資 料

原子炉構造鋼材の照射脆性, (I)

安藤 良夫*, 藤村 理人**

Neutron Irradiation Brittleness of Structural Steels on Reactors

By Yoshio ANDO and Tadato FUJIMURA

As a recently results of the irradiation test, it has been found that the brittle-ductile transition temperature shifts to higher temperature for the structural steels when these are irradiated. Therefore, the problem of the brittle fracture of the reactor pressure vessel is now emphasized from the standpoint of the safety of reactor operation.

This paper describes the theoretical and experimental studies on the neutron irradiation brittleness both in Japan and other countries. The paper also points out the some problems encountered in the irradiation tests.

I. は し が き

脆性破壊それ自体の問題は第2次大戦中建造された船舶が航行中に真2つに破断するといった事故がかなり頻発し, その事故調査において脆性破壊であることが確認され, その後, 急速に各国で研究されるようになった。わが国においても, 吉識, 木原, 金沢その他⁽¹⁾⁽²⁾の優れた研究があり, 海外でもその業績は高く評価されている。一般構造物の脆性破壊の実験および理論については, ここ10年間に於いてほぼ完成されたようであるが, 原子炉の開発が進むにつれて压力容器が中性子照射を受けて使用鋼材の脆性-延性遷移温度がいちじるしく高温側に移行する現象が観察されてから, 原子炉構造における脆性破壊(照射脆性)の問題が大きくクローズアップされるに至った。原子炉压力容器が脆性破壊事故をおこすときの破断亀裂の伝播速度は音速の数倍であり, 瞬時にしてきわめて大きな破壊事故となることは火を見るより明らかである。したがって, 原子炉の安全上, 中性子照射による脆性破壊の研究はきわめて重要な課題といえよう。

このため, 今まで压力容器構造の設計において鋼材を選択する場合, 引張り強サ, 降伏強サ, 疲労強サ, さらに高温においてはクリープ強サが重視されたのであるが, 最近ではこれらの機械的性質に加えて脆性-延性遷移挙動がきわめて重視されるようになってきた。

II. 照射脆性の理論

一般に, 常温において鋼材は靱性破断によって破壊を生ずる。すなわち, 引張り試験におけるように鋼材は相当なひびを生じて断面の収縮が見られ, いわゆるネッキング現象をおこして破断するが, その破断面は剪断破面(繊維状)を呈する。1例として厚さ3 in. (15 mm)の鋼板の球形压力容器が4 t./in.² (6.3 kg/mm²)のフープ応力を受けるときの鋼材中に蓄積されるエネルギーは压力容器の径に比例して第1図のOA曲線で示される。もし, ここで靱性破断を生ずる場合を考えるならば, それに必要なエネルギーはOB線で示されるから, この压力容器は4 t./in.²のフープ応力を設計応力にとる場合, 設計においてはきわめて安全であるが, 破壊が脆性破壊であるならばOC線で示されるように, きわめて小さなエネルギーで破壊を生ずる。このためこの压力容器の構造設計は安全であるとはいいがたい。このように脆性破壊を生ずるに必要なエネルギーは小さくてよく, 2~10 ft.-lb/in.² (0.04~0.2 kg-m/cm²)と考えられている⁽³⁾。

また, このような脆性破壊を生ずるためには, つぎ

* 東京大学 工学部 (Faculty of Engng., Univ. of Tokyo)

** 日本原子力研究所 (Japan Atomic Energy Res. Inst.)

第1図 圧力容器の径と破断エネルギーとの関係

のような環境条件が必要であるとされている。

- (1) 先天的に鋭い切欠きが存在すること。
- (2) このような切欠部に亀裂を発生せしめるために十分な応力場が存在すること。
- (3) 使用温度が充分低いこと。

さて、このような脆性破壊現象については、物性論的研究が進められているが、1958年に Cottrell がその理論をまとめている⁽⁴⁾。すなわち、1921年 Griffith はガラスの破壊について応力 σ に対して安定な臨界切欠き長さを $2L$ とした関係式をつくった。両者の関係は、

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi(1-\nu^2)L}} \quad (1)$$

ここで、 γ は材料の有効表面エネルギー、 E はヤング率、 ν はポアソン比である。この式は脆性破壊の理論式として応用することができる。

この理論を Cottrell が発展せしめた。すなわち、きわめて低い降伏応力で靱性試片に塑性変形による転位(Dislocation)を生ずる理論をまとめた。この場合の応力は結晶粒の大きさに関係し、いわゆる Petch の式で示される。

$$\sigma_v = \sigma_i + K_v d^{-1/2} \quad (2)$$

σ_i は転位の動きに対する抵抗、そして K_v は $K_v = \sigma_d l^{1/2}$ で示される。ここで σ_d は温度、時間に関係する固着応力、 l は転位源の間隔で、 d は結晶粒の大きさである。この式をさらに解析して臨界条件においてよく知られているつぎの(3)式が得られる。

$$(\sigma_i d^{1/2} + K_v) K_v = \beta \mu \gamma \quad (3)$$

ここで、 μ は剪断応力、 β は定数である。左辺が右辺より大きくなったとき、すなわち低温では材料は脆性となり、その逆に高温では靱性を示すことを表わしている。鋼試片が中性子照射を受けるとき、速中性子の衝突によって結晶格子に生ずる点欠陥(Point defect)

により σ_i が大きくなる。このことが(3)式の左辺を大きくし、その結果、両辺が等しくなるまで遷移温度が上昇することになる。

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20eV以上であることがわかっている。このため、熱中性子(~0.025eV)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。

これらの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。第2図に示すように、その第1は、金属の結晶格子の原子 A_1 に速中性子 n 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 $B_1, C_1, \dots$ 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 n 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、みづからのエネルギーを失うが、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って、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とは銅について、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、 $1 \times 10^{13} \text{ n/cm}^2 \cdot \text{sec}$ の速中性子束で4ヵ月の照射で、試料の原子の総数の

第2図 中性子損傷の機構

約40%が格子内で動くことになる。

第3の効果は、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所的に生ずる。

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原子は、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⁽⁵⁾。これらの中性子照射損傷についての物性論的な考え方はいまだ決定的なものではなく、今後の研究にまかされている。

さて一方、脆性破壊においてあらわれる遷移現象については、つぎのような現象理論が考えられている。第3図に示すように、鋼材は低温に使用温度が下がるに従って引張り強さは上昇する。とくに、降伏強さは大きく上昇する。ある臨界温度で急激に強さを減少し、いわゆる脆性となる遷移現象を生ずる。しかし、欠陥がない場合は、その遷移温度はごく低温であって実用上問題がないが、前述のように小さな鋭い欠陥があると、遷移現象は実用上考慮すべき温度であらわれる。この温度を NDT (Nil ductility transition temperature) と呼んでいる。この温度以下では、欠陥の大きさの平方根に反比例して低い応力場において破壊を生

ずることになる。

さらに、脆性破壊の重要な遷移温度として、亀裂停止温度 (CAT: Crack arrest temperature) が重要視されている。この温度に関して、降伏応力における遷移温度を FTE (Fracture transition elastic)、引張り応力における遷移温度を FTP (Fracture transition plastic) と呼んでいる。このような遷移は低い臨界応力以下では観察することができない。さて、この2つの遷移温度の相互の関係は種々の実験解析の結果、つぎのとおり考えられている。

すなわち、欠陥を有する鋼材は臨界応力以上の応力場にあるとき、NDT 以下の低い温度では常に亀裂を発生し、かつ、ただちに伝播する状態にある。すなわち、溶接部の残留応力など応力場があれば破壊の可能性はきわめて大きく、鋼材は設計許容応力以下の応力で充分脆性破壊を生ずる。脆性破壊現象は亀裂の発生と亀裂の伝播という2要素からなると考えているが、CAT 以上においては亀裂の発生もまた伝播も生ずることなく、破断は靱性破断となる。すなわち、脆性破壊は全く考えられない。NDT と CAT との間の温度域においては亀裂の発生はなく、亀裂が他の要因で発生すれば伝播は進行する状態にある。この理論は、木原らによって提唱された理論である。構造物の安全性に対する要求度によって NDT を重視するか、CAT を重視するかは異なってくるが、原子炉構造のように高い安全性の要求に対しては、CAT が重視されることはいままでもない。すなわち、欠陥検査を充分に実施しても無欠陥の構造(とくに溶接構造では)はありえないし、地震など外的要因で亀裂を発生するとき、CAT 以下では脆性破壊を生ずるからである。NDT および CAT については木原によって第1表に示すような、各種の大型試験および小型試験による種々定義された遷移温度が求められているが、一般に、ほぼつぎの関係が考えられている。

$$\text{CAT (FTE)} = \text{NDT} + 60^{\circ}\text{F}$$

$$\text{CAT (FTP)} = \text{NDT} + 120^{\circ}\text{F}$$

また Nichols はつぎの関係を求めている⁽⁶⁾。

$$\text{CAT} = 0.7 \text{ chTr } 25\% + 15^{\circ}\text{C}$$

ここで、chTr 25%は25%剪断破面率遷移温度をVノッチ・シャルビ衝撃試験により°Cの単位で示したものである。

実用の構造については、各種の大型試験で求めた遷移温度がよく一致するとされている。NDT を求めるためには ESSO 試験がよく、また CAT を求めるためには二重引張り試験、または Robertson 試験がよいと

第3図 脆性破壊における温度と応力場

第1表 脆性破壊試験方法の関連性

使用目的		試験法	研究室の大型試験法	大型試験法に最も関連性が深いと思われる小型試験法	
				小型試験法	求むべき遷移温度の種類
脆性亀裂の発生防止	静的荷重のみを考慮すればよい場合 (NDT を求める試験)		残留応力と切欠を有する大型引張り試験	5 mmU ノッチ・シャルビ試験 あるいはキーホール・シャルビ試験 2 mmU ノッチ・シャルビ試験	延性遷移温度 (T_d) あるいは 30ft.-lb 遷移温度 (T_R 30)
				3 mm ヴァンデルビーニン試験	T_{RS} 遷移温度
	動的荷重も考慮に入れるべき場合 (NDT を求める試験)		SoD (ESSO) 試験	NRL 試験 (Navy Research Laboratory 試験)	NDT 遷移温度 (Nil ductility transition temperature)
脆性伝播防止の	事故が起きても安全な場合 (CAT を求める試験)		二重引張り試験 Robertson 試験	プレス・ノッチ・シャルビ試験	破面遷移温度 (T_{RS})
				ヴァンデルビーニン試験	同上 ($T_R II$)
備考 国際的に最も多く採用されているので、データの比較のため参考に行なわれている試験法				V-ノッチ・シャルビ試験	破面遷移温度 (T_{RS}) エネルギー遷移温度 15ft.-lb 遷移温度 (T_R 15)
				ティッパ試験	破面遷移温度 (T_{RS})

いわれている。しかしながら、中性子照射によるこれらの遷移温度の変化を実験的に求める場合、大型試験片を照射試験に供することは全く不可能で、小型試験片を用いなければならない。この場合、第4図に示すように、Vノッチ・シャルビ衝撃試験による30ft.-lb 遷移温度がNDTを示すことが実験的に明らかにされている。

また、CATを求めるためにはプレス・ノッチ・シャルビ衝撃試験がよいといわれている。なお、各種試験法の詳細については越賀の論文を参照されたい⁽⁶⁾。この大型試験と小型試験との関連を求めることは実用上きわめて重要で、最近大規模な研究がわが国でも日本

溶接協会によって行なわれている。

以上のような脆性破壊の現象理論と前述の物性理論との間の結びつきはまだ明確でなく、今後の研究にまつところが多い⁽⁶⁾。

Ⅲ. 中性子照射試験の結果

第5図は各種原子炉構造材料の中性子照射効果を示したものであるが、炭素鋼および低合金鋼は他の材料に比較していちじるしく照射効果の大きいことがわかる。また、とくに脆性遷移温度の上昇については顕著な増加を示している。

照射脆性についての中性子照射試験はほとんどVノ

第4図 シャルビ 30ft.-lb 遷移温度と NDT との関連

第5図 各種材料の中性子照射効果

ッチ・シャルピ衝撃試験によって行なわれている。第2表はいままで行なわれた試験結果をまとめたもので

ある⁽⁹⁾。第6図は照射脆性試験による A 302 B 鋼の遷移温度の増加の1例である⁽¹⁰⁾。

第2表 照射脆性試験の結果

照射温度 (°F)	照射量(n/cm ²)	照射前の熱処理		遷 移 温 度 (NDT) (°F)					
				30ft.-lb 遷 移 温 度			50%剪断破面遷移温度		
		温度(°F)	時間(hr)	照射前	照射後	照 射 後 焼ナマシ	照射前	照射後	照 射 後 焼ナマシ
鋼 種 A 212 B, 4 in.板厚									
< 200	8	700	168	10	195	30	—	—	—
~ 300+	1.5×10 ¹⁹		168	30	330	80	—	—	—
~ 300	1.3×10 ¹⁹	600	5	10	270	175	27	267	217
~ 300	1.3×10 ¹⁹	600	20	10	270	50	27	267	32
~ 300	1.3×10 ¹⁹	600	168	10	270	195	27	267	147
200	2.5×10 ¹⁹	600	10	10	305	150	—	—	—
200	2.5×10 ¹⁹	600	168	10	305	115	—	—	—
430	2.6×10 ¹⁹	600	10	10	315	250	—	—	—
430	2.6×10 ¹⁹	600	168	10	315	235	—	—	—
鋼 種 A 302 B, 6 in.板厚									
~ 250	2.2×10 ¹⁹	650	36	15	315	50	40	310	80
~ 250	2.2×10 ¹⁹	650	168	15	315	85	40	310	100
~ 250	2.2×10 ¹⁹	750	168	15	315	20	40	310	60
+6½in. 鋼板

第6図 A 302 B 鋼の照射脆性試験の結果 (BNL によるデータ)

また、第7図は A 212 B, A 302 B およびその溶着鋼またはその他の鋼材について各研究機関が行なった照射脆性の研究結果をまとめたものである。また第8図に示すように、原子炉の耐用限内において压力容器構造鋼材の被照射量は $10^{18} \sim 10^{20} \text{ n/cm}^2$ ($> 1 \text{ MeV}$ 速中性子)と推定されるが、中性子照射の影響は 10^{18} n/cm^2 を超えると急に増加する⁽¹¹⁾。その関係は、

第7図 各種鋼材の NDT の上昇

第8図 鋼材の高温照射による NDT の増加

$$\Delta T = A(\phi t)^{1/3} \text{ または } \Delta T = A'(\phi t)^{1/2}$$

で示される。

ここで、 ΔT は遷移温度の増加(°C)、 A および A' は鋼材によって異なる定数で、 A の場合 17.5 程度、 A' の場合 27~55、 ϕt は速中性子(>1 MeV)照射量で 10^{18} n/cm² の単位である。この ϕt は速中性子束測定子としてイオウ、ニッケルなど使用する物質によって異なってくるため、 A, A' はそれによっても補正されねばならない(6)(12)。

第8図で明らかなように、低い温度 450°F (232°C) 以下の照射では、遷移温度の増加はきわめていじらしい影響があらわれ、 10^{18} n/cm² の照射量で NDT が約 100°C 上昇する。このことはきわめて重要で、原子炉

鋼材としては照射前の鋼材の NDT が -80°C 以下であることが必要となる。第9図は現在実用されている構造用鋼材の NDT の範囲を示したものであるが、鋼材の NDT を -80°C に要求することは、最近開発されつつある原子炉用構造鋼材で初めて可能であり、もし安全使用温度について CAT に注目するならば、照射前の鋼材の NDT はさらに 30°C 程度低くなくてはならず、鋼材の品質の高度化が要求される。このため第8図に示すように、高温において照射脆性の影響が鈍化する傾向に注目して、これを压力容器の構造設計に応用することが各国で真剣に考えられるようになった。すなわち、原子炉冷却材の入口温度を高く保持すれば、照射脆性による NDT の上昇は相当防ぐことが可能である。最近の中性子照射試験はこの面に研究の主力が注がれているといえよう。しかしながら、压力容器を比較的高温に保つ構造設計を考えると、それに付随したつぎに示すような種々の問題点が発生する。

- (1) 青熱脆性、水素脆性による鋼材の劣化の問題
- (2) クリープ強サ、疲労強サのように高温における機械的構造強度の問題
- (3) 応力腐食の問題

第9図 各種厚鋼板(板厚100~150mm)のNDT

これらの問題は、今後中性子照射試験における重要な課題となるであろう。

第10図は $2 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ で照射した材料に対する焼ナマシ効果を示すものである。低温で照射した鋼材は遷移温度の増加は大きい、 750°F (400°C)、36 hr の焼ナマシではほとんど照射前の遷移温度にもどる。しかしながら、高温で照射した鋼材は遷移温度の上昇は少ないが、同様の焼ナマシ条件で回復の状態は劣ることを示している。第11図は $1 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ で照射した後 600°F (316°C) で焼ナマシした場合の焼ナマシ時間の影響を示している。焼ナマシ時間が一般に長ければ回復も大きい、168 hr 程度の長時間になると悪い影響

第10図 照射試料の焼ナマシによる回復の状態

第11図 照射試料に対する焼ナマシ時間の影響

第12図 熱中性子束/速中性子束比の影響

があらわれることを示している。また前述のように、熱中性子は中性子照射効果にほとんど影響がないと考えられるが、第12図に示すように熱中性子の多い原子炉で照射試験を実施すると、中性子照射効果が顕著にあらわれてくる。このことは外熱中性子などの影響があることを示すものであろう。

IV. 原子炉圧力容器設計に対する脆性破壊の考慮

圧力容器の設計に脆性破壊についての基準を盛り込む試みは海外ばかりでなくわが国でも検討されつつある⁽¹³⁾。従来は圧力容器の設計についてはASME Boiler and Pressure Vessel Code が設計者の指針として役立ってきたが、同コードにおいても脆性破壊については明確に規定していなかった。最近アメリカにおいて圧力容器設計について合理化するため、設計手順の再検討が進められた。とくに、PWR (原子力潜水艦用) の設計について1958年に検討が行なわれ、その結果がまとめられた⁽¹⁴⁾。それによると、脆性破壊についての設計に対する考慮としてつぎのように示している。

フェライト系の鋼材のNDTは落重試験(Drop weight test)によって求めることにしている(アメリカでは落重試験が脆性破壊試験方法として常用されている)。しかしながら、実用上はNDTに対応するVノッチ・シャルビ衝撃試験の遷移温度について、各種鋼種別に第3表のように規定している。

第3表 鋼種別のNDTに対応するVノッチ・シャルビ衝撃値

鋼 種	NDT に対応する Vノッチ・シャルビ衝撃値 (ft.-lb)
ASTM A-212	15
AISI 410	20
ASTM A-302	30
SAE 4340	35

同表の鋼種以外の鋼材については、降伏強さによって分類し、NDTに対応する遷移温度の選択を第4表のように規定している。

第4表 降伏強さ別のNDTに対応するVノッチ・シャルビ衝撃値

降伏強さによる分類 (psi)	NDT に対応する Vノッチ・シャルビ衝撃値 (ft.-lb)
<45,000	20
45,000~75,000	30
>75,000	40

このようにして求められた NDT を設計に適用する場合、原子炉運転上の注意として、鋼材が NDT+60°F 以上の温度で使用されるときは、内圧、機械的荷重、配管の影響、前歴荷重効果などのすべての関連した総合的引張り応力が、規定の許容応力の20%を超えた状態で運転してはならないと強調している。

以上のような検討が行なわれて後、1962年に ASTM Boiler and Pressure Vessel Code の改訂が進められた⁽¹⁵⁾。ここでは“Nuclear Vessel”として新たなセクションがつけられたのであるが、その中で原子炉压力容器の脆性破壊に関する設計上の規定をつぎのようにしている。

低炭素鋼、低合金鋼およびクロム鋼については板厚 $\frac{1}{2}$ in. 以上の鋼材については V ノッチ・シャルピ衝撃試験を実施しなければならない。この場合、各種鋼材の降伏強さに応じて NDT に関する V ノッチ・シャルピ衝撃試験値を規定して第5表に示す。すなわち、これらの鋼材は同表において規定された衝撃値で要求される温度(NDT)より 60°F 以上高い温度で使用しなければならない。しかしながら、照射脆性については、まだ十分に規定することができず、NDT+60°F に使用温度をとっても照射によって遷移温度が上昇し、安全性が減少するという注意を付記するのみで詳しくは規定していない。今後、この面で検討が加えられ、コードに明確に規定されねばならないと考えられる。

第5表 NDT に関連した V ノッチ・シャルピ衝撃値の規定

降伏強さによる 鋼材の区分 (psi)	最高試験 温度 (°F)	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	+40	15	10
35,000~45,000	+40	20	15
45,000~75,000	+40	30	25
75,000~105,000	+40	35	25

V. 原子炉压力容器のモニタリング

研究用原子炉による照射脆性試験によれば、压力容器鋼材はいちじるしい NDT の上昇があることが明らかになったので、動力用原子炉における压力容器の脆性破壊はきわめて重要な問題点となった。しかしながら、動力用原子炉の压力容器の中性子照射と研究用原子炉による照射試験ではその環境条件が異なる。また、照射脆性の機構が必ずしも明らかでなく、照射試験技術上からも実験精度は高くない。一般に、動力用

原子炉における压力容器鋼材の照射脆化と研究炉における照射脆性試験の結果との相違点はつぎのように考えられている。

- (1) 照射試験は加速して実施されるが、実用の压力容器は耐用年限内において長期にわたって照射を受ける。
- (2) 速中性子のエネルギー分布も、研究用原子炉と動力用原子炉とでいじめるしく異なる。このことは熱中性子などの低エネルギー中性子についてもいえる。
- (3) 温度条件などの環境条件も、実用動力炉と研究用原子炉による照射試験では異なる。

このため、各動力用原子炉ではそれぞれの压力容器の照射脆化の程度を確認するため、モニタリングを実施している。

1. JAPC 東海炉のモニタリング計画

日本原子力発電(株)では東海村に JAPC 東海炉を建設中である。同炉について、燃料、黒鉛、压力容器用鋼材のモニタリングを行なうため、現在原研のホット・ラボラトリは大規模な拡張整備を行ないつつある。同炉の压力容器鋼材および溶接部のモニタリング計画はつぎのとおりである。

1 モニタリング・サイクルの編成は第6表のとおりとする。

第6表 JAPC 東海炉の1モニタリング・サイクルの編成

V ノッチ・シャルピ 衝撃試験片		引張り試験片	
压力容器鋼板 (94 mm)	46(L) 40(T)	压力容器 鋼板	H.F. 2(L) L.S. 2(T)
溶着部	20(T)	溶着部	H.F. 2(T) L.S. 2(L)
熱影響部	20(L)	熱影響部	H.F. 2(L)
鍛造材	20(L)	鍛造材	H.F. 2(T) L.S. 1(L)
炉心拘束円筒材 (42 mm)	20(L)	炉心拘束 円筒材	H.F. 2(L) L.S. 1(T)
ダクト材	20(L)	ダクト材	H.F. 2(L)
総 数	186	H.F.	12
		L.S.	6

(注) L: 長手方向より採取, T: ビードに直角方向に採取,
H.F.: ハンス・フィールド試験片, L.S.: 小型引張り試験片

この編成表の試験片は各編成ごとに18個のコンテナにつめてスタンドパイプに装入して照射を実施し、1, 1, 2, 10, 15, 20, 25年のモニタ年次に取り出してホット・ラボラトリに持ち込み、それぞれの試験を実施する。

ただし、このモニタ年次は照射脆化の状況によって変わることもある。

2. JPDR のモニタリング計画

日本原子力研究所において建設が完了し、現在臨界に達して最近発電を開始した動力試験炉 (JPDR) のモニタリング計画は第7表のとおりである。

第7表 JPDR のモニタリング計画

モニタ位置		炉心シュラウド内側			圧力容器内側			主蒸気管内			非照射試料	
速中性子束 (>0.1 MeV)		$5 \sim 6 \times 10^{11}$			$3 \sim 4 \times 10^{10}$			0			0	
照射条件		圧力容器の10倍の 中性子束			圧力容器の1.25倍の 中性子束			熱サイクルのみを与 える			室温保存	
材 料		母 材	溶着部	熱 影響部	母 材	溶着部	熱 影響部	母 材	溶着部	熱 影響部	母 材	ASTM 標準資料
モニタ 年 次	1	○	○	○				○	○	○	○	○
	2	○	○	○							○	○
	4	○	○	○	○			○	○	○	○	○
	8				○	○	○				○	○
	16				○	○	○	○	○	○	○	○
	32				○	○	○				○	○

(注) 1) モニタリング・サイクルの編成は引張り試験片3本、Vノッチ・シャルピ衝撃試験片12本よりなる。

2) 圧力容器における速中性子束 ($0.1 \text{ MeV} <$) は電気出力に12.5MWのとき $8 \sim 9 \times 10^9 \text{ n/cm}^2 \cdot \text{sec}$ である。

VI. む す び

照射脆性の研究は英米両国において精力的に進められてきて、その成果は次第にのみりつつある。最近では照射脆性の影響の大きさがいちじるしいため、相当高温で使用する原子炉構造設計についても、再検討を余儀なくされてきたのが現状のようである。一方、中性子照射試験は試験それ自体に、技術的な問題点が多い。そしてまた照射技術の未熟が研究の大きな隘路となっている。

わが国では中性子照射試験に関する限り、いちじるしい立遅れを示しているが、最近待望の JRR-2 が高出力長時間連続運転を開始したので、次第にデータが得られるものと期待してよい。著者らは JRR-2 の垂直実験孔の中性子照射装置を製作し、ホット・ラボラトリにおける照射後試験まで一連の照射研究の試験機器を整備してきたが、一般の研究に比較して多大の研究費と労力を要している。今後、原子炉用鋼材の中性子照射試験に関心を有しておられる研究機関が、試験の問題点を理解されて強力にバックアップして下さることを期待している。

(1964年 3月2日 受理)

— 参 考 文 献 —

- (1) M. YOSHIKI, T. KANAZAWA: *J. Soc. Nav. Arch. Japan*, No. 102, 39 (1957).
- (2) H. KIHARA: Recent Studies in Japan on Brittle Fracture of Welded Steel Structure under Low Applied Stress Level, *Japan Inst. Weld.*, (1961).
- (3) R.B. KEHOE, R.W. NICHOLS: *Nucl. Engng.*, **6**, 112 (1961).
- (4) A.H. COTTRELL: Theoretical Aspects of Radiation Damage and Brittle Fracture in Steel Pressure Vessels, *Sym. Special Rept.* No. 69, *AISI* (1960).
- (5) F.R. SHOBER: *REIC Rept.*, No. 20, (1961).
- (6) R.W. NICHOLS, D.R. HARRIES: Brittle Fracture and Irradiation Effects in Ferritic Pressure Vessel Steels, *UK. AEA Rept.*, (1962).
- (7) 越賀房夫: 溶接学会誌, **32**, 162 (1963).
- (8) 藤田英一: 金属物理, **5**, 179 (1959).
- (9) F.R. SHOCER: *Nucleonics*, **20**, 134 (1962).
- (10) US. AEC Conf. (1960).
- (11) W.S. PELLINI, L.E. STEELE, J.R. HAWTHONE: *Weld. J.*, **6**, 455-S (1962).
- (12) L.F. PORTER: *Symp. on Materials in Nuclear Application*, (1959).
- (13) 金沢 武: 機械学会誌, **66**, 1114 (1963).
- (14) US. Dept. of Commerce: Tentative Structural Design Basis for Reactor Pressure Vessels and Directly Associated Components, *PB-151987*, (1958).
- (15) Am. Soc. Mech. Engng: "Boiler and Pressure Vessel Code", (II), Nuclear Vessels, (1962).