

UDC 669.14.018.85 : 669.245.018.85 : 621.039.53 : 537.12.04 : 620.193.5 : 539.434

技術資料

原子炉に使用される鉄およびニッケル基合金について*

長 崎 隆 吉**

Review of Iron and Nickel Base Alloys for Nuclear Reactor

Ryukichi NAGASAKI

1. ま え が き

原子炉には研究炉と動力炉の2種類があり、実際に鉄鋼材料が使用されるときのいろいろと問題となるのは動力炉の環境条件のときである。これまでに開発されてきた原子炉を分類すると表1のようになり、大別して熱中性子炉と高速中性子炉となる。これらの原子炉のうち現在商業ベースで原子力発電に利用されているのは天然ウラン黒鉛減速炭酸ガス冷却炉と濃縮ウラン軽水減速冷却炉の2種類であり、なかでも後者が世界に広く実用化されている。そのほかの原子炉は実験炉なり、原型炉の段階でいろいろな研究開発のテストが進められている過程にあり、高速増殖炉および高温ガス冷却炉が近い将来の商業炉として注目されつつあると言えよう。またこれらの核分裂に対して核融合炉のニュースを最近耳にするようになったが、現在臨界プラズマ装置の計画・建設の段階にあり、実用化は2000年以降とも言われているので、ここ当分のあいだエネルギーを供給できる原子炉は核分裂炉であろう。

上述の原子炉のほか表中にみられる改良型ガス炉および重水減速炉はイギリス、カナダで積極的に研究開発が進められてきたが、いまだ商業炉の域には達していない。

また溶融塩炉はアメリカで研究され実験炉として運転の経験および実績もありデータの積みあげが進みつつある。この原子炉は燃料が液体状であるという特徴があり、その有用性の評価については今後に待たれよう。

2. 原子炉の環境条件¹⁾

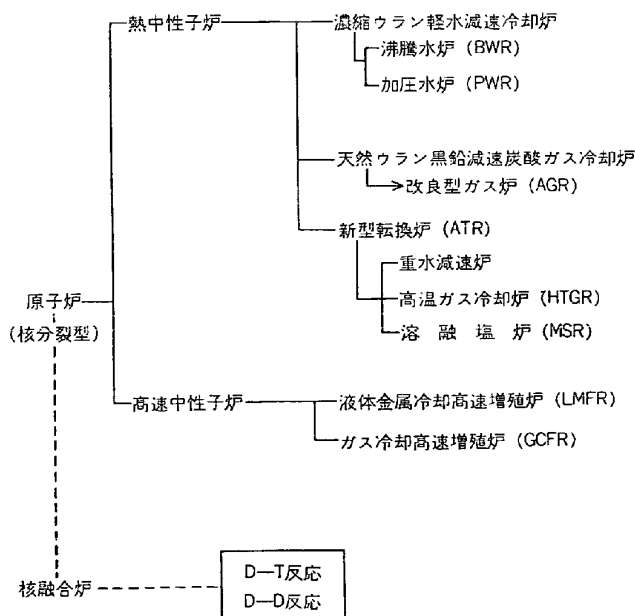
原子炉に使用される鉄鋼材料を考えるとその材料が原子炉の諸条件のうちでどんな環境条件で使用されているかを知ることがきわめて大切である。通常の工業材料の使用条件と異なる点は、原子炉材料がさらに満たすべき条件として中性子および γ 線下で使用されることであ

る。表2にいろいろな原子炉の環境条件を示してあり、それぞれの条件が組み合わさって材料に厳しい条件が要求されていることが了解されよう。

例えば軽水炉では炉心材料は300~350°Cの温度範囲の水および水蒸気中で強い γ 線および中性子照射を 10^{20} ~ 10^{21} n/cm²程度うけることになり、機械的性能および腐食特性などが劣化または低下しないことが重要視される。また圧力容器材である低合金鋼は260~300°Cで、 10^{18} ~ 10^{20} n/cm²の中性子照射をうけて脆化する傾向を示す。

一方、もつとも厳しい環境条件と考えられている核融合炉ではプラズマ容器は高真空中で約600~1000°Cの温度範囲のとき 10^{23} ~ 10^{24} n/cm²の高速中性子の照射をうけると同時に荷電粒子による衝突をうけ、機械的強さ

表1 原子炉の種類



* 昭和49年10月特殊鋼部会特別講演，昭和50年2月7日受付 (Received Feb. 7, 1975)

** 日本原子力研究所 工博 (Japan Atomic Energy Research Institute, Tokaimura Naka-gun Ibaragi 319-11)

表 2 原子炉用金属材料の環境条件

炉 型		軽水冷却炉 (PWR, BWR)	液体金属冷却 高速増殖炉 (LMFBR)	ヘリウム冷却 高温ガス炉 (HTGR)※※	溶融塩炉 (MSR)	核融合炉 (CTR)
環 境						
化 学 環 境		水, 水蒸気	液体ナトリウム	ヘリウム	溶 融 塩	a) 高真空およびプラズマ (真空壁内側) b) 液体リチウムまたはリチウム塩 c) ヘリウム
金 属 最 高 温 度 (°C)	炉心材	300~350	550~750	750~1 000	500~700	(プラズマ容器) 600~1 000
	構造材	260~300	400~700	750~1 000	500~700	(ブランケット材料) 500~700
放 射 線 環 境*		高速および熱中性子	高速中性子	高速および熱中性子	熱中性子および高速中性子	高速中性子および荷電粒子
実 用 照 射 量 (n/cm ²)	炉心材	10 ²⁰ ~10 ²¹	10 ²² ~10 ²³	10 ²⁰ ~10 ²¹	10 ²¹ ~10 ²²	10 ²³ ~10 ²⁴
	構造材	10 ¹⁸ ~10 ²⁰	10 ²⁰ ~10 ²¹	10 ¹⁸ ~10 ¹⁹	10 ²¹ ~10 ²²	10 ²¹ ~10 ²²

* 高速中性子は $E=10^1 \sim 10^7$ eV で原子のはじき出し損傷と核変換, 熱中性子は $E=10^{-2} \sim 10^{-1}$ eV で特定元素の核変換に寄与する.

** 炉心は主として黒鉛材料よりなるが, 制御棒材料および一部の金属材料をふくむ.

表 3 原子炉環境における

使用 環境	軽 水 冷 却 炉		液体金属冷却高速炉		ヘリウム冷
	炉 心 材 料	構 造 材 料	炉 心 材 料	構 造 材 料	炉 心 材 料
化 学 環 境 効 果	ジルコニウム合金 1) 水素吸収と配向性水素化合物の形成による脆化 2) 核分裂生成物による応力腐食割れ オーステナイトステンレス鋼 1) 高温水による応力腐食割れ	オーステナイトステンレス鋼ニッケル基耐食合金 1) 高温水による応力腐食割れ 2) アルカリ割れ (2 次系) 3) 粒界腐食 4) 腐食疲労 低合金鋼 1) クレビス腐食 2) 腐食疲労 3) 水素吸収	オーステナイトステンレス鋼 1) ナトリウム中の浸炭, 脱炭による劣化 (クリープ, 疲労強さの低下) 2) 核分裂生成物による侵食 3) 燃料との反応による侵食	オーステナイトステンレス鋼 1) ナトリウム中の浸炭, 脱炭による劣化 (クリープ, 疲労強さの低下) 2) 融着, かじり, 摩耗 低合金鋼 1) ナトリウムの脱炭による強さの低下と脆化 2) アルカリ腐食, アルカリ割れ	耐熱合金 (制御棒材料) 右の 1)~3) に準ずる
放 射 線 照 射 効 果	ジルコニウム合金 1) 照射による腐食の加速 (BWR) 2) 照射によるクリープの加速 3) 照射脆化 4) 核分裂生成物による侵食	低合金鋼 1) 照射脆化一遷移温度の上昇 2) 水素吸収と照射の相乗による脆化	オーステナイトステンレス鋼 1) 高温型の照射脆化 (ヘリウム脆性) 2) ボイド・スエリングによる体積増加と脆化 3) クリープおよび疲労寿命の短縮	オーステナイトステンレス鋼 被照射領域では左に準ずる 低合金鋼 1) 照射脆化一遷移温度の上昇	耐熱合金 1) 高温型の照射脆化 (ヘリウム脆性) 2) クリープおよび疲労寿命の短縮 3) スケール粉末の放射化

の低下、劣化のみならずスパッタリング (Sputtering)* およびブリストリング (Blistering)** の挙動に耐えなければならない。

3. 原子炉環境における材料の問題¹⁾

表3はいろいろな原子炉材料が表2に示したような原子炉環境条件、すなわち化学環境、温度条件および放射線環境などで使用されるときどんな問題があるかをまとめたものである。各炉型により同じ材料でも異なつた問題があることが了解されよう。これらの現象の本質的機構はほぼ同じ因子に支配されつぎのように分類できる。

(1) 短時間変化に対応する性能の劣化および低下

(2) 環境因子の重複による相乗効果的な性能劣化

(1) は従来から広く材料研究の対象とされその様相は詳細に研究されており、データもきわめて豊富であるが、(2) は最近ようやく注目され、新しい研究成果が

* スパッタリング (Sputtering) 材料表面が中性子、プラズマ粒子などで侵され erosion に似た現象であり、この現象が著しいとき材料は表面からやせる現象を示す。

** ブリストリング (Blistering) 材料にプラズマからヘリウム、トリチウムなどのガス原子が飛びこみ、材料の表面近くでガス気泡となり表面を著しく害する。

主 な 材 料 の 問 題 点

却高温ガス炉	溶 融 塩 炉		核 融 合 炉	
構 造 材 料	炉 心 材 料	構 造 材 料	炉 心 材 料	構 造 材 料
<u>耐 熱 合 金</u> 1) ヘリウム中微量不純物による腐食、内部酸化、脱浸炭、スケール放出 2) クリープおよび疲労寿命の短縮 3) 融着、かじり、摩耗 4) 水蒸気腐食と割れ (2 次系) 5) 水素透過 (2 次系)	<u>ハステロイ-N合金</u> 1) 溶融塩中の質移行、侵食による強さの劣化 (クリープおよび疲労) 2) 核分裂生成物による侵食 3) 燃料との反応による侵食	<u>ハステロイ-N合金</u> 左に準ずる	<u>耐 熱 合 金</u> 1) リチウム中の脱浸炭による劣化 (クリープ、疲労強さの低下) 2) プラズマ粒子のエロージョン、コロージョン 3) ヘリウム中微量不純物による腐食、内部酸化および機械的性能の劣化 4) クリープおよび疲労寿命の短縮 5) 水素透過	<u>耐 熱 合 金</u> 左の 1), 3), 4), 5) に準ずる
<u>耐 熱 合 金</u> 被照射領域では左に準ずる	<u>ハステロイ-N合金</u> 1) ヘリウム脆性 2) ヘリウム気泡による体積増加 3) クリープおよび疲労寿命の短縮	<u>ハステロイ-N合金</u> 被照射領域では左に準ずる	<u>耐 熱 合 金</u> 1) ヘリウム脆性 2) ボイドスエリングによる体積増加と脆化 3) スパッタリングおよびブリストリング 4) クリープおよび疲労寿命の短縮 5) 核変換による異種金属の生成	<u>耐 熱 合 金</u> 被照射領域では左の 1), 2), 4), 5) に準ずる

みられるようになってきた。例えば腐食疲労、クリープと疲労の相乗効果、応力腐食などがあげられる。

つぎに各炉型につきおもに中性子照射挙動を中心に若干詳しく述べてみたい。

4. 軽 水 炉

この原子炉の炉心材料は燃料被覆管材料がおもなものであり、非鉄材料のジルコニウム合金と鉄鋼材料のステンレス鋼の2種類に分けられる。ジルコニウム合金は非鉄材料なので今回は考えの範囲から除くことにする。ステンレス鋼は SUS 304 が主力であり、347, 321 なども使用されている。おもな問題点は高温水中における応力腐食割れおよび照射による脆化現象であり、現在この型の原子炉ではステンレス鋼を使用することがほとんどなくなっている。一方構造材料としては配管および熱交換器に用いられるステンレス鋼およびニッケル合金と圧力容器材料である低合金鋼とがある。配管および熱交換器材料は中性子照射をうけないので通常の工業材料の条件にはほぼ等しい高温水における応力腐食、腐食疲労などをおもに考えるとよいが、圧力容器材は中性子照射をうけるのでクレビス腐食、腐食疲労および水素吸収による

脆化のみならず中性子照射による遷移温度の上昇などが問題である。この型の原子炉が高性能化され、大型化されるにともない圧力容器材も機械的強さが大きく、耐照射性のよい性能が必要となりつつある。現在はSA-302B, 336, 508 および 533 などが使用されており、近い将来圧力容器の大型化、板厚の減少化のためにこれ以上の性能をもつ材料、例えば 542, 543* などの実用化が期待されている。

4.1 商業炉における圧力容器材料

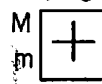
我が国における BWR および PWR の圧力容器材料としてなにが使用されているかについては詳細な発表をみることができないが、BWR 型の福島発電所、および

表 4 我が国の原子力発電所における
圧力容器材料 (例)

福島原子力 発電所 (BWR)	Base	原子力発電用 Mn-Mo-Ni 鋼板 2 種相当品および原子 力発電用鍛鋼品 2 種相当品
	Overlay	ステンレス鋼 ASTM-371 -ER309 改良型相当品
美浜原子力 発電所 (PWR)	Base	Mn-Mo 鋼 (ASTM A533 Gr. B (Ce. I. 相当品))
	Overlay	ステンレス鋼 (SUS27 相 当品)

原 子 炉 部 材

材 質	1 次 系										2 次 系			縦方向小計
	原子炉内構造	圧力容器、フレンジ、ノズル	圧力容器内張クラッド	配管とフィッティング	チューブ配管とガスケット	ポンプと弁	ボルト、ナット	熱交換器と蒸気発生器	配管とフィッティング	チューブ配管	ボルト、ナット	タービン部材		
フェライト鋼								+			+			2
低合金鋼							+					+	3	7
中合金鋼							+					+	3	12
マルテンサイト系および析出硬化型ステンレス鋼	1/2			+		+	2				+		1/2	12
炭化物安定型オーステナイトステンレス鋼								+	+				+	6
炭化物非安定型オーステナイトステンレス鋼	2/8	1/2	3/3	1/18	1/2	2/2	3/1	3/12	1/2				10/53	113
高ニッケル合金 Ni-Cr-Fe-600				+				+		+			+	10
縦方向小計	3/10	1/2	3/3	1/19	1/3	2/3	6/1	4/17	2/2	+	1/2	3/3	13/71	
	16	9	6	48	7	10	7	33	4	1	3	6		総計150



P: 運転開始前破損
O: 運転中破損
M: 大破損、洩出の補修、部材の交換
m: クラックまたは蒸気発生管の封じこめ

図 1 アメリカにおける軽水炉の応力腐食割れの事例

* 化学成分 (%) (代表例)

規 格	種 別	グレード	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
ASTM A 302	Mn-Mo 鋼	A 板厚 50 < t ≤ 100 (mm)	≤ 0.25	0.15~0.30	0.95~1.30	≤ 0.040	≤ 0.050	—	—	0.41~0.64
ASTM A 533	Mn-Ni-Mo 鋼	B, Class 1	≤ 0.25	0.15~0.30	1.15~1.50	≤ 0.035	≤ 0.040	—	0.40~0.70	0.45~0.70
ASTM A 542	Cr-Mo 鋼	Class 1	≤ 0.15	0.15~0.30	0.30~0.66	≤ 0.035	≤ 0.035	2.00~2.50	—	0.90~1.10
ASTM A 543	Ni-Cr-Mo 鋼	Class 1 t ≤ 100 (mm)	≤ 0.23	0.20~0.35	≤ 0.40	≤ 0.035	≤ 0.040	1.50~2.00	2.60~3.25	0.45~0.60

A 336 および A 508 鋼は、ASTM A 302 鋼相当に Cr+Ni 添加した鋼種。

PWR 型の実験発電所では最近表 4 のような材料が使用されているようである。

4.2 応力腐食割れ²⁾¹⁸⁾

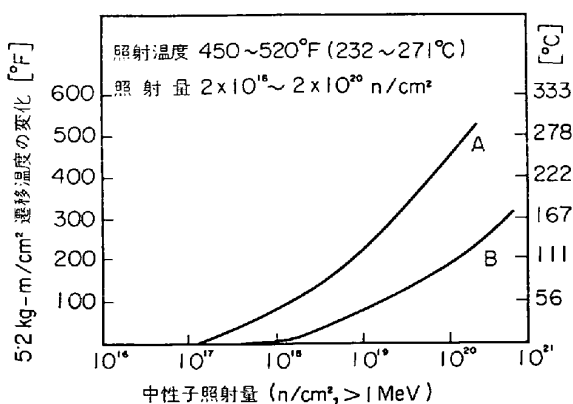
軽水炉の配管や圧力容器に割れの発生がこれまでステンレス鋼を用いた部分に多くみられる。この割れの発生は原子炉の運転開始前に製作工程における応力除去処理による材料の鋭敏化や検査および施工の過程で高濃度の塩化物やフッ化物が残り、それが引金となつた粒界破壊による例もある。また運転時にみられる割れは材質的な鋭敏化などの劣化原因のみならず環境因子の相乗作用によつておこっている。すなわち水質の調質不良による溶存酸素および重金属イオンの増加、設計不良による水の滞留および局部応力集中などにより応力腐食割れを発生し大きな問題となつている。

図 1⁴⁾ はこれまでアメリカで起こつた事故例を分類したもので貴重なデータといえよう。この図から事故は材質面で 1 次系、2 次系とも炭化物非安定型オーステナイトステンレス鋼に非常に多い傾向があるとともに、1 次系の析出硬化型ステンレス鋼および 2 次系の高ニッケル合金にもみられる。一方これらの事故を経年変化の面からみると運転開始後 BWR では 6～9 年ごろから応力腐食割れの発生率が急に高まつている。この応力腐食割れ現象は単純な学問的な応力腐食のみではなく、実際には複雑な現象であり、材質因子、環境因子および応力因子が相関関係をもちつつ変則的な応力腐食現象を表わしているものが多い。

4.3 圧力容器鋼の照射挙動¹¹⁾¹²⁾

4.3.1 照射敏感性

圧力容器材の照射脆化は照射温度、照射量、中性子スペクトルなどの諸因子に支配されるが、材料の面からみると化学成分、熱処理、結晶粒、マイクロ組織などによりその脆化に差異がみとめられる。図 2⁵⁾ は A 302 B 鋼の



$$A: \Delta T = 11097 - 1333 \cdot 9 \log(\phi) + 40 \cdot 06 [\log(\phi)]^2$$

$$B: \Delta T = 9228 - 1065 \cdot 3 \log(\phi) + 30 \cdot 58 [\log(\phi)]^2$$

(ϕ : 照射量)

図 2 A 302 B 鋼の照射量による遷移温度におよぼす熱処理の影響

熱処理因子についての試験データであり、図中の A および B 曲線に示されるように照射敏感性が存在する。A、B 両曲線の遷移温度に敏感な熱処理条件は、

- A 曲線群—
 - (1) 910°C で燃らし処理したのち 660°C で焼もどし、650°C で 4hr ずつ 5 回応力除去焼なまし
 - (2) 900°C で燃らし処理したのち 650°C で焼もどし
 - (3) 650°C で焼もどし
- B 曲線群—
 - (1) 950°C で 4hr オーステナイト化処理したのち スプレー水焼入れを行ない、660°C で 4hr 焼もどし、650°C で 4hr ずつ 5 回応力除去焼なまし
 - (2) 900°C で燃らし処理したのち 650°C で焼もどし
 - (3) 900°C で 7hr 焼ならし処理したのち 650°C で焼もどし
 - (4) 900°C で 2hr オーステナイト化処理したのち水焼入れし、650°C で 6hr 焼もどし

などがデータとして報告されている。なお熱処理上の本質的な違いは現象が複雑なので、いまだ明らかになっていない。

(1) 結晶粒⁶⁾

遷移温度におよぼす結晶粒の作用は表 5 にみられるようにシリコンおよびアルミキルド鋼では熱処理のちがいにより一義的に関係づけられないが、結晶粒の小さい方がよい作用を示す。また Ni-Mo-V 鋼についても同様な傾向が存在する。

(2) ミクロ組織⁷⁾

A 302 B 鋼では粗粒の带状フェライト-ベイナイト組織が照射脆化に鋭敏であり、その逆の鈍感性は細粒でベイナイト組織の少ないフェライト組織のときにえられている。また、A 543 鋼では焼もどしマルテンサイト組織が鈍感であり、焼もどしフェライト組織が鋭敏である。

(3) 合金成分^{8)~10)}

C, H, N および O などの格子間原子は固溶原子で存在するときは鋼材の照射後の遷移温度が上昇することが知られており、とくに C と N は著しい作用をもっていることが確認されている。これは照射欠陥とこれら元素とが結合して硬化および脆化をおこすと考えられている。一方鋼材中に C と N などと結合して炭化物や窒化物を形成し析出相が存在すると脆化がおさえられる。例えば、Cr, Ti, Nb の添加が析出物を形成し、脆性の改善をもたらしている。また置換型の固溶原子は上記 Cr, Ti, Nb のほかに Ni, Mn および Si などよい作用を示すが、S, P, Cu, V, Sn, As, Sb, B などは悪い作用を示すと考えられている。例えば A 302 B 鋼に Cu 元素のみの添加では $\Delta T = 55^\circ\text{C}$ 、Cu+V 添加だと $\Delta T = 80^\circ\text{C}$

表 5 照射感受性におよぼす結晶粒の影響

項 目 鋼 種	熱 処 理	フェライト 結 晶 粒 (粒/mm ²)	遷移温度上昇 (°C) (d)
アルミ処理軟鋼 (a)	(1) 1000°C→900°C→650°C → 40°C/hr で冷却→16 hr 保持→炉冷	523	50
	(2) 930°C× $\frac{1}{2}$ hr→650°C → 40°C/hr で冷却→16 hr 保持→炉冷	6890	5
シリコンキルド 軟鋼 (b)	(1) 1100°C×8 $\frac{1}{2}$ hr→930°C→650°C → 12°C/hr で冷却→16 hr 保持→炉冷	76	65
	(2) 930°C× $\frac{1}{2}$ hr→650°C → 40°C/hr で冷却→16 hr 保持→炉冷	842	45
	(3) 930°C× $\frac{1}{2}$ hr→RT →空冷→650°C×16 hr→炉冷	4130	30
Ni-Mo-V 鋼 (c) (試作)	(1) 930°C× $\frac{1}{2}$ hr→650°C → 40°C/hr で冷却→16 hr 保持→炉冷	5060	40
	(2) 930°C× $\frac{1}{2}$ hr→RT →空冷→650°C×12 hr→炉冷	36500	10

化学成分 (%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	O	N
(a)	0.13	0.12	1.19	0.08	<0.05	0.06	<0.03	0.19	0.012	0.004	0.005
(b)	0.12	0.09	1.26	0.07	<0.05	<0.05	<0.03	0.19	0.005	0.013	0.005
(c)	0.11	0.12	1.05	1.04	0.07	0.24	0.17	0.08	0.007	0.003	0.006

(d) 5.2kg m/cm²

となり相乗作用により著しく悪くなる傾向がある。鋼におよぼす水素の作用は水素脆性で知られているが、水素+中性子照射の挙動は A212B 鋼ではほとんど作用をうけない。そのほかの圧力容器鋼例えば A302B, A542, A543 鋼などは水素量の増加とともに中性子照射による脆化の傾向は強くなる。個々の元素の作用についての定量的なデータはいまだ十分ではないが、Cu 0.15%, P 0.03%, V 0.08%, H20~30 ppm あるいはそれら以上の存在で脆化の悪作用を呈することが知られている。

5. 高速増殖炉

この炉の炉心材料は燃料被覆管の環境条件が最も厳しく、ナトリウム中で高温・高照射下にあつて材料の性能低下がきわめて著しい。燃料被覆管であるオーステナイト系ステンレス鋼は冷却材であるナトリウム中で浸炭、脱炭、粒界腐食および合金成分元素の質量移行などがおこりクリープ、疲労などの機械的強さの低下をもたらす。

また被覆管は燃料物質および核分裂生成物 (F, P) との化学反応および燃料ペレットとの機械的相互作用による劣化も問題となつている。ステンレス鋼が高速中性子による照射をうけると原子のはじき出し損傷が大きくなり、600°C で 2×10^{22} n/cm² のときクリープ破断伸びがほとんど 0% にまで低下し機械的性質が非常に脆くなる。またこのとき同時に体積増加が約 10% にも達し材料が軽石のように多孔質になる*。これらの挙動の原因

はまだ十分に把握されていないが、原子のはじき出し損傷、核変換によるガス原子の生成などが主要因であることは確認されつつある。

一方構造材料としては炉容器、配管系にステンレス鋼が用いられているときは浸炭、脱炭などによる機械的強さの低下、融着、かじり、摩耗などの問題がある。また Cr-Mo, Cr-Mo-Nb 鋼などのような低合金鋼は質量移行および粒界侵食による機械的強さの低下、アルカリ腐食割れなどが問題である。照射挙動は被覆管材にくらべて温度が低く、全中性子照射量が少ないので、ヘリウム脆性、スエリングなどを考える必要はないが照射による遷移温度の上昇および脆化の現象は軽水炉の圧力容器材料と同様である。

5.1 中性子照射挙動¹³⁾¹⁴⁾

高速増殖炉が稼動して高速中性子による被覆管材であるステンレス鋼の高温・高照射に関する挙動が把握されるにつれて、材料の照射挙動の全体が分類できるようになつてきた。すなわち材料の照射挙動は照射温度に関してつぎのように分けられる。

はじき出しによる損傷	<0.3T _m
ボイドの形成	0.3~0.5T _m
気泡の形成	≥0.5T _m
核変換異種原子の生成	全温度範囲

ここで T_m は材料の melting temperature の絶対温度である。

5.1.1 機械的性質の変化

通常 100°C 以下で照射した材料の室温における引張

* スエリング (Swelling) という。

試験では降伏強さ、最大引張強さが大きくなり、伸びが減少する。また中性子照射により硬化した材料を高い温度で焼なますとこの材料の機械的性質は照射前の状態まで軟化する。また低温で照射した金属材料を試験温度を変えて引張試験をすると中性子による照射硬化の割合が試験温度が高温になるに従って減少し、ある温度以上の試験のとき照射硬化は認められなくなる。このとき強さは照射前まで回復するが伸びが回復せず、むしろ減少する傾向を示すことがある。この現象はホウ素を含んだステンレス鋼にはじめて見い出され、ホウ素の (n, α) 反応による He 原子の集まったガス気泡に関連していると考えられている。この高温における He 原子による脆化は He 濃度が原子比で 10^{-7} より大きくなるとおこり、He 濃度の増加とともに脆化の程度は大きくなる*。

一方高速中性子炉で材料を照射するとき熱中性子炉で照射しても照射硬化が認められないような高温において照射による降伏強さの増加、および伸びの減少がみられる。

このような照射による硬化は非常に高い温度で試験してもいぜんとして残っている。この高温の高速中性子照射による硬化は中性子によつてはじき出された原子空孔の集合体であるボイド (void) に基因するといわれている。

熱中性子炉の照射ではある温度以上のとき強さの回復をともなつた伸びの回復または伸びの減少であるが、高速中性子炉での照射のときは強さの増加をともなつた伸びの低下であり両者の間に大きな差異がある。

高速増殖炉の燃料被覆管はおもに $500 \sim 650^\circ\text{C}$ の温度領域で 10^{22} n/cm^2 代の照射をうけ著しい機械的性質の変化を示す。

図 3¹⁵⁾にみられるように高温側では最大引張強さは照射量に関係なく、全伸びが照射量の増加とともに減少し照射前 20% 以上もあつたのが 2~3% にも減少している。

この傾向は降伏強さおよび均一伸びについても同様である。またクリープ破断時間および全クリープ伸びについても同じく脆化の傾向をもち、特に伸びについては約 $2 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ のときほぼ 0 の値を示し、短時間引張性質より著しい脆化を受けることが確認されている。またクリープ速度は照射下のとき数倍の加速を受けることも報告されている。これらの脆化挙動を示す因子ははじき出し損傷、空孔の集合体であるボイドおよび気泡による多孔質化などが考えられ、それらがお互いに複雑に重畳した現象である。

5.1.2 ヘリウム脆性

ステンレス鋼が高速中性子の照射をうけると (n, α) および (n, p) 反応により核変換を行ない、Fe, Ni, Cr, N 原子が He および ^3H 原子に変換する。このとき高速

* ヘリウム脆性という。

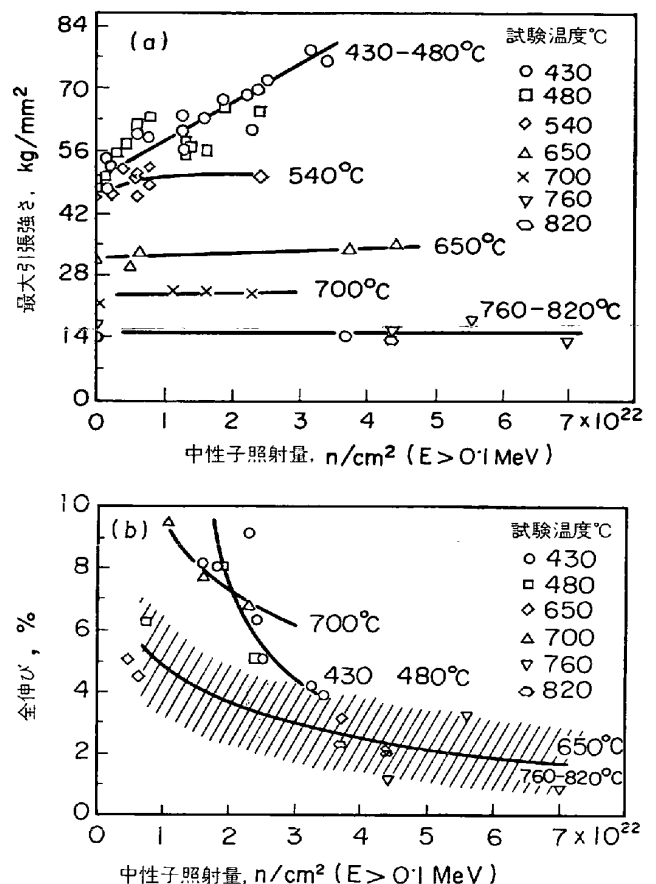


図 3 ステンレス鋼の最大引張強さ (a) および全伸び (b) におよぼす中性子照射の影響

中性子照射量が 10^{22} n/cm^2 程度のとき合金の成分元素量に応じてそれぞれ 10^6 ステンレス原子数に対し He 原子数が Fe で 180, Ni で 36~50, Cr で 41~46 および N で 21~82 程度発生する。また ^3H 原子数は He 原子に比して約 10 倍程度にもなる¹⁶⁾¹⁷⁾。

He 原子は金属中にほとんど溶解しなく、気泡となつて結晶粒界、析出物、転位線上に優先的に発生しやすく、とくに結晶粒界に多数発生したとき粒内の強さに比較して粒界の強さを弱めて材料の脆性をもたらしと考えられている。一方ステンレス鋼に加速器で、He 原子のみを注入し、そのあと適当な熱処理および試験を行なつた結果では機械的強さには He 気泡は影響しないが、全伸びが著しく減少することが確かめられている¹⁸⁾。また金属中の He 原子は結晶粒界の移動につれていつしよに移動し、合体して大きくなつたり、互いに気泡が引張り合つて合体し生長もする。これらの現象は温度勾配、応力、歪などの存在により加速される。He 原子は再結晶現象をおくらせたり、結晶粒内を強くすることも報告されている¹⁹⁾。

5.1.3 ボイドの発生と特徴

1967 年イギリスにおいて高速増殖炉の燃料被覆管であるステンレス鋼が高温・高照射をうけたときボイドが形成されていることが発見された。そのあと、いろいろ

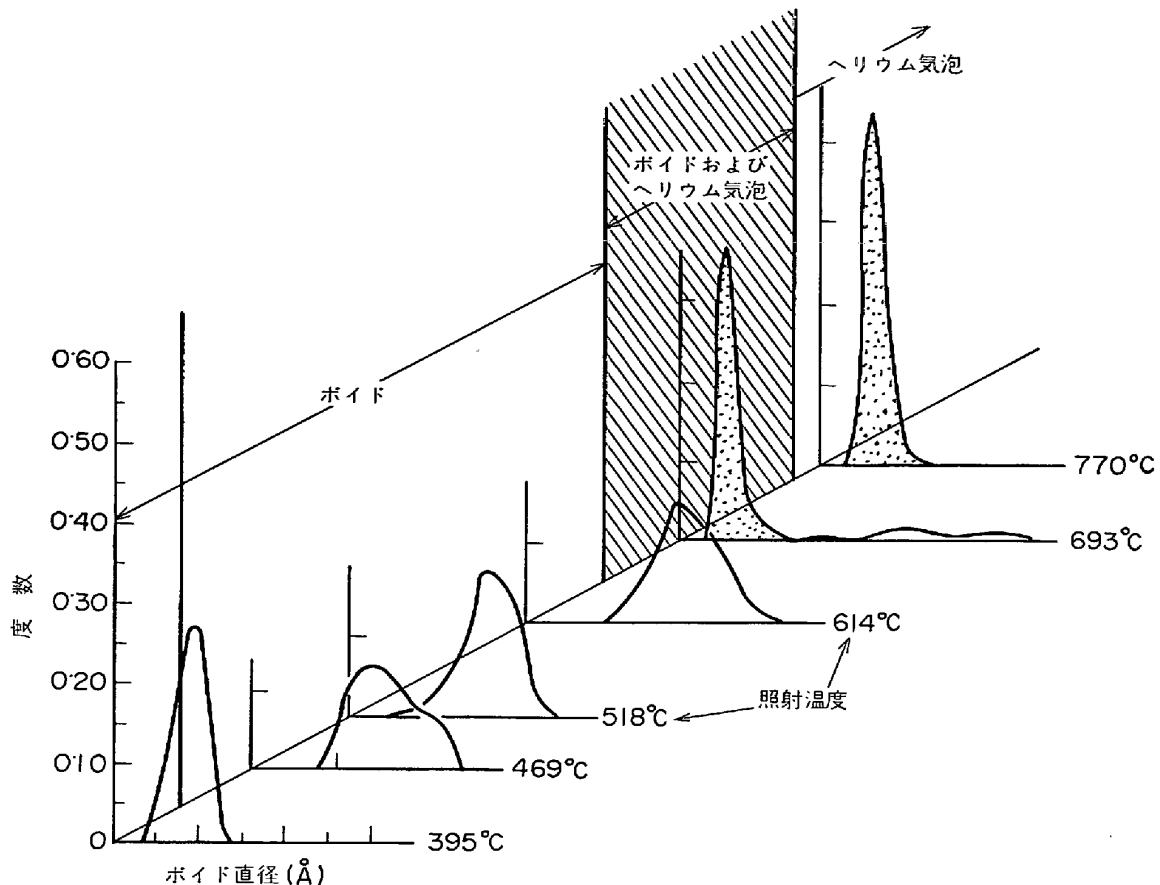


図4 ステンレス鋼のスエリングにみられるボイド直径-ボイド数-照射温度の相関性

るな金属について中性子、荷電粒子および電子線照射によりボイドの発生が実験的に確認されている²⁰⁾。このようなボイドが最近まで見い出されなかつたのはボイドの発生の温度条件が狭く、大きな照射量が必要なためであろう。ボイドの発生は照射により生ずる空孔 (V) が過飽和になり格子間原子 (I) と再結合する前に移動し、核を中心としてボイドを形成することである。そのとき照射温度が低いと I と V の結合が進み、高いと熱平衡にある空孔の濃度が高くなって空孔が集合しづらいため、ある適当な臨界温度が存在することになりステンレス鋼では約 500°C のとき最大のボイド体積 (スエリング) となる。このボイドの発生および形成を支配する因子はこれまでのデータから、(a)照射温度、(b)中性子スペクトル、(c)全はじき出し損傷量、(d)はじき出し損傷率、(e)材質-加工率、合金成分、熱処理条件などが相関係していることが認められている。図4にオーステナイトステンレス鋼における例を示した。ボイドのみ、ボイドとヘリウム気泡の混在およびヘリウム気泡のみの3領域に分けられる。

つぎにステンレス鋼中のボイドについてこれまでにえられている一般的な事実をあげるとつぎのようになる²¹⁾⁻²⁴⁾。

(a) ボイド直径は、照射温度が高くなると大きくな

る。

- (b) ボイドの数は、照射温度が高くなると少なくなる。
- (c) ボイドは高温にすると消滅し、ヘリウム気泡は消滅しない。
- (d) ボイドは結晶粒内に析出し粒界には析出しにくい。しかも粒界のまわりに希薄帯を形成する。
- (e) 析出物のまわりに集合したり、ボイド同士が合体したりする。
- (f) ヘリウムや水素原子が存在するとそれを核としてボイドが発生し、ガス原子濃度が小さいときはサイズが大きく、数が少ない傾向を示す。
- (g) ボイドの数、平均直径およびボイド体積は照射量の増加とともに増加する。
- (h) ボイド体積は照射温度に関し最大となる臨界温度が存在する。
- (i) ボイド体積は加工処理により小さくできる。
- (j) ボイド体積はある適当量の不純物、合金組成のとき最小となることがある。
- (k) ボイドは転位、双晶、積層欠陥などに支配されやすい。
- (l) ボイド体積は微小析出物の存在により、より小さくなる。

- (m) ボイドは素地に支配される多面体結晶構造を持ち、規則配列をする。
- (n) ボイド体積は低温照射から高温照射に移るとき高温照射の挙動を示す。
- (o) ボイドの発生により体積増加をする。
- (p) ボイドのまわりに歪場を作ることもある。

5.1.4 ボイドの生成および生長

材料の結晶格子が中性子照射を受けると格子点上の原子がはじき出され、格子間原子と原子空孔になる。すなわちフレンケル欠陥を生ずる。このフレンケル欠陥に基因するボイドの生成には空孔が大きな過飽和度を持ち（低温側）、ボイドのところまで消滅しないで移動しやすい（高温側）ことが必要であり、最適な臨界温度が存在することになる。これまでの研究によればボイド生成に関してはつぎの機構が説明されている^{25)~30)}。

(1) 不純物原子を核とするボイドの生成

材料中にはじめから存在する不純物原子を核としてそこに過剰な空孔が集まりボイドが生成される。ニッケル合金においてボイドの生成は中性子照射量よりニッケル中の不純物濃度に、大きく影響をうける実験データもある。

(2) 変位スパイクによるボイドの生成

結晶中に入射粒子が通過し粒子の持っているエネルギーを消失して粒子が静止するとき空孔の多い希薄帯領域を形成する。この希薄帯のところに過剰な空孔が集まってボイドを形成する。この機構は希薄帯の生じない電子線照射でも、ボイドができるので有力な説とはならない。

(3) ガス気泡上のボイドの生成

最も早い時期からの考え方であり、ボイドの生成は高温で材料が照射されるとき (n, α) 反応により形成されるHe原子がお互いに集まって小さな気泡となり、そこに過剰な空孔が流入して大きなボイドになる。材料中にあらかじめHe原子を注入しておくとそのあとの中性子照射により、より多数のボイドが発生しやすい。

(4) 空孔の集合によるボイドの生成

照射により形成される空孔が小さな集合体を作り、そこに過剰な空孔が流入して、ボイドとなり均質析出をする。照射により空孔(V)と同時に形成される格子間原子(I)については材料中では I の移動度が V より大きいので、 I の析出が V の析出より優先し、そのため I の濃度が V に対して減少し、 V が過飽和になるとされている。これは金属中で格子間原子の(I)ループの形成が一般にボイドの形成より、先になることが実験的に認められていることにより裏付けされている。

この機構については最近加速器による重イオン照射によるボイドの研究が進み確実性が高まってきている。

ボイドの生成に関しての理論的な取扱いについては希薄溶液の熱力学をもとにして V と I の振舞につき取扱わ

れている³¹⁾。すなわち材料中に照射により生ずる I と V の定常状態を仮定して毛細管モデルを用いて展開するとボイドの臨界半径は表面エネルギー、原子容、ボイドへの空孔および格子間原子の流れ、平衡空孔濃度における空孔の流れなどにより規定される。このときボイドの臨界半径を境にして生長も分解も可能であり、より大きなボイドあるいはより小さなボイドになる傾向を示す。このときのこの臨界半径は非常に V と I の濃度に敏感であり優先的に I を消滅させる消滅源が存在するときのみボイドの生成がおくとされている。一方生成の速さはボイドへの空孔の流れおよびある数の空孔を含んだボイドの表面積並びにボイドの径と数に関する関数として規定される³²⁾。またボイドの生成が進むとは逆にボイドがこわれて転位ループになりボイドの生成がおさえられる。生成と消滅の過程の和として生きているボイドの数は生成の速さと安定性の相関性となり、均質析出モデルは V と I のみで考えられている。しかし、ガス原子や不純物原子の作用を考えたモデルまで理論の拡張が望まれる。

ボイドの生長に関しての理論的取扱いはいろいろとみられるが基本的な考え方はみな同じようである。すなわち転位が優先的に I を吸収して V の濃度を高めるのであれば、平衡状態にあるときのボイド径を境にして生長する機構である²⁸⁾³³⁾³⁴⁾。

すなわちボイドの生長は材料中に照射により、生ずる V と I が濃度的に均一に分布している系を考え、そこで転位と点欠陥である V と I の生成速度、再結晶速度および消滅源への移動速度の相関性のバランスを通してボイドのまわりの濃度勾配を拡散方程式を用いて解くことによつて求められる。このような拡散法則とは別にボイドの生長に関して化学反応速度論的な取り扱いもみられる³⁵⁾。

5.1.5 燃料被覆管材料の研究開発状況

表6にこれまでに世界各国で研究開発されてきたステンレス鋼を表にしたが、冷間加工したSUS 316ステンレス鋼が主力被覆管であり、そのほか特に耐照射性の向上のため開発されたイギリスのFV548およびPE16合金がほぼ実用になりつつある。表中のこれらの材料は従来の工業材料のうえに原子炉環境条件を考慮して改良を加えているのがほとんどで、新しい原子炉鉄鋼材料そのものずばりというものを見い出せないのが残念である。これら被覆管材料の中性子照射による問題点についてはこれまでに述べてきたが、それを要約すると(a)はじき出し損傷による硬化、(b)原子空孔の集合であるボイドによる脆化と体積増加、(c)ヘリウムガス気泡による脆化などの3点となり、耐照射性材料の開発もこれらの問題点の改良にほかならない。これまでに進められてきた被覆管材料の研究開発の方向を冶金学的な見地からながめるとつぎのような処理が組み合わされているのが現状である。すなわち、(a)冷間加工処理、(b)複合熱処理

表 6 高速炉燃料被覆管材料の研究開発状況

国 名 / 項 目	鋼 種	加 工 ・ 熱 処 理 条 件
ア メ リ カ	◦ SUS 316 - SUS 304 H, L ◦ SUS 316 H - Incoloy 800, Inconel 600, Hastelloy	An, CW, HT, CrC+CW An, CW Ti, CW
イ ギ リ ス	- SUS 316 L ◦ SUS 316 ◦ FV 548 ◦ PE 16^{a)} - Incoloy 800 - EN58E - FV607 (Ferritic)	ST+CW CW SUS 316+0.8Nb+CW, 200 ppmB Nimonic 合金, ST+時効 HT 20Cr-18Ni+CW 12Cr-0.6Ni-0.8Mo-0.25V-0.15C-0.3Si-0.8Mn
ド イ ツ	◦ 4961 ◦ 4970 ◦ 4981 ◦ 4988 - dispersed Stainless Steel - Fe-Cr-Mo	SUS 316 相当, An 15Cr-15Ni-Ti-B, CW+応力除去 16Cr-16Ni-1.8Mo-0.8Nb, CW 16Cr-13Ni-1.3Mo-0.8Nb-0.7V, An. Stainless Steel-Al ₂ O ₃ , MgO, TiO ₂ 13Cr (Ferritic)
フ ラ ン ス	◦ SUS 316 - SUS 316 - Hastelloy	ST, CW 炭素量を変え特殊加工・熱処理
ソ 連	1×16H15M	16Cr-15Ni-3Mo-1Nb-0.06C
ス ェ ー デ ン	SUS 316H Sandvik 12R72HV	10-30 ppmB 15Cr-15Ni-1.2Mo-0.1C-0.45Ti-60 ppmB, ST, ST+CW+An
ベ ル ギ ー	Cermet (Ferritic) 分散型 $\left. \begin{array}{l} \text{Fe-Cr-Mo-W-TiO}_2 \\ \text{Fe-Cr-Ni-Mo-TiO}_2 \end{array} \right\}$	13Cr-2Mo-2~5Ti-2~6TiO ₂ (Y ₂ O ₃) 粉末冶金 +押出+時効 { ① 鑄造+押出 ② 粉末冶金+押出 ③ 粉末冶金+溶解・鑄造+押出
日 本	◦ SUS 316 - SUS 316 - SUS 316	ST+CW, <10 ppmB Nb+特殊, 加工・熱処理 特殊, 加工・熱処理

Au: 焼なまし, CW: 冷間加工, HT: 熱処理, ST: 溶体化処理

○印: おもな被覆管材料

a) 0.07C-16.5Cr-43.5Ni-3.2Mo-2.4 (Al+Ti)

(結晶粒微細化, 析出物の分散), (c)炭化物, 窒化物など析出物の安定化, (d)安定な Ti, Al 化合物の析出, (e)固溶体強化による素地の強化, (f)ボロン元素の制限または均一分散化, (g)粒界強化, (h)合金成分量の最適化, (i)フェライト系合金, (j)酸化物分散サーメット合金, (k)原子空孔の消滅源の導入などがあり, これらの条件は一般工業材料の改良にも用いられる方法であり, 耐照射性材料の研究開発に特有な方法とは言えない。しかも中性子照射により材料が高放射能をもち試験がホットラボラトリーの仕事に頼らざるをえないので最小の試験条件で有効に改善を進める必要にせまられており, 基礎的な学問の応用が望まれてならない。

6. ヘリウム冷却高温ガス炉³⁹⁾

この原子炉の照射領域はおもに黒鉛材料より構成されているので金属材料としては制御棒材料とか炉容器材料であり, これらの材料はハステロイ合金とかクロム-モリブデン鋼である。また非照射領域は配管, 熱交換器材料, 蒸気発生器, 改質器などでのいろいろなハステロイ合金, インコロイ合金, ステンレス鋼などが用いられている。非照射領域ではヘリウム中における腐食, 内部酸化脱炭, 浸炭, 腐食生成物の放出, 機械的強さの低下および劣化, 融着, 摩耗およびかじり, 一方照射領域では高温における脆化, クリープおよび疲労寿命の短縮, 腐食生成物粉末の放射化などが問題である。材料の環境中の挙動として注意しなくてはならないのは従来の考え方では

ヘリウムのような不活性ガス中では材料の性質が安定で変化しないものと考えていたが、実際にヘリウム冷却炉の経験では、材料のいろいろな性能低下が認められている。高純度ヘリウム中の実験でも微量不純物の影響をきわめて鋭敏にうけ、クリープおよび疲労特性が大気中に比較して大きく低下することが確認されている。また Al とか Ti を含んだ大気中できわめて安定な耐熱材料が腐食したり、内部酸化のため性能低下をきたすことも報告されている。

6.1 ヘリウム中の腐食³⁶⁾³⁷⁾

多くの耐熱合金が大気中の高温で安定なのは合金中の Cr による優れた防護皮膜によるものであるが、ヘリウム中のように低い酸化性ないし還元性雰囲気では Cr 皮膜の特性がそこなわれることが経験的に確かめられた。高温ガス炉のヘリウムガスは 1200~1300°C の炉心黒鉛の表面での反応により不純物が平衡状態に達し、H₂O, CO を主体として微量の CO₂, CH₄, H₂O を含む還元性ガスになる特色がある。CH₄ は 600°C 以下の温度の黒鉛と水素に γ 線が作用して水素の 1/10~1/20 程度が生ずるようになる。一方、H₂/H₂O, CO/CO₂ はおよそ 25/1~250/1 の比率であり、酸素がまったくなくとも腐食のもとになる CH₄, H₂, CO₂ が含まれるヘリウムガスであることが特色でもある。このような組成に近いヘリウムガス中の実験結果では Ti, Al を添加した析出強化型合金例えばインコネル合金は粒界腐食が進行し耐食性の低下を示す。一方ハステロイ-X合金は腐食がほぼ均一に進行し、活性化エネルギーも大気中とほぼ同じ 50 kcal/mol の値を示す。またハステロイ-X合金の酸化膜中に酸化の進行につれてヒゲ結晶が表面に出てくる傾向がある。この傾向はほかの Co 元素を含んだ合金にも共通しており、ヒゲ結晶が剝離し微細化してガス中に浮遊することは好ましくない。しかしこの分野の研究はようやく最近研究が開始されたばかりで詳細に論ずるほどのデータがないのが現状である。

6.2 ヘリウム中の機械的性質³⁸⁾

短時間引張特性のような機械的性質は大気中であろうとヘリウム中であろうと大差ないことが認められている

が、クリープ、疲労およびクリープ疲労のような長時間の動的特性はヘリウム中の腐食挙動と相関係して大気中とヘリウム中での挙動が大きく異なることが問題視されるようになってきた。クリープについてはヘリウム中の不純物の作用はクリープ速度とクリープ破断強さおよびクリープ破断寿命に明らかに認められる。表 7 に示したヘリウム中のクリープ特性の変化は H₂/H₂O, CO/CO₂ をそれぞれ 500/50 の比で実際の原子炉稼動時に比較して約 10 倍程の高い不純物をふくんだヘリウム中での試験結果でありいくらか問題がある。しかし表中にみられるように材料のちがい、温度の作用、クリープ破断寿命の大きな減少などに明瞭に差異が認められ、雰囲気感受性が敏感に作用しているのが注目される。

一方疲労に関してもクリープと同様にヘリウム中では性能低下の方向に加速されるという報告もみられるが、研究が最近開始されたばかりなので今後の成果を待ちたい。ヘリウム中の割れの発生および伝播はクリープおよび疲労ともに空気中に比べて微細な粒界キ裂が表面に多数発生し、主キ裂の伝播も結晶粒界を優先的に進行する傾向がある。

6.3 合金添加元素の作用⁴⁰⁾

イギリスを中心にヨーロッパで進められている高温ガス炉に関する Dragon Project の経験から鉄およびニッケル合金の添加元素の作用について最近報告書が入手できたので表 8 にまとめてみた。表現は定性的であるが長い経験に立脚して、述べられているので有用と考えられる。

7. 溶 融 塩 炉

この原子炉の燃料はウランを含んだ溶融塩の液体燃料であり稼動中に連続的に再処理ができ、固体燃料のような欠点がないと言われている。この炉の炉心材料および構成材料はおもにハステロイ-N合金でありきわめて溶融塩に強いニッケル合金の開発により原子炉の設計・建設が可能となつたものである。問題点はナトリウム中の材料の挙動によく似ており、溶融塩中の質量移行、粒界腐食、機械的強さの低下、燃料の核分裂生成物による侵

表 7 クリープ特性におよぼすヘリウム雰囲気の影響

材 料 \ 項 目	温 度 (°C)	クリープ破断 張さの減少 (%)	一定クリープ速さを あたえる応力の減少 (%)	クリープ破断 寿命の減少 (%)
軟 鋼	400	0	0	0
1Cr 鋼	500	~10	0~5	40
2 1/4Cr 鋼	550	~10	0~5	50
15Cr-15Ni 鋼	750	—	5~10	50
SUS 316 ステンレス鋼	650	10	5	40
	750	15	10	50
20Cr-35Ni 合金	650	15	10	60
	750	15	15	70

表 8 鉄およびニッケル基合金におけるヘリウム中での合金添加元素の作用

添加元素	有効性	作用
Co	△	Ni と同様. 腐食生成物に Co が入ると誘導放射能が高くなるので Co を含まない合金が望ましい. 固溶体強化型.
Ni	○	不活性できわめて安定.
Cr	△	不安定で Cr_2O_3 膜も防護性に乏しい. 内部酸化しやすく材料の劣化をまねく. 浸炭で板状析出物を作り延性低下. 炭化物分散型組織を作るとき良好. 固溶体強化型.
Fe	○	Ni と同様.
Al	△	γ' 相による析出強化型. Al_2O_3 膜は防護性に乏しく内部酸化しやすいので材料の劣化をまねく.
Si	△	Al とほぼ同様.
Ti	△	Al, Si と同様. Cr と同様に板状析出物を作り, 材料の劣化をまねく.
Mn	D	Ti に似ているが Ti ほど悪くなさそう.
Ta	△	優先的に酸化をうけ誘導放射能が大きい.
Mo	○	固溶体強化型. 浸炭をうけやすい. 耐酸化性がよい.
W	○	Mo に類似. Ti, Al の害をおさえる. 偏析しない.
Nb	○	固溶体強化および析出型強化によい.
Zr	○	C, N, O の制御によい. 高温延性を改良する. 化学的に Ti と似ているがデータ不足.
Hf	?	Zr と同様だがデータ不足.
B	D	結晶粒界の破壊防止に有効. 中性子照射をうける材料には不適.

○: 望ましい, △: 望ましくない, D: どちらともいえない, ?: 不明

表 9 Hastelloy-N 合金の化学成分

元 素	合 金 組 成 (%)	
	標 準 合 金	改 良 合 金
Ni	Bal	Bal
Mo	15.0~18.0	11.0~13.0
Cr	6.0~8.0	6.0~8.0
Fe	5.0	5.0
C	0.04~0.08	0.04~0.08
Mn	1.0	0.2
Si	1.0	0.1
W	0.5	0.1
Al	—	0.1
Ti	0.5	2.0
Cu	0.35	0.1
Co	0.2	0.2
P	0.015	0.015
S	0.020	0.015
B	0.010	0.0010
その他	0.50	—
Hf	—	1.0
Nb	—	2.0

食, 燃料による侵食および中性子照射によるヘリウム脆性があげられる. 照射量は高速炉燃料被覆管材にくらべて低いので, はじき出し損傷によるボイド・スエリング現象はおこらない. しかし材料中に微量に存在するホウ素が (n, α) 反応により He に変わり, He 気泡を形成して脆化を促進することが重要視される⁴¹⁾. この欠点を除くにはホウ素の量をできるだけ減らすか, 材料中の分散を均一にするかによつて相当量その害を防ぎうる. この点を考えて改良したハステロイ-N合金の成分を表9に示す.

8. 核 融 合 炉⁴²⁾⁴³⁾

遠い夢の世界の炉として 2000 年には実用になるだろうと考えられており, 前に述べてきた4種類の核分裂炉の問題点ほど明らかでないが, これまでの核分裂炉の経験上からして要点は整理できよう. 表3にみられるように核分裂炉とほぼ同じ項目の問題点が多いが, 核融合炉のみに特有なものはプラズマおよび粒子による表面現象であろう. 表10にその内容の詳細を示したが, ガス気

表 10 真空プラズマ容器表面における諸現象

衝突粒子	表面現象
中性子	○スパッタリング, 2次電子放出
重水素 3重水素	○スパッタリング, 2次電子放出 ○プリスタリング
光子	吸着物質の脱着 γ 線による加熱 2次電子および光子放射
スパッタされた原子	○セルフ・スパッタリング 2次電子放出
2次電子	表面に吸着された原子との複雑な相互作用 2次電子および光子放射

泡によるプリスタリングおよび粒子照射のスパッタリングが最も重要な現象である。また核分裂炉と比較してより厳しい条件は照射挙動であり、核分裂炉のうち最も厳しい高速増殖炉に比較すると、

(a) (n, p) 反応による水素の発生量が約 50~60 倍

(b) (n, α) 反応によるヘリウムの発生量は、約 70~80 倍

(c) 原子のはじき出し損傷は約 2~3 倍 (14MeV の中性子による損傷が大きい)

などが計算より求められ、核融合炉材料の照射挙動ははじき出し損傷による脆化、スエリング・ボイドによる脆化のほかにはヘリウム気泡による脆化が最も大きな欠点となる。

核融合炉材料はプラズマを閉じこめておく真空容器が 800~1000°C で厳しい照射挙動をうけるわけで、現在いまだ設計段階にあり、高級な鉄およびニッケル合金が一次的に検討されている。そのつぎの材料としては高融点金属があげられている。前者にインコロイ合金、インコネル合金およびハステロイ合金があり、後者にはニオブ合金、モリブデン合金が注目されている。

文 献

- 1) 近藤: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 93
- 2) T. P. PASHOS, R. N. DUNCAN, H. E. WILLIAMSON, W. H. ARLT, C. J. BAROCH, and J. P. HOFFMANN: Trans. Amer. Nucl. Soc., 7 (1964), p. 416
- 3) T. KONDO, H. NAKAJIMA, and R. NAGASAKI: Nucl. Eng. Design, 16 (1971), p. 205
- 4) S. H. BUSH and R. L. DILLON: Preprint A-1, Intern. Conf. SCC and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys. NACE (1973)
- 5) G. F. CARPENTER, N. R. KNOPF, and E. S. BRYON: Nucl. Sci. Eng., 19 (1964), p. 18
- 6) R. W. NICHOLS and D. R. HARRIES: ASTM Special Technical Publication No. 341, ASTM, (1963), p. 162

- 7) E. T. WESSEL and T. W. EICHELBERGER: Part 1, USAEC Report WHRL-8844-4, WHRL, (Jan. 1965)
- 8) L. P. TRUDEAN: Steels for Reactor Pressure Circuits, Special Report No. 69, The Iron and Steel Institute, London, (1961), p. 382
- 9) J. G. Y. CHOW, S. B. MCRICKARD, and D. H. GURINSKY: ASTM Special Technical Publication No. 341, ASTM, (1963), p. 46
- 10) D. R. HARRIES and B. L. EYRE: ASTM Special Technical Publication No. 380, ASTM, (1965), p. 105
- 11) 井形: 日本金属学会会報, 8 (1969), p. 764
- 12) Atomic Energy Review, Vol. 7, No. 2, IAEA, Vienna (1969)
- 13) T. T. CLAUDSON, J. J. HOLMES, J. L. STRAALSUND, and H. R. BRAGER: "Radiation Damage in Reactor Materials", 2 (1969), p. 165
- 14) J. O. STIEGER, E. E. BLOOM: J. Nucl. Mat., 33 (1969), p. 173
- 15) R. L. FISH, J. J. HOLMES: J. Nucl. Mat., 46 (1973), p. 113
- 16) H. ALTER, C. E. WEBER: J. Nucl. Mat., 16 (1965), p. 68
- 17) I. R. BIRSS: J. Nucl. Mat., 34 (1970), p. 291
- 18) D. KRAMER, H. R. BRAGER, C. G. RHODES, and A. G. PARD: J. Nucl. Mat., 25 (1968), p. 121
- 19) 私信 (長崎, 川崎, 菱沼: JAERI-memo 4368, (1969))
- 20) G. L. KULCINSKI, B. MASTELL, and J. L. BRIMBALL: Radiation Effects, 2 (1969), p. 57
- 21) D. J. MAZEY, J. A. HUNDSON, and R. S. NELSON: J. Nucl. Mat., 41 (1971), p. 257
- 22) R. T. KING, E. L. LONG, J. O. STIEGLER, and K. FARRELL: J. Nucl. Mat., 35 (1970), p. 231
- 23) H. H. NEELY, K. HERSCHBACH: Radiation Effects, 7 (1971), p. 187
- 24) H. R. BRAGER, J. L. STRAALSUND: J. Nucl. Mat., 46 (1973), p. 134
- 25) D. I. R. NORRIS: Phil. Mag., 23 (1971), p. 135
- 26) D. I. R. NORRIS: J. Nucl. Mat., 40 (1971), p. 66
- 27) K. URBAM: Phys. Stat. Solid. (a), 3 (1970) p. 167
- 28) D. W. KEEFER, A. G. PARD: J. Nucl. Mat., 45 (1972), p. 55
- 29) G. L. KULCINSKI, J. L. BRIMBALL, and H. E. KISSINGER: J. Nucl. Mat., 40 (1971), p. 166
- 30) J. A. HUNDSON, D. J. MAZEY, and R. S. NELSON: J. Nucl. Mat., 41 (1971), p. 241
- 31) K. RUSSELL: Acta Met., 19 (1971), p. 753
- 32) J. L. KATZ, H. WIEDERSICH: J. Chem. Phys., 55 (1971), p. 1414
- 33) S. D. HARDNESS, Che-YuLi: Met. Trans., 2

- (1971), p. 1457
- 34) S. D. HARDNESS, Che-YuLi: Radiation Damage in Reactor Materials, 21 (1969), p.189
- 35) H. WIEDERSICH: Radiation Effects, 12 (1972), p. 111
- 36) R. A. U. HUDDLE: Effects of Environments on Material Properties in Nuclear Systems, Inst. Civil. Eng. London (1971), p. 203
- 37) 新藤, 近藤: 金属学会講演概要, (1973. 10)
- 38) D. S. WOOD, M. FARRONE, A. B. BALDWIN, and W. T. BURKE: Paper C 158/73, Intern. Conf. on Creep and Fatigue in Elevated Temperature Applications, Philadelphia, (Sept. 1973)
- 39) 学振 122-123 委員会: 高温ガス炉耐熱材料研究会調査報告書 (第 2 集), (1974), 日本学術振興会
- 40) R. A. U. HUDDLE: High Temperature Reactor and Proeess Application, Session VII, Paper 40 BNS Intern. Conf. (Nov. 1974)
- 41) S. KAWASAKI, A. HISHINUMA, and R. NAGASAKI: J. Nucl. Mat., 39 (1971), p. 166, 451 (1972/3), p. 82
- 42) 長崎, 森, 材料科学: 9 (1971), p. 85
- 43) 特集 “核融合炉技術の現状と展望”, 日本原子力学会誌, 15 (1973), p. 712
-