総 説 REVIEWS

原子力産業における腐食対策*

栄 幸 雄** 薄 田 寛**
小 若 正 倫*** 富士川 尚 男***

Corrosion Problems and Its Prevention in Nuclear Industries

by

Yukio SAKAE, Hiroshi SUSUKIDA

(Takasago Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Takasago)

Masamichi KOWAKA and Hisao FUJIKAWA

(Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki)

1 原子力発電の展望と腐食課題

化石燃料潤滑対策としての新エネルギーの第一の担い手は原子力と目されており、原子力開発に関連する諸産業分野が開拓されつつある。

本稿では、このうち特に重要な分野である原子力発電について、その腐食課題と対策技術との展望を試みた。

現在、世界で運転中の原子力発電プラントは208基、1億1186万kW、建設中が250基、2億3885万kW、計画中のものが253基、2億6423万kWとなっており、総計711基、およそ6億万kWに及び、その内訳は軽水炉85.9%、ガス炉3.1%、重水炉3.9%、その他7.1%となっている。

一方、わが国での原子力発電は昭和41年7月、日本原子力発電の東海発電所（ガス冷却炉、16.6万kW）に始まり、商業炉としては現在までにおよそ14年の歴史があるが、昭和54年1月時点での設備容量は18基1150万kWとなり、他に建設中、建設準備中のも加えると昭和60年までに運転開始見込みのプラント数は29基2560万kWが予定されている。これらの原子力プラントは周知のように安全性、信頼性の確保が最大の命題であり、また発電単価低減のため、原子力発電所の稼働率向上も信頼性向上と相呼応する重要課題となっている。

ここで、商業炉として現在稼働中のもの、および将来炉としてわが国で最も有力視されている二、三の炉型について主な腐食課題を見ると、

- (1)軽水炉…PWR（加圧水型）…蒸気発生器伝熱管の腐食、デント現象、SCC
BWR（沸とう水型）…SUS配管のSCC
- (2)将来炉…FBR（高速増殖炉）…Na腐食、質量移行
HTGR（高温ガス炉）…高温ガス腐食、高温強度など
核融合炉…冷却材、ブランケット材と構造材との相互反応

などが挙げられ、軽水炉については実プラント経験と各種のシミュレーション試験結果とからの対策技術が着々と成果を挙げており、将来炉についてはその開発段階に応じて各種の実証データの取得が進められつつある。

これらの諸対策技術とともに、プラントの全体システム監視のための各種モニタリングシステム、ISI（供用中検査）、PSI（使用前検査）技術も驚異的な進歩を遂げ、プラントの信頼性確立に貢献している。

以下、順を追って各炉型ごとに主要な問題点と対策技術の動向とを要望する。

2 軽 水 炉

2・1 PWR

わが国のPWRプラントは表Ⅰに示したように昭和53年1月時点で、営業運転中のものが7基、試運転中のものが1基と現在建設中のものとして、大飯2号、玄海2号および伊方2号の3基の計11プラントがある。

表Ⅰには腐食対策と関係がある時間稼働率、設備利用率等を科学技術庁、通商産業省より発表された昭和53年8月現在のデータをもとに示した。

これらのプラントのうち、美浜1号機および美浜2号機では蒸気発生器（SG）の伝熱管に減肉によるトラ

* 原稿受理 昭和54年4月10日

** 三菱重工業(株)高砂研究所 高砂市荒井町新浜

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 尼崎市西長洲本通

表Ⅰ 我が国の PWR プラントの運転状況¹⁾ (昭和53年8月)

		発 電 所 (運開年月日)	認 可 出 力 (万 kW)	時 間 稼 働 率 (%)	設 備 利 用 率 (%)	運 転 状 況 (53年8月31日)	SG の 2 次 側 の 水 処 理	SG 管の事 故 経 験
営 業 運 転 中	関西電力	美浜1号 (45. 11. 28)	34	0	0	定 検 中	P→AVT	減 肉
		" 2号 (47. 7. 25)	50	100	98.0	運 転 中	P→AVT	減 肉
		" 3号 (51. 12. 1)	82.6	100	97.8	運 転 中	AVT	な し
		高浜1号 (49. 11. 14)	82.6	56.3	51.9	停 止 中	P→AVT	割 れ
		" 2号 (50. 11. 14)	82.6	100	86.3	運 転 中	AVT	な し
	四国電力	伊方1号 (52. 9. 30)	56.6	100	99.9	運 転 中	AVT	な し
	九州電力	玄海1号 (50. 10. 15)	55.9	100	99.1	運 転 中	AVT	な し
試 運 転 中	関西電力	大飯1号	117.5	—	—	—	AVT	な し
		" 2号	117.5	—	—	—	AVT	—
	四国電力	伊方2号	56.6	—	—	—	AVT	—
	九州電力	玄海2号	55.9	—	—	—	AVT	—

注1) 時間稼働率=(稼働時間数)/(暦時間数)×100 (%)
2) 設備利用率=(発電電力量)/(認可出力)×(暦時間数)×100 (%) } いずれも昭和53年度(8月末現在)での数字
3) P: りん酸塩処理 AVT: All Volatile Treatment

表Ⅱ Nuclear Safety 誌にみられる事故例 (1974~1977)

プ ラ ン ト 名	事 故 の 内 容	原 因
Coneticut yankee	SG ホールドダウンボルトの折損	SCC
KWO	SG I: 管板直近部の伝熱管漏洩 SG II: 伝熱管Uベンド漏洩	IGSCC
Parisades	SG 伝熱管漏洩	減肉および IGSCC
Turkey point 4	使用済燃料ラックレストレートの破損	SCC
Arkansas nuclear 1	リアクタビルディングスプレー配管の漏洩	Cl ⁻ による SCC
Beznau 1	SG の伝熱管の管板内およびスラッジ堆積部からの漏洩	減肉および IGSCC
Point beach	SG の伝熱管の漏洩 (スラッジ堆積部)	減肉および IGSCC
Zion 1	ヒートトレースヒータの破損	SCC
Ginna	ほう酸パイプの破損	Cl ⁻ による SCC
Surry 1	SG 周りのボルトの破損	SCC
Surry 2	スプレー熱交用配管の漏洩	Cl ⁻ による SCC
Oconee 3	SG の伝熱管漏洩事故	SCC
Sanonofre	格納容器スプレー配管の漏洩	IGSCC
Cook	SG 冷却系コイルの格納容器貫通部での漏洩	SCC

ブルが、また高浜1号機ではアルカリによる割れが発生した。これらのトラブルはいずれもりん酸塩処理に起因しており、その概要については、1978年5月に富士山麓で開催された第1回日米軽水炉シンポジウムで安藤の総合講演で発表された。またその内容はIAEA, NRC などからの情報を加味して“軽水炉機器の故障と²⁾その対策”としてまとめられている。

ここではPWRの腐食対策が後で述べるようにSGに集中しているので、これに関連する趨勢をとりまとめた。

2・1・1 一次系、二次系全般の諸トラブル事例
日本でのSGのトラブルの事例は前記の3プラントである。一方米国のプラントで腐食に起因して運転を停

止したとNRCに報告された事例を、最近のNuclear Safety 誌より抜粋して表Ⅱに示した。

その内容は蒸気発生器のトラブルとその他の機器、システムに発生するトラブルに大別できる。蒸気発生器のトラブルの内容とその対策についての詳細は後で述べるので、ここでは後者のトラブルについて若干の考察を行ってみたい。

蒸気発生器以外のトラブルの主体は原子力プラント以外のプラントや機器等でも経験するSCCである。Bushは1973年までに発生したすべてのタイプの原子力プラントでのSCC88事例を解析した中で、18-8系オーステナイト系ステンレス鋼のSCCに対する材料側因子、環境および応力についての寄与度を示してい

るが、加工組立時の冷間加工、熱処理（鋭敏化）、溶接、設計時点での応力および運転時の不純物等の寄与度が高いのは当然のことであるが、更に表面清浄度、ピッキングおよびすきまの（濃縮サイト）が重要としている点については設計製作上特に注意する必要がある。

なお PWR プラントの二次系は在来火力プラントの延長技術とも考えられるので報告されているトラブルも一次系に比べると散見するほどしかない。⁴⁾ しかし後述するデンティン現象は二次系、特に復水系、抽気系および給水系との関連を切り離して解決することは困難であるので、PWR プラントの防食対策は一、二次系を含めたシステムとして考える必要がある。

2・1・2 SG 細管腐食の経験と対策技術 SG 細管インコネル 600 についての腐食事例としては欧米のプラントでは主として管板直上部でスラッジが推積する部分で、また日本のプラント（美浜 1～2 号機）では管支持板部において減肉現象が発生した。さらに二次側からのアルカリによる割れ現象は、Obligheim, Beznau-1, 高浜 1 号等で経験している。

さきに述べた原因を追求するため、熱流動性試験、⁵⁾ 減肉再現試験、腐食機構を解明するための実験および材料の開発等に関し広範な研究が行われた。^{6)~10)} 等温浸せき状態でのインコネル 600 の腐食はりん酸塩が飽和濃度付近であっても、腐食量は 1000 時間当り約 20 μm くらいにしかならない。しかし、伝熱面での腐食はさきと同じ時間当りで図 1 のように約 100 μm にも達する。またシミュレーションループによる減肉再現テ

図1 りん酸ナトリウムによるインコネル 600 の腐食⁷⁾

トでは 1000 時間当りの腐食は 400 μm となり、実機でみられたと同じ局部減肉を再現している。⁶⁾ 減肉の機構に関してはりん酸塩の析出物自身が湿った条件下でインコネル 600 の腐食を促進すると推定した説と Dry & Wet が発生すると、りん酸ソーダは析出と再溶解を返すため、その部分にはりん酸ソーダの濃厚な溶液が反覆接触するため減肉が発生すると推定している。⁸⁾ Dry & Wet のインテンシティと濃厚液の組合せによる説が提案されている。⁶⁾⁷⁾

りん酸塩処理時におけるアルカリによる割れは遊離アルカリの生成と伝熱面での濃縮が原因と考えられている。遊離アルカリの生成は、りん酸塩の加水分解、マグネタイトとの反応、河川水リーク成分の加水分解等によるものであり、一方濃縮機構については、クレビス部での局部濃縮の実験例として、バルク濃度を 2

図2 インコネル 600 管の NaOH による応力腐食割れ¹¹⁾

ppm にしたときの結果がインコネル 600 の SCC とともに図 2 のように報告されている。¹¹⁾

2・1・3 米国で発生した デンティングトラブルと対策技術の方向 1977年の10月にアメリカのプラントに発生したデンティングの状況が Van Rooyen によって表Ⅲのように発表された。デンティング (Denting) の程度は伝熱管および管支持板が変形して漏れを生ずるような厳しいもの (Surry 1~2, Turkey point 3~4) から伝熱管が 1~2 mil 変形している程度のものまでがある。表Ⅲからデンティングは次のような条件で発生することがわかる。

- (1) 長時間 PO₄ 処理後に AVT (All volatile treatment) に切り換え
- (2) 短時間 PO₄ 処理後に AVT に切り換え
- (3) AVT 処理のみ

表Ⅲ Denting 状況調査結果¹²⁾

プラント名	PO ₄ による運転月数	AVT による運転月数	Denting	Dent 部へのリーク	冷却水
Surry 1	29	27	Extensive	Yes	Brackish
Surry 2	23	26	Extensive	Yes	Brackish
Turkey point 3	23	31	Extensive	Yes	Sea
Turkey point 4	14	31	Extensive	Yes	Sea
San onofre	107	0(?)	Moderate	(?)*	Sea
Indian point 2	33	25	Moderate	No	Brackish
Point beach 1	47	30	Moderate	No	Lake
Point beach 2	28	30	Moderate	No	Lake
Ringhals 2	4	29	Moderate	No	Sea
Milltone 2	0	23	Moderate	No	Sea
Palisades	48	42	Minor	No	Lake
Robinson 2	81	0	Minor or none	No	Lake
Beznau 2	34	32	Minor	No	River
Ginna	60	29	Minor	No	Lake
Conn yankee	96	22	Minor	No	River
Maine yankee	0	53	Minor	No	Brackish
Doel 1	3	30	None**	No	Sea (FFCP)
Doel 2	0	21	None**	No	Sea (FFCP)
D.C. Cook 1	HF	27	None**	No	Lake
Tihange 1	0	26	None**	No	River
Beznau 1	33	33	None	No	River
Zorita	115	0	None	No	River
Mihama 2	21	17	None	No	Sea
Mihama 3	0	15	—	No	Sea
Takahama 1	6	23	None	No	Sea
Takahama 2	HF	28	None	No	Sea
Genkai 1	0	27	None	No	Sea
Kewaunee	6	30	None	No	Lake
Zion 1	21	25	None	No	Lake
Zion 2	11	29	None	No	Lake
Prairie island 1	10	20	None	No	River
Prairie island 2	HF	28	None	No	River
Indian point 3	0	13	—	No	Brackish
Fessenhelm 1	0	1	—	No	River
Trojan	0	16	—	No	River (FFCP)
Salem 1	0	5	—	No	Brackish
Beaver valley 1	0	12	—	No	River

HF: Hot functional test only

FFCP: Full flow condensate polishing

— 報告なし * 検査中 ** 管板部での異常信号

(4) 現在も PO₄ 処理を継続

りん酸塩処理時における減肉やアルカリによる SCC は日本のプラントでも経験したが、デンティングについては日本では全く発生していない。その主な違いは復水器の漏洩によって SG 内に持ち込まれる塩化物と溶存酸素の量に起因していると推定される。すなわち金属塩化物が高温で加水分解することによって生成した酸性塩化物によって管支持板の腐食が促進されることが実験的にも証明された。原因が究明されたことによって米国でのデンティングの発生と進行はその後著しく減少していることが報告されている。¹³⁾¹⁴⁾

一方、日本の場合は、これまでの SG トラブルが濃縮サイト (例えば管支持板と熱交換管の間げき) と溶解固形分 (例えばりん酸ナトリウム, 水酸化ナトリウム) の関係によるものであったことから、構造面での改良に併せ、給水処理に AVT を採用することで現在に至っている。AVT 処理において、復水脱塩装置を使用した例として、給水中のナトリウム 0.01 ppb, 塩化物 0.10 ppb および SG 器内水中ナトリウム 1 ppb, 塩化物 6 ppb の結果が報告されている。¹¹⁾

AVT 条件下でのより定量的な実験結果として、塩化物の量が 100 ppb 以下の場合にインコネル600伝熱管にはピッティングの発生は全く認められていない。またデンティング現象が発生するためには、ある限界の腐食量以上の腐食が発生する必要がある、実験的に求めた腐食量として 113 mg/cm² が提示されている。さらに約 300℃の高温高压水中での等温条件および伝熱条件下での鋼の腐食の時間依存性は以下の式で近似されている。¹⁵⁾ (図 3)

$$W = 7.9 \times 10^{-2} \times t^{0.5}$$

ここで W は腐食量 mg/cm², t は時間 (hr) である。したがって、高度に管理された二次系水中では、約 40 年後においても得られた限界腐食量 113 mg/cm² には到達せず、二次系水質が高度に管理された場合にはデンティング現象は発生しないものと考えられている。

図 3 炭素鋼の高温水中での腐食の時間依存性¹⁵⁾

以上PWR プラントの腐食と対策技術についての実績ならびに現況を蒸気発生器を中心として述べた。

AVT 条件下における SG の腐食問題は、通産省の大型プロジェクトとして「蒸気発生器信頼性実証試験」が現在進行中であり、この実証試験結果に基づく防止対策と、材料面からの研究成果を併せることにより信頼性はより一層向上するものと期待されている。

また、実プラントでの SG の伝熱管は、トラブルの経験の有無に関係なく定期的に渦流探傷を行い、信頼性が確認されている。

2・2 BWR

沸騰水型原子炉 (BWR) においては、最初1965年に Dresden-1 炉に使用されていた 6" バイパス配管(SUS 304 鋼)に割れが発生して以来多くの経験がある。その後1974年 Dresden-2 において割れが発生し、米国原子力安全規制局 (USNRC) は運転中の全炉について調査を命じ、いくつかの炉に割れが発見された。わが国においても例外ではなく表Ⅳに示すように割れを経験した。日本溶接協会原子力委員会は調査団を米国に派遣し詳細な調査とともに共同研究を実施し割れに及ぼす要因を解析し、今後の対策を確立する基礎とした。¹⁸⁾

表Ⅳ 応力腐食割れ事例¹⁶⁾

プラント名	発生年月	場 所	材 料	状 況
Dresden-2	1974・9	4" バイパス管	SUS 304	2か所に貫通クラック
	1974・12	4" バイパス管	SUS 304	2か所に割れ
	1975・1	10" 炉心スプレー管	SUS 316	5か所貫通割れ
	1975・2	10" 炉心スプレー管	SUS 304	3か所に割れ
Fukushima-1	1974・10	4" バイパス管	SUS 304	1か所に“にじみ”
Hamaoka-1	1974・10	4" バイパス管	SUS 304	1か所に割れ

ステンレス鋼は塩化物を含む環境にて応力腐食割れを生じることはよく知られているが、塩化物が存在しなくて溶存酸素のみ含まれる環境にても、応力が高く、かつ材料が鋭敏化された状態では粒界応力腐食割れを生じる新しい現象であることがわかった。このように応力、鋭敏化、溶存酸素の三要因が共存するときのみ粒界応力腐食割れが発生する。

応力としては、溶接による残留応力の影響が大きく、さらに加工による応力、内圧による応力、熱応力などを考慮しなければならない。図4は割れに及ぼす応力の影響を示す。応力の増加とともに破断時間は急速に短くなり、そして最大設計応力値 (S_m) がほぼ割れの限界応力となっている。応力腐食割れ事例において4" 管に多発している原因の一つはこの事実と関係があると考えられる。¹⁹⁾

溶存酸素の影響は図5に示すように酸素量の減少と

図4 鋭敏化 304 ステンレス鋼の高温高圧水中 (288°C, 100 ppm DO) での応力腐食割れに及ぼす応力の影響¹⁹⁾

ともに破断寿命は延びる。通常運転時の最大酸素量は約 0.2 ppm であって、応力腐食割れを生じる値である。溶存酸素量の減少とともに自然電位は低下し、40 ppb 以下では応力腐食割れを生じない電位に到達する。²⁰⁾ 重要なことは、原子炉の起動、停止において、異常に高い溶存酸素を含む冷却水が循環されることである。応力腐食割れは定常運転時よりもむしろ起動時に発生しやすいと考えられている。このことは炉の起動、停止回数の多いものほど割れを生じている事実と対応している。

図5 鋭敏化ステンレス鋼の高温高圧水 (288°C, 3 Sm 応力) における応力腐食割れに及ぼす溶存酸素の影響¹⁹⁾

鋭敏化の影響については、割れ事例はすべて溶接熱影響部のみに発生することが取り上げられている。したがって材料の鋭敏化と割れ感受性の関係が研究された。²¹⁾ 図6に示すように SUS 304 鋼は 304L 鋼に比較して粒界応力腐食割れ感受性が高い。材料間の鋭敏化の程度はこのような恒温熱処理により比較することが可能であるが、溶接熱影響部の鋭敏化との対応を明らかにすることが必要である。溶接熱影響部は各熱サイクルごとに生じるひずみにより鋭敏化が加速される

図6 各種鋭敏化ステンレス鋼の応力腐食割れ (CBB*)
感受性の比較²¹⁾

* クレビスを有する Bend-strip タイプの応力腐食割れ試験

と考えられる。また使用温度 (300℃) における鋭敏化²²⁾について、興味ある報告がなされている。それによると溶接熱影響部では 300℃にて 1000 日程度でかなり鋭敏化される。このことは熱影響部に炭化物の析出核が存在すること、残留応力が高いことなどにより低温鋭敏化が促進されることが考えられる。原子炉の安全性確立のために今後更に検討すべき問題である。

原子炉配管系溶接部の粒界応力腐食割れは上述のごとき現象で、その防止のためには三つの要因のうちいずれか一つ、もしくは二つ以上同時に軽減すればよい。熱影響部の鋭敏化の程度を小さく、かつ残留応力を圧縮になるようにするため、水冷溶接法が研究された。また内面を低炭素ステンレス鋼にてオーバーレイすることも対策の一つとして取り上げられている。材質的対策は、鋭敏化し難い材料を選定することである。そのためには SUS 304L, 316L などがあり、さらに炭化物安定化元素を含むものとして SUS 347 鋼がある。またフェライトを少量含んだ遠心铸造管も候補材料となる。

他の損傷としては圧力容器給水ノズル部の疲労割れがある。これは最近の原子力発電所稼働率低下の原因になりつつある。低温の給水により不均一な温度分布を生じ、水温の振動による熱疲労によるものとされ、その対策としては設計の変更が考慮された。

3 将来炉

3.1 FBR

FBR では冷却媒体に液体金属 Na を用いることから、FBR 固有の主な腐食課題としては、使用鋼材の Na 中での腐食・質量移行が挙げられる。

一般には Na 中での酸素濃度が高いと鋼材は著しい腐食を示す。FBR では Na 中の酸素濃度をたかだか 20ppm と低値に制御されているが、その場合でも鋼材は長時間高温の Na に曝されると、鋼中の C, Ni, Fe, Cr, Si 等が、鋼中の化学ポテンシャルと Na 中のそれとの差に起因して Na を媒体として高温部材から低温部材へ、またオーステナイト系ステンレス鋼から低合金鋼へ、あるいはそれらの逆に移行する。このよう

な質量移行に基づく鋼材の腐食や、炭素の質量移行 (炭素移行) に基づく機械的性質の変化が問題となる。

3.1.1 全面腐食・局部腐食 鋼材の Na での腐食・質量移行に及ぼす因子としては、(1) Na 中の不純物濃度 (主として酸素)、(2) 鋼材の Na に曝される温度、(3) Na 流速あるいはレイノルズ数、(4) Na に曝された時間、(5) ダウンストリームファクタ (Na 流速あるいは Na 温度が一定となるところからの距離と Na 流路の水力直径との比)、(6) Na ループの構成材料 (鋼種、バイメタリックループであるか、モノメタリックループであるか等)、(7) 鋼材の冶金因子 (熱処理、冷間加工度、表面状態等) 等が知られている。このように多くの因子がからみ合うことから、鋼材の Na 中での腐食・質量移行速度データは各研究者により異なることが多い。したがって FBR 実機的设计に際しては、実機条件での上記因子を考慮したデータに基づいて評価する必要がある。

ここでは一つの目安として、試験片の重量減少をそのまま全面腐食速度とし、Na 酸素濃度が 25 ppm 以下の内外データについて Na 浸せき温度だけで整理したものを図7に示した²⁴⁾。この図によれば、FBR 構造部材の設計温度はたかだか 530℃であるから、同部材としての 304 ステンレス鋼の Na 中での全面腐食速度は上限を採っても 4μm/年程度に過ぎない。

このほか、古くには鋼材は Na 中で粒界腐食を生じ

図7 304 ステンレス鋼の Na 中における腐食速度²⁴⁾

るとする報告もあったが、最近では FBR 実機条件下（たとえば Na 中酸素濃度が 20 ppm、使用温度が 530℃）では、粒界腐食等の局部腐食は生じないとする見方が一般的である。さらにエロージョンについても 10 m/sec 以下の Na 流速では生じないことが確認されている。

以上のように、FBR 用鋼材の Na 中での腐食については、定常運転条件では問題はないと考えられており、最近では異常時（例えばナトリウム中酸素濃度が急に増加した場合など）における使用鋼材との共存性等を把握しようとする動きにある。

3・1・2 炭素移行 鋼材は Na 中では炭素移行、すなわち脱炭あるいは浸炭を生じ、それによる機械的性質の変化が最も懸念される。この炭素移行は、モノメタリックループとバイメタリックループとで性状を異にするが、FBR の設計上主として問題となるのは 2¼ Cr-1Mo 鋼の脱炭とオーステナイト系ステンレス鋼の浸炭である。

2¼ Cr-1Mo 鋼の脱炭速度は Na 浸せき温度や時間のほかに熱処理により異り、焼なまし焼もどし材は完全焼なまし材に比べて脱炭速度が小さいことが知られている。2¼ Cr-1Mo 鋼の Na 中での脱炭速度を定量的に取扱ったものとしては図 8 に示す J. L. Krankota らの脱炭速度定数が著名で、この妥当性は国内でもいくつか証明されている。これによれば、4 mm 厚の

0.01 % C を含有する 2¼ Cr-1Mo 鋼を 550℃ の Na 中に 20 年間浸せきするとほぼ全厚にわたって脱炭を生じ、脱炭後の全厚平均炭素量は 0.06 % になる。以上のように 2¼ Cr-1Mo 鋼を高温の Na 中で用いると脱炭が著しく機械的性質の低下が問題となる。これに対し、5 % 以上の Cr を有する低合金鋼や Ti, Nb 等で炭化物を安定化した 2¼ Cr-1Mo 鋼では高温の Na 中でも殆んど脱炭を生じないことが知られている。

一方、オーステナイト系ステンレス鋼の Na 中での浸炭速度については定量的に取扱われた研究例は殆んどないが、筆者らの研究によれば、304 ステンレス鋼を 570℃ で 10 000 h Na 中に浸せきしても浸炭深さはたかだか 200 μm 程度であり、実用上問題とならないと考えられる。

3・1・3 蒸気発生器伝熱管材料 以上のように FBR 用鋼材の Na 中での腐食・質量移行は、2¼ Cr-1Mo 鋼の脱炭の問題を除き、殆んど問題とならないことが判明してきたが、蒸気発生器は Na と水との熱交換器であり、伝熱管材の選択には特に慎重な配慮が必要である。すなわち、伝熱管材では Na 側の腐食のみでなく、水側の腐食、換言すればオーステナイト系ステンレス鋼等を用いる場合には水側の応力腐食割れに対する注意が肝要である。このように火力プラントの使用実績等を考慮した材料選定が表 V に示すように内外でなされているが、各国それぞれの国情を反映し、一致した選定をしていないのが現状である。

3・2 高温ガス炉 (HTGR)

高温ガス炉は、現在発電用および多目的とが検討されている。発電用は GA 社が蒸気サイクル型を検討していたが、Fort, St. Vrein 炉の不調により、ヘリウムガスタービンに結合した直接サイクル型を指向している。多目的用としては西独が主として石炭ガス等のプロセスヒートとして積極的に検討を進めている。わが国も原研および工業技術院によって多目的炉および原子力製鉄への検討が進められている。

蒸気サイクル型の場合、Prismatic 型の燃料を用い、He 炉出口温度が 800℃ 以下で、材料構成も一例として二次過熱器、再熱器はインコロイ 800、一次過熱器、蒸発管は 2¼ Cr-1Mo 鋼、エコノマイザ管は ½ Cr-

図 8 2¼ Cr-1Mo 鋼の Na 中における脱炭速度定数²⁶⁾²⁷⁾

表 V 各国高速増殖炉蒸気発生器伝熱管材料²⁸⁾

原子炉名称 部 材	イギリス		フランス			西ドイツ	アメリカ	日本
	PFR 原型炉	CFR 実用炉	Phenix 原型炉	Super phenix1 実証炉	Super phenix1 以降	SNR 300 原型炉	CRBR 原型炉	もんじゅ 原型炉
蒸発器	2¼ Cr1MoNb	9Cr1Mo	2¼ Cr1Mo 2¼ Cr1MoNb	Incoloy 800	9 Cr 2 Mo -NbVMn	2¼ Cr1Mo -NiNb	2¼ Cr1Mo	2¼ Cr1Mo
過熱器	316 H	9Cr1Mo	321 H	Incoloy 800	9Cr2Mo -NbVMn	2¼ Cr1Mo -NiNb	2¼ Cr1Mo	304 316 321

表Ⅵ HTGR のヘリウムの分析例と近似ガス. 単位 μatm , () 内は1気圧での分析値, Vpm., O_2 は $\sim 0.1\%$.

	H_2	H_2O	CO	CO_2	CH_4	N_2
Dragon 炉	6.0 (0.3)	1.0 (0.05)	0.4 (0.2)	0.4 (0.02)	0.8 (0.04)	1.0 (0.05)
AVR	50-150 (5-15)	<10 (<1.0)	200-500 (20-50)	50-150 (5-15)	<2-10 (<0.2-1.0)	5-50 (0.5-5)
Peach bottom 炉	210 (9)	<12 (<0.5)	12 (0.5)	<2.3 (<0.1)	14 (0.6)	12 (0.5)
(実験用) Dragon 定常近似	30	5	30	2	4	5
(実験用) Dragon 異常近似	1800	600	1400	400	50	5
(実験用) 原研(a)低温炉近似	20	2	10	1~2	5	<5
(実験用) 原研(b)高温炉近似	200	2	100	1~2	5	<5

$1/2$ Mo 鋼および炭素鋼が考えられている. しかし今後直接サイクル型となると He ガスタービンの検討が必要となってくる.

西独で開発された Pebble Bed 型燃料は熱効率および機能的にも優れており, 多目的用として He 炉出口温度を高温にするのに有利である. 西独ではすでに 950°C 以上の高温の炉出口温度を得ており, 特に高温の場合の放射性物質の挙動が検討されている.³⁰⁾

わが国では原子力製鉄の熱源とするため炉出口温度が 1000°C で検討されている. そのため中間熱交換器用の超耐熱合金の開発研究に力を注いでいる.

高温ガス炉の材料問題を考える場合, 原子炉の定常運転中に炉心黒鉛の腐食などによって He 中に若干不純物が含まれる. この不純物によって材料がどのように影響を受けるかが問題となる. 表Ⅵに高温ガス炉の冷却材の定常時分析値を近似した代表的なガス組成を示す.³¹⁾ このような不純物の存在から次のような材料問題が考えられる.

- (1) 長時間クリープ強度
- (2) 耐食性 (耐酸化性, 脱炭性, 応力腐食割れ, Co 誘導放射能, 水素透過)
- (3) 高温疲労性
- (4) 組織の安定性, 長時間後の延性

さらに超耐熱合金のような新合金の場合には材料問題として当然曲げ加工性, 製造性等も問題となろう. 現在(1)および(2)項について多くの研究がなされている. 図9に発電用に考えられたメンコロイ800の近似 He ふん囲気での粒界酸化侵食深さの経時変化例を示す.

図9 インコロイ 800 の正常運転時想定ガス中における粒界酸化侵入速度³²⁾

通常酸化スケールの成長は酸素 ないし 金属イオンの拡散が律速となるため放物線則に従うが, この種の合金に発生する粒界酸化も同様に放物線則に従うことを見いだした結果である. このように酸化が強度等どのように影響するかという検討も行われている.

わが国のように多目的用ということで炉出口 He 温度が 1000°C となると中間熱交換器等で既存鋼種では耐える材料がなく, 超耐熱合金の開発が進められている.

既存鋼種のうち Co を含み合金としてハステロイ X の腐食およびクリープの結果の一例を図10および図11に示す. 図10は近似 He ふん囲気でのハステロイ X に Al を添加した場合の粒界酸化深さを示す. 図11

図10 ハステロイ X の 1000°C , B 型ヘリウム中の内部酸化と粒界侵食に対する Al の影響³³⁾ 図11 900°C における市販ハステロイ X (0.06C, 0.55 Mn, 0.16 Al を含む) のクリープとふん囲気および試験片寸法の関係, Standard は 8mm 径の試料で大気中, ヘリウム中同一結果を示す³³⁾.

は大気中と近似 He ふん囲気中でクリープ挙動がどのように異なるかをみた結果で、材料によって著しくふん囲気の影響を受けることがわかる。いずれにしる現在近似 He 中で 1000℃ 5 万時間 クリープラプチャー強度が 1 kg/mm^2 であり、かつ He 中の不純物の影響をあまりうけない材料の開発が望まれる。

3・3 核融合炉

核融合炉材料の腐食は主に冷却材あるいはブランケット材とその構造材との共存性の問題に帰せられる。ブランケット方式としては表Ⅶに示すものが提案されている。³⁴⁾

表Ⅶ ブランケット方式の分類³⁴⁾

	ブランケット材料		冷却方法	冷却材
	分類	組成		
液体	Li 金属	Li	強制循環 管内ガス冷却	Li
	フライベ	Li_2BeF_4	強制循環	Li_2BeF_4
	Li 溶融塩	LiBeF	管内ガス冷却	He
固体	Liセラミックス	Li_2O LiAlO_2	ガス冷却	He
			ガス冷却	He
	Li 合金	LiAl	ガス冷却	He

液体冷却材では Li が最も注目されているが、Li は O, N, C 等の不純物と反応しやすく、これらを含む材料を侵食する。Ni 基合金や Ni 含有鋼では Li 中の Ni の溶解度が高いため Ni の溶出・質量移行が問題となり、また鋼材では粒界の炭化物が分解脱炭するおそれがあるので、300℃以上では使用できない。一方、高融点金属は 1300℃程度まで使用可能というデータもあるが、Li 中の不純物と反応して材料劣化を起こす場合がある。³⁵⁾ 化学的に Li より優れた液体冷却材として LiF-BF_2 溶融塩 (Flibe) がある。溶融塩と金属との共存性は金属ふっ化物の生成自由エネルギーより推定され、Mo, Nb, Ni 等が優れているが、実用材としては Hastelloy N が開発され、800℃程度まで使用できる³⁵⁾といわれている。

気体冷却材としては He があり、He 中の不純物 (H_2 , H_2O , CO, CO_2 , CH_4 等) による腐食が問題となるが、これについては高温ガス炉材料における研究成果が参考となる。

上述のようなブランケット方式のうち、原研 D-T トカマク炉では He 冷却-固体ブランケット方式が採用され、ブランケット材として LiO_2 が選定された。さらに各種ブランケット容器材と LiO_2 との共存性が検討され、³⁵⁾ 反応生成物およびその腐食速度が明らかにされている。

核融合炉材料における腐食問題は、(1)構造材料と冷却材またはブランケット材との腐食反応速度論・平衡論、冷却材またはブランケット材の不純物の挙動に関する基礎研究、(2)核融合炉で想定される環境下での腐食挙動、腐食による機械的性質の変化挙動に関する工学的研究、(3)以上のデータを基にした新材料やコーティング技術の開発、冷却材またはブランケット材の純度管理技術の開発研究等が必要と考えられる。³⁹⁾

4 む す び

以上、現在の主力機種である軽水炉の現状、および今後の活躍が期待される有力な新型炉についての現有腐食課題とその研究状況などについて一望した。

プラントは活き物であり、実証炉、商業炉建設以前に衆知を集めて研究され、掘り下げられた課題も、実際の大容量プラントとなって稼動し出すと、思わぬところで予期せぬトラブルに逢着するケースも多い。

これは原子力プラントに限らず、すべてのプラント類、大型構造物にも共通することであるが、とくに原子力プラントの場合は運転後のトラブルはどのような小トラブルでも許されないケースが多い。

したがって、今後なおわれわれに与えられた課題としては、極力事前にトラブルを予測し対策技術を確立しておく技術、すなわち予測試験法の確立とモニタリング技術による実機の安全性監視の徹底であろうと考えられる。

今後とも、原子力プラントが“信頼性”の代名詞となるよう、関連技術の高度化に努力してゆきたい。

参 考 文 献

- 1) 原子力委員会月報, **23**, 8 (1978).
- 2) 安藤良夫, 原子力工業, **24**, 9 (1978).
- 3) Bush, S. H., and R. L. Dillon, Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, Conference Held at Unieux-Firmin, France, 12-16 (1973).
- 4) Baschek, H., and E. Kocourek, Combustion, **14** (1975).
- 5) Hinoki, T., H. Nishikawa, A. Tsuge, and Y. Hirao, AIChE-ASME 17th Nat'l Heat Transfer Conference, 14-17 (1977).
- 6) 八島清爾, 火力原子力発電誌, **28**, 433 (1977).
- 7) 水谷昌孝, 鬼村吉郎, 越智達也, 岡本周三, 三菱重工技報, **14**(6), 934 (1977).
- 8) 原田一行, 荒井泰治, 島田 実, 河合 登, 黒沢辰雄, 電力中研報告, No. 276006 (1976).
- 9) Pessall, N., A. B. Dunlop, and D. W. Feldman, Corrosion, **33**, 130 (1977).
- 10) 久松敬弘編, “原子力発電所における高ニッケル合金の応力腐食割れに関する研究”, 昭和51, 52年度文部省科

- 学研究費補助金総合研究成果報告書 (1978).
- 11) 土居将能, 鬼村吉郎, 有岡孝司, 服部高久, 火力原子力発電誌, **30** (3), 251 (1979).
 - 12) Van Rooyen, D., IAEA SM-218/26 (1977).
 - 13) Wooten, M. J., G. Economy, A. R. Pebler, and W. T. Lindsay, "Laboratory Studies of the Denting Phenomena", NACE Corrosion Research Conference, San Francisco, (1977).
 - 14) Wooten, M. J., G. Economy, A. R. Pebler, and W. T. Lindsay, Corrosion/78, Paper No. 194 (1978).
 - 15) 鬼村吉郎, 有岡孝司, 越智達也, 岡本周三, 三菱重工技報, **16** (1), 15 (1979).
 - 16) 小若正倫, 材料, **25**, 1057 (1976).
 - 17) 日本溶接協会, 原子力調査団報告書 (1975).
 - 18) 日本溶接協会, 原子炉配管系の局部的構造挙動と安全性評価に関する試験研究 (1976~78).
 - 19) Berry, W., E. White, and W. K. Boyd, Corrosion, **29**, 451 (1973).
 - 20) Indig, M. E., and A. R. McIlree, Corrosion/78, Paper No. 190 (1978).
 - 21) 明石正恒, 第25回腐食防食討論会予稿集, 139 (1978).
 - 22) Povich, M. J., and P. Rao, Corrosion/78, Paper No. 191 (1978).
 - 23) 薄田 寛, 米沢利夫, 上田三男, 清川輝行, 三菱重工技報, **12** (5), 110 (1975).
 - 24) 米沢利夫, "高速炉構造材料のナトリウム環境効果", JWS-AE-7604, 付録 p. 1 (1976) 日本溶接協会
 - 25) 厚母栄夫, 第16回原子力総合シンポジウム予稿集, p. 109 (1978).
 - 26) Krankota, J. L., and S. Armijo, Nucl. Tech., **24**, 11; 225 (1974).
 - 27) たとえば, 薄田 寛, 米沢利夫, 今津孝幸, 斉田富兼, 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会, **19**, 1; 91 (1978).
 - 28) 薄田 寛, "高温用装置材料", 第56回西山記念技術講座, p. 225 (1978) 日本鉄鋼協会
 - 29) 野村末雄, 原子力工業, **24**, 38 (1978).
 - 30) 角田良吉, 原子力工業, **23**, 41 (1977).
 - 31) 近藤達男, 日本金属学会報, **13**, 93 (1974).
 - 32) 榎木義淳, 志田善明, 吉川州彦, 諸石大司, 鉄と鋼, **64**, A-183 (1978).
 - 33) Kondo, T., M. Shindo, and K. Kiuchi, Proc. Japan-U.S. Seminar on HTGR Safety Tech., **2**, 171 (1977).
 - 34) 「核融合炉調査」研究専門委員会編, "核融合炉開発への展望", p. 23 (1976) 日本原子力学会
 - 35) *ibid.*, p. 336.
 - 36) 岡田雅年, 第16回原子力総合シンポジウム予稿集, p. 84 (1978).