

原子力用鋼材の進歩*

—— 照射試験合同委員会の成果について ——

長谷川 正義**・米 沢 利 夫***

Development of Steels for Nuclear Power Plant

— With Special Reference to the Report of Steel Irradiation Joint-Committee of Japan —

Masayoshi HASEGAWA and Toshio YONEZAWA

1. 緒 言

周知のように、動力用原子炉の圧力容器、炉心構造あるいは燃料体構造に対しては、鉄鋼材料がもつとも重要な構成材料となつてきているが、これら原子炉用鉄鋼材料に要求される性質としては、

(1) 高温強度、長時間クリープ強度、あるいは低サイクル、熱サイクル疲労強度、長時間加熱に基づく組織変化、使用媒質に対する耐食性、などの諸性質にすぐれていること。

(2) 原子核的性質が安定であること。
の2つが重要である。なかでも高密度の中性子の照射によつて起こる性質の変化は、炉の運転、保守、安全に直接関係する重要な問題であり、旧来の冶金学では全く考えられない新しい課題である。そのために照射に伴う鋼材の脆化の問題に対しては、各国とも大規模な研究計画をたて、精力的に研究しているので、近年ようやく多くのデータが蓄積されるようになった。

しかし残念ながら日本では、金属材料の照射試験を行なうのに十分な中性子源をもつ研究炉がなかつたため、この方面の研究は長い間進展しなかつた。そこで昭和38年に「鉄鋼の照射試験研究合同委員会」(SIJC)が設けられ、ベルギーの試験用原子炉を用いて、日本として初めての金属材料の実用照射試験を行なうことになった。この委員会の第1の目標は、国産実用鋼材の原子炉用材料としての耐照射性を確認することであつたが、このことはとりもなおさず、原子炉級の高品質鋼としての可否を判定することにつながる。

この委員会は第1次より第3次まで、足かけ6年にわたつて運営され、その成果の概要は、昨年6月サンフランシスコで開催された「ASTM 炉材料照射効果シンポジウム」に筆者が発表した。その要点は、(1)米国の従来のデータに比較して、国産鋼材は一般に耐照射性がすぐれていること、(2)照射脆化に対しては、製鋼法、不純物などの影響がある点を示唆したこと、(3)照射技術の精度に十分留意したことなどである。

さて本稿は原子炉用鋼材の現状、とくに照射脆化について、上記合同委員会の成果を中心に概説したものであるが、そのほか近い将来の高速増殖炉に広く用いられるステンレス鋼の照射脆化についても2、3の話題をあわせて紹介した。

2. 照射脆化の機構の概要

放射線損傷は原子炉材料の実用的観点からも、また金属物性論的興味からも、重要なものとして従来から多くの研究が行なわれてきたが、その機構の本質は複雑であり、まだ十分解説されていない。

原子炉用の金属材料でとくに問題となる放射線は、高速中性子、および高エネルギーの分裂生成物であるが、燃料被覆管を除き、一般には高速中性子の効果が重要である。まず中性子によつてはじき出された、いわゆるノック・オン原子は大きな運動エネルギーをもっているから、同時にいろいろの二次的な格子欠陥が形成される。すなわち、原子空孔、格子間原子、熱スパイク、変位スパイク、などが代表的な欠陥として形成されると考えられているが、さらにこれらの格子欠陥は照射中にその結晶内で、空孔の凝集によるクラスターの形成(写真1参照)¹⁾、転位ループの形成、転位密度の増加、空孔と格子間原子との結合による消滅作用、さらには異相の形成など、温度と時間の影響をうけて複雑に作用する^{2)~4)}。

純鉄などの純金属や基本的な合金系においては、すでに照射による内耗、電気抵抗、磁性、硬さの変化などから、これらの格子欠陥に伴う損傷がかなり明らかにされている^{5)~8)}。実用鋼においては、後述するようにいろいろの冶金学的因子により照射脆化が大きく異なるので、微視的な損傷機構は全く把握されていない。なおマクロ的には、近年フラクトグラフィによる照射後破壊特性の研究などのアプローチも試みられている⁹⁾。

また原子核との衝突により、核分裂や核変換などが起こる場合には、いわゆる“transmutation damage”が誘起され、これは後述する高速炉燃料被覆材の場合に実用上重要な影響を与える。

3. 現用の原子炉圧力容器用鋼材

周知のごとく近年原子力発電の経済性の見通しが具体化したため、各国とも発電プラントの設置が盛んになってきた。たとえば表1に示すように建設中および計画中のものも含めると、発電所数で150カ所を越えている。しかもこれらの発電所における各動力炉は経済的観点か

* 昭和44年10月30日受付 (依頼解説)

** 早稲田大学理工学部 工博

*** 早稲田大学理工学部



写真 1 照射した純鉄中に生じた点欠陥クラスター
照射条件 (60°C, $2.5 \times 10^{20} \text{ n/cm}^2 > 1 \text{ MeV}$)
 $\times 40\,000$ (7/10)

ら、その容量が急速に大型化する傾向にある。わが国においても現在運転中、建設中および計画中のものも含めると、表 2¹⁰⁾に示すような現状であり、近い将来電気出力が1 000MW級(100 万kW級)のものが現われると考えられている。したがって従来の ASTM A212B 鋼, A302B 鋼に代わつて、A533, A543 鋼(HY-80 鋼相当)や、さらに高張力の鋼材が使用される傾向にある(表 3 参照)。

なおわが国では、これらの高級圧力容器に使用される溶接性を考慮した高品質の鋼材の JIS の整備が遅れていたため、現在建設中、あるいは計画中の動力炉の材料は大部分外国の材料規格に依存せざるを得ないのが実状である。そこで、さし当たり早急に ASTM A516, A302B, および A533 鋼に該当する材料規格を整えることになり、さらに A541, A508 に相当する鍛鋼も規格化

表 1 世界各国の原子力発電所 (1968)

国 別	運 転 中		建 設 ・ 計 画 中	
	発電所数	電気出力	発電所数	電気出力
アメリカ	17	3 027	49	57 307
イギリス	13	4 677	8	11 550
フランス	4	1 125	5	3 855
カナダ	2	245	2	1 250
スウェーデン	1	12	2	600
スイス	1	166	2	1 190
インド			3	1 280
イタリア	3	642	1	35
ソビエト	4	1 210	5	3 043
西ドイツ	5	588	8	2 040
東ドイツ	1	70	2	1 600
スペイン			2	1 006
日本	2	179	3	2 342
パキスタン			2	220
ベルギー	1	145	2	319
アルゼンチン			1	319
チェコスロバキア			1	350
オランダ			1	50
ハンガリー			1	800
ブルガリア			1	800
ルーマニア			1	600
ユーゴスラビア			1	600
合 計	54	12 086	103	91 955

され、原子力用鋼材の標準化の動きが始まった¹¹⁾。ちなみにステンレス鋼材については、現用の JIS でほとんど問題がないので、新しく Incoloy 800, Inconel 600 に該当する棒、板、管の規格のみを立案した。

米国では、軽水炉圧力容器鋼板として、さし当たり今後 A543 鋼が標準的材料になると考えているが、将来は 12Ni-5Cr-3Mo 系のマルエージング鋼が有望であると¹²⁾¹³⁾している。

表 2 日本の現用原子炉圧力容器

発電所	所 属	冷却材	電気出力 (MWe)	圧力容器形状	容器径 (m)	容器高さ (m)	板厚 (mm)	使用鋼材	クラッド	設計圧 (kg/cm ² g)	設計温 度 (°C)	完成 (年)
東 海 原 研 究 所 (JPDR)	日本原子力発電(株)	CO ₂ ガス	166	球 形	18.4	—	80・92	Al キルド鋼	なし	15・4	390	1964
		沸騰水	12・5	円筒形	2・083	8・180	67	S A 302 B 改変鋼	304 S S	77・3	343	1962
敦 賀	日本原子力発電(株)	沸騰水	322	円筒形	4・344	18・794	144	S A 302 B 改変鋼	304 S S	87・9	305	1968
		沸騰水	400	円筒形	4・8	19・00	160	S A 336 改変鋼	304 S S	87・9	302	1969
福 島-1	東京電力(株)	沸騰水	780	円筒形	5・560	21・127	138	S A 533 B	304 S S	87・9	302	1971
福 島-2	東京電力(株)	沸騰水	500	円筒形	3・4	11・1	165	S A 508	304 S S	195	343	1970
美 浜-2	関西電力(株)	加圧水	340	円筒形	3・3	10・9	22・8	S A 533 B	304 S S	175	343	1969
美 浜-1	関西電力(株)	加圧水	460	円筒形	4・8	19	120	S A 302 B 改変鋼	—	87・9	302	
島 根	中国電力(株)	沸騰水	780	円筒形	5・6	22	138	S A 336 改変鋼	304 S S	87・9	302	1971
福 島-3	東京電力(株)	沸騰水	(10 000) S H P	円筒形	1・75	5・65	93	S A 533 B	304 S S	135	333	1970
(原子力船)	日本原子力船開発事業団	加圧水	826	円筒形	4・0	13	200	S A 508	304 S S	175	343	1972
高 浜-1	関西電力(株)	加圧水						S A 533 B				
								S A 508				

表 3 原子炉圧力容器用鋼材一覧

鋼 種	化 学 組 成 (%)										熱 処 理	引張強さ (psi)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V			
ASTM A212B	<0.35	0.15 ~0.30	0.85 ~1.20	<0.035	<0.040	—	—	—	—	—	焼 準 し	70 000~85 000
A302B	<0.20	0.15 ~0.30	1.15 ~1.50	〃	〃	—	—	0.45 ~0.60	—	—	焼入れ, 焼戻し	80 000~100 000
A516	<0.35	0.15 ~0.30	0.80 ~1.25	〃	〃	—	—	—	—	—	焼 準 し	70 000~85 000
A533	<0.25	0.15 ~0.30	1.15 ~1.50	〃	〃	0.40 * ~1.00	—	0.45 ~0.60	—	—	焼入れ, 焼戻し	90 000~115 000
A542	<0.15	0.15 ~0.30	0.30 ~0.60	〃	<0.035	—	2.00 ~2.50	0.90 ~1.10	—	—	焼入れ, 焼戻し	>115 000
A543	<0.23	0.20 ~0.35	<0.40	〃	<0.040	2.60 * ~4.00	1.50 ~2.00	0.45 ~0.60	<0.03	—	焼入れ, 焼戻し	115 000 ~135 000

* 板厚により異なる

表 4 A302B 鋼の Δ NDT におよぼす中性子照射量の影響

照 射 量 ($\times 10^{18} n/cm^2$ >1Mev)	Δ NDT	
	°F	°C
0	30	-1
1	60	16
5	160	71
10	230	110
20	275	135
50	360	182
100	410	210

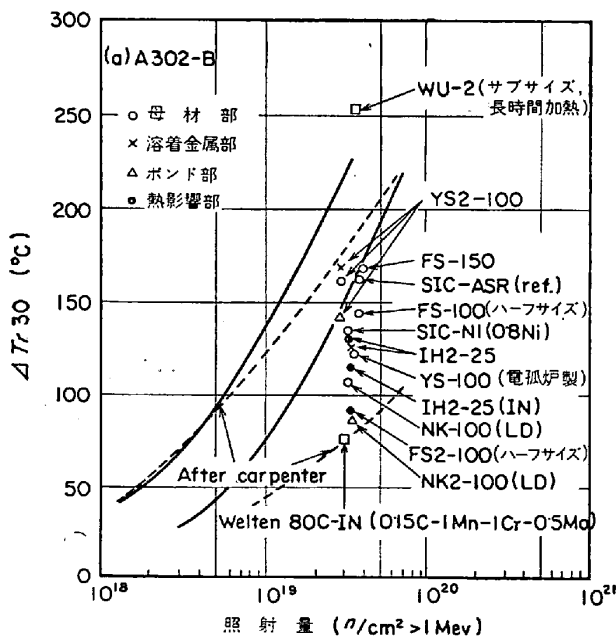


図 1 SIJC における A302B 鋼の 照射試験結果

もちろん耐照射性と強度の観点のみから新しい高張力鋼が推奨されるものではなく、製鋼技術、加工技術、溶接技術上の特性に対して十分安全なデータの蓄積が必要であることはいうまでもないし、圧力容器の製作技術に対しても、たとえば事故例の多いステンレス・クラッド

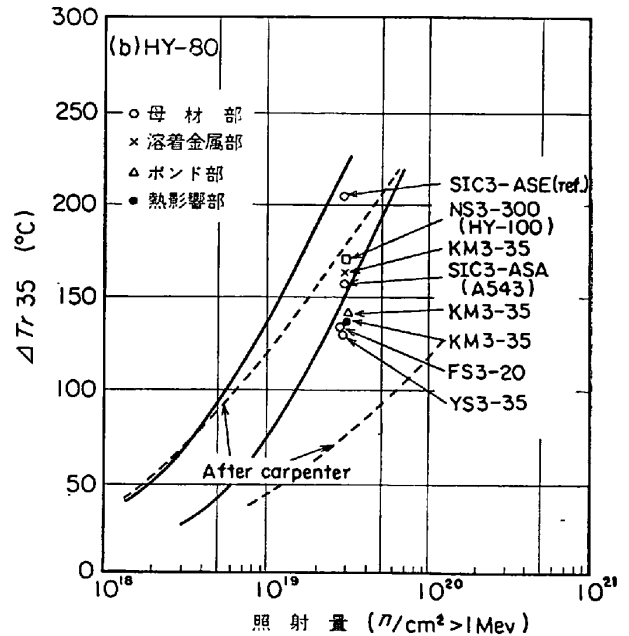


図 2 SIJC における HY-80 鋼の照射試験結果

材についても十分な技術的進歩が併行しなければならない。

4. 実用鋼材の照射脆化

原子炉圧力容器用鋼の照射脆化については、ガス炉、軽水炉を問わずとも重要な問題ではあるが、炉型の特徴からとくに軽水炉に多くの関心がもたれている。従来米国で BWR, PWR 軽水炉に広く用いられているボイラー用 ASTM A302B 鋼については、原子炉寿命約 20 年間での速中性子照射量 $10^{19} n/cm^2$ 程度で NDT 温度は $100\sim 150^\circ C$ 上昇する¹⁴⁾。(表 4 参照)

このように米国では、すでに多くの照射データが統計的に集められていて、一つの trend band が与えられている。たとえば A302B 鋼の $450^\circ F$ 以下の照射温度に対する Tr 30 遷移温度上昇 ($\Delta Tr 30$) は図 1 に示すようなもので¹⁵⁾、ここではこのバンドと、日本の SIJC で得られた A302B 鋼に関するデータとを比較して掲げてある。 $10^{18} n/cm^2$ 以上の照射では速中性子照射量にほぼ

比例して、遷移温度が上昇することがわかる。なおこの図から日本の鋼材は、例外なく米国材より ΔT_r 30 が小さい傾向が認められるが、このことは次章の冶金学的因子により説明できる。

さらに図2は HY-80 鋼に関する SIJC のデータを、同様にして米国の trend band 上にプロットしたものであるが、ここでも同じ傾向が見られる。SIJC の研究によれば、HY-80 鋼は A302B 鋼より概して ΔT_r が大きい欠点を認めたが、これは米国でも同様の結果が報告されている。

もちろん照射温度の影響は大きく、図3¹⁶⁾に示すように 450°F 以下、550°F 付近、600°F 以上の各温度域で比較すれば、照射温度の上昇とともに ΔNDT は急速に減少する。なお HY-80 鋼では、 $3.1 \times 10^{19} n/cm^2$ 、約 400°C の照射で ΔNDT が増大することが認められておりこれは焼戻脆性の効果が重畳したものと考える説もある¹⁷⁾が、データによつては必ずしも一致していない。

さらに近年は圧力容器の大型化に伴い、降伏強さ 70 kg/cm² 以上の高張力鋼の照射脆化についても研究されつつあり¹²⁾¹³⁾、すでに米国では図4¹⁸⁾に示すように意欲的に多くの鋼種について、実験的に照射データを集積している。しかし照射効果には照射条件のほか、材料の化学組成、微量元素、板厚、熱処理などの冶金学的因子が複雑に影響するので、新しい原子炉用鋼の選択に対しては、なお今後に残された問題が多い。

5. 照射脆化におよぼす冶金学的因子

前章でもふれたように、圧力容器用鋼材はその鋼種により、中性子の照射効果が異なる。多くのデータを統計的にみると、鋼材のうける照射効果には、“sensitive”なものと“insensitive”なものがあり、これには多くの冶金学的因子、すなわち鋼中の合金元素や微量元素、あるいはO、H、Nなどのガス成分など、または製鋼方法、板厚、熱履歴や金属組織、さらには溶接などによる影響が考えられる。しかしこの種の問題については、これまで2、3の指摘があつたにすぎず、最近ようやく関心が高まつてきた話題である。

鋼の化学成分が照射感性におよぼす影響としては、まずCについて検討されたが、実用鋼材では熱処理などによる炭化物の形状、分布状態の変化の方が耐照射性に大きく関係するので、固溶Cの効果が直接問題となることは少ない。また固溶Nも照射感性を増すと考えられており、AIN、VNなどのN安定化元素の存在によつて耐照射性を増すと考えられている。たとえば図1の試験結果において、IN処理を施した80キロ級高張力鋼(Wel-ten 80C-IN)の照射感性がきわめて小さいことや、図5¹⁹⁾のAlキルド鋼がSiキルド鋼に比べ非敏感であることなどがそれであるが、このAINの効果について

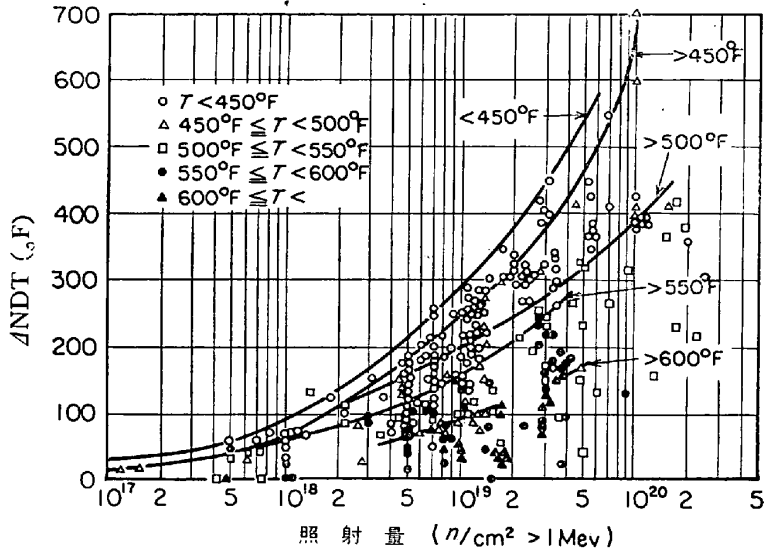


図3 米国における A302B 鋼のサーベイランステスト結果

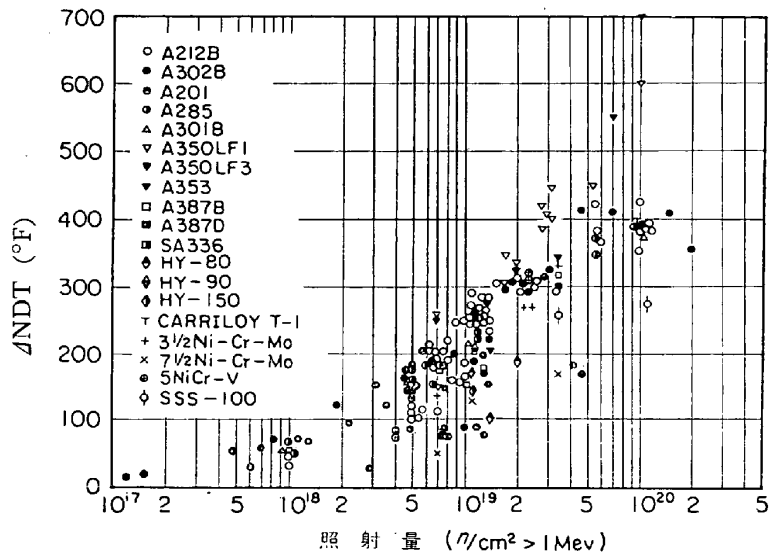


図4 米国におけるアドバンステスト結果

は、Al (フェライト固溶元素) の negative な作用と、AIN の N 固定化作用との関連において、さらに詳細に検討する必要がある。

他の微量成分としてのP、Sについては、ASMEコードに対するAECのコメント、すなわち耐照射性の点から $P \leq 0.012\%$ 、 $S \leq 0.015\%$ が望ましいとすることからもわかるように、鋼中のP、S、Asなどの非金属元素は照射感性を増すと考えられている。たとえば図6²⁰⁾に示すようP、S、As、Sn、Sb、Cu、などを極力減らしたA302B鋼では、照射による遷移温度上昇はほとんどない*の比べ、この材料に0.03%のP、0.02%のSを添加したものでは、照射感性を増すことが報告されている。日本の実用鋼材が米国材に比べ、一般に耐照射性にすぐれているのは、この不純物元素の差から推測できると、米国で指摘した研究者もある。

さらに図7²²⁾に示すように、Cuについても照射感性を増すことが認められており、このことは、SIJCの研

* 照射温度 (550°F) が高い点に注意。

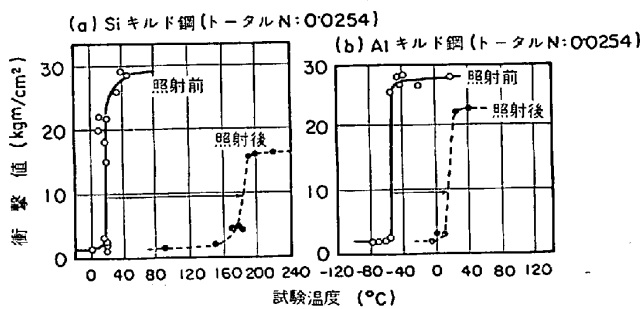


図 5 Si キルド鋼と Al キルド鋼の照射敏感性 (照射量: $1.4 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2 > 1 \text{ MeV}$)

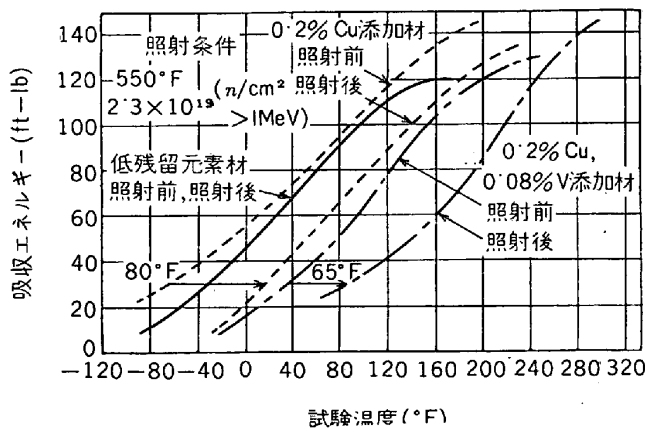


図 6 A302B 鋼の照射敏感性におよぼす鋼中の P, S の影響

究結果において、フェライト固溶元素としての Ni が照射敏感性を増すことと同様の機構と考えている。

製鋼法の差異に基づく効果は、主として上記の微量成分の影響によると考えられる。たとえば先の SIJC の結果 (図 8 参照) において、LD 転炉製の A302B 鋼が、電弧炉製のものに比べ耐照射性があるのは、このチャージの S, Cu, Ni 含有量が低いとためと考えられる。しかしながら、表 5²¹⁾ に示すように誘導加熱溶解したもの、真空溶解加熱したものとを比較すると、微量成分を同じように減らした場合でも、遷移温度上昇割合は真空溶解のほうが小さかったことから、鋼中の微量元素の影響に加えて、含有ガス成分の影響も潜在していると思われる。

熱処理あるいは金属組織による影響についてもいくつか研究がある²²⁾。この場合遷移温度の変化量のみでなく、照射前の遷移温度におよぼす影響ももちろん重要である。やや古く HY-65 鋼について、焼入れ・焼戻し、オーステンパー、焼準しを行なったものを比較すると、焼入れ・焼戻しを施したものが照射敏感性は最も小さいことが報告されている²³⁾。また HY-80 鋼および A350 鋼について、焼戻しマルテンサイト、パーライト、上部ベイナイト組織を比較した場合、焼戻しマルテンサイト組織のものが照射敏感性が最も小さいことが認められており²⁴⁾ (図 9 参照)、これはカーバイドの分布状態が照射敏

感性に関係することを示すものである。A302B 鋼でもフェライト+帯状パーライト組織が照射に敏感で、フェライト+焼戻し下部ベイナイト組織が鈍感である¹⁵⁾。また高温のオーステナイト域より急冷・焼戻したものは敏感で、低温のオーステナイト域より急冷・焼戻したものは鈍感である²⁵⁾など、熱処理前のオーステナイト粒度も照射効果に影響をおよぼす点は興味がある。なおフェライト結晶粒度については、粒度の大きいものほど照射感受性の大きいことが低炭素鋼については古くから明らかにされているが¹⁵⁾²⁶⁾²⁷⁾、調質鋼については、炭化物の形態など別の観点が必要であろう。

他の熱処理効果としては、焼入れ・焼戻し後の応力除去焼鈍、あるいは変態点以下の長時間加熱で、写真 2、図 10 の SIJC のデータからわかるようにカーバイドの粒界凝集、粗大化によつて、照射前の ΔTr に比べて照射後の ΔTr は極めて大きく現われている。このように

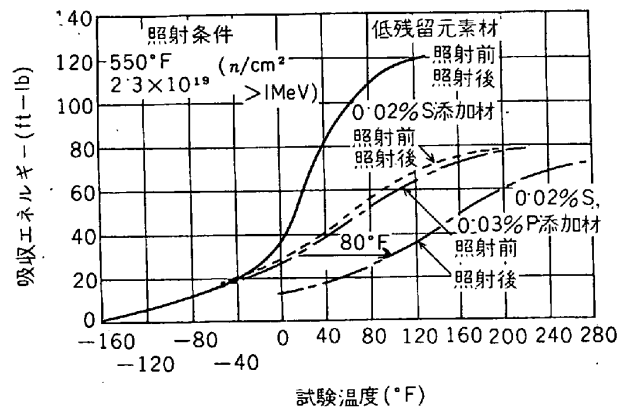


図 7 A302B 鋼の照射敏感性におよぼす鋼中の Cu, V の影響

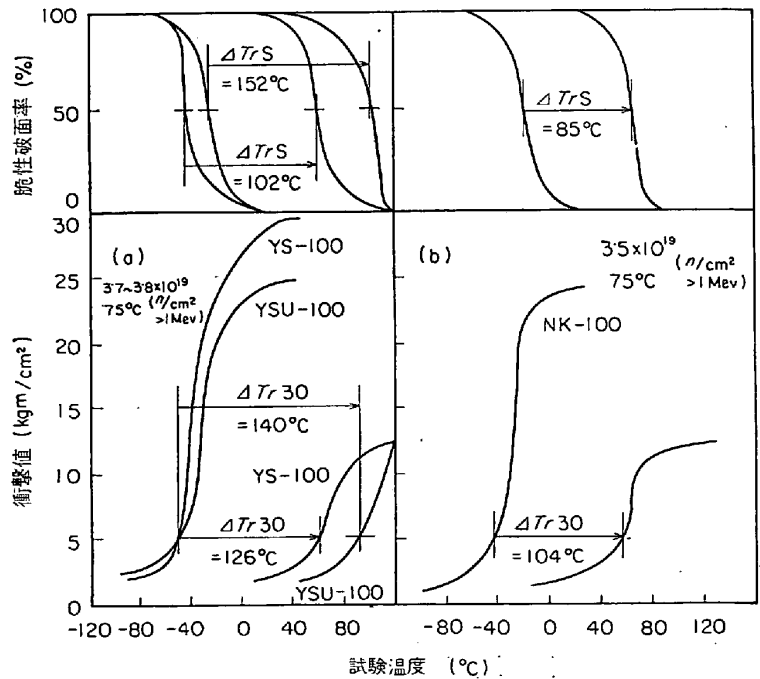


図 8 照射敏感性におよぼす製鋼法の影響

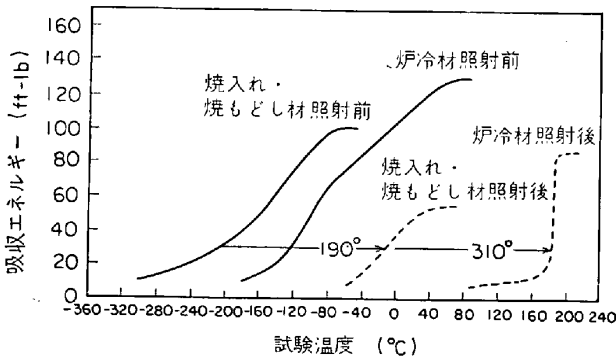
表 5 A302B 鋼の製鋼法とシャルピー遷移温度との関係
照射条件 (550°F, <250°F, $3 \times 10^{19} n/cm^2$, >1MeV)

製鋼法	板厚 (in.)	熱処理条件	シャルピー V ノッチ 30 ft-lb 遷移温度 (°F)				
			照射前	550°F 照射後	ΔT	<250°F 照射後	ΔT
商業的製法	6	焼準し, 焼戻し ^{a)} 焼入れ, 焼戻し ^{a)} +応力除去焼鈍 ^{b)}	25	190	165	335	310
			30	200	170	345	315
大気中誘導溶解	1/2	焼準し, 焼戻し ^{c)} 焼準し, 焼戻し ^{c)} +応力除去焼鈍 ^{b)}	65	200	135	350	285
			66	—	—	340	280
大気中誘導溶解 (低残留元素)	1/2	焼準し, 焼戻し ^{c)} 焼準し, 焼戻し ^{c)} +応力除去焼鈍 ^{b)}	-35	-35	0	235	270
			5	5	0	245	240
真空中誘導溶解 (低残留元素)	1/2	焼準し, 焼戻し ^{c)} 焼準し, 焼戻し ^{c)} +応力除去焼鈍 ^{b)}	55	85	30	240	185
			145	185	40	340	195

a) 1650°F×2hr→スプレークエンチ+1200°F×6hr→炉冷
b) 1125°Fで6回繰返し合計30hr加熱
c) 1650°F×1hr→空冷+1200°F×1hr→水冷

熱処理, 顕微鏡組織の影響は重要であり, 図 11 に示す SIJC の板厚による影響もまた上記の顕微鏡組織の観点から説明できるようである.

ところで, 周知のように圧力容器の製作に当たっては厚板溶接部の照射敏感性が重要な問題となるので, SIJC



照射条件 (<250°F, $2 \cdot 0 \times 10^{19} n/cm^2$, >1MeV)
焼入れ, 焼戻し材: 焼戻しマルテンサイト
炉冷材: フェライト+粒界炭化物

図 9 HY-80 鋼の照射敏感性におよぼす金属組織の影響

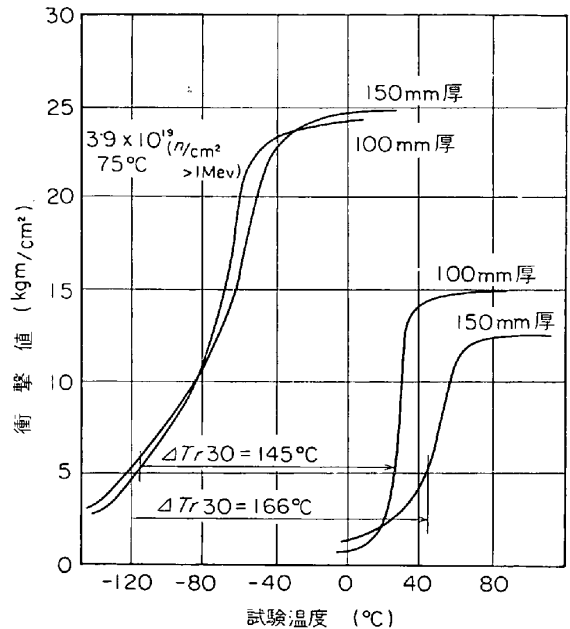


図 11 A302B 鋼の照射敏感性に及ぼす板厚の影響

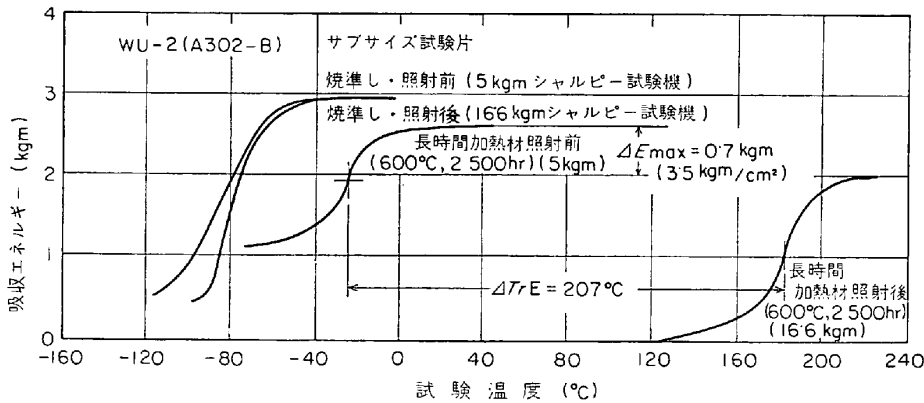
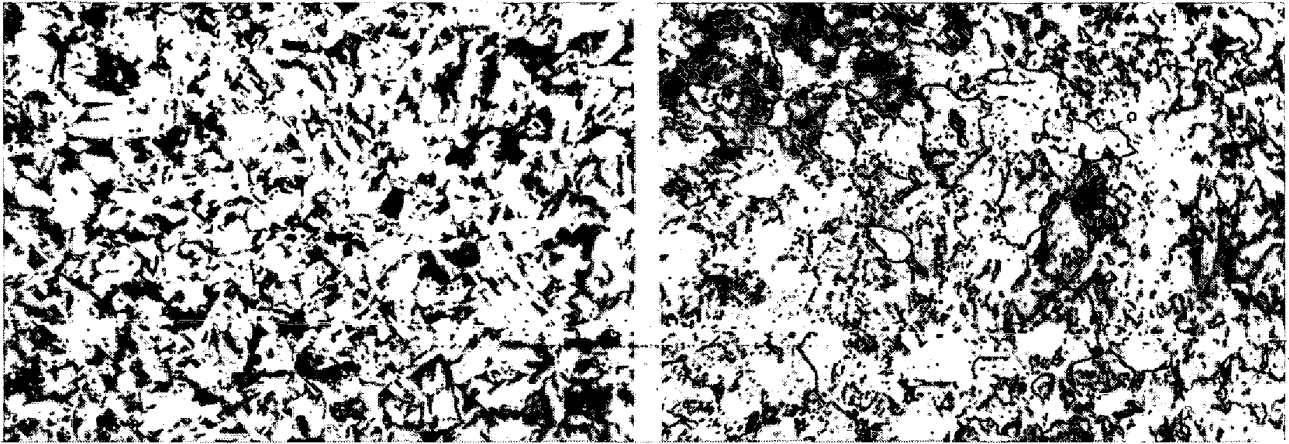


図 10 HY-80 鋼の照射敏感性におよぼす長時間加熱の影響 (75°C, $3 \cdot 5 \times 10^{19} n/cm^2$, >1MeV)



a) 焼準し焼戻し材

b) 長時間加熱材 (600°C x 2500hr)

写真 2 A 302 B 鋼の金属組織におよぼす長時間加熱の影響

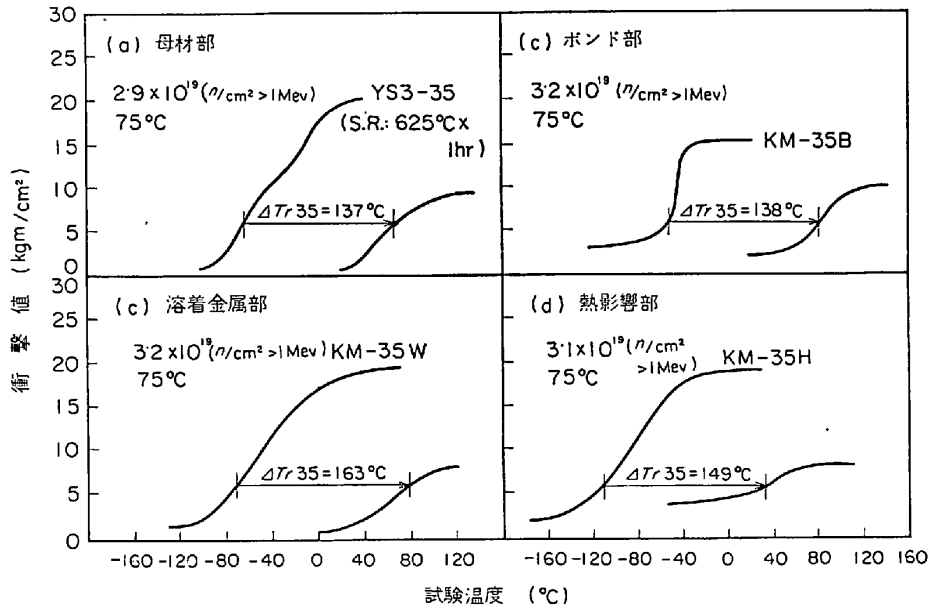


図 12 A543 鋼の溶接部の照射敏感性

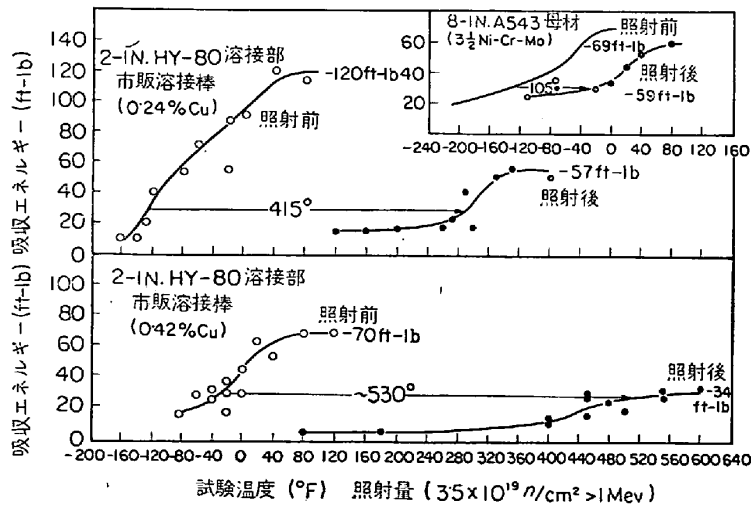


図 13 A543 鋼の照射敏感性におよぼす Cu の影響

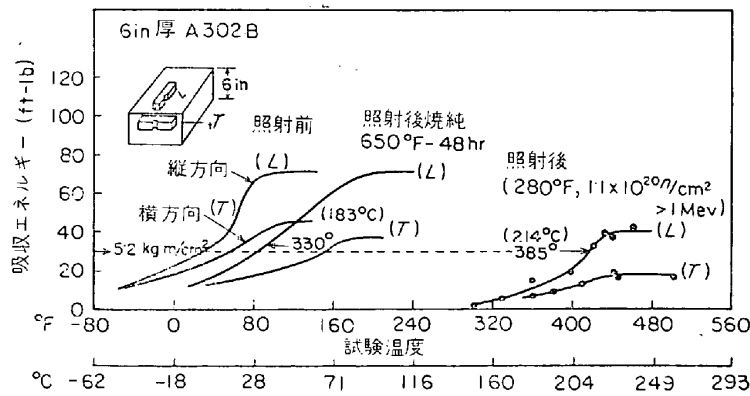


図14 照射感性におよぼす圧延方向の影響の1例

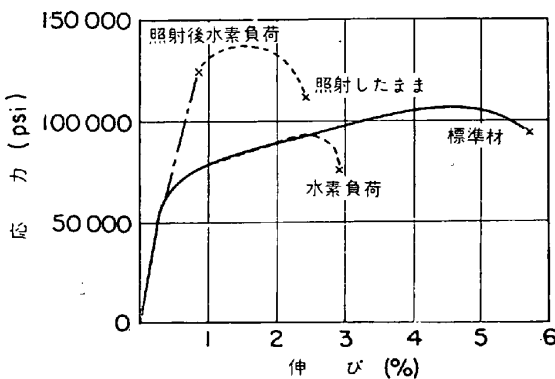


図15 A212B 鋼の応力-伸び曲線におよぼす水素の影響

では溶接部の照射脆化についても詳細に検討した。その結果、図12に示すように、溶着金属部やボンド部は母材部に比較してかなり脆化が大きいことや、熱影響部は母材部よりもむしろ脆化の感受性が小さいことなどを実用板厚について明らかにすることができた。なおこの試験でも、溶接部はいずれも諸外国のデータ²⁰⁾と比較して照射脆化の程度が一般に低く、前述の母材と同様に国産原子炉压力容器の製造に際して、わが国の溶接施行技術は十分信頼しうるものであることを実証した。

一方、最近の米国の研究では図13²⁰⁾に示すように微量成分としてのCuが溶着金属部をきわめて敏感にし、0.42%のCuを含む場合には約530°Fの遷移温度上昇を示すことを報告している点は注目に値しよう。

鋼板から試験片を採取する際の圧延方向の影響の問題も、米国でとくに詳しく研究され始めている²⁸⁾(図14参照)。また照射試験における試験片サイズの効果も重要で、このことはSIJCの研究結果からもわかる。

いずれにせよ、照射脆化におよぼす因子は予想通りに複雑であるが、最近では図15²⁹⁾³⁰⁾に示すように照射後の水素導入によつて鋼材は全く伸びを示さなくなる事実など、照射過程における脆化の問題に、新しい研究手段も紹介されている。このように材料の照射効果に関するデータはなお不足しているが、やがては耐照射性を考慮した新鋼種の開発も可能になるものと期待している。

6. 高速炉用ステンレス鋼

高速増殖炉では、炉心構造物のうける速中性子量が

$10^{20} \sim 10^{23} \text{ n/cm}^2$ と著しく高く、また $500 \sim 700^\circ\text{C}$ の高温に曝されることから、材料のうける中性子損傷は、前章までに述べた熱中性子炉の場合に比べ、はるかに大きな問題がある。高速炉における炉容器、炉心構造材料としては、耐食性、クリープ強さの要求から現在ほとんどオーステナイト系ステンレス鋼が用いられている。

さて高速炉におけるステンレス鋼の照射損傷としては第2章に述べた熱中性子炉におけるフェライト系鋼の原子変位に基づく照射損傷のほか、合金成分の核変換によつて生成される水素、およびヘリウムに基づく損傷があるが、さらに燃料被覆管材のステンレス鋼では、後述

表6 各種元素の照射に伴う水素、ヘリウムの生成

元素名	同位元素	(n, p) (mb)	(n, α) (mb)	水素原子 生成量	ヘリウム 原子生成量
Fe	54	66*	0.074*	2.92(-3)	2.78(-4)
	56	0.87*	0.35		
	57	0.4	3.5		
	58	0.01			
Ni	58	111*	0.5*	4.77(-2)	3.76(-4)
	60	2.0*	0.8		
	61	1.7	3.7		
	62	0.1	0.065*		
Cr	50	25	0.65	1.11(-3)	2.38(-4)
	52	0.8	0.073		
	53	0.1	3.0		
	54	0.004	0.046		
Mo	92	6.2*	0.034*	7.12(-4)	4.56(-4)
	94	0.83	0.66		
	95	0.13	3.7		
	96	0.19	0.3		
	97	0.13	1.3		
	98	0.008	0.066		
100	0.001	0.0038			
Nb	93	1.8	0.04*	1.13(-3)	2.52(-5)
	94				
Ti	46	12.8*	0.66	1.94(-3)	3.47(-4)
	47	22.0*	5.5		
	48	0.21*	0.011*		
	49	2.3	0.81		
	50	0.05	0.0004*		
V	51	1.0	0.035*	6.30(-4)	2.21(-5)

*: 実測した核分裂スペクトル総断面積より求めた値

**:(n, α)反応の関数σ(E)より計算した値

***: 2.92(-3)は 2.92×10^{-3} を表わす。以下同様

表7 ATR および FFTF で 1000 日間照射した場合の 304 ステンレス鋼中の He 生成量 (ただし, B 含有量 14ppm) (De Pino⁴⁾ による)

ATR			FFTF		
$\phi t(\text{熱}) = 8.6 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$			$\phi t(\text{熱}) < 1.7 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$		
$\phi t(>0.18 \text{ MeV}) = 6.1 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$			$\phi t(>0.18 \text{ MeV}) = 6.6 \times 10^{23} \text{ n/cm}^2$		
元素	He量(ppm)	(%)	元素	He量(ppm)	(%)
Fe	18.1	34.5	Fe	77.0	51.4
B	14.0	26.7	N	42.4	28.3
N	7.9	15.1	B	13.1	8.8
Ni	6.9	13.2	Ni	9.6	6.4
Cr	5.5	10.5	Cr	7.6	5.1



写真3 照射した AISI 316 ステンレス鋼に見られる He 気泡 (照射条件: 300°C, $1.5 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2 > 1 \text{ MeV}$)

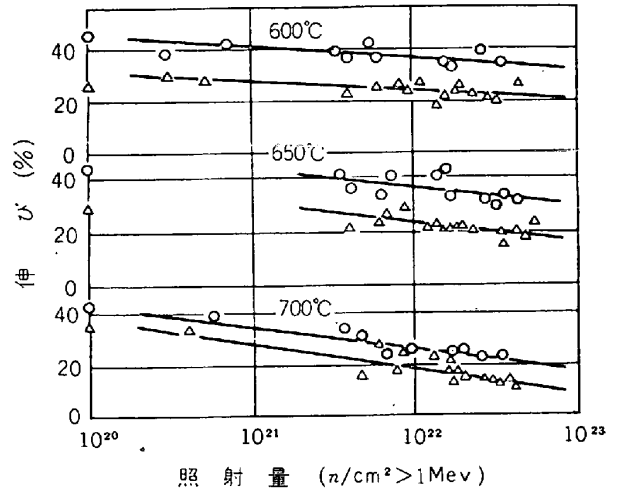
する fission fragment damage や, スウェリング (swelling) などの特有な現象も無視できない照射損傷となる。

周知のように, 鋼中に微量不純成分として含まれる natB (天然ボロンは) その約 18.8% が B¹⁰ で, これは熱中中性子によつて (n, α) 反応を起こし, ヘリウム原子を生ずる。しかし速中中性子の照射では, 鋼中の窒素や, その他 Fe, Ni などの主要合金元素のほとんどが (n, α), あるいは (n, p) 反応を起こし, 金属中にヘリウムまたは水素原子を生ずることになる (表 6³¹⁾参照)。

また ATR 炉 (熱中中性子炉) と FFTF 炉 (高速炉) とで, 1000 日間照射したときの 304 ステンレス鋼中のヘリウム生成量を算出した結果 (表 7 参照) から, 熱中中性子炉ではボロン, 高速炉では窒素が, とくにヘリウム生成に大きな影響を与えることがわかつた³²⁾。ところで照射によつて生じた不活性ガス原子は, 固体金属中で気泡を形成するが, これらは写真 3³³⁾に示すように, 点欠陥クラスター, 転位, あるいは結晶粒界, 双晶界面, 析出物, 介在物などの界面に気泡が集合され, とくに高温になるほど移動集合が早い^{34)~36)}。

さてこのようにして生成された水素, ヘリウム気泡は当然構造材料の機械的性質に大きな影響をおよぼす。たとえば, ヘリウム生成量が増すとともにオーステナイト

系ステンレス鋼でも硬化が現われ³⁷⁾, 延性が低下する³⁸⁾。また実際の高速炉においては, 運転温度が 500~700°C で, 在来炉にくらべて著しく高く, この温度域の高照射量では, 図 16³⁹⁾に示すように伸びはほとんど示さなく



(○: 溶体化処理材, △: 17% 予照射材)
照射温度: 600°, 650°, 700°C

図16 照射量に対する 316 ステンレス鋼の延性変化

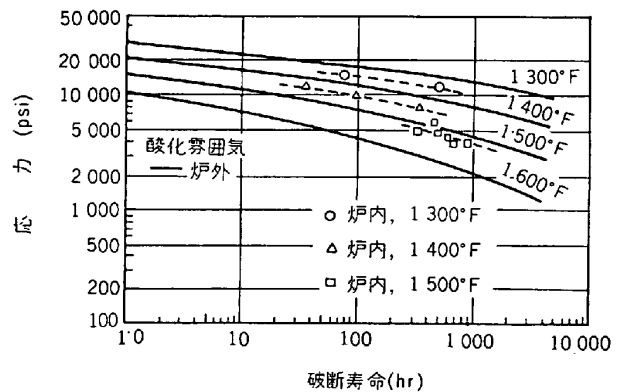


図17 AISI 304 ステンレス鋼の炉内クリープおよび照射後炉外クリープ破断寿命におよぼす試験温度の影響

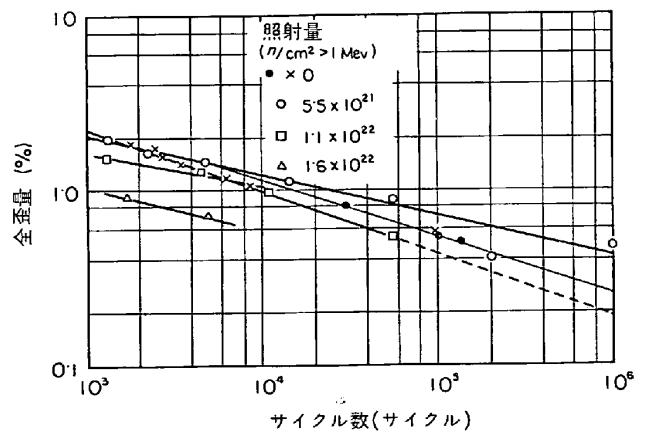


図18 347 ステンレス鋼の S-N 曲線におよぼす照射量の影響

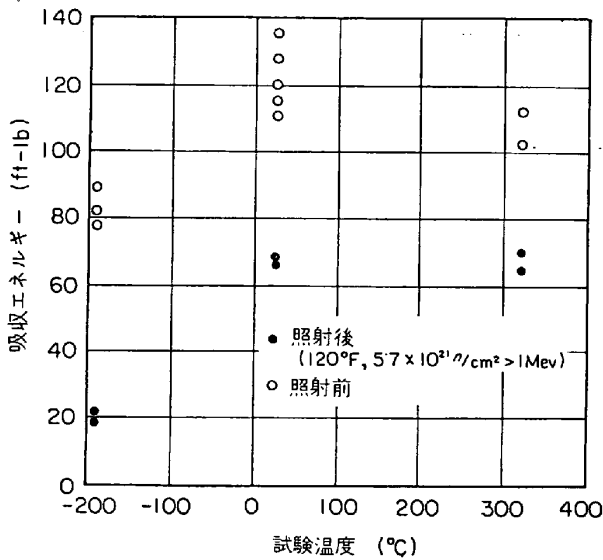
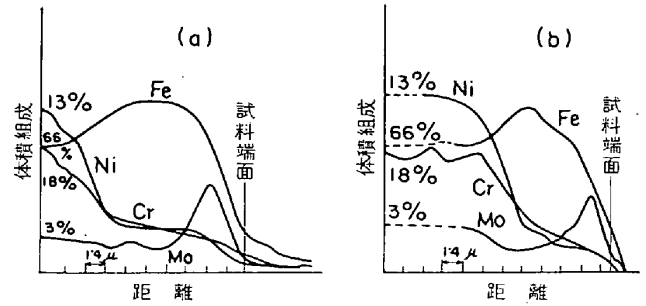


図19 347 ステンレス鋼の衝撃吸収エネルギーにおよぼす照射の影響

なるから⁴⁰⁾⁴¹⁾, この延性低下は設計上無視できない重要な問題である. さらにこの照射損傷と重畳して, 高温長時間における材料のクリープや金属組織変化による材質劣化が現われるので, 強度設計上, 複雑な現象を取扱うことになる.

クリープ特性に対しては, 一般に照射量, 照射温度の増大とともに, クリープ破断寿命, 最小クリープ速度が減少することが認められており⁴²⁾, これはもちろんヘリウム生成量や金属組織の変化と関係がある. 図 17⁴³⁾ は AISI 304 ステンレス鋼の炉内クリープと炉外クリープとの破断寿命を各試験温度について比較したものであ



(a) 25ppm の酸素をふくむ Na に3カ月浸漬後
(b) 5 ppm 以下の酸素をふくむ Na に6カ月浸漬後
図20 316SS を 650°C の流動 Na 中に浸漬後の組成元素の変化

る.

疲労特性, 衝撃特性も照射により影響され, 図18⁴⁰⁾および図19⁴⁴⁾に示すように, 疲労破断寿命の低下, 衝撃吸収エネルギーの低下が報告されているが^{45)~46)}, この傾向も照射量が増すにつれ, 一般に著しく現われる. しかしこの方面の研究はまだきわめてデータが少ない.

なお, これらの照射効果の軽減を考慮した高速炉用ステンレス鋼として, (1) Ti, Nb などの析出物を微細分散させ, これに He 気泡を吸着させる方法や, (2) 結晶粒度を微細化し, He 気泡の粒界凝集粗大化をおさえるといった方法が考えられてもいる.

高速炉燃料被覆管は一般に薄肉細管 (JFBR の場合には外径 6 mm, 肉厚 0.35 mm⁴⁷⁾) であるため, 高エネルギーの核分裂生成原子による fission fragment damage^{48)~50)}や燃料内に生じた核分裂生成ガス, 放射線にもとづくスウェリング⁵¹⁾⁵²⁾などの損傷を強くうける可能性がある. したがって, これに伴う tube burst 性質,

表 8 各種のステンレス鋼と Nimonic PE 16 の Na 中での浸炭とその延性に及ぼす効果⁵⁾

材料と初期炭素量 (wt%)	試料の形状	Na 温度 (°C)	酸素レベル (ppm)	時間 (月)	試験後の炭素量 (%)		室温での伸び (%)			Na 温度での伸び (%)		
					平均	厚さ 0.01 の表面層	当初	Ar 中		当初	Ar 中	
								Na 中	Na 中		Na 中	
18/8/Ti 0.07	0.1 cm 管厚, 管状	650	<5	6	0.09	0.14	59	57	39	—	—	—
		650	5	3	0.11	0.12	59	57	51	—	—	—
		650	10	4	0.12	0.18	59	57	52	—	—	—
		650	25/30	6	0.13	0.31	59	57	25	—	—	—
316 (焼鈍) 0.05	0.1 cm 管厚, 管状	650	<5	6	0.07	—	67	51	40	—	—	—
		650	5	3	0.08	0.10	67	51	53	—	—	—
		650	10	4	0.08	0.14	67	51	46	—	—	—
		650	25/30	6	0.09	0.19	67	51	33	—	—	—
316L (焼鈍) 0.01	0.037 cm 管厚, 管状	650	25/30	6	0.055	0.18	78	72	62	40	37.5	37.5
316 (焼鈍) 0.05	0.037 cm 管厚, 管状	650	25/10	8	0.29	—	64	37	27	33	32	28
316 (焼鈍) 0.05	0.037 cm 管厚, 管状	725	10/25	6 ^{1/2}	0.32	—	52	40	31	36	25	23
				9	0.38	0.60	52	40	24			
				9 ^{1/2}	0.38	—	—	—	—			
PE.16 0.05	0.1 cm 管厚, 管状	650	25/30	6	0.1	0.40	25/32	23	10	23/30	22	22

付表 1 供試材の製造記録および照射前試験結果

記 号	溶解方法	鋼塊重量 (kg)	板 厚 (mm)	化学分析値 (%)								
				C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ni
A302B あるいは同改変鋼 YS-100	BEAF	11700	100	0.19	0.21	1.23	0.010	0.006	0.072	0.041	0.56	0.027
YSU-100 NK-100	LD	13000	100	0.19	0.22	1.30	0.034	0.037	0.25	0.16	0.58	0.21
IH-25	BEAF	820	25	0.14	0.30	1.29	0.007	0.010	0.17	0.09	0.54	0.12
FS-100	BEAF + IN	17800	100	0.16	0.25	1.30	0.013	0.004	0.14	0.033	0.51	0.034
FS-150	BEAF	19500	150	0.17	0.25	1.31	0.013	0.005	0.14	0.034	0.56	0.036
NS-150	BEAF	35000	150	0.16	0.23	1.32	0.018	0.009	0.16	0.15	0.54	0.70
NS-250	BEAF + VD	35000	250	0.16	0.23	1.32	0.018	0.009	0.16	0.15	0.54	0.70
YS2-100	BEAF	7500	100	0.19	0.26	1.27	0.016	0.006	0.08	0.09	0.51	0.02
SIC-N1	HFIF	50	20	0.18	0.23	1.46	0.021	0.019	0.09	0.04	0.46	0.81
FS2-80	BEAF	6000	30	0.117	0.27	1.43	0.011	0.006	0.035	0.0044	0.55	0.61
SIC-ASR	—	—	152	0.24	0.23	1.34	0.011	0.023	—	—	0.51	—
HX-80	BEAF	10000	20	0.14	0.23	0.31	0.007	0.005	0.10	1.03	0.32	2.49
FS3-20	BEAF	2800	35	0.15	0.14	0.86	0.018	0.010	—	1.54	0.61	4.28
YS3-35	BEAF	—	76	0.14	0.18	0.20	0.011	0.015	0.065	1.61	0.50	3.01
SIC3-ASE	BEAF	—	203	0.17	0.29	0.38	0.013	0.023	—	1.88	0.51	3.65
SIC3-ASA	BEAF	20000	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
その他	BEAF	20000	—	0.15	0.32	0.68	0.010	0.006	—	0.38	0.53	0.82
NS2-336	BEAF	9000	310	0.17	0.31	0.38	0.007	0.008	0.012	1.10	0.42	3.50
NS3-300	BEAF + VD	—	35	0.15	0.26	0.92	0.016	0.002	0.30	1.06	0.46	0.001
IH3-35 (Welten-80C)	BEAF + IN	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

注：各試片は厚板の表面から 1/4 厚のところで採取

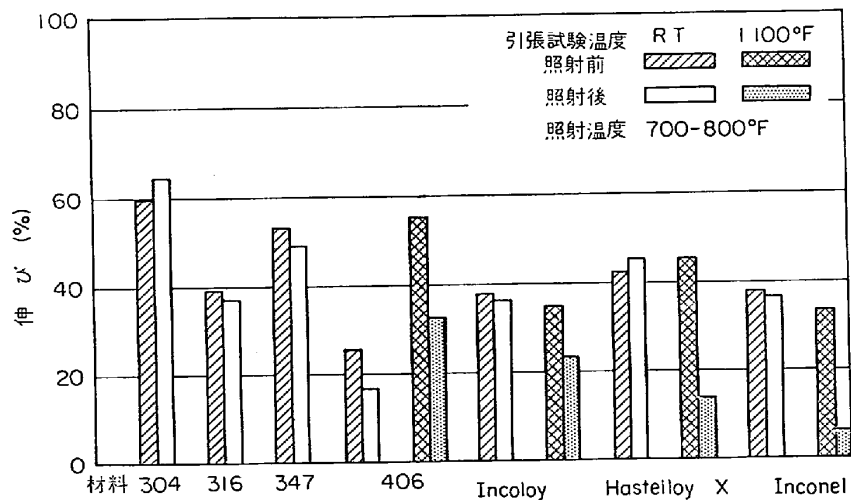


図21 ステンレス鋼、耐熱合金の照射による材質劣化
照射量 ($4 \times 10^{20} n/cm^2 > 1MeV$)

熱処理条件					オーステナイト粒 (ASTM No)	引張性質		
オーステナイト化温度 (°C)	保持時間 (hr)	冷却方法	焼戻温度 (°C)	保持時間 (hr)		強さ (kg/mm ²)		全伸び (%)
						σ_s	σ_B	
930	4	Spray-Q	640	4	8・0	49・9	64・4	29・9
954	4	WQ	663	4	6・5	56・9	70・1	26・7
910	4	Spray-Q	620	4	7・0	56・2	66・4	26・9
930	2/3	AC	650	7/6	9~10	45・3	57・5	37・5
890	4	WQ	650	4	7・0	49・2	62・8	30・0
890	6	WQ	650	6	7・0	48・4	61・6	28・0
930~950	10	AC	670	10	7・0	53・5	66・0	28・6
870	10	WQ						
930~950	15	AC	670	15	7・0	57・1	69・8	26・2
870	15	WQ						
930	4	AC	625	4	7・5	46・4	60・2	31・5
870	5/6	AC	620	5/6	9・0	56・4	69・4	25・5
Direct-Q	—	WQ	690	5/3	—	86・1	89・0	22・5
900	6	WQ	650	6	—	—	—	—
870	1	Spray-Q	650	1	6~8	72・3	77・7	26・7
880°C × 2 hr Spray-Q → 640°C × 2 hr WQ → 625°C × 1 hr FC (応力除去焼鈍)					5・0~7・0	73・8	87・8	24・5
899	3	WQ	635	3	9・0	62・0	74・2	25・0
980°C AC 815°C × 4 hr WQ → 640°C × 2 hr WQ → 607°C × 2 hr FC (応力除去焼鈍)					—	—	—	—
940°C × 14hr AC → 650°C × 36hr FC 900°C × 10hr WQ → 680°C × 25hr AC 625°C × 50hr FC					—	44・9	60・0	30・2
980°C × 15hr 870°C × 3 hr AC 650°C × 36hr FC					6・0	64・1	81・8	23・5
950°C × 7 hr WQ → 640°C × 14hr WQ								
>A ₃	—	—	>600	—	7~8	72・4	82・6	23・0

* BEAF: 電弧炉, LD: L-D 転炉, HFIF: 高周波誘導溶解炉, VD: 真空脱ガス, IN: IN 処理

内圧クリープ強さの変化がおこるので^{53)~55)}, 前述のヘリウム, 水素損傷とあわせて, 被覆管材の設計, 製作には高度の技術が要求される。

また現在設中の多くの高速炉は, 伝熱媒体として液体 Na を用いることにしているが, Na 中では金属または合金は溶解および酸化などにより, 従来の腐食とは異なった腐食を起こし, さらに C の質量移行を生ずることから, 高速炉の設計にはこの現象の機械的性質におよぼす効果を導入する必要がある。たとえば図20⁵⁶⁾に示すように, 不純物として酸素を含む静止液体 Na 中でステンレス鋼表面に Cr の富む層 (NaCrO₂) を生じ, この酸化膜は流動液体 Na 中では逐次減少し, ステンレス鋼の Na 腐食が進行する⁵⁷⁾この現象は Na 中の酸素濃度, あるいは Na の流速に関係する⁵⁷⁾ことから, この方面の管理が必要である。しかしこれにも増して重要なことは, Na 中での C の質量移行に伴うステンレス鋼の機械的性質の変化である。すなわち熱交換機などの回路用材料としてはフェライト系低合金鋼を用いることが多いが, こ

のフェライト系鋼とオーステナイト系鋼では炭素活量が異なることから, Na を介してフェライト系鋼からステンレス鋼に炭素が移行し, ステンレス鋼の機械的性質は劣化する⁵⁷⁾(表8参照)。現在この点に関して多くのデータが集められつつあり, またこの防止策として, Nb, Ti, V を添加した安定化 2¹/₄Cr-1Mo 鋼や 9Cr-1Mo 鋼などを用い, フェライト系鋼の Na 中での脱炭を防止することも考えられている⁵⁷⁾。

以上述べたように, 高速炉用構造材料としては, 現在まず, オーステナイト系ステンレス鋼について, その照射データが蓄積されつつあるが, 一方, 将来の高温用実用炉への開発を旨として, すでに Fe 基, Ni 基, あるいは Co 基の超耐熱耐食合金の作用の可能性について, 照射効果が検討され始めている^{59)~60)}。しかし現在までの研究によれば, たとえば図21⁶¹⁾に示すように, 超耐熱合金では, ステンレス鋼に比べ照射前の高温強度, クリープ強さはすぐれているが, 耐照射性という点からはとくに利点は見い出されていない。いずれにせよ, 高速炉

付表 2 A302B 鋼および HY-80 鋼の溶着金属部の化学分析値と溶接部の硬さ

鋼 種	供試材の記号		板厚 (mm)	溶着金属の化学分析値(%)								
	母 材	溶 接 部		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
A302-B	Y S-100	Y S2-100	100	0.07	0.24	1.39	0.013	0.005	0.15	0.51	0.07	0.50
	F S-100	F S2-100	100	0.16	0.15	1.41	0.012	0.007	0.20	—	—	0.33
	NK-100	NK2-100	100	0.10	0.55	1.42	0.014	0.010	0.18	0.51	0.05	0.47
	I H-25	I H2-26	25	—	—	—	—	—	—	—	—	—
A302-B	N S-250	KMN2-250	250	0.17	0.21	1.35	0.0019	0.013	Total Al 0.016	0.68	0.19	0.52
改変鋼	N S-250	K S2-250	250	0.09	0.36	1.88	0.019	0.013	N 0.015	0.65	0.05	0.48
HY-80	Y S3-35	KM3-35	35	0.038	0.27	0.97	0.014	0.005	0.10	4.50	0.09	0.35

付表 3 照射前, 照射後の引張試験結果

鋼 種	供試材の 記 号	板 厚 (mm)	照射条件		降伏強さ (kg/mm ²)			引張強さ (kg/mm ²)		
			照射温度 (°C)	照射量 ×10 ¹⁹ n/cm ² >1MeV)	照射前	照射後	$\Delta\sigma_s$	照射前	照射後	$\Delta\sigma_B$
A302-B	Y S-100	100	75±10	3.5	48.5	79.2	+30.7	62.8	79.2	+16.4
	Y S U-100	100	75±10	3.5	54.9	106.0	+51.1	68.5	107.7	+39.2
	I H-25 B	25	75±10	1.1	45.3	66.7	+21.1	59.6	66.6	+7.0
	F S2-80	30	75±10	2.8	85.2	108.4	+23.2	89.6	108.4	+18.8
HY-80	F S3-20	20	75±10	3.0	74.0	103.7	+29.7	80.6	104.7	+24.1
	Y S3-35	35	75±10	2.9	71.5	102.5	+31.0	88.6	104.6	+16.0
その他	N S3-300	310	75±10	—	67.5	96.9	+29.4	86.5	100.4	+13.9
	I H3-35	35	75±10	2.6	77.2	101.1	+23.9	84.7	102.6	+17.9

用鉄鋼材料には、なお未知の複雑な問題があり、まだ系統的な研究成果は得られていないが、各国ともに精力的な研究が続けられているので、わが国でも高速炉開発を成功させるためには、構造材料に対する広範な研究と十分な照射データを、組織的に蓄積するよう努力することが必要である。

7. 結 言

鉄鋼生産の飛躍的發展とは対称的に、わが国の原子力工業は、欧米に比してかなり立ち遅れていたもので、勢い原子力プラント建設のための工業的研究、なかんずく炉材料開発への関心が薄く、照射効果の研究は重要であるにもかかわらず、日本の原子力研究のうちではもつとも遅れた分野の一つになっていた。その意味から今回の鉄鋼の照射試験委員会の成果はこの方面の関心を高める一つの動機となりえたものといえよう。

ようやくわが国でも原子力発電、原子力船建設や高速実験炉、高温ガス炉の設計が話題になつてきたいま、日本の高い鉄鋼技術水準を生かして、品質の面からも高性能の原子炉鋼材が満足に生産できるよう、照射研究を中心とした系統的な研究が進展することを切望するものである。

付 録

鉄鋼の照射試験研究合同委員会経過報告^{63)~65)}

緒言でもふれたように、この合同委員会の目的は、国産の原子炉用大型鋼材の照射下の挙動を確信的に明らかにすることにあつたが、同時にこの試験を通じて、今後の原子炉用鋼材国産化のための資料を得ること、および将来の改良に役立つ基礎データが求められることをも期待した。

1. 供試材および照射前試験

研究に供試した照射試験片の母材は ASTM A302B, 同改変鋼, 同溶接部, HY-80(A543), 同改変鋼, wel-ten 80C, PZ-80, その他である。母材の製造記録および照射前試験の内容は、溶解法、化学成分、顕微鏡組織などの影響を明らかにすることができるようあらかじめ十分考慮した。これらの製造記録および照射前試験結果は付表1および付表2に一括して示してある。

2. 中性子照射試験および照射後試験

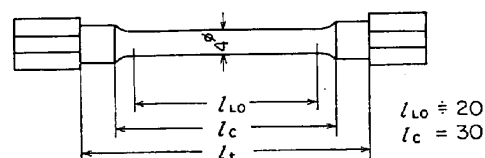
八幡製鉄、富士製鉄、日本鋼管、日本製鋼、石川島播磨の5工場において製造した上記各種実用鋼板(他に2種の米国製市販鋼材を含む)および神戸製鋼、三菱重工(神戸)その他で施行した溶接材料などから試験片を採取し、これを国内で設計、製作した照射用カプセルにおさ

ビッカース硬さ (荷重 10 kg)				溶接条件		溶接後の熱処理
母材部	溶着金属部	ボンド部	熱影響部	方法*	開先形状	
177	168	188	177	S	H	応力除去焼鈍 5 回 応力除去焼鈍 (625°C × 4hr, FC) + 焼準し (900°C × 4hr, AC) 応力除去焼鈍 (600°C × 4.75hr, FC) 応力除去焼鈍 (625°C × 1hr, FC)
140	146	143	145	E	—	
215	205	215	230	S	H	
168	210	226	212	S	X	
183	188	201	202	S	U	応力除去焼鈍 (625°C × 10hr, FC) 応力除去焼鈍 5 回 応力除去焼鈍 (625°C × 10hr, FC)
200	—	—	—	S	U	
254	217	292	287	M		応力除去焼鈍 (625°C × 1hr, FC)

* 注 S : サブマージド・アーク溶接, E : エレクトロ・スラグ溶接, M : 手溶接

伸 び (%)*									絞 り (%)		
δ_{L0}			δ_C			δ_f			照射前	照射後	$\Delta \cdot \phi$
照射前	照射後	$\Delta : \delta_{L0}$	照射前	照射後	$\Delta : \delta_C$	照射前	照射後	$\Delta : \delta_f$			
29.0	—	—	17.0	7.6	-9.4	14.3	8.5	-5.8	66.6	55.3	-11.3
26.0	—	—	14.2	6.5	-7.7	11.5	6.8	-4.7	62.7	46.0	-16.7
29.3	—	—	—	10.8	—	—	9.5	—	—	64.1	—
23.5	16.3	-7.2	—	5.7	—	—	4.4	—	—	35.0	—
23.1	9.6	-13.7	—	—	—	—	—	—	—	37.8	—
22.5	15.8	-6.7	11.5	8.0	-3.5	13.7	9.4	-4.3	75.9	41.0	-34.9
19.8	12.6	-7.2	—	7.8	—	—	6.3	—	66.4	42.9	-23.5
20.2	—	—	13.9	10.6	-3.3	10.7	7.8	-2.9	—	46.9	—

* 注 標点間距離は下記のとおり (単位: mm)



め, BR-2 原子炉で照射および照射後試験を行なった。すなわちカプセルの設計, 製作を三菱原子力工業に委託し, 三菱商事を窓口として, ベルギーの SERAI 社と契約し, ここを通じてユーラトム CEN の BR-2 材料試験炉で照射した後, そこの付属ホットラボで衝撃, 引張硬さ, 検鏡などの照射後試験を行なった。

この結果から機械的性質, とくに衝撃遷移温度, および引張性質の変化におよぼす中性子照射の影響を調査しまた同時に試験片の冶金学的諸条件 (製造方法, 化学組成, 板厚, 熱処理, その他) および試験片サイズが照射効果にどのように影響するかを研究した。このうち衝撃, 硬さ試験結果を付表 3 および付表 4 に示した。なおこの研究の照射条件の項目では, 照射実験計画の設定, 照射カプセルおよび照射リグの設計, 製作, 照射実験 (照射温度と照射中性子量計測) を行なった。

このように十分な事前の調査検討と, 照射技術に関する新機軸をとり入れることにより実施されたこの照射は

初期の目的を達するとともに, 今後の照射技術の発展に対しても貴重な資料を提供することができた。

3. 炉外試験

上記の照射試験に対応して, 同一チャージの鋼板より採取した多数の試片について, 炉外において各種試験を行ない, 照射後試料の機械的性質の確性試験, 冶金学的因子の究明, 試験片の寸法効果を研究し, これによつて限られた照射試験の結果を有効に解析するため, 17カ所の研究所が分担参加して多くの実験が行なわれた。

4. 基礎研究

純鉄などの照射によつて生ずる格子欠陥の同定, ならびにその脆化におよぼす影響や, 鋼中のニッケルの作用を明らかにするための, 主として金属物理学的研究が上記実用鋼材と同時に照射され, 原研で照射後試験が行なわれた。

5. 研究参加者

本試験研究を遂行するため, 日本鉄鋼協会, 日本溶接

付表 4 照射前, 照射後の衝撃試験および硬さ測定結果

鋼 種	供 試 材			照 射 条 件		TrE(°C)		
	記 号	板 厚 (mm)	特 徴	温 度 (°C)	照 射 量 $\times 10^{19}n/cm^2$ >1MeV	照射前	照射後	Δ TrE
A302B	Y S-100	100		75±10	3.8	-36	70	+106
	Y S U-100	100		75±10	3.7	-54	102	+156
	Y S 2-100	100	焼準し焼戻し	75±10	2.9	-50	104	+154
	NK-100	100	L-D 転炉	75±10	3.5	-29	65	+ 94
	I H-25 A	25	I N 処理	75±10	3.6	-52	—	—
	I H-25 B	25	I N 処理	75±10	1.1	-52	19	+ 71
	F S-100	100	ハーフサイズ	75±10	3.9	-88	30	+118
	F S-150	150	ハーフサイズ	75±10	3.9	-86	54	+140
	S I C 2-S C	100	サブサイズ, F S-100	75±10	2.8	-96	24	+120
	S I C-A S R	152	A S T M 比較材	75±10	3.6	7	157	+150
	F S 2-80	30	Cb-処理 (P Z 80)	75±10	2.8	-92	38	+130
	S I C-N I	20	0.8% Ni	75±10	3.6	-28	89	+117
	W U-2	45	長時間加熱	75±10	3.5	-45	185	+230
	N S-150	150	高温照射	285±15	4.4	-25	36	+ 61
	N S-250	250	高温照射	275±15	4.1	0	75	+ 75
H Y-80	F S 3-20	20		75±10	3.0	-124	7	+131
	F S 3-H S	20	ハーフサイズ	75±10	3.0	-160	-40	+120
	Y S 3-35	35	応力除去焼鈍	75±10	2.9	- 23	68	+ 91
	S I C 3-A S E	76	A S T M 比較材	75±10	3.0	-126	51	+177
	S I C 3-A S A	203	A 543 応力除去焼鈍	75±10	3.0	- 19	93	+112
その他	N S 2-336	—	S A-336 鍛鋼	215±15	3.6	- 4	124	+128
	N S 3-300	310	H Y-100 鍛鋼	75±10	3.1	2	132	+130
	I H 3-35	35	I N 処理 (Welten80C)	75±10	2.9	- 91	-21	+ 70

* Tr 35: 室温引張で 75 000psi 以上の降伏強さを有するものについて

協会, 日本学術振興会の 3 者により構成した第 1~3 次の「鉄鋼の照射試験研究合同委員会」を設け, そのほかカプセル小委員会, 立合者研究連絡会および幹事会などで種々検討審議を重ねた。また BR-2 炉における試験の指導, 監督のため委員多数が現地に赴いて試験に立合った。さらに日本鉄鋼協会は日本原子力研究所と共同研究契約を締結し, 随時意見の交換や, 国内での照射後試験を行なった。そのためこの試験研究には, 国内の主要な鋼材メーカー, 施行メーカーはもちろん, 大学, 研究所などから多数の研究者が参加したが, ここでは紙数の制限から直接照射試験に参加された会社および機関のみを紹介し, 個人名を割愛したことをおゆるし願いたい。

鉄鋼の照射試験研究参加団体名簿 (アルファベット順)

照射試験関係

富士製鉄, 石川島播磨重工, 神戸製鋼, 三菱原子力, 三菱重工, 日本鋼管, 日本製鋼, 早大, 八幡製鉄

基礎研究関係

日立製作日立研究所, 九大応力研, 阪大, 東北大, 同金研, 東大, 早大

炉外試験関係

富士電機, 富士製鉄, 日立製作, 川崎製鉄, 神戸製鋼, 三菱原子力, 三菱重工, 三菱製鋼, 日本鋼管, 日本製鋼, 阪大, 住友金属, 東大, 東工大, 早大, 八幡製鉄

文 献

- 1) J. R. BEELER, Jr.: ASTM Special Publ., 380 (1965), p. 86
- 2) J. A. BRINKMAN and H. WIEDERSON: ASTM Special Publ., 380 (1965), p. 3

- 3) D. R. HARRIES and B. L. EYRE: ASTM Special Publ., 380 (1965), p. 105
- 4) M. W. THOMPSON: Defects and Radiation Damage in Metals, (1969)
- 5) R. S. BARNES: ASTM Special Publ., 380 (1965), p. 40
- 6) F. A. NICHOLS: Phil. Mag., (1966), p. 335
- 7) M. S. WECHSLER et al.: ORNL-4369 (1969)
- 8) M. S. WECHSLER: Acta. Met., 17 (1969), p. 541
- 9) R. P. TUCKER, S. M. OHR, and M. S. WECHSLER: "Radiation Hardening and Transmission Electron Microscopy in Niobium", IAEA Symposium on Radiation Damage in Reactor Materials, Vinna, Austria, June (1969)
- 10) Y. ANDO, M. HASEGAWA, and M. KAWASAKI: "Development of Advanced Reactor Pressure Vessel Materials in Japan", IAEA Specialist Meeting at Tokyo, July (1969)
- 11) 長谷川: 鋳鋼と鍛鋼, 187 (1969), p. 31
あるいはステンレス, 13 (1969) 10, p. 1 など
- 12) L. E. STEELE: "Neutron Irradiation Embrittlement of Reactor Pressure-vessel Steels", IAEA Symposium on Radiation Damage in Reactor Materials, Vinna, Austria, June (1969)
- 13) L. E. STEELE: NRL Report-1957 (Dec. 1968)
- 14) L. E. STEELE: "Irradiation Effects Studies and Surveillance of Nuclear Reactor Pressure Vessels in the U.S.A.". PL-267 (Vinna, Oct. 1967)

Tr30 or Tr35* (°C)			TrS (°C)			E_{max} (kgm/cm ²)			ピツカース硬さ (荷重 10 kg)		
照射前	照射後	Δ Tr30 or 35	照射前	照射後	Δ TrS	照射前	照射後	ΔE_{max}	照射前	照射後	Δ Hv
-64	62	+126	-46	56	+102	14.4	13.3	-1.9	200	257	+57
-48	92	+140	-52	100	+152	19.8	13.5	-6.3	209	294	+85
-54	102	+156	-48	110	+158	28.1	18.3	-9.8	176	247	+71
-4	63	+104	-23	62	+85	18.8	13.0	-5.8	215	266	+51
-87	25	+112	-44	40	+84	21.5	—	—	181	258	+77
-87	5	+92	-44	23	+67	21.5	19.5	-2.0	181	242	+61
-117	28	+145	-72	35	+107	23.2	15.2	-8.0	205	256	+51
-120	46	+166	-71	74	+145	23.4	15.1	-8.3	201	255	+54
-103	26	+129	—	24	—	14.0	10.0	-4.0	205	256	+51
2	160	+158	—	153	—	11.4	9.4	-2.0	190	264	+74
—	—	—	-75	53	+128	6.4	3.5	-2.9	278	283	+5
-28	107	+135	-17	112	+129	10.4	7.0	-3.4	217	300	+83
-66	186	+252	-22	170	+192	13.0	10.0	-3.0	179	321	+142
-50	9	+59	-20	20	+40	20.0	18.4	-6.6	208	251	+43
-25	62	+87	11	82	+71	25.0	14.0	-6.0	222	249	+27
-135	4	+139	-125	18	+143	25.4	14.4	-11.0	248	316	+68
-166	-52	+114	-160	-5	+155	22.5	14.4	-8.1	—	—	—
-54	83	+137	-47	89	+136	19.2	8.6	-10.6	256	299	+43
-145	63	+208	-117	62	+170	19.8	10.0	-9.8	214	—	—
-17	150	+167	-57	128	+71	11.6	6.0	-5.6	239	—	—
-26	100	+126	10	118	+108	25.0	21.5	-3.5	201	228	+27
-22	144	+166	0	142	+142	16.2	8.8	-7.4	238	366	+128
-108	-28	+80	-96	12	+108	27.3	13.1	-14.2	278	312	+34

- p. 15
- 15) G. F. CARPENTER, N. R. KNOPF, and E. S. BYRON: Nucl. Sci. Engineering, 19 (1964), p. 18
- 16) R. G. BERGGREN et al.: USAEC Report ORNL-4097 (1967)
- 17) L. E. STEELE and J. R. HAWTHORNE: Materials and Fuels for High-temperature Nuclear Energy Applications (1964), p. 366
- 18) G. D. WHITMAN et al.: ORNL-21, Dec. (1967)
- 19) M. CASTAGNA, A. FERRO, F. S. ROSSI, and J. SEBILLE: ASTM Special Publ. 426 (1967), p. 3
- 20) U. POTAPOVS and J. R. HAWTHORNE: NRL Report 6803 (1968)
- 21) J. R. HAWTHORNE and R. A. GRAY, Jr: ASTM Special Publ. 426 (1967), p. 346
- 22) E. CIBOIS, J. LEMAIRE, and M. WEISZ: ASTM Special Publ. 341 (1963), p. 253
- 23) L. P. TRUDEAU: Radiation Effects on Toughness of Ferritic Steels for Reactor Vessels (1964), p. 91
- 24) J. R. HAWTHORNE and L. E. STEELE: ASTM Special Publ., 426 (1967), p. 534
- 25) E. T. WESSEL: Proc. Intern. Conf. on Fracture. Sendal, 3 (1966), p. 1971
- 26) R. W. NICHOLS and D. R. HARRIES: ASTM Special Publ., 341 (1963), p. 162
- 27) G. M. GORDON and H. H. KLEPPER: ASTM Special Publ., 426 (1967), p. 48
- 28) L. E. STEELE, J. R. HAWTHORNE, and R. A. GRAY, Jr: ASTM Special Publ., 426(1967), p. 346
- 29) A. D. ROSSIN, T. H. BLEWITT, and A. R. TROIANO: Nucl. Engineering and Design 4 (1966), p. 446
- 30) Nucleonics, 25 (1967), p. 49
- 31) H. ALTER and C. E. WEBER: J. Nucl. Mat., 16 (1965), p. 68
- 32) A. de PINO, Jr: Nucl. Appl., 3(1967), p. 620
- 33) A. F. ROWCLIFFE et al.: ASTM Special Publ., 426 (1967), p. 161
- 34) B. S. HICKMAN, J. H. CHUTE: J. Aus. Inst. Metals, (1964), p. 83
- 35) D. KRAMER et al.: J. Nucl. Mat., 25 (1968), p. 121
- 36) AEC Report GEMP-69
- 37) R. E. SCHREIBER: DP-579 (1961)
- 38) E. L. LONG, Jr and C. MICHELSON: ORNL-3684 (1964)
- 39) A. S. FRASER et al.: Nature 211(1966), p. 291
- 40) J. E. IRVIN and A. L. BEMENT: ASTM Special Publ. 426 (1967), p. 278
- 41) E. E. BLOOM et al.: J. Nucl. Mat., 22(1967), p. 68
- 42) J. MOTEFF et al.: J. Nucl. Mat., 17 (1965), p. 245
- 43) N. E. HINKLE: ASTM Special Publ., 341 (1963), p. 344

- 44) *A. E. POWERS* and *E. E. BALDWIN*: KAPL-3161 (1967)
- 45) *F. R. SHOBER* and *W. E. MURR*: ASTM Special Publ., 341 (1963), p. 325
- 46) *J. J. CADWELL* et al.: Quarterly Progress Report, HW-77954 (1963)
- 47) 第 3 回高速炉燃料被覆管研究会報告 JAERI-memo 第 2899 号
- 48) *V. E. HAZEL* et al.: USAEC Report GEAP-4775 (1965)
- 49) *H. S. ROSENBAUM* et al.: USAEC Report GEAP-5002 (1965)
- 50) *J. A. De MASTRY* et al.: AEC Report BMI-1766 (1966)
- 51) *J. F. GIBBONS* et al.: Quarterly Progress Report OROO-3154-7, GNEC 345 (1964)
- 52) *W. L. FIOCK* et al. AEC Report GEAP-4619
- 53) *R. S. YONNA* et al.: AEC Report GEAP-5582
- 54) *K. D. WARD* and *R. D. STACEY*: J. Brit. Nucl. Energy Soc., 4 (1965), p. 354
- 55) *M. B. REYNOLDS* et al.: ASTM Special Publ. 380 (1965), p. 323
- 56) 高速増殖炉用材料に関する最近の研究, JAERI-memo 第 2552 号
- 57) *P. T. NETTLEY* et al.: London Conf. on FBR (1966), 5B/3
- 58) *Reactor Mat.*, 10(1967), p. 225
- 59) *F. W. ALBAUGH*: Quarterly Progress Report BNWL-473
- 60) Quarterly Progress Report BNWL-CC-883 (1966)
- 61) Quarterly Report GEAP-4619 (1964)
- 62) 高速炉関係の文献については下記にくわしい。溶接協会 FBR-M 分科会, “高速炉用ステンレス鋼に関する調査”, (1969)
- 63) 鉄鋼の照射試験研究合同委員会:
“原子炉圧力容器用 ASTM A302B 鋼の中性子照射に関する試験研究”(第 1 次鉄鋼の照射試験) (1968)
“原子炉用 ASTM A302B 鋼溶接部の中性子照射に関する試験研究”(第 2 次鉄鋼の照射試験) (1968)
“原子炉圧力容器用高張力鋼の中性子照射に関する試験研究”(第 3 次鉄鋼の照射試験) (1968)
- 64) *M. HASEGAWA*: ASTM Special Publ. 457 (1969)
- 65) *M. HASEGAWA*: “Irradiation Tests of Several Steels for Reactor Pressure Vessels”, IAEA Specialist Meeting at Tokyo, July (1969)