

Les problèmes de corrosion des matériaux métalliques dans les réacteurs à sels fondus *

par G. Chauvin, J. Dixmier et P. Jarny

(GEN. Fontenay-aux-Roses, Division de chimie, Département de chimie appliquée, Service d'étude de la corrosion et d'électrochimie, Section d'étude de la corrosion par métaux liquides et gaz)

On rappelle les applications et les projets des États-Unis concernant les réacteurs à sels fondus (mélanges de fluorures, pouvant contenir le combustible, utilisés entre 560 et 700 °C) :

- le réacteur A.R.E. (Aircraft Reactor Experiment, pour le projet d'avion militaire), construit en 1950. Puissance : 2,5 MW thermiques,
- le réacteur M.S.R.E. (Molten Salt Reactor Experiment), qui a fonctionné de 1965 à 1969. Puissance : 7,5 MW thermiques.
- le projet de réacteur M.S.B.R. (Molten Salt Breeder Reactor), projet américain en cours. Puissance : 1 000 MW électriques.

De tels réacteurs posent tout un ensemble de problèmes de corrosion. On analyse un certain nombre de facteurs caractéristiques ayant une influence sur cette corrosion :

- les traces d'humidité et les impuretés métalliques des sels,
- les gradients thermiques,
- la vitesse de circulation des sels,
- le tellure des produits de fission,
- les couplages.

Dans ces milieux de fluorures fondus et dans les conditions expérimentales particulières aux réacteurs, les matériaux métalliques à haute teneur en nickel semblent particulièrement prometteurs pour la résistance à la corrosion. C'est le cas de l'alliage Hastelloy N (Ni ~ 70 %, Cr ~ 7 %, Mo ~ 17 %), notamment dans sa version dite « modifiée » (addition de niobium). La corrosion de ce matériau, à 700 °C environ, est de 2,6 mg.cm⁻², soit, en supposant une corrosion uniforme, une vitesse d'attaque de l'ordre du micron par an (essais de 28 000 heures dans un mélange LiF-BeF₂-UF₄).

Introduction

L'intérêt des réacteurs nucléaires à sel fondu, où l'élément fissile est dissous dans le sel, consiste en une production d'énergie dans des conditions plus avantageuses qu'avec les réacteurs nucléaires « classiques » (1) (2) en raison, essentiellement, des caractéristiques suivantes :

- alimentation en continu du combustible,
 - bonne économie de neutrons,
 - grande sécurité de fonctionnement,
 - fonctionnement à haute température mais basse pression,
 - absence de fabrication des éléments combustibles,
 - procédé de retraitement rapide,
 - coût peu élevé du cycle du combustible (tableau I), ce qui permet de prévoir qu'on obtiendra, pour la fin du siècle, le prix le plus faible du kWh nucléaire de toutes les filières actuelles, avec d'ailleurs la même prévision pour les réacteurs rapides à gaz.
- Plusieurs projets de réacteurs et certaines réalisations ** ont été développés aux États-Unis, à Oak-Ridge :

1. en 1947, projet d'avion militaire A.N.P. (Aircraft Nuclear Propulsion) ;

* Communication présentée à la 8^e Réunion du Groupe de travail « Corrosion nucléaire » de la Fédération Européenne de la Corrosion, 30 septembre - 1^{er} octobre 1976, Beznau (Suisse).

** Il s'agit de réalisations pilotes car aucun réacteur à sel fondu n'a encore atteint le stade de l'industrialisation.

Tableau I. Coûts prévus du kWh nucléaire pour la fin du siècle, pour les principales filières (d'après Edison Electric Institute) (1) (référence de 1971)

Filière	Investissement \$/kWe	Cycle de combustible mills/kWh	Fonctionnement et entretien mills/kWh	Coût du kWh mills
Eau légère	150-180	1,4-1,6	0,3	4,7-5,5
Eau lourde	180-220	0,3-0,5	0,3	4,2-5,2
Gaz hautes températures	135-165	1,0-1,2	0,3	4,0-4,8
Rapide sodium	160-190	0,4-0,6	0,3	3,9-4,7
Rapide gaz	150-180	0,4-0,6	0,3	3,7-4,5
Sels fondus	150-180	0,2-0,4	0,5	3,7-4,5

2. en 1950, construction du premier réacteur, l'A.R.E. (Aircraft Reactor Experiment) ayant, notamment, les caractéristiques suivantes :

- Puissance : 2,5 MWth
- Sel combustible : mélange de fluorure d'uranium très enrichi, de sodium et de zirconium
- Réseau de canalisation du sel : utilisation de l'alliage Inconel 600 (d'où une forte corrosion par les fluorures fondus mais avec un fonctionnement limité à 20 heures, le but étant simplement de démontrer la faisabilité de ce type de réacteur)
- Modérateur : massif d'oxyde de béryllium.

Cette réalisation a donné des résultats satisfaisants, cependant pour des raisons de sécurité le programme de réacteur d'avion A.N.P. a été abandonné en 1954.

Au cours du fonctionnement de ce réacteur, on a mis en évidence notamment, deux points technologiques essentiels : la compatibilité du graphite non gainé avec des fluorures fondus et la bonne résistance à la corrosion d'un nouvel alliage métallique, l'INOR-8, alliage à base de nickel (~ 70 %), de chrome (~ 7 %) et de molybdène (~ 17 %), actuellement commercialisé sous le nom d'Hastelloy N (tableau II).

Tableau II. Composition chimique de l'Hastelloy N

Élément	Teneur (%)	
	Alliage standard	Alliage modifié
Ni	balance	balance
Mo	15-18	11-13
Cr	6-8	6-8
Fe	5 max	0,1 max
Mn	0,8 max	0,15-0,25
Si	1 max	0,1 max
S	0,02 max	0,015 max
P	0,015 max	0,015 max
B	0,01 max	0,001 max
C	0,04-0,08	0,04-0,08
W	0,5 max	0,1 max
Co	0,2 max	0,2 max
Cu	0,35 max	0,1 max
Al		0,1 max
Al + Ti	0,5 max	
Ti		2 max
Nb		2 max

Compte tenu des résultats satisfaisants obtenus, la Commission américaine de l'énergie atomique s'engage, en 1960, dans un projet plus important et en 1962, décide la construction d'un réacteur nouveau : le M.S.R.E. (Molten Salt Reactor Experiment). Ce réacteur diverge en 1965 et fonctionne jusqu'en 1969 avec une puissance thermique de 7,5 mégawatts.

Actuellement cette filière suscite un grand intérêt qui se manifeste essentiellement aux États-Unis, où l'on retient un projet de cen-

trale d'un milliard de dollars, en participation avec le Japon, qui devrait conduire à la construction d'un réacteur surrégénérateur de 1 000 mégawatts électriques, le M.S.B.R. (Molten Salts Breeder Reactor) (3), fonctionnant entre 560 et 700 °C environ.

L'URSS paraît s'intéresser également à cette filière, avec un projet de réacteur de 200 mégawatts. En France, le Commissariat à l'Énergie Atomique et l'Électricité de France ont, dans cette perspective, une préoccupation commune (4).

I. Structure d'une centrale nucléaire à sels fondus

Une centrale nucléaire à sels fondus, telle qu'elle est envisagée dans l'hypothèse rapportée ci-dessus, d'un réacteur du type M.S.B.R., comprend trois circuits (figures 1 et 2) :

- un circuit primaire contenant, comme combustible liquide, un sel fondu ayant la composition suivante : LiF : 71,7 moles %, BeF₂ : 16 moles %, ThF₄ : 12 moles %, UF₄ : 0,3 mole %, dont les propriétés principales sont exposées sur le tableau III. Dans le réacteur, le sel qui comprend donc le matériau fissile (plusieurs possibilités : uranium 235 pur, uranium enrichi, plutonium, uranium 233) circule dans des canaux du modérateur en graphite. Le gaz de couverture est de l'hélium ;

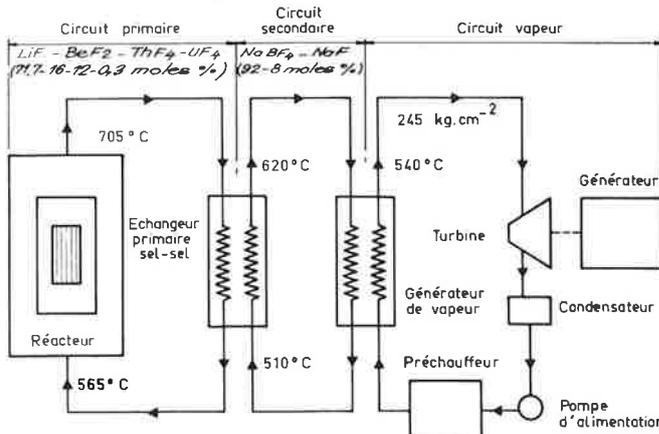


Figure 1. (Réf. 1). Schéma d'une centrale nucléaire à sels fondus.

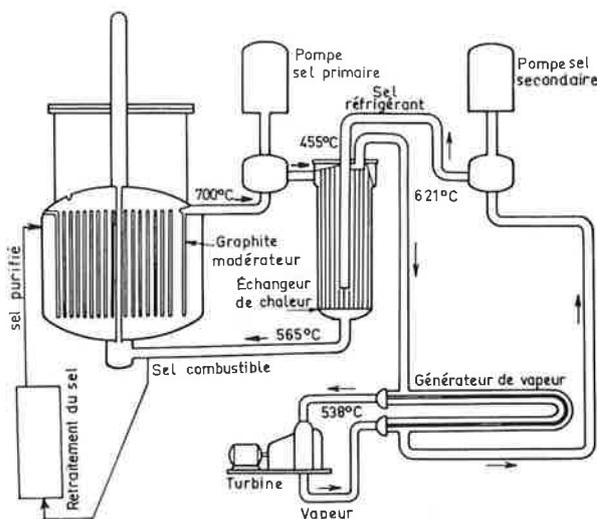


Figure 2. (ORNL-4 812). Réacteur à sels fondus surrégénérateur du type M.S.B.R.

- un circuit secondaire, correspondant à un sel fondu intermédiaire ou sel réfrigérant. Dans le cas du réacteur M.S.B.R., il s'agirait de l'eutectique NaBF₄-NaF (92-8 moles %) ;
- un circuit vapeur, pourvu des organes habituels à cette structure (dont : préchauffeur, générateur de vapeur, turbine...).

Tableau III. Composition et propriétés des sels combustibles M.S.R.E. et M.S.B.R.

	M.S.R.E.	M.S.B.R.
Composition (moles %)	⁷ LiF 65	⁷ LiF 71,7
	BeF ₂ 29,1	BeF ₂ 16
	ZrF ₄ 5	ThF ₄ 12
	UF ₄ 0,9	UF ₄ 0,3
Température de fusion (°C)	434	500
Propriétés à 600 °C		
- densité (g.cm ⁻³)	2,26	3,3
- capacité calorifique (cal.g ⁻¹ .°C ⁻¹)	0,47	0,33
- viscosité (centipoises)	10	12
- pression de vapeur (Torr)		négligeable
- conductivité thermique (watts.cm ⁻¹ .°C ⁻¹)	0,01	0,008

2. Corrosion des éléments des circuits de sels fondus

Les expériences effectuées à Oak-Ridge concernent notamment les alliages « Inconel » et Hastelloy N.

2.1. Alliages « Inconel »

A priori ces alliages de nickel, très chargés en chrome (tableau IV) ne peuvent résister longtemps à la corrosion par les fluorures. Cependant, on a vu que pour le premier réacteur A.R.E. d'Oak-Ridge, correspondant à des essais de faisabilité de très courte durée, on a utilisé un réseau de canalisations en Inconel 600.

Tableau IV. Composition des alliages « Inconel » (ORNL-TM-4286, p.40)

Type d'Inconel	Éléments principaux (% poids)					
	Ni	Cr	Fe	Al	Nb	Mn
600	75	15	7			
606	70	20	2		2	3
601	60	23	14	1		
690	50	30	15			

2.2. Alliage Hastelloy N

L'alliage Hastelloy N s'est bien comporté au cours du fonctionnement du réacteur M.S.R.E. arrêté en 1969. En particulier des examens micrographiques sur six tubes en alliage Hastelloy N ont révélé qu'après 26 000 heures (soit environ 3 ans), en milieu de fluorures fondus, à 650 °C, cet alliage présente une très bonne résistance à la corrosion, avec un taux de corrosion inférieur à 2 microns par an.

Depuis l'arrêt du réacteur M.S.R.E., des essais de corrosion de longue durée (20 000 à 30 000 heures) ont été poursuivis de façon intensive à Oak-Ridge avec des boucles d'essais de composants en convection naturelle ou forcée (1).

Compte tenu de l'expérience ainsi acquise, on peut dégager un certain nombre de facteurs principaux ayant une influence sur la tenue à la corrosion des circuits :

- les traces d'humidité et les impuretés métalliques des sels,
- les gradients thermiques,
- la vitesse de circulation des sels,
- le tellure des produits de fission,
- les couplages.

3. Influence des traces d'humidité et des impuretés métalliques des sels

3.1. Cas des traces d'humidité

D'une façon générale les traces d'humidité résiduelle dans un sel fondu augmentent le caractère corrosif du sel. Dans le cas des fluorures les traces d'humidité donnent lieu à des réactions d'hydrolyse avec production d'acide fluorhydrique selon une réaction qu'on peut ainsi schématiser :



L'acide HF formé peut notamment attaquer le chrome de l'alliage métallique expérimenté.

En conséquence, tous les sels utilisés et en particulier le sel combustible sont préalablement déshydratés à l'aide d'un traitement par un mélange HF-H₂ (H₂ = 80 % en vol.). Les oxydes sont réduits et la vapeur d'eau formée est éliminée par entraînement.

A cet égard, il convient de remarquer que la réaction d'hydrolyse (I) peut être particulièrement dangereuse dans une centrale nucléaire lorsque la vapeur pénètre accidentellement dans le sel du circuit secondaire à la suite d'une défaillance quelconque. Il s'ensuit une corrosion importante du système (5) (figure 3).

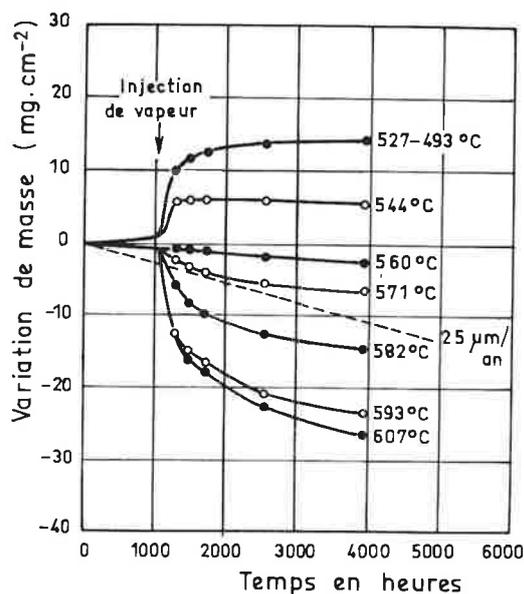


Figure 3. (ORNL-4832). Boucle NCL-17, NaBF₄-NaF (92-8 moles %)

3.2. Cas des impuretés métalliques

Les impuretés contenues dans le sel (par exemple FeF₂, NiF₂, des oxydes) peuvent, par des réactions chimiques d'oxydo-réduction, contribuer à la corrosion des matériaux métalliques.

Leur concentration dépend du degré d'efficacité de la méthode de purification du sel combustible par le mélange HF/H₂.

L'impureté fluorure FeF₂ par exemple est un oxydant fort vis-à-vis du chrome de l'Hastelloy N :



La figure 4 montre le danger d'une telle impureté dont l'addition au sel se traduit par une brusque augmentation de la cinétique de corrosion. En effet, au bout de 3 000 heures d'exposition au sel, rendu oxydant par l'addition de 500 ppm de FeF₂, les échantillons expérimentés perdent 6 fois plus de poids que durant les 29 000 heures précédentes*.

* Travaux d'Oak-Ridge effectués dans une boucle NCL-16 (Natural convection loop) en Hastelloy N et fonctionnant avec le sel LiF-BeF₂-UF₄ (65,5-34-0,5 moles %) entre 704 °C et 534 °C (ΔT = 170 °C) par convection thermique (13).

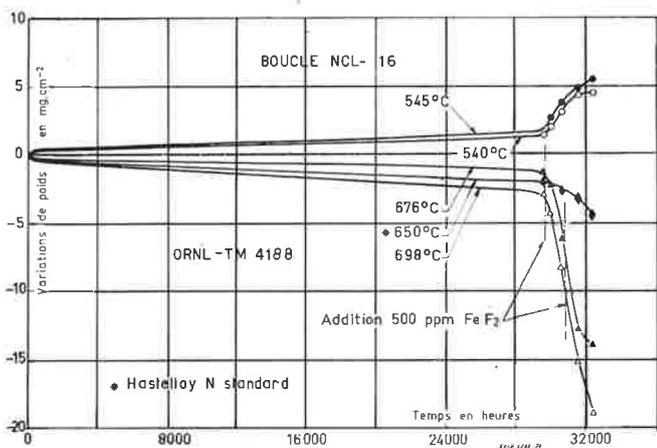


Figure 4.

4. Influence des gradients thermiques (transfert de masse)

4. 1. Aspect général

D'une façon générale, un métal placé dans un sel fondu peut ne subir qu'une corrosion faible s'il est placé en conditions isothermes mais être, au contraire, fortement corrodé s'il se trouve en conditions non isothermes (gradient thermique). A titre d'exemple, on peut citer le cas de l'argent dont l'étude a été traitée en France, au C.E.A. en

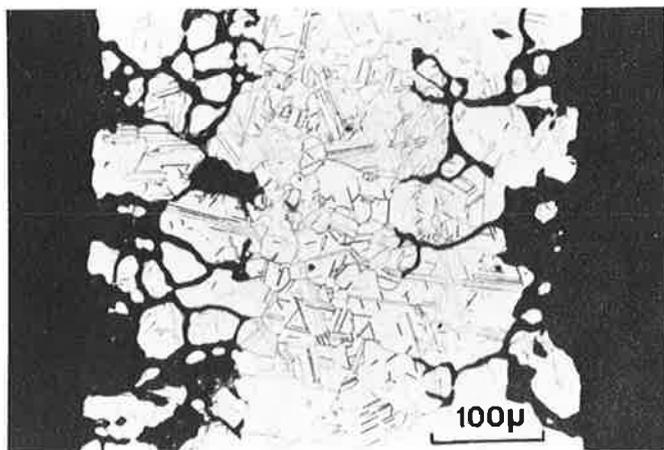
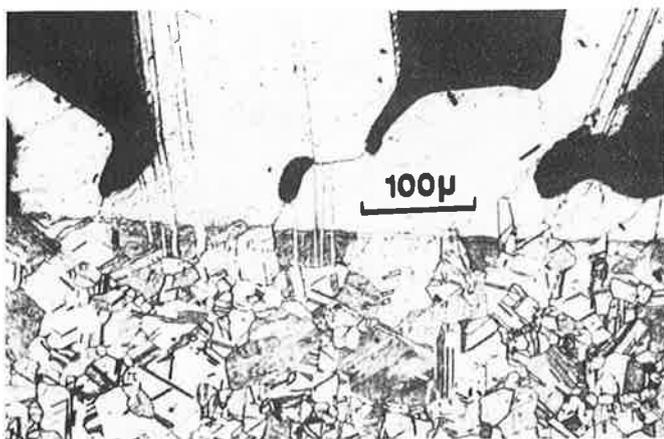


Figure 5. Aspect de la corrosion intergranulaire de l'argent. (AgCl : 10^{-2} en fraction molaire ; durée : 24 h) (réf. 6).



a) Cristaux d'argent déposés par transfert de masse.
b) Plaque d'argent.

Figure 6. Cristaux épitaxiaux d'argent déposés par transfert de masse. (AgCl : 10^{-2} en fraction molaire ; durée : 24 h) (réf. 6).

milieu de chlorures fondus LiCl-KCl-AgCl ($3 \cdot 10^{-2}$ en fraction molaire). A 460°C (6) (7) la corrosion en conditions isothermes est faible (de l'ordre de $0,1 \text{ mg cm}^{-2}$ en 24 h), mais elle est 100 fois plus importante en présence d'un gradient thermique. Globalement on observe dans la zone «chaude» du gradient une corrosion intergranulaire se traduisant par une perte de métal due notamment à des grains déchaussés (figure 5), tandis que la zone «froide» révèle un dépôt de gros cristaux épitaxiaux et de dendrites (figure 6). Il s'est donc produit un «transfert d'argent».

L'étude du processus montre qu'il s'agit d'un «transport» par mécanisme de thermopile donc d'un processus dont la nature est essentiellement électrochimique. En effet, par étude à l'aide de courbes intensité-potential notamment on détermine la valeur du courant de corrosion (figure 7). On montre que les pertes de poids réelles, observées, concordent de façon satisfaisante avec les pertes de poids calculées d'après ce courant de corrosion. Celle-ci peut être également contrôlée par une méthode de débit de thermopile sur une résistance extérieure variable (figure 8). Le courant de corrosion est déterminé par extrapolation à résistance nulle de la courbe obtenue. La comparaison des figures 7 et 8 montre la bonne concordance des valeurs de courant obtenues pour AgCl : 10^{-2} en fraction molaire.

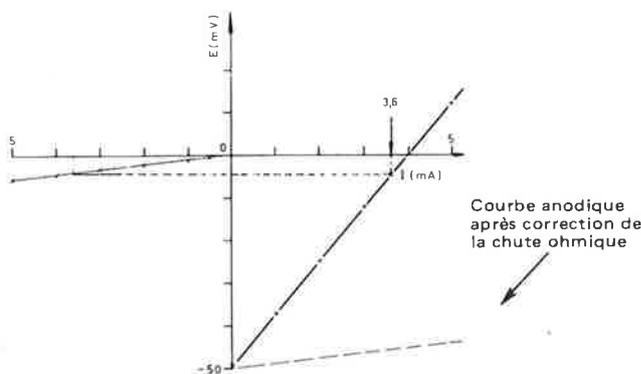


Figure 7. Courbes intensité - potentiel de la thermopile en solution : AgCl ($x = 10^{-2}$ en fraction molaire - LiCl.KCl (eutectique).
Anode . 502°C } $t = 72^\circ\text{C}$
Cathode . 430°C ;
(L'électrode de référence a la même concentration en AgCl que la solution). (réf. 7).

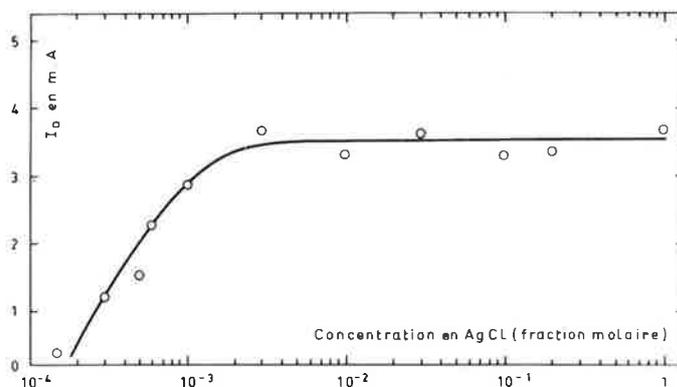


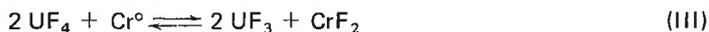
Figure 8. Étude de la corrosion de l'argent en milieu AgCl-LiCl, KCl. Variation du «courant initial de court-circuit I_0 » en fonction de la concentration. (réf. 7).

4. 2. Cas d'un réacteur à sel fondu

Les expériences effectuées à Oak-Ridge montrent que dans le cas d'un réacteur à sel fondu, les gradients thermiques des circuits sont susceptibles de présenter une influence nocive sur la corrosion. Ainsi, pour les alliages nickel-chrome, et plus spécialement pour ceux qui ont une teneur en chrome élevée, on observe dans ces conditions une corrosion relativement élevée de la zone «chaude» et un dépôt dans la zone «froide». L'analyse révèle que tout se passe comme si le

chrome, élément le plus oxydable de l'alliage, était transféré de la zone chaude vers la zone froide (8) (9) (15).

Dans une certaine mesure on peut probablement rendre compte de ce comportement à l'aide d'un mécanisme électrochimique analogue à celui exposé ci-dessus qui découlerait de la variation avec la température de la constante d'équilibre de la réaction :



Cet équilibre est caractérisé par une constante K telle que :

$$K = \frac{X^2_{\text{UF}_3}}{X^2_{\text{UF}_4}} \cdot \frac{X_{\text{CrF}_2}}{a_{\text{Cr}}} \quad (\text{IV})$$

où X désigne la fraction molaire et a_{Cr} l'activité du Cr en solution solide dans l'alliage (10).

Ainsi, à 1 000 °K (730 °C) : $K = 2,8 \cdot 10^{-7}$
à 800 °K (527 °C) : $K = 1,12 \cdot 10^{-11}$

Donc, en conditions isothermes, la réaction (III) est très déplacée vers la gauche ; la corrosion de l'alliage est donc faible.

Par contre, en conditions non isothermes, c'est-à-dire en présence d'un gradient thermique, le transfert de masse observé pourrait s'expliquer, dans une certaine mesure, par une contribution plus ou moins grande de cet équilibre (réaction III) avec un déplacement vers la droite (corrosion de l'alliage) dans les zones «chaudes» et déplacement vers la gauche (dépôt de chrome sur l'alliage) dans les zones «froides», cet effet résultant d'une variation de la constante d'équilibre K avec la température (9).

En pratique, les conséquences de ce phénomène de transfert peuvent être graves : les parties froides des canalisations risquent même d'être obturées par la formation d'un bouchon constitué notamment de dendrites métalliques. Dans la zone chaude, la corrosion, qui résulte de l'élimination sélective du chrome, peut endommager l'alliage. Cette corrosion se manifeste par une zone de cavités (zone déchromisée) (figure 9).



Figure 9. Corrosion de l'Hastelloy N dans la boucle NCL-16, après addition de FeF_2 au sel fondu (ORNL-TM 4 188). (Grandissement de la micrographie non précisé par ORNL).

Ce phénomène de transfert de masse est surtout spectaculaire dans le cas des alliages à forte teneur en chrome (aciers inoxydables et alliages «Inconel» par exemple).

La figure 10 montre que la corrosion des alliages «Inconel», appréciée par perte de masse, croît rapidement avec la concentration en chrome de l'alliage (tableau IV).

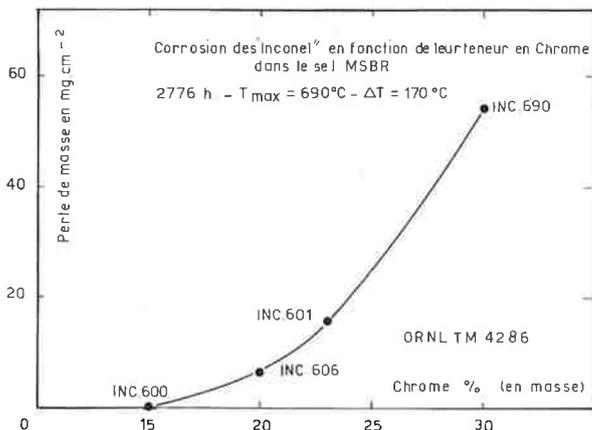


Figure 10.

L'expérience du M.S.R.E. et de nombreux essais de corrosion effectués en boucles ont montré que le transfert de masse est peu impor-

tant dans le cas de l'Hastelloy N où la teneur en chrome est limitée à 7 %.

Ainsi, au bout de 28 000 heures à 698 °C dans le sel $\text{LiF-BeF}_2\text{-UF}_4$ la perte de masse de l'Hastelloy modifié est de $2,6 \text{ mg}\cdot\text{cm}^{-2}$ soit, en supposant une corrosion uniforme, une vitesse d'attaque d'environ $1 \mu\text{m}/\text{an}$ (figure 4).

Enfin, le transfert de masse peut être également accentué par la présence d'impuretés métalliques ainsi que le montrent par exemple des expériences avec addition de FeF_2 au sel fondu exposées plus haut (réaction II).

De façon générale, il est donc important d'utiliser un sel combustible aussi peu chargé que possible en impuretés. Corrélativement, et c'est le cas du réacteur M.S.B.R. par exemple, le rapport $\text{U}^{4+}/\text{U}^{3+}$ doit être inférieur à 100, ce qui implique une concentration maximum en CrF_2 de 10^{-5} en fraction molaire (calculs pour 600 °C).

Enfin il convient d'éviter a priori l'emploi d'alliages à haute teneur en chrome tels que les alliages «Inconel» ($\text{Cr} \geq 15\%$) ; l'alliage Hastelloy N, actuellement considéré, est évidemment peu chargé en cet élément ($\text{Cr} : 7\%$ environ).

Remarque : Le transfert de masse se manifesterait parfois d'une manière particulière, notamment dans le cas des fluoborates. On observe bien une corrosion par élimination du chrome dans la zone chaude mais dans les parties froides on décèle la précipitation d'un sel répondant à la formule : Na_3CrF_6 .

5. Influence de la vitesse de circulation des sels

Dans un réacteur à sel fondu le sel circule à l'aide de puissantes pompes débitant $1 \text{ m}^3\cdot\text{sec}^{-1}$. La vitesse du sel dans les tubes des échangeurs est de l'ordre de $2 \text{ m}\cdot\text{sec}^{-1}$. Dans les boucles d'essais de corrosion à convection naturelle, la vitesse est évidemment moindre.

Les résultats obtenus avec des boucles à convection forcée en milieu $\text{NaBF}_4\text{-NaF}$ (11) montrent que la vitesse de corrosion dépend fortement de la vitesse du sel durant le premier millier d'heures. Ensuite, les vitesses d'attaque s'égalisent (figure 11).

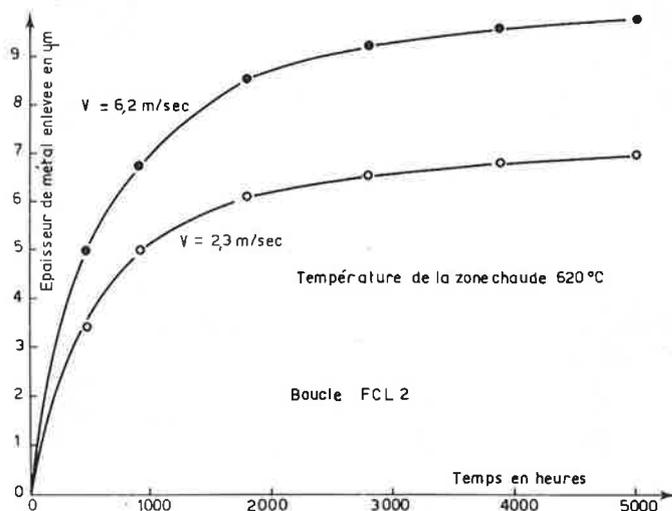


Figure 11. Courbes établies d'après les valeurs du rapport ORNL 4832, p. 137

6. Influence du tellure

L'expérience du réacteur M.S.R.E. a par ailleurs mis en évidence un fait important : l'attaque intergranulaire de l'alliage Hastelloy N par les produits de fission. Ce type d'attaque produit des amorces de fissures * aux joints des grains, pouvant pénétrer jusqu'à $300 \mu\text{m}$ de

* qu'on met en évidence par traction post-opératoire des échantillons.

profondeur. Ce phénomène ne semble pas provenir du flux neutronique puisqu'il se manifeste également dans la partie du circuit logée dans l'échangeur de chaleur.

On constate que les produits de fission ont diffusé jusqu'au fond des joints de grains où l'on décèle une forte concentration de tellure (12). Par des expériences séparées, on a montré que le tellure serait, de ce point de vue, le plus nocif des produits de fission (13).

Plusieurs matériaux ont été testés en présence de tellure. Les résultats montrent que l'acier 304 L, l'Inconel 606 et généralement les alliages contenant plus de 15 % de chrome ne sont pas attaqués par le tellure. Il en serait de même pour quelques alliages de type Hastelloy N, modifié par des additions de niobium notamment (tableau II) mais ce n'est pas encore absolument définitif. Ces premiers résultats encourageants appellent une confirmation.

Quoi qu'il en soit, cet ensemble d'expériences met en évidence toute l'importance de la teneur en chrome du matériau ; une teneur élevée étant nocive pour la corrosion par gradients thermiques mais serait favorable pour s'opposer à l'attaque par le tellure.

7. Influence des couplages

Le graphite modérateur ne semble pas influencer la cinétique de corrosion (14) de l'Hastelloy N. La vitesse d'attaque reste faible. La dissolution du carbone dans l'Hastelloy N est négligeable.

Dans le retraitement du sel, le bismuth n'aurait pas non plus d'effet sur la corrosion de l'Hastelloy N (5).

8. Cas des aciers inoxydables

Dans cet exposé sur la corrosion dans les réacteurs à sels fondus, les différentes considérations sont centrées sur l'alliage Hastelloy N qui est le matériau le plus étudié à Oak Ridge et qui semble le plus prometteur actuellement.

Toutefois il convient de remarquer que les aciers inoxydables austénitiques, en raison notamment de leurs avantages économiques et de leur relative insensibilité à l'attaque par le tellure, sont l'objet d'un certain intérêt et donnent lieu à diverses études. Cependant ces aciers présentent un certain nombre d'inconvénients. A haute température ($\sim 700^\circ\text{C}$) leurs propriétés mécaniques sont inférieures à celles de l'Hastelloy N. Leur corrosion par les sels fondus est importante car leur forte teneur en chrome ($\sim 18\%$) favorise le transfert de masse. Ainsi l'acier 304 L* par exemple se corrode beaucoup plus vite que l'Hastelloy N (15). En effet, après des essais de 32 000 heures (soit environ 3,5 ans) à 690°C , avec un sel de type M.S.R.E. (mélange $\text{LiF}-\text{BeF}_2-\text{ZrF}_4-\text{UF}_4-\text{ThF}_4$, à 70-23-5-1-1 moles %), la perte de poids est de 64 mg cm^{-2} , soit, en supposant une corrosion uniforme, une perte d'épaisseur d'environ 25 microns par an (rappelons, pour comparaison, que la vitesse d'attaque de l'Hastelloy est de

l'ordre du micron par an). La boucle à convection thermique, elle-même en acier 304 L, dans laquelle les essais ont été effectués, présente, après 9,5 ans d'expérimentation entre 590 et 690°C , une zone de cavités (pores de déchromisation) sur une profondeur de 250 microns.

Enfin, les aciers inoxydables sont fortement attaqués par le sel fondu NaBF_4-NaF du circuit réfrigérant. Des essais effectués avec une sonde en acier 304*, entre 540 et 690°C , révèlent une perte de poids de 175 mg cm^{-2} en 5 000 heures, correspondant, en valeur extrapolée, à une perte d'épaisseur d'environ 350 microns par an (16).

Conclusion

Les problèmes de corrosion dans les réacteurs à sels fondus sont donc relativement complexes. Les précautions à prendre, tant en ce qui concerne la pureté des sels fondus que la composition des alliages métalliques des circuits, ou les conditions de mise en œuvre, sont particulièrement importantes.

Dans l'état actuel des travaux, on peut dire qu'au moins pour la gamme de température envisagée pour le réacteur M.S.B.R., soit 560 à 700°C , l'alliage de nickel du type Hastelloy N semble convenir. Cependant, compte tenu de l'ensemble des problèmes généraux posés par ce réacteur, à l'intérieur desquels s'inscrivent les problèmes particuliers inhérents à la corrosion, on peut supposer que des matériaux différents ou de version modifiée, sont susceptibles d'être également retenus.

Bibliographie

- (1) M. Grenon et J.J. Geist, *Energie Nucléaire*, 1971, 13, 2, 86.
- (2) Recherches liées aux problèmes de l'énergie. Réflexions et perspectives, Rapport C.N.R.S., 1975, p. 115.
- (3) *Nucleonics Week*, 14 février 1974.
- (4) *Le Monde*, 14 novembre 1974.
- (5) J.W. Koger, A.P. Litman, Rapport ORNL1969, 4 449.
- (6) G. Chauvin, H. Coriou, P. Jarny, *C.R. Acad. Sc.* 1968, 266, série C, 675.
- (7) G. Chauvin, H. Coriou, P. Jarny, *Corrosion Science*, 1970, 10, 91.
- (8) J.W. Koger, Rapport ORNL, 1964, 3 708.
- (9) J.W. Koger, *Corrosion*, 1974, 30, 4.
- (10) C.F. Baes, Reprocessing of nuclear fuel, Conf. 690.801, US AEC, 1969.
- (11) J.W. Koger, Rapport ORNL, 1972, 4 832, p. 124.
- (12) H.E. Mc Coy, Rapport ORNL, 1972, 4 812, 210.
- (13) H.E. Mc Coy, B. Mc Nabb, Rapport ORNL, 1972, 4 832, p. 63.
- (14) A. Taboada, Rapport ORNL, 1964, 3 708, 331.
- (15) J.W. Koger, Rapport ORNL, 1972, TM-4 286.
- (16) J.W. Koger, A.P. Litman, Rapport ORNL, 1970, TM-2 741.

* Composition de l'acier 304 L (% en masse) : C = 0,03 ; Cr = 18 à 20 ; Ni = 8 à 12 ; Mn = 2 ; Si = 1.