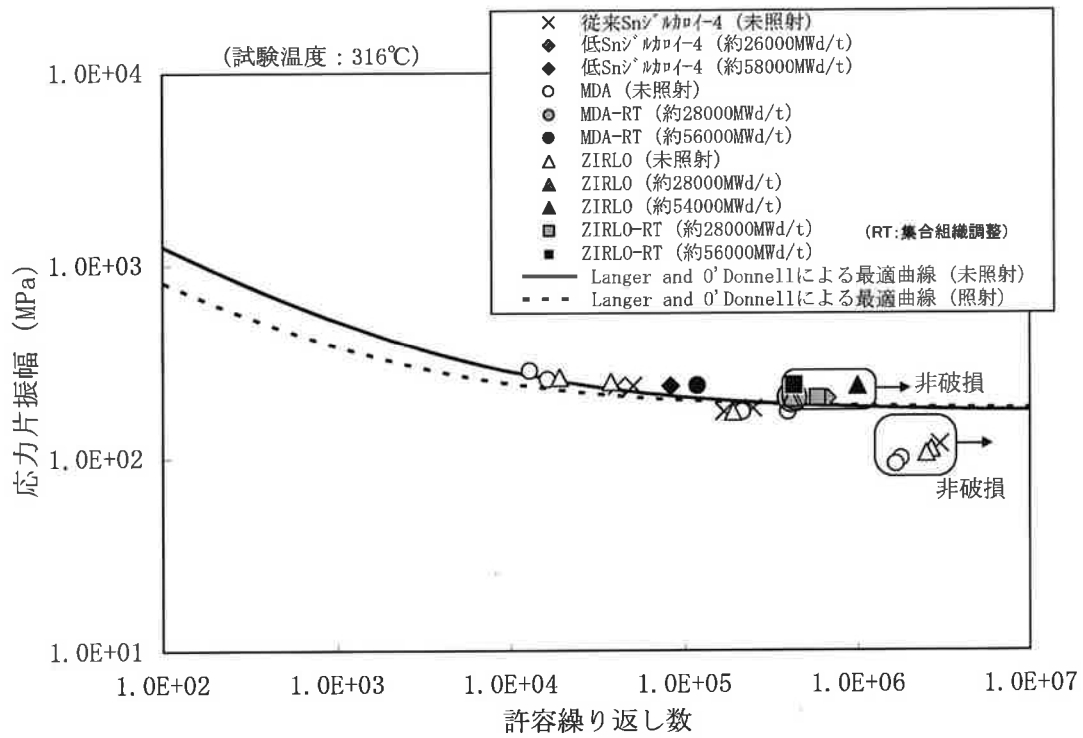


図 5-5 ジルカロイ-4 被覆管の疲労強度

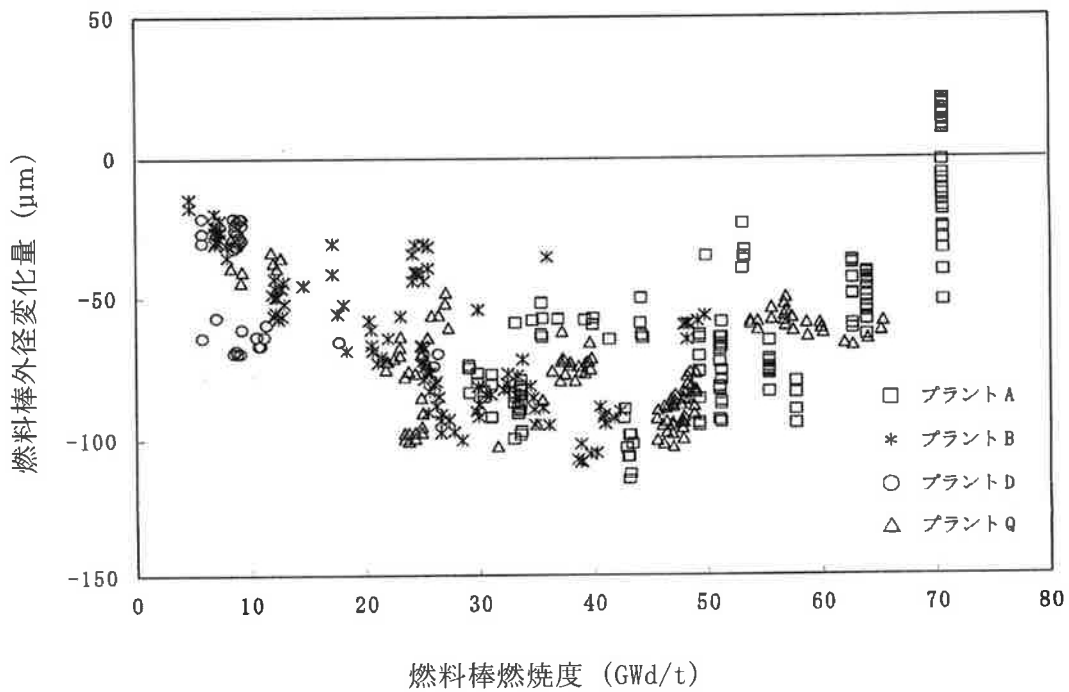
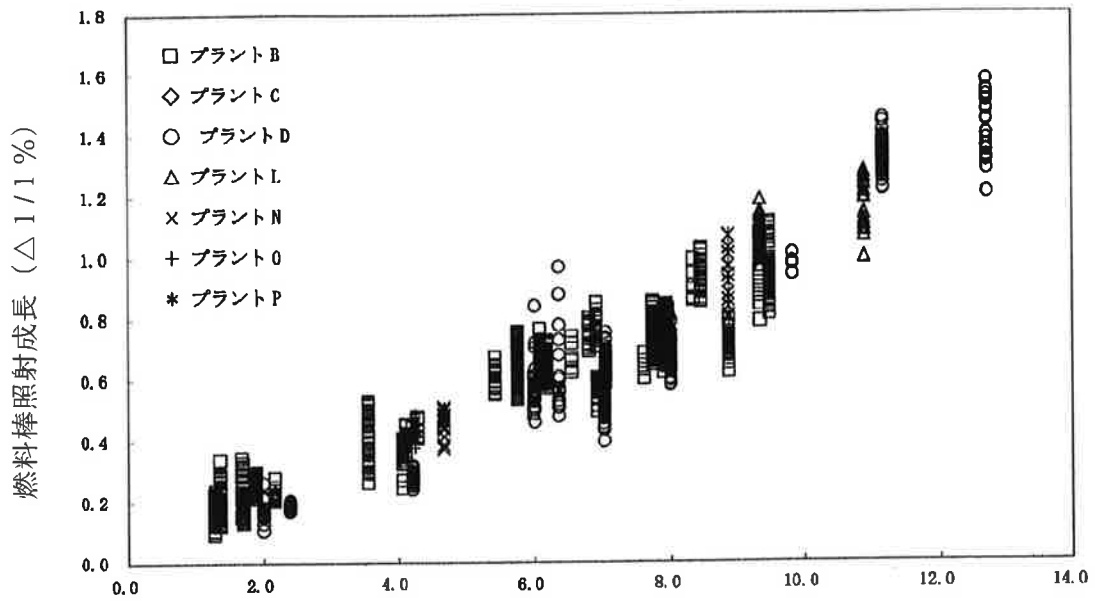


図 5-6 PWR 燃料の被覆管外径変化 (Framatome Inc. 社データ)



燃料棒高速中性子 ($\geq 1\text{MeV}$) 照射量 ($\times 10^{21}\text{n/cm}^2$)

図 5-7 PWR 燃料の燃料棒照射成長 (Framatome Inc. 社データ)

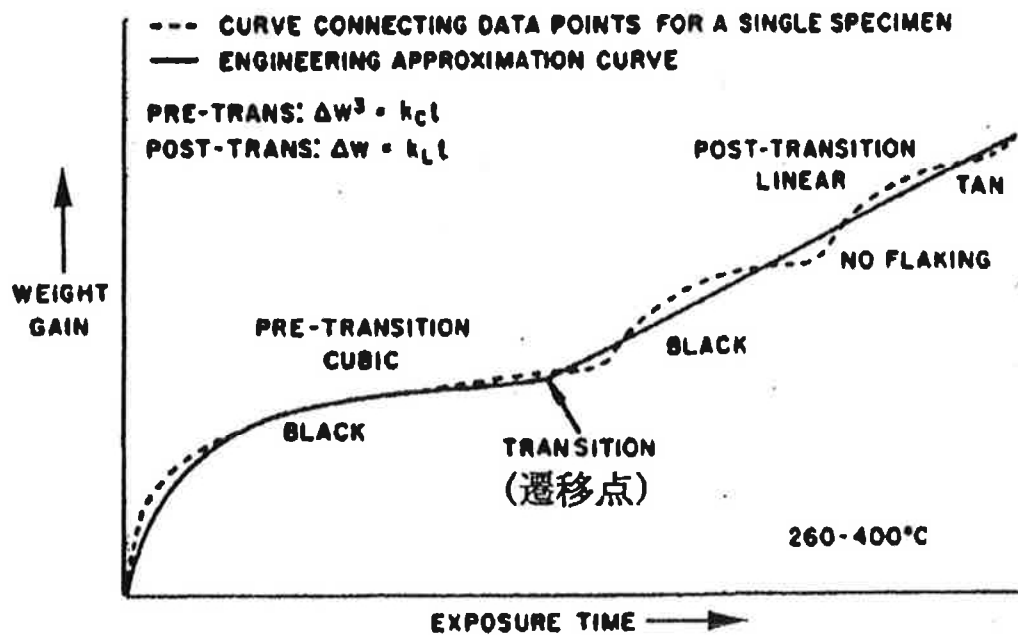


図 5-8 炉外腐食試験におけるジルカロイ-2 とジルカロイ-4 の典型的な腐食曲線

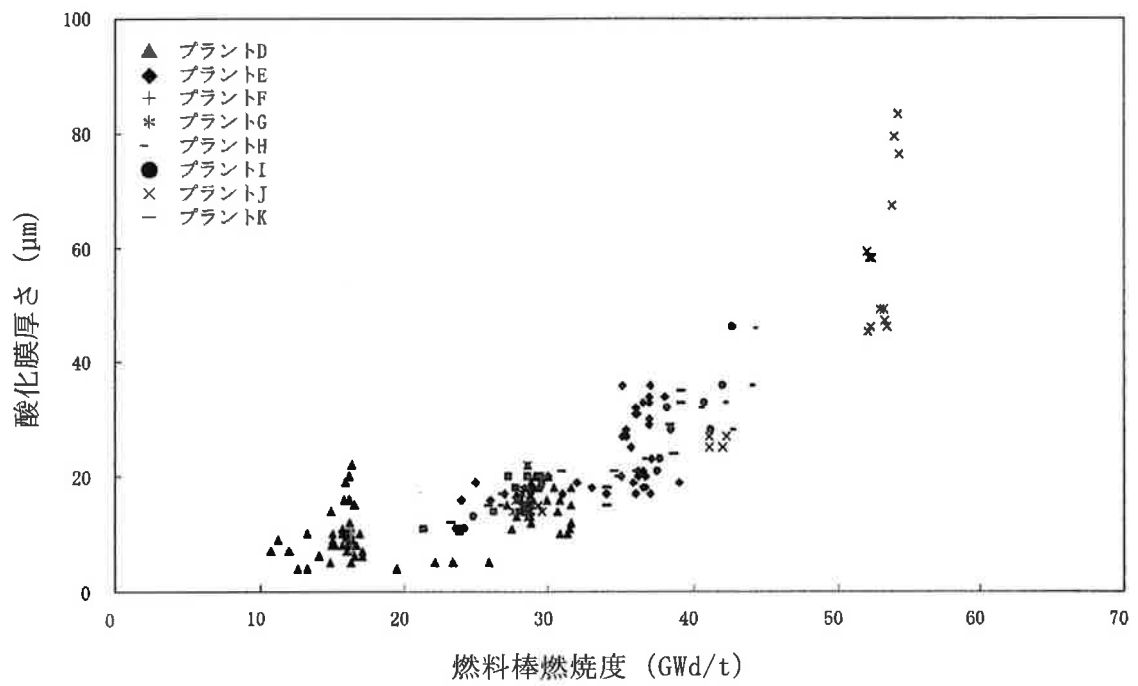


図 5-9 ジルカロイ-4 被覆管酸化膜厚さ (Framatome Inc. 社データ)

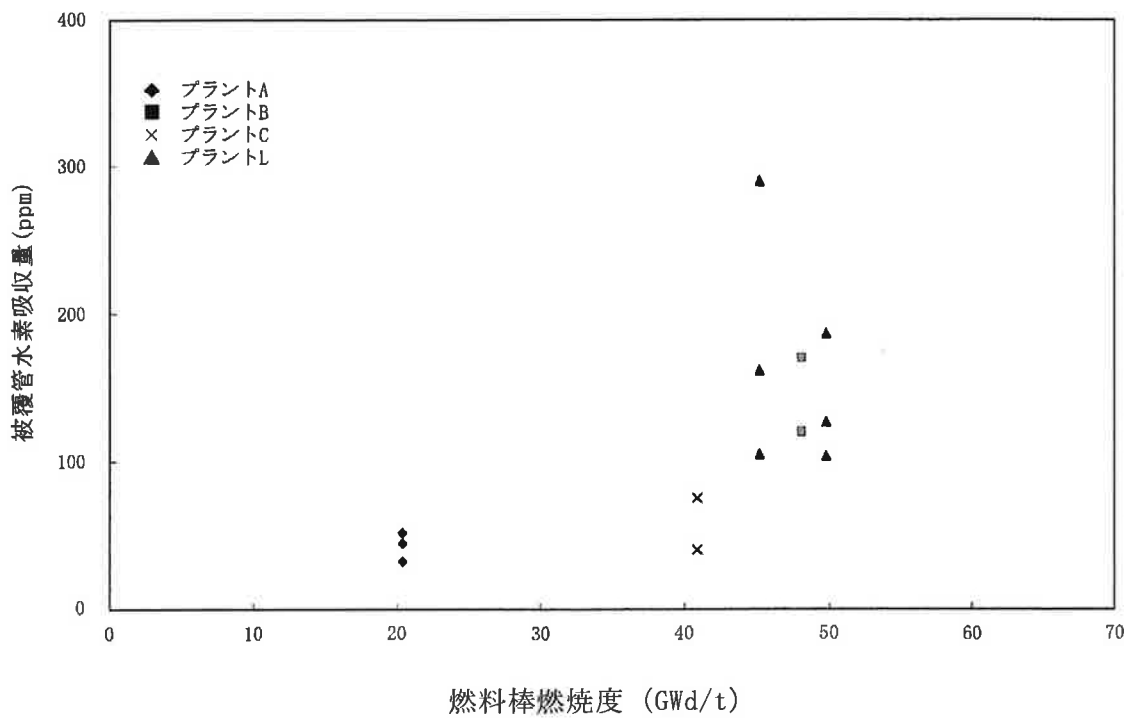


図 5-10 ジルカロイ-4 被覆管水素吸収量 (1) (Framatome Inc. 社データ)

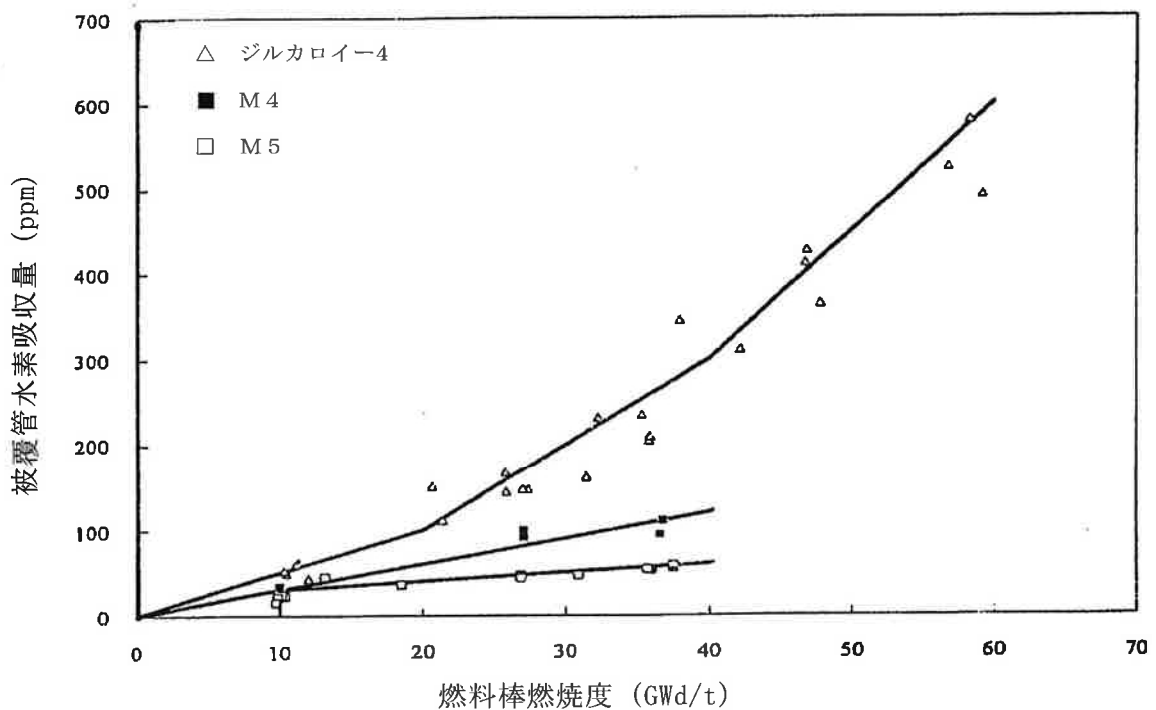


図 5-11 ジルカロイ-4 被覆管水素吸収量 (2) (Framatome Inc. 社データ)

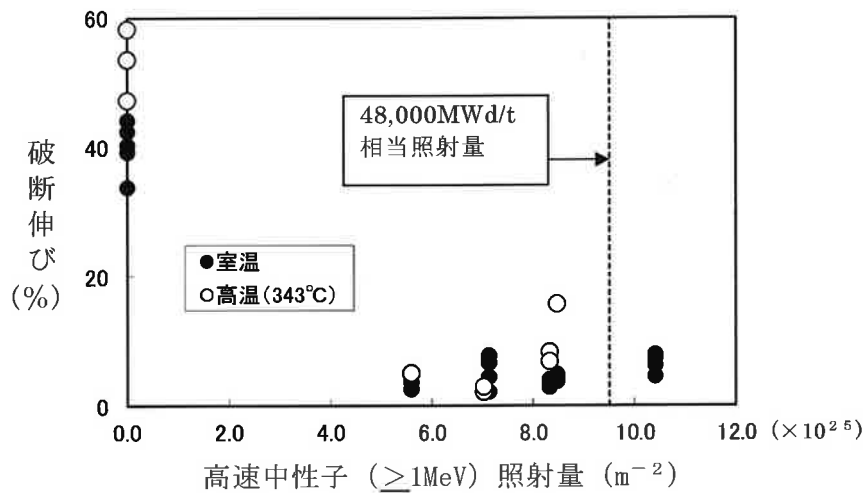
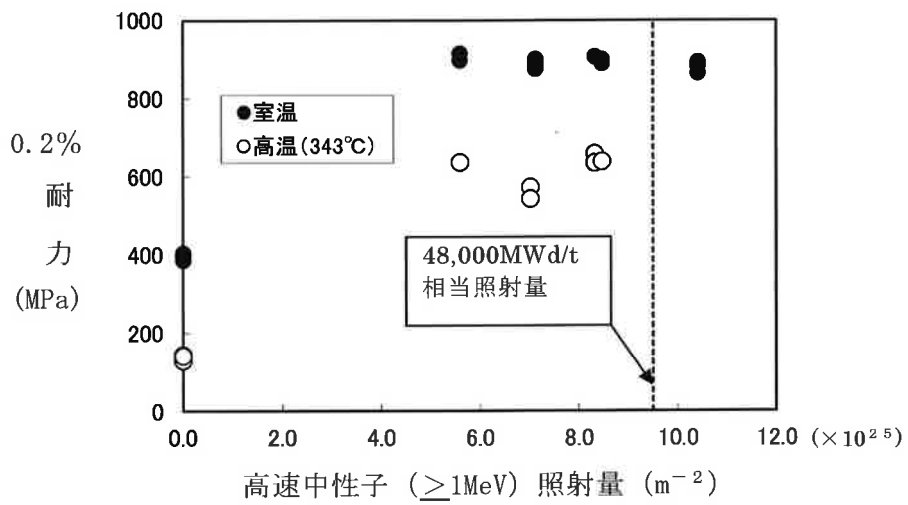
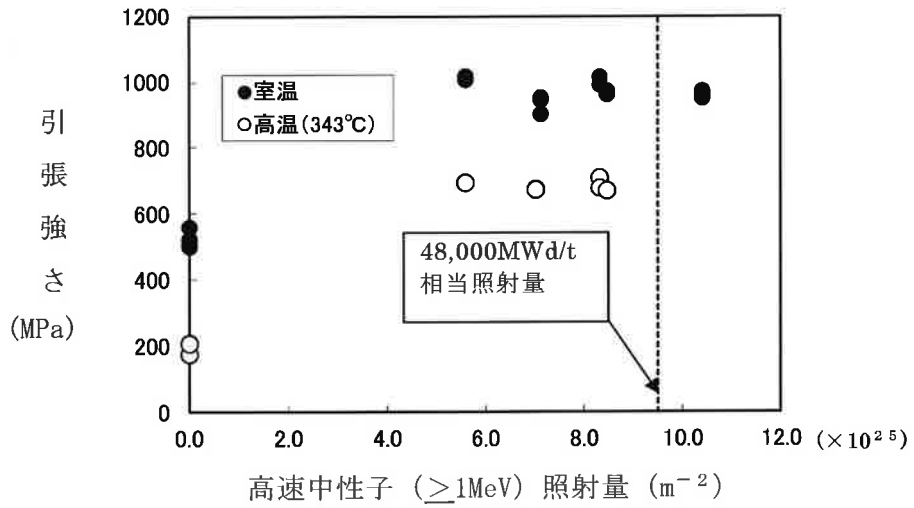


図 5-12 実機で照射された案内シンプルの機械特性データ

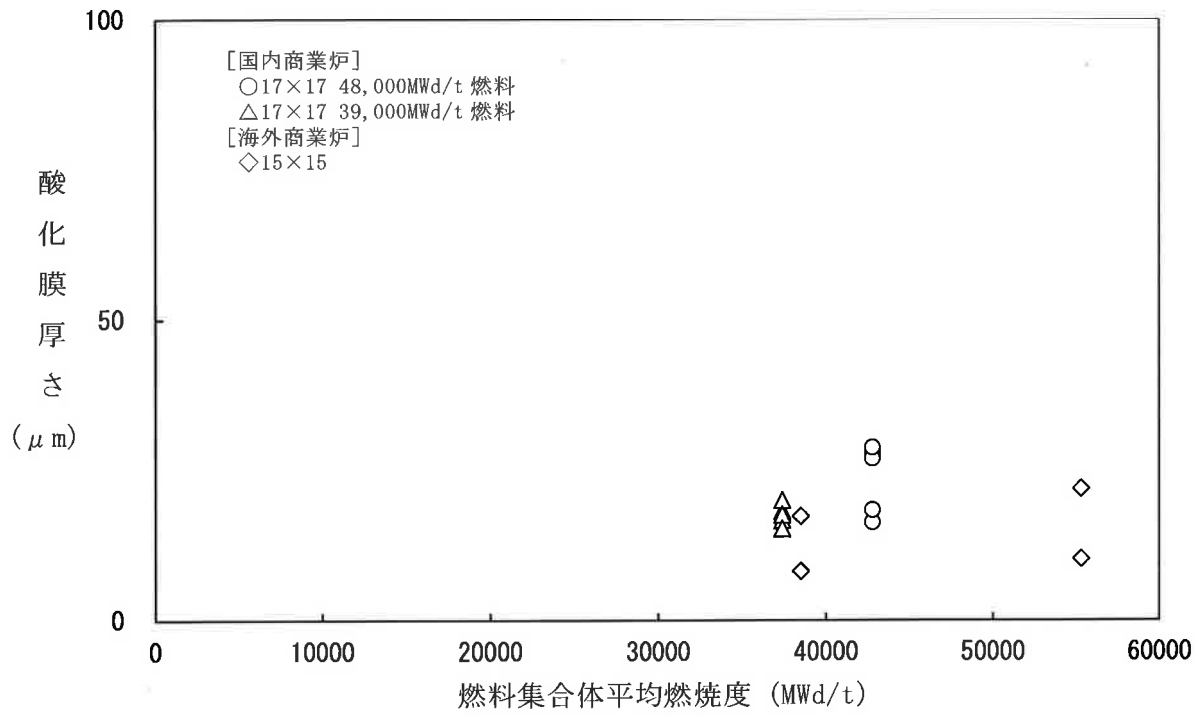


図 5-13 実機で照射された案内シンプルの腐食データ

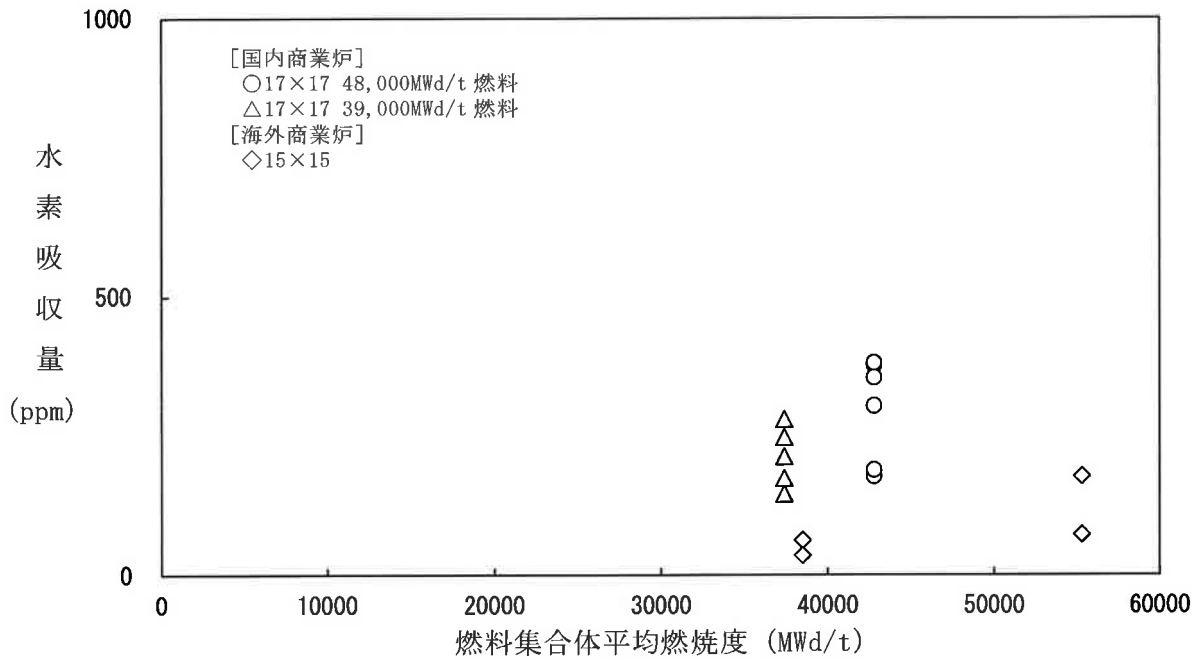


図 5-14 実機で照射された案内シンプルの水素吸収量データ

6. 析出硬化型ニッケル基合金^(注) (718 合金、X-750 合金)

6.1 耐熱性

718 合金の溶融点は約 1,300℃である。718 合金は上部ノズル押さえばね、
、、下部支持格子及びスプリングスクリュウに使用されるが、炉心
内での使用温度は最大約 350℃であるため、プラントの使用条件の下で溶融は生じない。
また、この使用温度では材質変化も生じない。したがって、プラントの使用条件の下で溶
融が生じることはないので、当該の挙動を設計評価では考慮していない。

X-750 合金は、1,390℃以上の溶融点⁽²⁶⁾を有し、高温で安定な上に強度、耐腐食性に優
れ、718 合金と同じく、ばね材及び高温構造材として優れた性質を有している。

X-750 合金は、ペレット押さえばね及びとして使用されるが、この
構成部品の原子炉での最高温度は、ペレットと接触する面であり、約 ℃以下である。
この程度の温度では機械的強度の低下はわずかであることが図 6-1⁽²⁶⁾より分かる。した
がって、プラントの使用条件の下で溶融が生じることはないので、当該の挙動を設計評価
では考慮していない。

なお、718 合金及び X-750 合金は析出硬化型の合金であり、約 1,000℃以上の使用温度
では析出相が再固溶し、強度が低下することが考えられるが、上述のとおり原子炉の使用
条件ではその影響はない。

6.2 耐放射線性

718 合金は、もともと析出硬化型のニッケル基合金であり、図 6-2⁽²⁷⁾に示すように、
高速中性子照射を受けると耐力は増加し、引張強さはわずかに変化する。^{(27)、(28)} また、
同図に伸びのデータを示すが、高速中性子照射によって伸びは減少するものの、照射量の
増加では著しい変化がなくなる傾向を示していることが分かる。

したがって、プラントの使用条件の下で、十分な強度と延性を有していることから、高
速中性子照射を考慮した 718 合金の強度と延性を設計評価では考慮していない。

X-750 合金の照射による機械的性質の変化を図 6-3⁽²⁹⁾に示す。耐力及び引張強さは照
射量約 $8 \times 10^{21} \text{n/cm}^2$ ($E \geq 1 \text{MeV}$) までは増加し、その後減少するが高燃焼度域においても
未照射材を下回ることはない。一方、伸びは照射量約 $8 \times 10^{21} \text{n/cm}^2$ までは大きく減少する
が、その後は照射量約 $6 \times 10^{22} \text{n/cm}^2$ までほとんど変化していない。高燃焼度域において 5%
程度の伸びが有り、X-750 合金の延性は確保される。

(注) 析出硬化型ニッケル基合金

一般に析出硬化型合金は、急冷によって過飽和に固溶されていた化合物が、その後の時効
によって微細析出することによって硬化する合金をいう。

718 合金及び X-750 合金の場合には、時効処理によって生地である γ 相の中に Ni を主成分
とした γ' 相 ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Nb}, \text{Ti})$) が析出、分散されることにより硬化される。

したがって、プラントの使用条件の下で、十分な強度と延性を有していることから、高速中性子照射を考慮した X-750 合金の強度と延性を設計評価では考慮していない。

6.3 耐腐食性

718 合金のようなニッケル基合金では、高温水中で材料の表面に緻密な酸化膜が生じ、これが腐食の進行を防止する。例えば 718 合金を 815℃ のヘリウム水蒸気混合ガスで酸化させても 300 時間で酸化の進行は抑制される。図 6-4 に示すように質量増加は約 0.4mg/cm² で著しい変化がなくなる傾向にある。⁽³⁰⁾ 炉内使用時の温度はこれより低いので質量増加も更に少ないと考えられる。したがって、腐食増量が少ないことから、718 合金の腐食挙動を設計評価では考慮していない。

X-750 合金の腐食抵抗は一般に高く、耐腐食性はインコネル-600 と同じである。⁽²⁶⁾ 図 6-4 に示すように質量増加は約 0.2 mg/cm² で著しい変化がなくなる傾向にあり、使用条件下に対し十分な耐腐食性を有する。また、X-750 合金は、ペレット押えばねとして燃料棒の中に挿入されて使用されるが、ジルカロイ-4 との反応はそれぞれが多く合金元素から成っているため、もし反応を生じると様相は複雑である。合金元素間で反応が生じて、その状態がどのようになるかは、合金元素の状態図を用いて推測することが可能である。例えば、Zr-Ni、Zr-Fe のような合金元素間の共晶温度はともに約 800℃ である⁽³¹⁾。燃料棒内でのペレット押えばねの使用温度はペレットと接触する面であり、約 □℃ 以下であるので、ジルカロイ-4 と X-750 合金が反応することはない。したがって、腐食増量が少ないことから、X-750 合金の腐食挙動を設計評価では考慮していない。

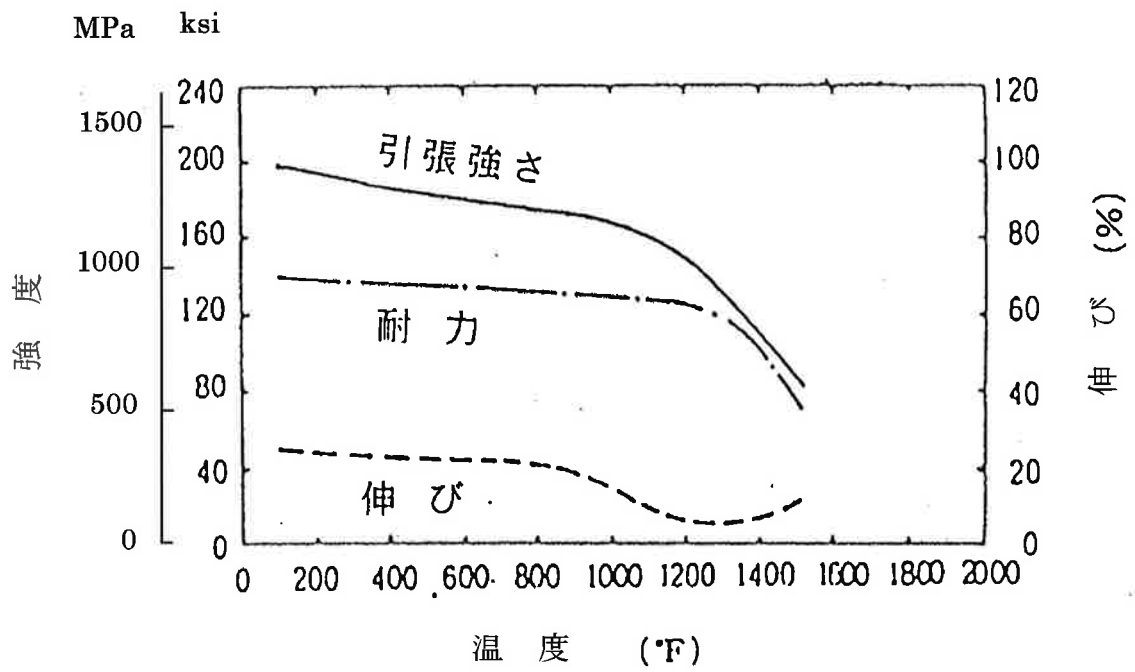


図 6-1 X-750 合金の温度による機械的性質の変化

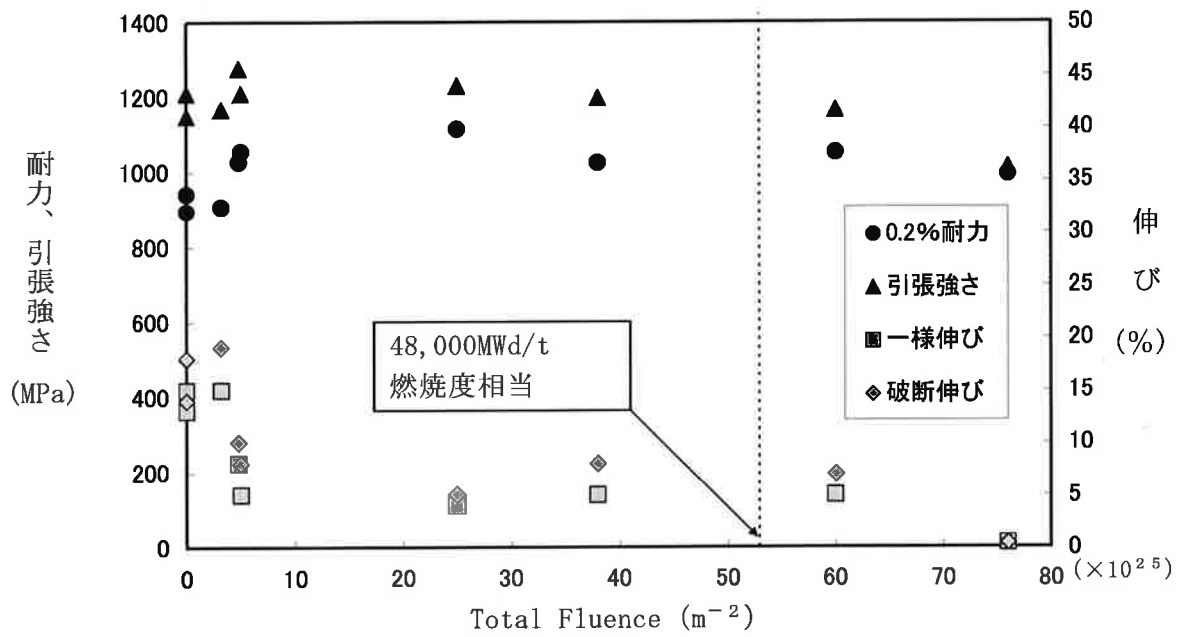


図 6-2 718 合金の照射による引張性質の変化
(照射温度 400°C~430°C、試験温度 427°C)

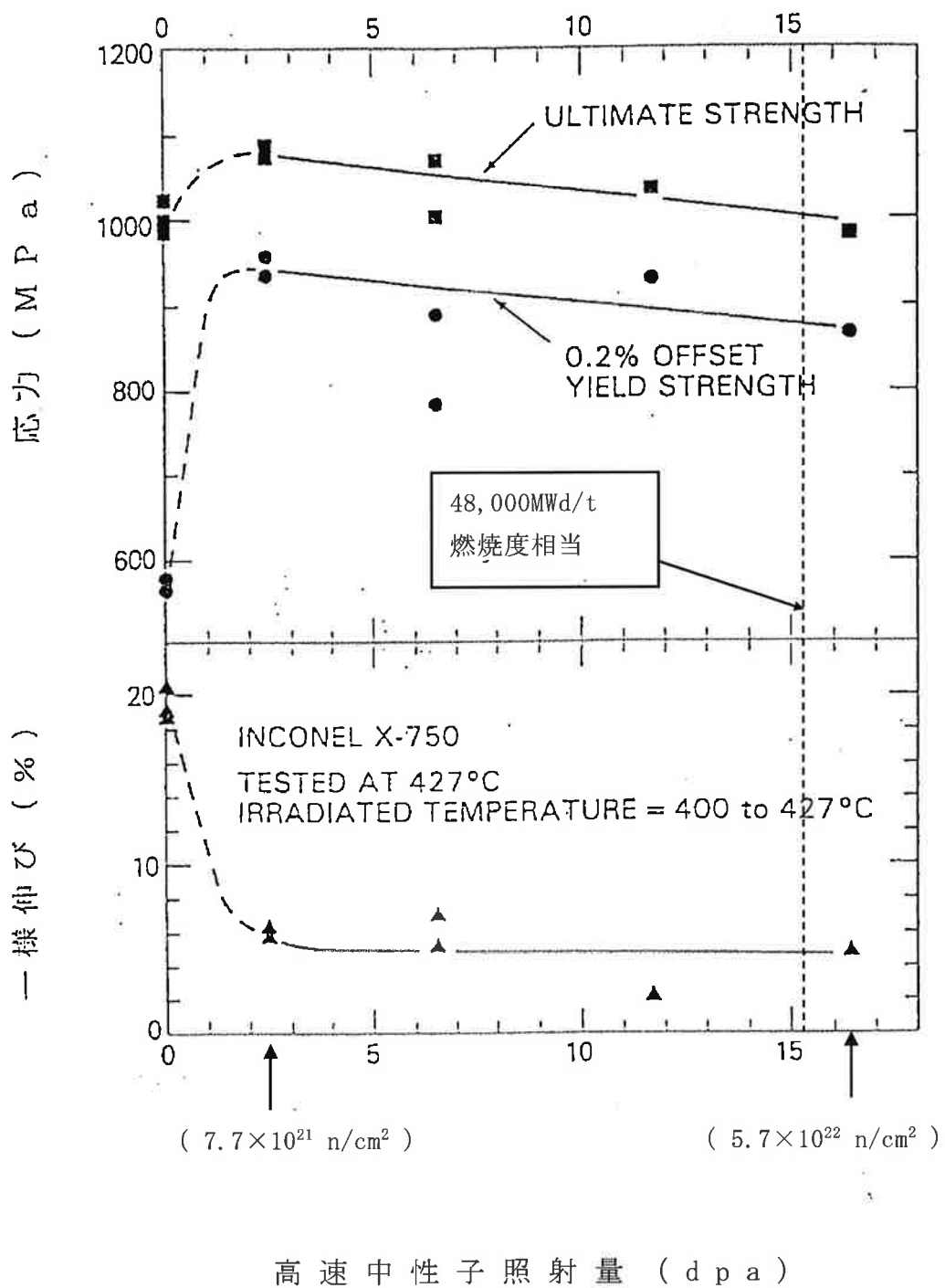


図 6-3 X-750 合金の照射による引張性質の変化
 (試験温度 427°C)

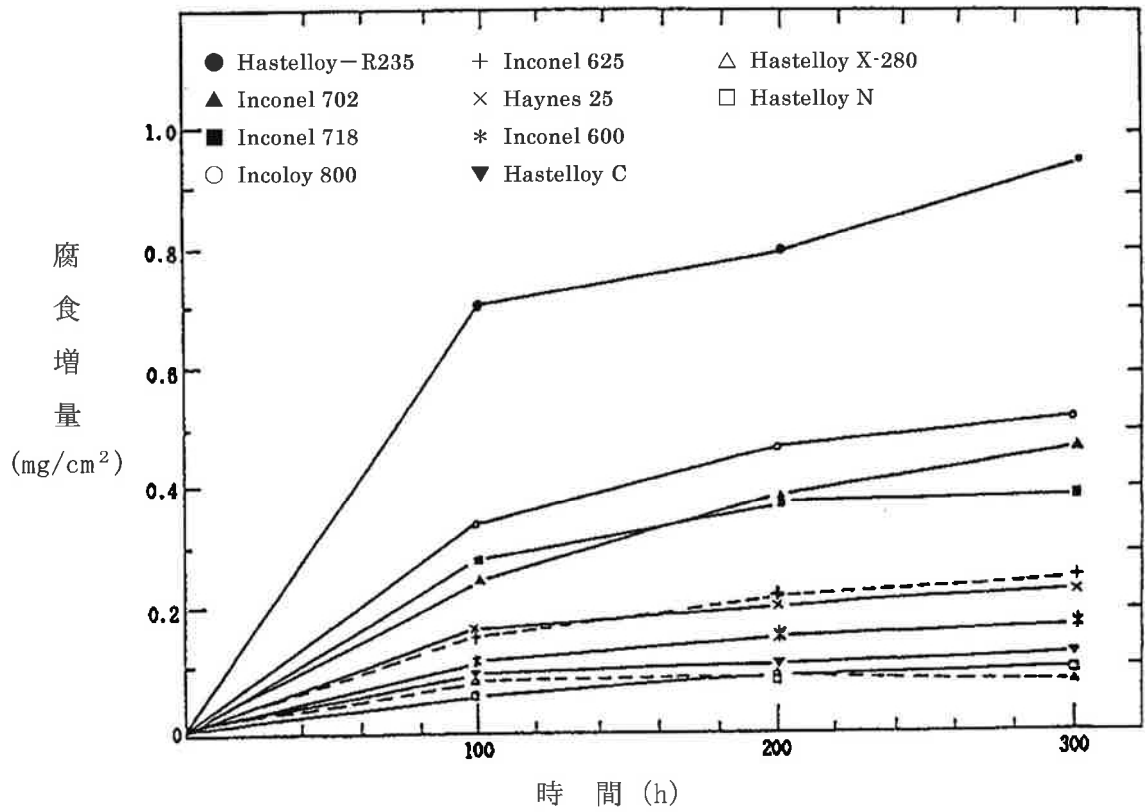


図 6-4 ニッケル基合金の腐食増量 (815°C)

7. ステンレス鋼

上部ノズル、クランプ及び下部ノズルフレームはステンレス鋼鋳鋼製であり、波板、シム、水平棒、下部ノズルブッシング及びシンプルスクリューはオーステナイト系ステンレス鋼製である。ステンレス鋼鋳鋼の化学成分、機械的特性はオーステナイト系ステンレス鋼と同等であり、耐熱性、耐放射線性及び耐腐食性は同等と考えられる。このため、以下ではオーステナイト系ステンレス鋼について特性を述べる。

7.1 耐熱性

オーステナイト系ステンレス鋼(以下、「ステンレス鋼」と称する。)の溶融点は約 1,400～1,500℃である。炉心内での使用温度は最大約 350℃であり、溶融は生じない。また、この使用温度では材質変化も生じない。したがって、プラントの使用条件の下で溶融や材質変化が生じることはないので、当該の挙動を設計評価では考慮していない。

7.2 耐放射線性

ステンレス鋼が高速中性子の照射を受けると、図 7-1⁽³²⁾ に示すように耐力が増加し、伸びが減少する傾向を示す。また、図 7-2⁽³²⁾ に示すように引張強さについても増加する傾向を示す。⁽³³⁾

また、ステンレス鋼は本申請の燃料集合体の使用範囲まで高速中性子照射を受けても十分な延性を有する。^{(32)、(34)} したがって、プラントの使用条件の下で、十分な強度と延性を有していることから、高速中性子照射を考慮したステンレス鋼の強度及び延性を設計評価では考慮していない。

7.3 耐腐食性

ステンレス鋼は高温水中で極めて優れた耐腐食性を有する材料である。

その腐食量は、図 7-3⁽³⁵⁾ に示すように 300℃の高温水では表面処理にかかわらず初期の約 2,000 時間でその表面に強固で、かつ緻密な酸化被膜が形成され、それ以後の腐食が抑制される。

5 年間の使用時の腐食増量は図 7-4⁽³⁵⁾ より推定すると約 0.4mg/cm² であり^(注)、燃料集合体の各部に使用するステンレス鋼材の強度には影響を及ぼさないと考えられる。

(注) 図 7-4 の縦軸は、その時間までの月当たりの平均腐食率を計算した結果を表しており、5 年間 (43,800hr) での平均腐食率をみると、約 0.6mg/dm²・month であることから 5 年間の増量は、 $0.6\text{mg/dm}^2 \cdot \text{month} \times 5 \text{年} \times 12 \text{月} = 36\text{mg/dm}^2$
 $= 0.36\text{mg/cm}^2$
 $= \text{約 } 0.4\text{mg/cm}^2$

となる。このときの酸化膜厚さは約 2.5μm となり、腐食により金属部の肉厚は減少するが、上記の酸化膜厚を金属部の減肉量に換算すると約 0.5μm に相当する。

また、PWR の 1 次冷却材は塩素イオン濃度を 0.05ppm 以下、溶存酸素濃度を 5ppb 以下と低く管理し、かつ pH の調整を行う等ステンレス鋼の腐食を抑制するように配慮しており、このような条件下では図 7-5⁽³⁶⁾ に示すようにステンレス鋼で応力腐食割れはないと考えられる。したがって、ステンレス鋼で応力腐食割れを発生させないようにプラントの運転管理で考慮していることから、当該の挙動を設計評価では考慮していない。

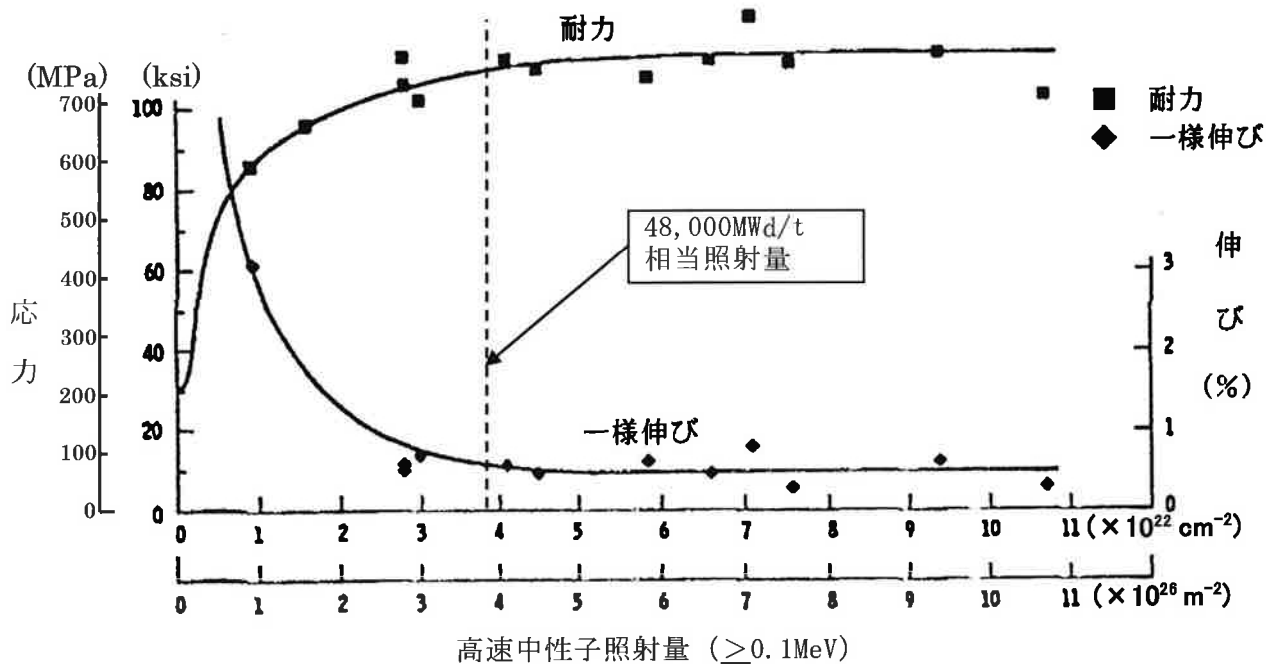


図 7-1 SUS304 鋼の照射による機械的性質の変化
(照射温度 370°C、試験温度 370°C)

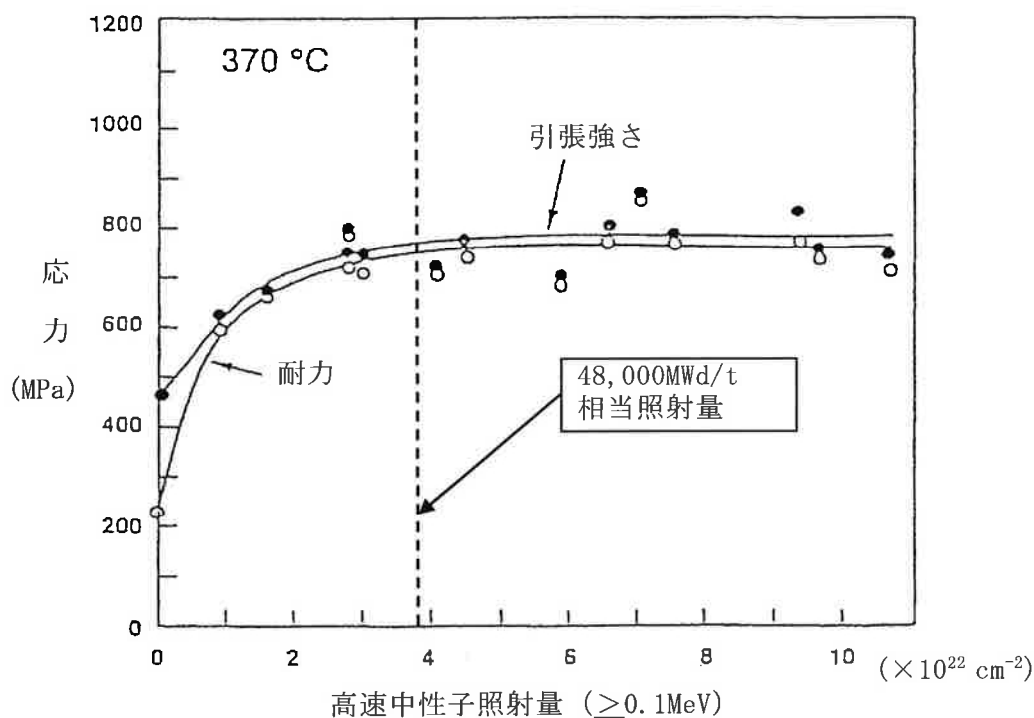


図 7-2 SUS304 鋼の照射による機械的性質の変化
(照射温度 370°C、試験温度 370°C)

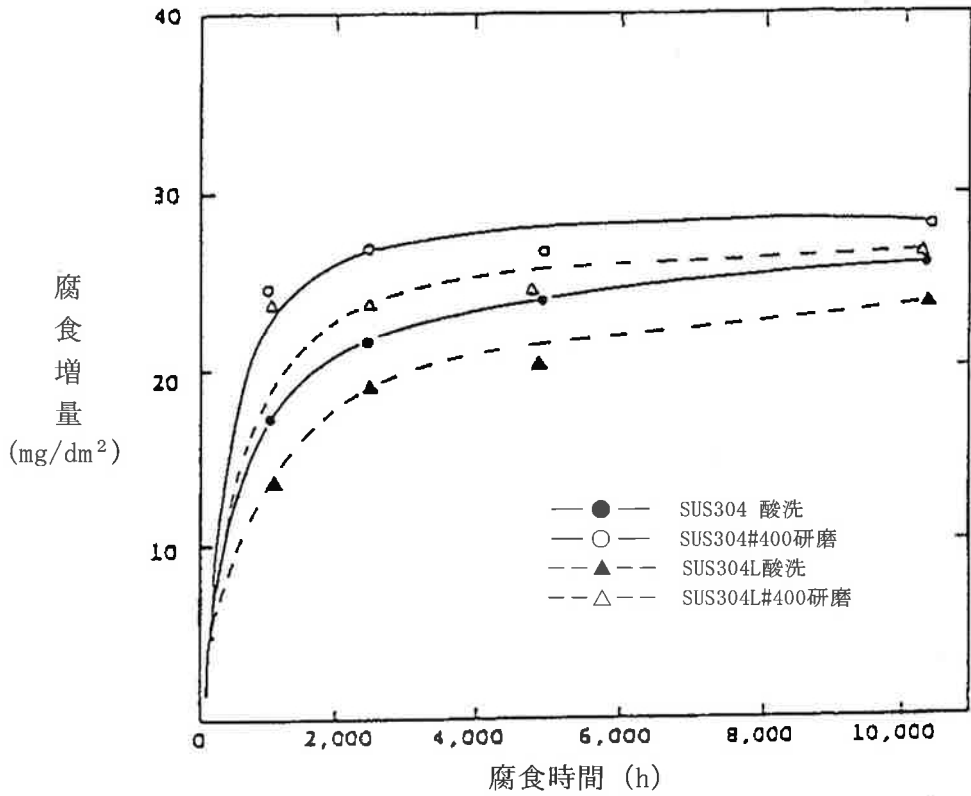


図 7-3 SUS304 鋼の高温水中腐食 (試験温度 300°C)

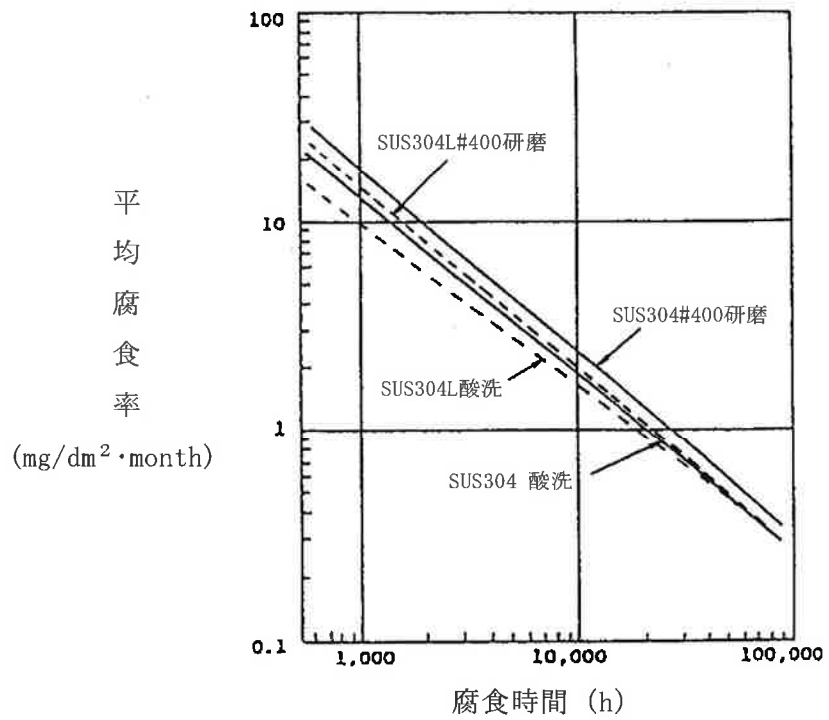


図 7-4 SUS304 鋼の溶存酸素を含まない 300°C の 0.92% ホウ酸水中における平均腐食率

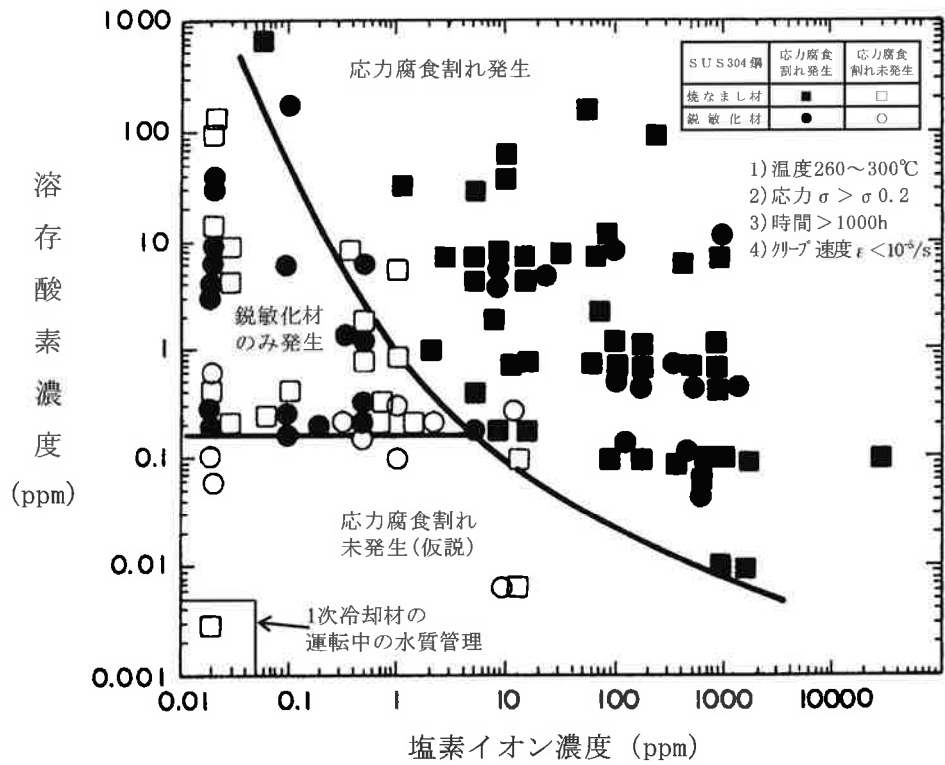


図 7-5 SUS304 鋼の応力腐食割れ発生におよぼす塩素イオン濃度及び溶存酸素濃度の限界量

[A. John. Sedriks, "Corrosion of Stainless Steels" 1979]

8. 参考文献

- (1) J.A. Christensen, R.J. Allio and A. Biancheria, "Melting Point of Irradiated Uranium Dioxide" WCAP-6065 (1965)
- (2) J.L. Bates, "Melting Point of Irradiated Uranium Dioxide", J. Nuclear Materials, 36, 234 (1970)
- (3) R.E. Latta and R.E. Fryxell, "Determination of Solidus-Liquidus Temperatures in the UO_2+x System ($-0.50 < x < 0.20$)", J. Nuclear Materials, 35, 195 (1970)
- (4) J.A. Christensen. "Irradiation Effects on Uranium Dioxide Melting", HW-69234
- (5) J. Belle, "Uranium Dioxide, Properties and Nuclear Applications", USAEC (1961)
- (6) H. Stehle and H. Assmann, J. Nucl. Mat., 52, 303 (1974), "The Dependence of In-reactor UO_2 Densification on Temperature and Microstructure"
- (7) M.O. Marlowe, Trans. Amer. Nucl. Soc., 17, 166 (1973), "Predicting in-reactor Densification Behavior of UO_2 "
- (8) M.D. Freshley et al., J. Nucl. Mat., 62, 138 (1976), "Irradiation-Induced Densification of UO_2 Pellet Fuel"
- (9) J.K. Hohorst et al., "SCDAP/RELAP5/MOD2 Code Manual, Volume 4: MATPRO-A Library of Materials Properties for Light-Water-Reactor Accident Analysis" NUREG/CR-5273 (1990)
- (10) 三菱原子燃料 (株), "三菱PWR高燃焼度化ステップ2燃料の機械設計", MNF-1001 改1 (平成23年)
- (11) S. Doi et al., "High Burnup Experience of PWR Fuel in Japan", ANS/ENS International Topical Meeting on LWR Fuel Performance, April 1991, Avignon, France
- (12) 三島良績, 他, "加圧水型原子炉燃料集合体の信頼性実証試験" 日本原子力学会誌 31 (1989) 1129

- (13) 長谷川正義、三島良績監修、”原子炉材料ハンドブック”，日刊工業新聞社
- (14) 日本原子力学会「1995 春の年会」予稿集 L45, 「高温高圧水中における未照射ペレットの腐食挙動」, (1995 年 3 月 28 日～30 日, 東工大)
- (15) R. J. Beals, J.H. Handwerk and B. J. Wrona, “Behavior of Uranium-Rare Earth Oxides at High Temperatures”, J. Am. Cer. Soc. Vol.52 No.11 (1969)
- (16) T. Wada, K. Noro and K. Tsukui, “Behavior of $UO_2-Gd_2O_3$ Fuel”, Paper 63, Presented at BNES Conference, London Oct. 1973
- (17) L. N. Grossman, D. R. Packard and H. W. Hill, “(U, Gd) $O_{2.00}$ Phase Equilibria at High Temperatures”, Paper 205, presented to C. N. R. S. colloquium, 1972
- (18) N. Oi et al., “BWR Fuel Performance and Recent Trend of R&D in Japan”, ANS 1998 (Williamsburg)
- (19) 松岡、他、“ガドリニア入り UO_2 燃料とジルカロイ-4 の共存性に関する研究”、日本原子力学会「1990 秋の大会」1990 年 10 月 2～5 日、東北大
- (20) R. M. Adams and A. Glassner, “Reactor Development Program Progress Report” ANL-6705, April 15, 1963
- (21) 原子力安全・保安部会 原子炉安全小委員会, “PWR 燃料の高燃焼度化 (ステップ 2) 及び燃料の高燃焼度化に係る安全研究の現状と課題について”, 平成 13 年 12 月 7 日
- (22) S. T. Mahmood et al., “Post-Irradiation Characterization of Ultra-High-Fluence Zircaloy-2 Plate”, ASTM STP 1354, 2000
- (23) E. Hillner, “Corrosion of Zirconium-Base Alloys-An Overview”, Zirconium in the Nuclear Industry: 3rd International Conference, ASTM STP 633, 1977, pp.211-235
- (24) Jean Paul Mardon et al., “UPDATE ON THE DEVELOPMENT OF ADVANCED ZIRCONIUM ALLOYS FOR PWR FUEL ROD CLADDINGS”, 1997 International Topical Meeting on Light Water Reactor Fuel Performance, Portland, Oregon

- (25) RESEARCH REPORT EP80-16, HOT CELL EXAMINATION OF ZION FUEL CYCLES5, Empire State Electric Energy Research Corporation, 1985年6月
- (26) "INCONEL alloy X-750", Special Metals Corporation , 2004
- (27) W. J. Mills, "Effect of irradiation on the fracture toughness of Alloy 718 plate and weld" , Journal of Nuclear Materials 199 (1992), pp. 68-78
- (28) A.F. Rowcliffe et al., "Environmental Effects on Cladding Mechanical Properties" , Trans. AM. Nucl. Soc V38, P266~267 (1981)
- (29) W.J. Mills, B. Mastel. "Deformation and Fracture Characteristic for Irradiated Inconel X-750" , Nucl. Tech, Vol.73 Apr.1986
- (30) T.T. Claudson, R.E. Westerman, "An Evaluation of the Corrosion Resistance of Several High Temperature Alloys for Nuclear Applications" , BNWL-155 (1965).
- (31) B.Lustman, F. Kerze Jr., "The Metallurgy of Zirconium" McGrawhill Book Co.
- (32) R.W. Cahn et al., "Materials Science and Technology"
- (33) ステンレス協会編, ステンレス鋼便覧 第3版, 日刊工業新聞社
- (34) T. Matsuoka et al., "Intergranular Cracking in Cladding Tube of PWR RCCA Rodlets" , Proceedings of the Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, August 1-5, 1993 San Diego, California.
- (35) T. Maekawa and M. Kagawa, " Corrosion of Stainless Steels in High-Temperature Boric Acid Solutions" , Corrosion Engineering, Vol.17, No.3 (1968)
- (36) A. John Sedriks, " Corrosion of Stainless Steels" 1979
- (37) (財)原子力安全研究協会 "軽水炉燃料のふるまい 実務テキストシリーズ No.3", 平成10年7月

- (38) (財)原子力発電技術機構, 平成 13 年度 高燃焼度等燃料安全試験に関する報告書
(PWR高燃焼度燃料 総合評価編), 平成 14 年 3 月
- (39) 水野ら, "高濃度ガドリニア入り燃料の炉外物性試験(3) -融点測定-", 日本原子力学会「1990 秋の大会」, 1990 年 10 月, 東北大
- (40) J.BAI et al., "Effect of Hydrides on the Ductile-brittle Transition in Stress-relieved, Recrystallized and β Treated Zircaloy-4"