原子炉構造鋼材と溶接部の照射ぜい化*

藤村理人**

Neutron Irradiation Embrittlement of Reactor
Structural Steels and their Welds*

By Tadato Fujimura**

1. は し が き

原子炉が溶接構造であって、その溶接施工はとくに高品質であることが要求されることは周知のことである。これは原子炉が一度事故を起せば周辺住民に対する被害はきわめて甚大であるからである。しかしながら、原子力エネルギーが、将来、化石燃料エネルギーにとってかわるためには、原子力利用の経済性が高い必要がある。このため、現在の原子力開発は、主として動力炉の高性能化に努力目標の焦点がしぼられている。

原子力の研究開発の趨勢については、1964年秋の第3回原子力平和利用国際会議で先進各国の動向が明らかにされ、わが国でも、開発態勢について各方面で討議されているが、ここではそれについて詳しく触れることをさける。これについてはいくつかの解説を参照して頂きたい¹⁾²⁾。

原子動力炉開発の主目標が原子炉の高性能化にあるとき、開発研究の支柱は、燃料開発、熱設計の合理化、構造設計の合理化の三つであると考えられている。この3要素はそれぞれ独立したものでなくて、相互に組合わされたものである。

たとえば、燃料要素の開発にしても、金属燃料よりセラミック燃料、あるいは天然ウランより濃縮ウラン、さらにプルトニウム燃料と燃料物質の開発が進められているが、金属よりセラミックは熱伝導が悪いので、熱除去に関する研究は高燃焼をねらう動力炉にとってはきわめて重要である。そして熱設計上、燃料要素の集合体はきわめて複雑な構造設計となりつゝある。

このような炉心構造のうち、鉄鋼材料が使用されるのは、压力容器、燃料集合体支持構造、熱遮蔽体などであるが、压力容器は速中性子照射をうけていわゆる照射ぜい化を生じ、原子炉の寿命を決定する大きな要因となるので問題点としてもっとも大きく取上げられている。

原子炉は多種多様の型式があって、照射ぜい化の問題も一概に論ずることは難かしい。ここではとくに現用の水冷却型熱中性子動力炉に限って照射ぜい化の問題を解説したい。

なお紙数の都合で、必ずしも照射ぜい化の問題をすべてについて触れることは困難であるので、すでに刊行された解説³⁾⁴⁾⁵⁾もあわせてお読みいただきたいと考える。

2. 原子炉压力容器と照射ぜい化

表一は現在までに建造された、または建造中の水冷却型動力炉(加圧水型炉、PWRと沸騰水型炉、BWR)の压力容器の諸元を示したものである。同表には同時に压力容器の照射ぜい化の想定も示してある⁶⁾⁷⁾⁸⁾。水冷却型動力炉は主としてアメリカで開発され、PWRとBWRの2種が実用炉として稼動している。この2者の得失は一概に論ずることができない。これらの炉は高性能化のため、大型化の傾向をたどっているが、第3回ジュネーブ会議の論文によると⁹⁾、図一に示すように、電気出力1000 MWの動力炉(計画中の大型炉)では压力容器の内径はPWRで約5 m、BWRで約7 mとなる。PWRはBWRより小型の压力容器となるが、容器鋼板の板厚は表一でわかるように一般にBWRより厚くなる。すなわち、ASTM A 302 B 鋼を使用する場合、板厚は250 mmを超えるようになる。

図一 水冷却炉の電気出力と压力容器の大きさの関係

* 原稿受付 昭和40年5月15日

** 正 員 日本原子力研究所東海研究所 Member, Tokai Lab.,
Japan Atomic Energy Research Inst.

表-1 水冷却型動力炉の圧力容器とその照射ぜい化

炉型	炉の名称	所在国	臨界	出力, MW		圧力容器						設計コード	原子炉寿命年	被速中性子線量 n/cm ²	NDTT の 上昇の想定 °C	摘要
				熱出力	電気出力	材 料	温度°C	圧力 kg/mm ²	内径,m	壁厚 mm	クラッド					
加圧水型動力炉	Shippitg port	アメリカ		505	100 (+50)	A 302 B	316	176	2.8	213	S.S.			6.0×10^{19}	180~220	
	Yankee	アメリカ	'60年8月	540	160	A 302 B	343	176	2.8	200	304 S.S.	ASME VIII	20	2.04×10^{19}	120~180	
	Indian pt.	アメリカ	'62年1月	585	275	A 212 B	343	127	3.3	170	304 S.S.					
	Consolidated edison	アメリカ		585	151+(104)	A 212 B	343	127	3.0	176	304 S.S.	ASME I その他**	20	7.6×10^{18}	70~130	
	Saxton	アメリカ	'62年4月	20	5	A 212 B	343	176	1.5	127	304 S.S.	ASME VIII	10	9.5×10^{18}	80~150	
	CANDU	カナダ	'65年	638	203		290*	90*								重水炉
	Agesta	スウェーデン	'63年6月	60	10	C-Mn 鋼	250	41	4.55	70	304 S.S.					重水炉
	SENA	フランス	'66年	825	242	SFAC 1,2 MD 07	300*	140*	3.2	230	S.S.					
沸騰水型動力炉	Dresden	アメリカ	'59年10月	700	200	A 302 B	327	88	3.7	137	304 S.S.	ASME VIII	40	9.2×10^{18}	80~150	
	Big rock pt.	アメリカ	'62年9月	157	50 (75)	A 302 B	343	120	2.7	133	308 S.S.	ASME I	40	1.24×10^{19}	90~160	
	Humbolt bay	アメリカ	'63年2月	165	48.5	A 302 B	343	88	3.0	127	304 S.S.	ASME I	20	1×10^{18}	10~40	
	Pathfinder	アメリカ		189		A 212 B	254	49	3.3	76	304 L S.S.	ASME VIII	20	1.14×10^{18}	10~50	
	Elk river	アメリカ	'62年11月	58	22	A 302 B	343	88	2.1	76	S.S.	ASME VIII, Code case 1234	20	1.9×10^{19}	120~170	
	Bonus	アメリカ	'63年10月	50	16.3	A 212 B	316	81		86	304 S.S.	ASME VIII	20	9.13×10^{19}	70~150*	
	Boleje bay	アメリカ	'66年	1008	313		290*	75*								
	SENN	イタリア	'63年6月	508	160	ASME nuclear 1236	343	88	2.1							
	JPDR	日本	'63年10月	45	12.5	A 302 B	343	63	2.1	67	304 S.S.	ASME VIII 通産火力規格	15***	5×10^{18}		

*運転温度または圧力は示す, その他は設計温度または圧力を示す。

**Tentative Structural Design Basis for Reactor Pressure Vessels and Directly Associated Components

***出力上昇を2倍にしたとき。

このような超厚板は製造技術上多くの問題点があり、また切欠靱性を改善するため調質するときは、調質技術上の困難、鋼板表面と内部の性質の不均一、さらには、压力容器成形のための、熱間成形、溶接施工に大きな問題点がでてくる。

これらの問題点の第一の解決は A 302 B 鋼よりさらに高強度の高張力鋼の使用である。すなわち、HY 80 鋼などの使用がそれである。しかしながら、これらの新種の高張力鋼も、高い安全性の要求されている原子炉压力容器用としては材質的にまだ十分開発されたとはいえない。板厚が 100 mm 以上を超えること、鍛造材の未開発、溶接部の特性、さらに照射ぜい化傾向について、原子炉構造設計者が安心して使用できるほど研究および製造の実績がのびていない。

第二の解決は压力容器設計コードの改定である。これは、1963 年 ASME によって遂行された。従来、原子炉压力容器はアメリカでは ASME, Boiler and Pressure Vessel Code の Sec. I, Power Boilers か Sec. VIII Unfired Pressure Vessels のいずれかに準拠して設計された。しかしながら、これらのコードでは表-1 に示したように、板厚が徒らに厚くなるので、ここに新たに最大せん断応力理論をもとにして、疲労解析、応力集中解析、熱応力解析を合理化して、無駄のない压力容器設計を試みるよう画期的改定を行なった。これが 1963 年新たに刊行された、Sec. III, Rules for Construction of Nuclear Vessels である。このコードはきわめて斬新である。一例として、従来の設計許容応力は引張り強さの $\frac{1}{4}$ 、または降伏強さの $\frac{5}{8}$ にとられていたのが、Sec. III では引張り強さの $\frac{1}{2}$ または降伏強さの $\frac{3}{4}$ に許容膜応力が引上げられた。このため、压力容器の板厚は相当薄く設計できる。その一例は電気出力 1,000 MW の軽水炉压力容器について図-2 に示すとおりである⁹⁾。

このように設計が合理化されると、その反面、压力容器材料に対する要求は厳しくなり、溶接設計および施工もなかなか厳しく検査される。新鋼材を使用するためには、設計上の応力解析に必要なデータは完備しなければならないし、溶接部の特性は母材の特性とあらゆる面で同等であることが要求される。

溶接設計においては、压力容器の継手は原則として突合せ継手でなくてはならない。またノズルなどの取付けはほとんど完全溶け込みが要求されている。压力容器の主応力を溶着鋼が受けもつとき、または応力集中を溶着鋼が受けるときは疲労解析その他の試験を実施し、安全性の確認をしなければならない。これらの溶接部は A, B, C, D の 4 カテゴリーに分類してそれぞれ詳細に規定されている。

図-2 電気出力 1,000 MW の軽水炉压力容器の ASME, Sec. VIII. と Sec. III の設計による比較の代表例

表-2 ASME, Sec. III における材料の降伏強さ別による NDTT に対応する V ノッチ・シャルピ衝撃値

降伏強さによる 鋼材の区分, psi	最低衝撃値, (3 試 料の平均) ft.-lb	最低衝撃値 (それぞれの 試料について) ft.-lb
>35,000	15	10
35,000~45,000	20	15
45,000~75,000	30	25
75,000<	35	30

溶接施工の方法、検査についても新たな角度から規定されているが、これらの詳細は別の機会に解説したい。

本題の照射ぜい化については、設計上次のような考慮がはらわれている。ASME Code, Sec. III では表-2 に示すように鋼材の降伏強さによる区分により、無延性遷移温度 (Nil ductility transition temperature, NDTT) を標準 V ノッチ・シャルピ試験で求めた遷移温度で決定する。すなわち、A 302 B 鋼では降伏強さは 45,000~75,000 psi であるから、30 ft.-lb 遷移温度 T_{30} が NDTT をあらわすものと決めている。NDTT は普通、落重試験によって求めたときの遷移温度で規定する¹⁰⁾のであるが、材料試験上、簡便なシャルピ衝撃試験の遷移温度におきかえたものである。さて、図-3 に示すごとく、

図-3 ぜい性破壊解析図

NDTT は欠陥き裂の大きさが小さいとき作用応力が降伏応力程度と仮定したときの遷移温度である。欠陥き裂の大きさを考慮する場合は異なってくる。これについて議論は後段にゆずることとして、小さい欠陥き裂しかない場合の NDTT が压力容器設計の基本となる。すなわち、この温度以下では、きわめて小さな作用応力においても、ぜい性き裂発生と同時にぜい性き裂伝播がおきる完全ぜい性破壊域となる。

いっぽう、大型ぜい性破壊試験によって求められる、いわゆるき裂停止温度 (Crack arrest temperature, CAT) がある。この温度以上においてはぜい性き裂伝播が生じないとする、ぜい性破壊理論上、鋼材使用上の安全域がある。このため、原子炉压力容器設計においては、CAT 以上の温度で設計することが最も安全とされるが、CAT は作用応力によって異動がある。このため、作用応力が降伏応力程度であるときの CAT をとくに弾性破壊遷移温度 (Fracture transition elastic, FTE) とよんでいる。FTE は実験上、鋼種を問わず NDTT より 60°F (34°C) 高いとされている¹¹⁾。この考えかたが ASME Code Sec. III でもとり入れられ、設計遷移温度 (Design transition temperature, DTT) は、

$$DTT = NDTT + 60^\circ\text{F} \quad \dots\dots\dots (1)$$

と規定されている。すなわち、压力容器の成形完成時には鋼材 (溶着鋼、熱影響部を含む) の NDTT より 60°F 以上高い温度で、水圧または空圧試験を行なうことが規定されている。

このようなぜい性破壊に対する考慮は原子炉運転前の

压力容器の成形加工上の配慮であって、照射ぜい化に対する設計上の配慮はさらにこの上に追加されねばならない。表一 1 に示したように、原子炉寿命中にぜい性破壊遷移温度は一般に 120°C 程度照射ぜい化により上昇すると仮定しよう。この場合、その炉の運転温度が 340°C であるときは、DTT として 220°C をとればよいことになる。このような設計はきわめて楽であるが、現用炉の压力容器は燃料交換時に、圧力試験をしなければならない。このとき付属ボイラにより容器の温度を DTT 以上に上げないと、ぜい性破壊の危険があるのであるが、容器の温度を 220°C に上げることはまず実用上不可能で、付属ボイラの経済性から 100°C がよいところである。このような制約から原子炉寿命の終点において DTT を 100°C に抑えるとき、原子炉成形時の DTT は、-20°C でなければならない。このような DTT は現在の压力容器成形技術上なかなか困難である。

図-4 は各種压力容器鋼板の NDTT を示すものであるが、最近の鋼材の開発研究により、切欠靱性のよい鋼材が開発されている。とくに原子炉用として多用されている A 302 B 鋼は本来、それほど切欠靱性のよい鋼材でなかったが、合金元素添加、熱処理などによってわが国でも改良が進められた。

このような改良鋼板も、溶接後の熱処理で劣化する危険が多い。このため、ASME Code, Sec. III では溶接後熱処理の制限規定がある。A 302 B 鋼について例をとると、溶接後熱処理の温度は最低 1100°F (593°C)、板厚 1 インチ当たり、1 時間保持、加熱速度は 600°F (316°C) 以上で、

400°F (222°C)/t (t は板厚、インチ)、冷却速度は、600°F まで 500°F (278°C)/t に制御しなければならない。

このような溶接後熱処理が压力容器成形過程で何回か繰返えされると、材質的に劣化はさげが多く、このため、成形後の材質改良熱処理が検討されている。

压力容器鋼材の原子炉稼動後の中性子照射による劣化の監視は、モニタリング試験片によって行なわれるが、その方法、評価法についてはまだ十分統一されていない。図-5 は压力容器鋼材の容器壁内側と外側の劣化の違いを示したものである。先のべたように、压力容器の照射ぜい化は、原子炉の運転が進むと進展する。原子炉稼動直前の CAT を

図-4 各種压力容器鋼板の NDTT

図-5 照射脆化によらず压力容器板厚の効果

CAT (0) とすると運転歴年 t における CAT (t) は、

$$CAT(t) = CAT(0) + \Delta CAT \dots \dots \dots (2)$$

ΔCAT は照射ぜい化によるぜい性破壊遷移温度の上昇を示す。この ΔCAT は、

$$\Delta CAT = F(\phi, c, t, T, H, \sigma, PM) \dots \dots \dots (3)$$

であらわすことができる。ここで、 ϕ は中性子スペクトル、 c は鋼材の成分、 t は照射履歴、 T は照射温度履歴、 H は照射前の鋼材の熱処理状態、 σ は照射下における鋼材の応力履歴、 PM はいわゆる Plastic memory で、熱間または冷間加工の残留効果をあらわす因子である。

ここで話を簡単にするために、 ΔCAT は照射履歴 t のみによって支配されると考えると、

$$\Delta CAT = D(t) \dots \dots \dots (4)$$

となる。容器鋼材は壁内面より壁外面にしたいに速中性子束を遮蔽する効果があるので、容器壁外面 z における、 ΔCAT は、

$$\Delta CAT = D(t, 0) \cdot e^{-z/\lambda} \dots \dots \dots (5)$$

となる。ここで λ は速中性子の緩和長 (Relaxation length) とよばれるもので鉄鋼で 6 cm である。

原子炉寿命の終点において、壁内面で、CAT は CAT ($t, 0$)、壁外面で、CAT (t, z) とかけば、図-5 に示すごとく DTT までの余裕は、それぞれ、 ΔT_{in} と ΔT_{out} である。 ΔT_{in} が 0 または - になれば压力容器はぜい性破壊の危険を生ずる可能性がでてくるが、壁外面では、 ΔT_{out} は一般に + で余裕がある。この時点で压力容器の安全性を解析することが、動力炉の寿命、ひいては経済性に大きな影響を与えることになる¹²⁾。

ここで、欠陥の大きさと応力水準 (Stress level, S.L.) の2因子を導入して考える。応力水準は、(6)式で定義する。

$$S.L. = \frac{S_m + S_r + S_t + S_g + S_e}{S_y} \dots \dots \dots (6)$$

ここで、 S_m は内圧による応力、 S_r は成形による残留応力、 S_t は温度勾配による応力、 S_g は γ 熱による応力、 S_e は外部荷重による応力、 S_y は材料の降伏応力である。すなわち、S.L. は压力容器に加わるすべての応力の総和と材料の降伏応力の比である。

種々の大きさの欠陥が発展する臨界応力水準、S.L. crit を Pellini らは理論計算と実験より、図-3 に示したような結果を得た。

同図によれば欠陥の大きさの増大により、作用応力が小さくてもぜい性破壊の可能性が高くなることが明らかである。すなわち、NDT 温度以下では 8 インチの欠陥が存在するとき、作用応力が降伏応力の 1/4 でぜい性破壊を生ずることを示している。このように、欠陥が存在する場合、設計上、応力水準、S.L. を 1 までとすることはぜい性破壊の危険を生む結果となる。

3. 照射ぜい性の研究

一般に、金属の中性子照射損傷は、速中性子 (>1 MeV) によるものとされている。すなわち、金属の諸性質の変化を生ずるために、金属構造内で原子をはじき出すに必要とするエネルギーは約 20 eV 以上であることがわかっている。このため、熱中性子 (~0.025 eV) では原子をはじき出すことはほとんど不可能で、中性子照射損傷は速中性子のようにエネルギーの高い粒子によるものとされている。しかしながら、速中性子と熱中性子の中間程度のエネルギーを有する外熱中性子 (Epithermal neutron) の影響については、現在必ずしもその挙動が明らかではない。

このような速中性子による金属の中性子照射損傷について、5つの機構が考えられている¹³⁾。図-6 に示すように、その第1は、金属の結晶格子の原子 A_1 に速中性子が衝突して、空格子点 (Vacancy) a_1 を生ずる。衝突した中性子 n はエネルギーが弱まるまでつぎつぎに原子

図-6 中性子損傷の機構

$B_1, C_1, \dots$ と衝突してゆく。

第2の効果は、衝突された原子 A_1 によっておきる。この原子 A_1 は中性子よりエネルギーを受け取り、つぎつぎに他の原子 $A_2, A_3, \dots$ に衝突してゆき、みずからのエネルギーを失なうが、そのエネルギーは原子 $A_2, A_3, \dots$ に与えられてゆく。原子 A_1 は最終的にエネルギーを失なうて、金属の結晶格子間隙に侵入して安定化する。ここで、空格子点と格子間原子 (Interstitial) の2つの型の点欠陥 (Point defect) を生ずることになる。Dienes と Vineyard は銅について、1つの速中性子が原子と衝突してつぎつぎに他の原子と衝突して生ずる空格子点—格子間原子のペアの数を計算したところ、約1,000個であった。この割合では、 $10^{13} \text{ n/cm}^2 \cdot \text{sec}$ の速中性子束で4ヶ月の照射で試料の原子の総数の約40%が格子内で動くことになる。

第3の効果には、サーマル・スパイク (Thermal spike) による構造の変化である。はじき出された原子のエネルギーが瞬間的に発散し、きわめて短時間ではあるがきわめて高い温度を局部的に生ずる。

第4に、核反応は金属原子をいくつかの他の異種金属原子に変換させることから、変換したこれらの異種金属原子の影響があらわれる。タンタルを主成分とする金属では、タングステンに変換させられるのでその影響は大きい。

第5は、サーマル・スパイクにより強い電離を生ずる部分ができ、金属の構造に影響を及ぼすことが考えられる。これらの中性子照射損傷についての物性論的な考えかたはいまだ決定的なものでなく、今後の研究にまかされている。

図-7, 8は著者が原研 JRR-2 において A 30 B 鋼およびその溶接部について、照射試験を行なったときのぜい性破壊遷移曲線の移動の例を示したものである。いままで行なった照射試験の結果をまとめて表-3に示す¹⁴⁾。

照射試験の結果は海外において相当蓄積されている。その結果、ぜい性破壊遷移温度の上昇について、いくつかの実験式が提出されている。図-9は今までの報告をまとめたものである¹⁵⁾¹⁶⁾¹⁷⁾。まだ十分な研究成果の一致がみられていたので、今後、基礎的な研究を進め、照射ぜい化に影響を与える諸因子を整理する必要がある。照射ぜい化によるぜい性破壊遷移温度の上昇が、

$$\Delta T = A(\phi t)^{1/2} \dots\dots\dots (7)$$

とする実験式については理論的に Makin が明らかにしている¹⁸⁾。ここで ΔT は遷移温度の上昇、 A は定数、 (ϕt) は速中性子照射量である。

それによれば、 N をすべり面における単位面積当りのクラスタの数、 l をすべり面におけるクラスタの平均間

照射データ：

○ No. 4 (14 th R.C) 130 hrs 出力 5 MW

● No. 5 (15 th~16 th R.C) 262 hrs 出力 5 MW

実験孔：JRR-2, VT-1

照射温度：60°C

照射量 n/cm^2 ：

	ϕt (測定)	ϕf (計算)
●	2.3×10^{19}	3.8×10^{18}
○	3.7×10^{19}	6.2×10^{18}

図-7 A 302 B 鋼溶接母材 (SR 後) の照射後シャルピ試験の結果 (原研)

照射データ：No. 4 (14 th R.C) 130 hrs 出力 5 MW

実験孔：JRR-2, VT-1

照射温度：60°C

照射量 n/cm^2 ：

	ϕt (測定)	ϕf (計算)
○	1.9×10^{19}	3.2×10^{18}

図-8 A 302 B 鋼溶着鋼の照射後シャルピ試験の結果 (原研)

表-3 A 302 B 鋼の中性子照射によるぜい性破壊遷移温度の上昇

(a) 素 材

照 射 量 n/cm^2 (1 MeV<)	30 ft-lb 遷移温度 °C		50%破面遷移温度 °C	
	Tr 30	ΔT	Tr _S	ΔT
0	-72		-51	
1.4×10^{15}	-79	-7	-62	-11
1.7×10^{16}	-74	-2	-53	-2
1.1×10^{18}	-49	23	-42	9
3.4×10^{18}	-46	26	-34	17
6.0×10^{18}	-25	47	-16	35

(b) 溶 接 部

(1) 母 材

照 射 量 n/cm^2 (1 MeV<)	30 ft-lb 遷移温度 °C		50%破面遷移温度 °C	
	Tr 30	ΔT	Tr _S	ΔT
0	-45		7	
3.8×10^{18}	-15	30	28	21
6.2×10^{18}	15	60	21	14

(2) 溶着鋼

照 射 量 n/cm^2 (1 MeV<)	30 ft-lb 遷移温度 °C		50%破面遷移温度 °C	
	Tr 30	ΔT	Tr _S	ΔT
0	0		2	
3.3×10^{18}	55	55	53	51

(3) 熱影響部

照 射 量 n/cm^2 (1 MeV<)	30 ft-lb 遷移温度 °C		50%破面遷移温度 °C	
	Tr 30	ΔT	Tr _S	ΔT
0	-80		-47	
3.3×10^{18}	-45	35	-19	28

隔とすれば,

$$l = 1/N^{1/2} \dots\dots\dots (8)$$

ここで転位を動かすに必要な応力は,

$$\sigma \propto Gb/l$$

G はせん断係数, b は転位の Burger ベクトルである.

比較的照射量が少ないときはクラスタの数は照射量(ϕt)に比例するので,

$$\Delta\sigma = A(\phi t)^{1/2} \dots\dots\dots (9)$$

しかしながら, 照射量が多くなると, 飽和効果により, 障害を生じて,

$$\Delta\sigma = A(1 - e^{-\beta(\phi t)})^{1/2} \dots\dots\dots (10)$$

A と β は定数である. この関係は Li, F, Cu によって実験的にも確認されている.

4. あ と が き

照射ぜい性は, 原子炉圧力容器の設計にとって重要な問題であるが, 加速した照射試験の結果が大きいかからといって, いたずらに過大視する必要はない. 圧力容器の成形における欠陥の存在, 検査技術上の問題, 疲労, 応力集中, r 熱による熱応力などの複合した応力解析などに関連して検討されるべきである.

照射ぜい性に関連して圧力容器に使用される鋼材の材質は, 成形加工業者側からはきびしい基準で製造することを要求されているが, 製鋼業者側からは, 逆にできるだけ成形過程において, 鋼材の品質を損わない方策を開発することが要望されている.

さらに照射ぜい性は原子炉の運転が進むにしたがって, 運転開始または停止後における過渡の状態における原子炉運転操作変更せしめるようになる.

このように各分野にわたって, 圧力容器の照射ぜい化は注目されねばならないが, 各国の研究努力にかかわらずまだ適確にその影響が把握されていない. わが国においては材料試験炉が完成するまで十分な照射ぜい性の研究は期待できないが, ぜい性破壊それ自体の研究水準は高く, 海外各国と比肩している. 今後, 照射ぜい性については質的にすぐれた基礎的研究が日本でみることが期待されている.

参 考 文 献

- 1) 原子力工業, Vol. 11 (1965) No. 2
- 2) 藤村: 溶接学会誌, Vol. 34 (1965) No. 5, 59~61
- 3) 安藤, 藤村: 日本原子力学会誌, Vol. 6 (1965) No. 5, 270~278
- 4) 川崎, 藤村: 日本金属学会々報, Vol. 4 (1965) No. 2, 77~89
- 5) 藤村: 高圧力, Vol. 3 (1965) No. 3
- 6) Nucleonics, Vol. 21 (1963) No. 8, 112~115
- 7) A. B. Holt: TID-17682 (1963)
- 8) M. Jean: C. A. E., No. 39 (1963)
- 9) A. L. Grines et al: A/CONF. 28/p/227 (1964)
- 10) W. S. Pellini et al: Weld. J. Vol. 6 (1962) No. 10, 455s~469s
- 11) W. S. Pellini et al: Tran. ASME, A (1964) 429~443
- 12) A. B. Holt: Traa. ASME, 63-WA-135 (1963)
- 13) F. R. Shober: REIC Rept. No. 20 (1961)
- 14) 川崎, 藤村, 中崎, 生田目: “鉄と鋼”投稿中
- 15) A. Cowen et al: Tran. ASME, 63-WA-193 (1963)
- 16) L. E. Steele: AISI Sp. Rept. No. 69 (1961)
- 17) L. Porse: Tran ASME, 63-WA-100 (1963)
- 18) M. J. Makin et al: Acta Met., Vol. 8 (1960) 691~699

図-9 照射ぜい化によるぜい性破壊温度の上昇