

FR 830 3390

26. Colloquium of metallurgy.
Saclay (FRANCE)
1983, 20-22 June.
CEA-CONF--6744

LE GONFLEMENT DES MATERIAUX DE STRUCTURES

DES REACTEURS A NEUTRONS RAPIDES

par Jean-Louis SERAN

1. INTRODUCTION.

Actuellement, le phénomène qui limite le plus le taux de combustion des réacteurs à neutrons rapides est encore le gonflement des matériaux métalliques du cœur des réacteurs. Ainsi, les deux objets qui doivent être particulièrement surveillés sont la gaine qui renferme le combustible et le tube hexagonal (TH) qui contient le paquet d'aiguilles de l'assemblage combustible.

Le gonflement entraîne des variations dimensionnelles qui, à partir d'un certain seuil, conduisent à des difficultés de manutentionnement pour le TH et à la rupture pour la gaine. En effet, une augmentation de diamètre de la gaine peut entraîner des interactions entre gaines ou entre gaine et TH [1]. Cette sollicitation d'origine mécanique peut d'autant plus conduire à la rupture qu'elle s'exerce sur un matériau dont la résistance mécanique s'est dégradée au cours de l'irradiation [2].

Les effets d'irradiation liés au gonflement restent donc un sujet de recherche très actuel dont il paraissait intéressant de faire le point. Mais comme en la matière on ne saurait être exhaustif, on s'intéressera surtout au gonflement tel qu'en réalité il apparaît sur les matériaux complexes du cœur des réacteurs rapides. La première partie de cet exposé est centré sur la phénoménologie du gonflement. Nous aurons ainsi l'occasion d'évoquer les principaux résultats des études fondamentales qui ont été effectuées depuis la découverte des premières cavités à la fin des années 60 [3].

Dans la deuxième partie, nous analyserons les résultats obtenus en vraie grandeur sur gaine et TH. Dans tous les cas où la comparaison est possible, on tentera un parallèle entre les résultats obtenus dans les réacteurs français ou étrangers sur les aciers de type 316 qui sont ou ont été les matériaux de référence [4, 36].

2. CARACTERISATION PHENOMENOLOGIQUE DU GONFLEMENT.

L'augmentation de volume par gonflement est la manifestation macroscopique de la présence de minuscules cavités dans le matériau irradié. Comment se forment t'elles, quels sont les principaux paramètres qui contrôlent le gonflement, tels sont les points que nous allons aborder maintenant.

2.1. Origine physique du gonflement.

Décrivons tout d'abord la chaîne d'évènements qui concourent à la formation du dommage d'irradiations.

Les neutrons de fission produits dans les réacteurs rapides se ralentissent par collisions atomiques. Au cours de ces collisions le transfert d'énergie est suffisant pour déplacer de leur site réticulaire les atomes-cible qui deviennent à leur tour des projectiles susceptibles de déplacer d'autres atomes du réseau. Il se produit donc tout d'abord une cascade de déplacements atomiques et ce, pendant un laps de temps extrêmement bref : quelques 10^{-13} s. Par la suite, au bout de quelques 10^{-11} s il se produit une réorganisation athermique du désordre atomique initial. Au bout de cette deuxième étape le réseau reconstitué partiellement renferme néanmoins des défauts ponctuels (lacune et interstitiels) ainsi que des amas de défauts, c'est le dommage initial.

Celui-ci s'exprime en dpa (nombre de déplacements que subit en moyenne un atome du réseau). La manière de calculer les doses en dpa diffère d'un pays à l'autre de sorte qu'il existe plusieurs unités de dose.

Entre le dpa NRT utilisé par les anglosaxons et le dpaF utilisé en France il existe la correspondance approximative :

$$1 \text{ dpaF} \simeq \frac{2}{3} \text{ dpa NRT} \quad (1)$$

En fait ce qui est calculé est le taux de création de défauts (la vitesse de dose) $\dot{\phi}$ dont le produit par le temps d'irradiation représente bien alors la dose ϕt .

.../

Dans les réacteurs à neutrons rapides les vitesses de dose sont de l'ordre de quelques dixièmes de dpa par jour.

En fait, les interactions neutrons-atomes peuvent aussi donner lieu à des réactions nucléaires. Dans ce cas des atomes d'impureté sont produits in situ dans l'alliage de départ dont le comportement évolue en conséquence. Ainsi l'hélium est l'une des principales impuretés qui doit être considérée. Son taux de production avoisine les quelques dizaines de ppm (at.) par an.

Une fois créé hors d'équilibre, la population de défauts ponctuels est instable de sorte que lacunes et interstitiels vont s'éliminer partiellement. Pour cela, il y a plusieurs possibilités : la recombinaison mutuelle, l'absorption sur les puits et l'agglomération en structures bi ou tri-dimensionnelles. Cette troisième et dernière étape est contrôlée par la diffusion et donc par la température.

A une température suffisamment basse pour que les lacunes soient immobiles celles-ci sont anihilées par les interstitiels qui peuvent encore diffuser sur les faibles distances requises. A basse température la quasi totalité des défauts ponctuels s'éliminent donc par recombinaison mutuelle, et dans ce cas il ne reste plus beaucoup ou trace du dommage initial.

A haute température (classiquement pour $T \gtrsim 0.3 T_m$, où T_m est la température de fusion) la mobilité de deux types de défauts ponctuels est suffisante pour leur permettre de s'éliminer sur les dislocations ou de s'agglomérer en amas au hasard des rencontres. Ces amas conduisent à la formation de boucles de dislocations surtout dans le cas des interstitiels mais aussi à la germination de cavités à partir d'amas lacunaire. Pour que ces embryons de cavité ainsi constitués soient stables et croissent, deux conditions doivent être remplies.

Il faut tout d'abord que l'amas initial puisse effectivement s'effondrer en cavité, ce qui paraît possible si un ou plusieurs atomes de gaz comme l'hélium participent à la réaction. Il faut ensuite qu'il arrive sur le germe de cavité plus de lacunes que d'interstitiels. Cette condition ne peut être remplie que si il existe dans le matériau des puits de défauts assymétriques. C'est le cas des dislocations qui absorbent plus d'interstitiels que de lacunes. A ce flux net d'intersti-

tiels vers les dislocations correspond donc un flux net de lacunes vers les autres puits et en particulier vers les cavités qui peuvent alors croître . Le gonflement qui en résulte s'exprime généralement sous la forme suivante :

$$g = \bar{V}_c \times C_c \quad (2)$$

où \bar{V}_c est le volume moyen des cavité et C_c leur concentration.

2.2. Les principaux paramètres agissant sur le gonflement.

L'analyse théorique des phénomènes de germination-croissance de cavités a fait l'objet de nombreuses études dont la description détaillée dépasserait le cadre de cet exposé (pour une revue récente sur le sujet voir par exemple [5, 6])

Nous nous bornerons ici a dégager les résultats les plus importants quant au rôle joué par certains paramètres d'irradiation ainsi que certaines variables métallurgiques.

Effet de la température.

Pour qu'il y ait gonflement il faut certes, comme on l'a vu précédemment que la température soit suffisamment élevée pour obtenir la mobilité de défaut requise, mais inversement il ne faut pas que les effets thermiques prennent la même importance que les effets propres à l'irradiation. En particulier la température ne doit pas être trop élevée pour que la sursaturation lacunaire^(*), moteur de la germination, ne soit pas trop faible. Il n'est donc pas étonnant que la variation du gonflement avec la température T présente un maximum puisque celle-ci résulte de deux évolutions contraires.

Cette double influence de la température se retrouve d'ailleurs sur les volumes moyens et densité de cavité de l'équ. 2 : \bar{V}_c (T) croît avec la température tandis que C_c (T) décroît.

Sur les aciers 316 le maximum de la fonction g (T) qui en résulte se situe entre 500 et 600 °C, soit à l'intérieur du domaine d'utilisation des gaines.

(*) Le rapport de la concentration de lacunes sous irradiation à celle d'équilibre thermodynamique pour la même température.

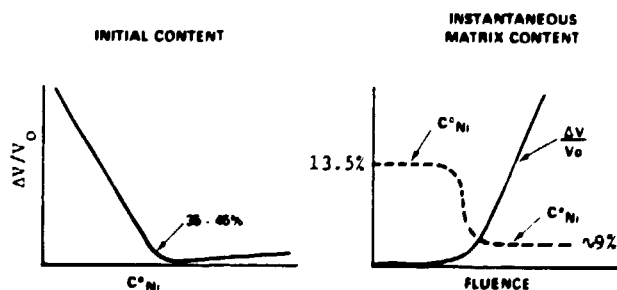
En fait nous verrons que ces matériaux présentent en général non pas un mais deux maxima de gonflement, le premier vers 500 °C et le deuxième, au-delà de 550 °C. Nous accorderons une place particulière à cette deuxième bosse de gonflement à chaud car c'est elle qui se développe le plus vite aux fortes doses, surtout sur le 316 écroui.

Dès que celle-ci fut identifiée [7], on l'a reliée à l'évolution structurale susceptible de se produire dans ces matériaux à partir d'un certain temps de séjour à haute température [8, 9, 10, 11].

L'idée de base est simple. Le premier pic de gonflement correspond au matériau initial avec sa propre résistance au gonflement. Nous verrons que celle-ci est due entre autre à la présence en solution de certains éléments comme le carbone ou le nickel. Lorsqu'à chaud l'acier précipite, une certaine quantité de ces éléments se trouve retirée de la solution et le deuxième pic de gonflement correspond alors à une nouvelle composition de matrice.

Selon cette hypothèse, il doit y avoir, comme le montre la figure 1, une corrélation entre l'accélération du gonflement à chaud et la variation de composition chimique de la matrice [12].

Fig. 1
(d'après [12])



Schematic representation of the correlation observed between swelling versus the original alloy nickel content and swelling versus the average instantaneous nickel content in the matrix of AISI 316

Cette interprétation [12, 13, 14] est loin d'être démontrée clairement. En réalité les observations de microscopie électronique effectuées dans notre laboratoire montrent que le gonflement peut démarrer avant que la concentration matrice en nickel ait varié de façon significative [15]. Par contre, une fois que le

gonflement s'est accéléré, on observe bien des variations de composition de la matrice mais celles-ci sont plutôt dues à la ségrégation autour des cavités qu'à la précipitation [16, 17].

Comme nous le verrons dans la deuxième partie, ceci ne signifie pas pour autant qu'instabilité de phase et gonflement à chaud soient indépendants, bien au contraire.

Evolution du gonflement avec la dose.

A une température donnée le gonflement est une fonction croissante de la dose. Les modèles prévoient une dépendance en puissance n de la dose $g \propto (\phi t)^n$, où n est caractéristique du mode d'élimination des défauts ponctuels et de l'évolution de la microstructure de dislocation [5]. n n'est pas bien sûr une constante au cours de l'irradiation comme le montre la figure 2. Ainsi par exemple, sur un acier 316 ECR irradié à suffisamment haute température on partirait d'un état où les défauts ne s'éliminent pratiquement que sur les dislocations et où celles-ci évoluent par annihilation mutuelle pour aboutir à saturation, à une densité constante. A très forte dose on tendrait vers une situation où les puits dominants sont les cavités. La première situation correspond à $n > 1$ et la deuxième à $n < 1$. Entre les deux on obtient une dépendance quasi linéaire du gonflement avec la dose. Nous noterons dès à présent que la séquence $n > 1$ puis $n \approx 1$ est couramment observée sur les aciers de type 316. La situation où n devient inférieure à l'unité (saturation du gonflement) reste plus hypothétique dans le domaine de dose neutronique atteint jusqu'à présent.

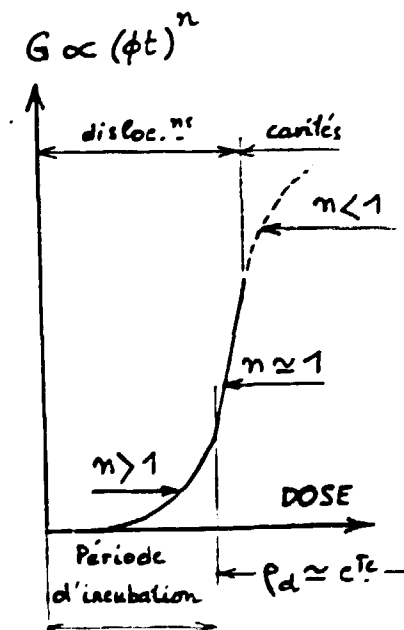


Fig. 2

Effet du flux neutronique.

Etant donné les faibles différences de flux observées en réacteur on a longtemps supposé que la dose (et bien sûr la température) suffisait à caractériser les propriétés de gonflement d'un matériaux. Dans deux publications récentes [18, 19] nous montrons qu'il faut aussi spécifier la vitesse avec laquelle cette dose est atteinte.

Physiquement on s'attendrait à ce qu'une augmentation de flux produise une augmentation de la sursaturation de défaut et donc un déplacement vers les hautes températures du domaine d'existence du gonflement comme le montre la figure 3 [20].

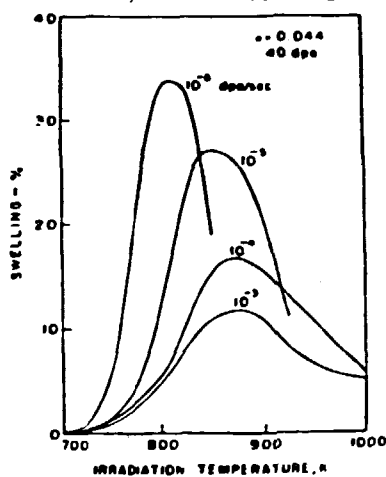


Fig. 3
d'après [20]

. Temperature dependence of swelling in 316 SS at different displacement rates for dose rate dependent nucleation conditions

En réalité le problème est complexe car le flux agit sur bien d'autres facteurs liés au gonflement et en particulier sur l'évolution microstructurale du matériau irradié [21, 16]. Nous aurons l'occasion de revenir sur ce point dans la deuxième partie de notre exposé.

Nous terminerons ce rapide tour d'horizon en rappelant le rôle joué par les variables métallurgiques. Lorsqu'une classe d'acier est choisie, le moyen le plus direct est de sélectionner une nuance particulière en jouant sur l'état métallurgique final et la composition chimique.

Effet de la composition chimique.

On sait depuis longtemps que plus un matériau est impur, moins il gonfle car certaines des impuretés qu'il renferme peuvent piéger partiellement les lacunes et interstitiels libres. Ceci augmente leur fraction recombinaison au dépend de celle

qui, diffusant vers les puits, est efficace pour le gonflement.

Les éléments d'addition peuvent aussi jouer selon d'autres mécanismes. En effet, certaines solutés ségrègent sous irradiation sur les puits de défauts. Dans ces conditions il se forme des nuages d'impuretés autour des dislocations dont le biais en faveur des interstitiels se trouve être notablement réduit [22]. Dans ces conditions on comprend alors que les dislocations montent plus difficilement et que le gonflement démarre plus lentement.

Rôle de l'écrouissage.

Etant donné le rôle joué par les dislocations sur le gonflement, on s'attend à ce que l'écrouissage du matériau, lequel impose la densité, la structure et la nature des dislocations initiales, soit un paramètre important.

Au-delà d'une très faible densité de dislocation (inférieure aux densités couramment obtenues sur les aciers hypereux) le gonflement est une fonction décroissante du degré d'écrouissage. En effet, une forte densité de dislocations, donc de puits de défauts ponctuels, minimise la sursaturation lacunaire et donc la germination croissante des cavités.

Ceci étant, il faut se souvenir que la densité et la structure du réseau de dislocation évolue sous irradiation [17] et que l'écrouissage initial peut être restauré au cours de l'irradiation. Dans ces conditions on voit là un autre lien possible entre l'évolution de la microstructure et accélération du gonflement .

3 - LE GONFLEMENT DES GAINES ET TUBES HEXAGONAUX EN ACIER DE TYPE 316.

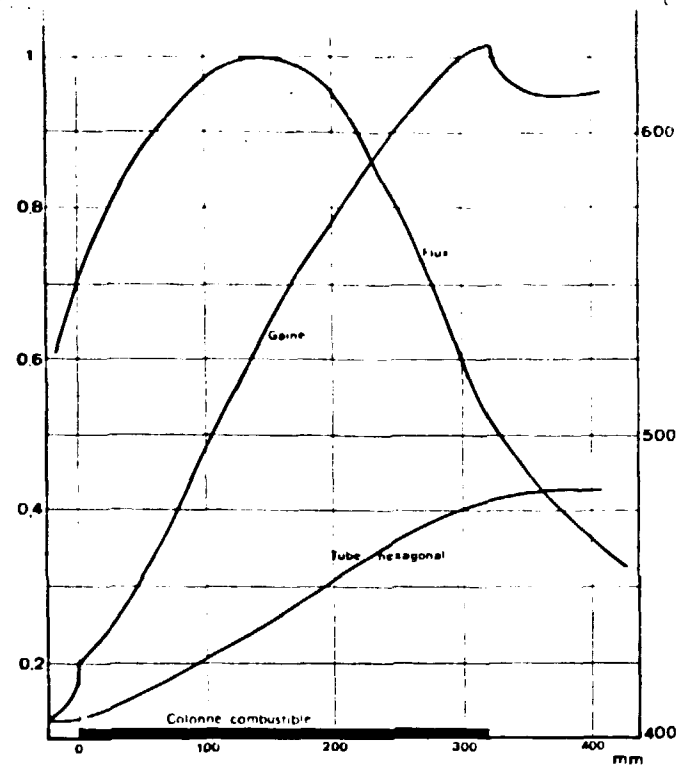
3.1. Comportement global.

Examinons tout d'abord les conditions d'irradiation de ces divers objets.

La figure 4 donne un exemple des distributions de température et de flux observés le long des gaines et TH du réacteur français RAPSODIE.

.../

Fig. 4



Température de la gaine (fibre moyenne) à titre indicatif, température du tube hexagonal et distribution du flux en fonction de la cote.

Les longueurs portées en abscisses sont des hauteurs de coeur comptées par rapport au bas de la colonne combustible.

On voit qu'il y a plus de 100 °C entre les températures maximales de fonctionnement des gaines et TH.

La figure 5b montre l'aspect caractéristique à deux maxima d'un profil de gonflement mesuré par densité sur une gaine en 316 hypertrempé haut carbone irradiée dans le réacteur français RAPSODIE [23] :

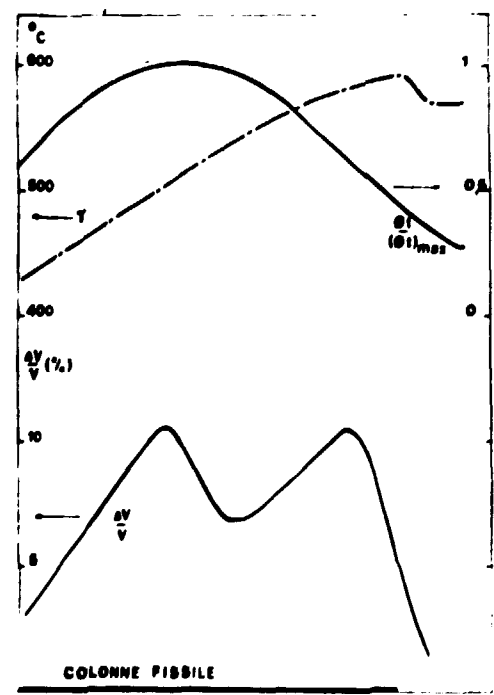


Fig. 5a

Fig. 5b

Fig. 5c

Le premier maximum qui se situe vers 500°C correspond à une matrice très peu précipitée : il est dû à une population importante de petites cavités comme le montre la figure 5a. La microstructure à l'endroit du deuxième maximum (gonflement à chaud) est marquée par une très forte précipitation indiquant une importante évolution structurale de l'acier. Les cavités ont une densité plus faible ($\sim 10^{13} \text{ cm}^{-3}$) qu'à froid, ce qui est bien ce qu'on attend mais elles se répartissent en deux populations dont la taille est très différente (v. fig. 5c).

Les grosses cavités paraissent être associées à certains précipités ce qui montre l'importance de la précipitation hétérogène à chaud. Leur taille supérieure peut être due soit au fait qu'elle ait germé plus tôt que les autres, soit à une accélération de la croissance par les précipités selon un mécanisme récemment décrit par MANSUR [24].

Sur le 316 écroui nous avons des résultats à basse température sur les TH et à haute température sur les gaines. Un profil type de gonflement de TH Phénix est donné fig. 6 [25].

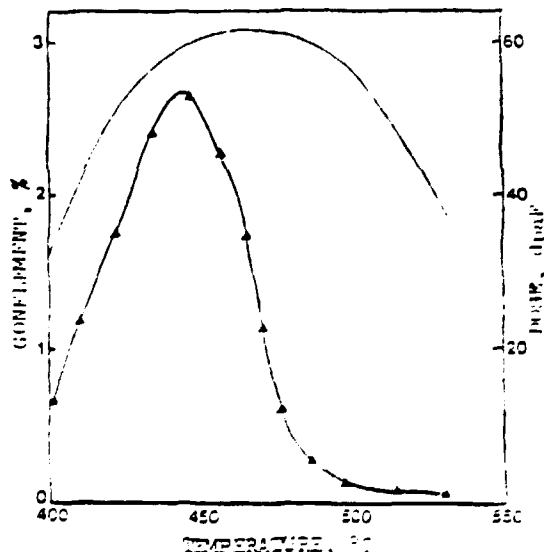


Fig. 6
(d'après [25])

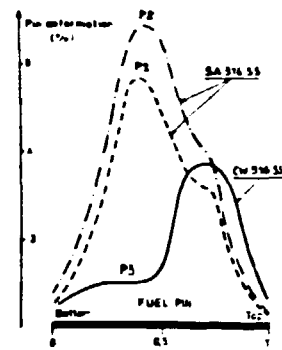
Dans ce cas, il n'y a qu'un pic de gonflement situé vers 450 °C.

Sur les gaines en 316 écroui irradiées dans Phénix, la figure 7 [19] montre que l'essentiel du gonflement se trouve à haute température c'est-à-dire entre 550 et 600 °C, domaine de température que ne peut atteindre le TH. Sur cette figure, nous avons également fait figurer le comportement des gaines en 316 hyper-trempé irradiées dans les mêmes conditions. On voit que l'effet bénéfique de l'écrouissage n'est incontestable qu'à relativement basse température ($T < 550$ °C).

Fig. 7
(d'après [19])

Elements	P1 (S.A.)	P2 (S.A.)	P3 (C.W.)
C	0,034	0,040	0,043
Si	0,41	0,34	0,42
Ni	13,9	12,9	13,7
Cr	16,6	17,1	16,7
Mo	2,1	1,9	2,8
Mn	1,6	1,6	1,5

composition of the materials (wt. %)



Un même comportement est observé sur les 316 écrouis irradiés dans les réacteurs étrangers. La figure 8 montre en effet qu'aussi bien dans EBR II (Etats-Unis) que dans DFR (Angleterre), le principal maximum de gonflement se situe bien vers 600 °C.

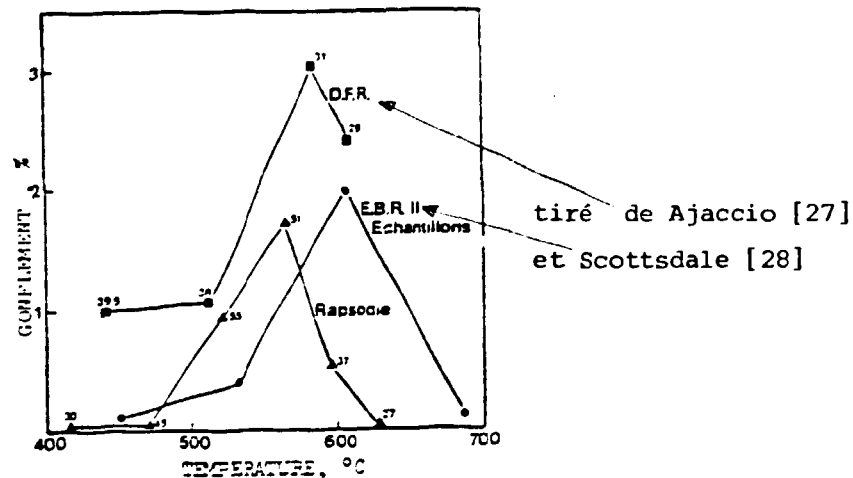


Fig. 8

3.2. Le gonflement à basse température, effet de la dose.

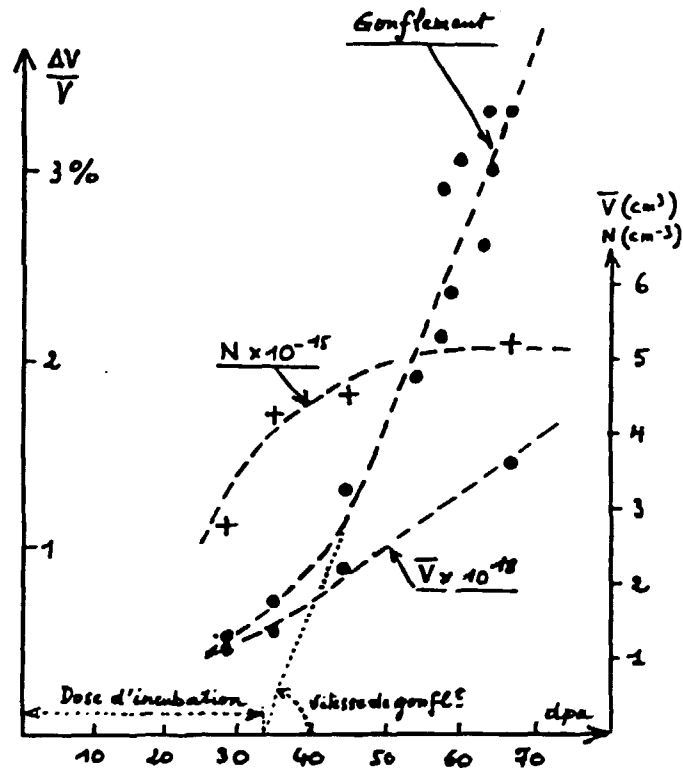
Observons tout d'abord l'évolution du gonflement avec la dose à température constante.

A basse température celle-ci est tout à fait conforme à ce qu'on attend comme l'indique la figure 9. Sur cette figure les mesures de gonflement par densité effectuées sur le 316 écroui des TH Phénix peuvent être comparées à l'évolution de la microstructure de cavité observée en microscopie électronique [29] sur quelques uns de ces mêmes TH.

L'évolution du gonflement fait apparaître d'abord une phase d'incubation au cours de laquelle vitesse de gonflement, vitesse de croissance et densité de cavité augmentent, puis un régime quasi linéaire dans lequel tous ces paramètres ne varient pratiquement plus.

Relation entre le gonflement mesuré par densité et la microstructure de cavité des TH en 316 ECR à 420°C

Fig. 9



La période d'incubation est sans doute le paramètre le plus important car c'est lui qui conditionne la durée de vie d'un objet en réacteur. En effet, une fois ce stade dépassé et compte tenu des vitesses stationnaires de gonflement, le crédit de dose admissible est faible.

3.3. Le gonflement à haute température, effets du flux et du temps.

Observons maintenant la dépendance en dose pour des températures croissantes. Sur la figure 10 nous avons reporté le gonflement des gaines RAPSODIE en 316 hypertrempé [18] en différenciant les gaines irradiées à fort flux dans la partie centrale du cœur (symboles ronds) ce celles des régions périphériques à plus faible flux (croix).

Là encore on peut isoler des domaines où le gonflement évolue linéairement avec la dose, mais on remarque également que la phase d'incubation peut dépendre du flux. Cette dépendance est d'autant plus marquée que la température est élevée. En effet à 450 °C, comme d'ailleurs à 420 °C sur les TH (v. Fig. 9) où nous avons mélangé les TH centraux et périphériques, toutes les déterminations expérimentales appartiennent à une même bande de dispersion. A 550 °C par contre on observe deux évolutions différentes selon que le flux est faible ou fort.

R1 STEEL (high carbon)

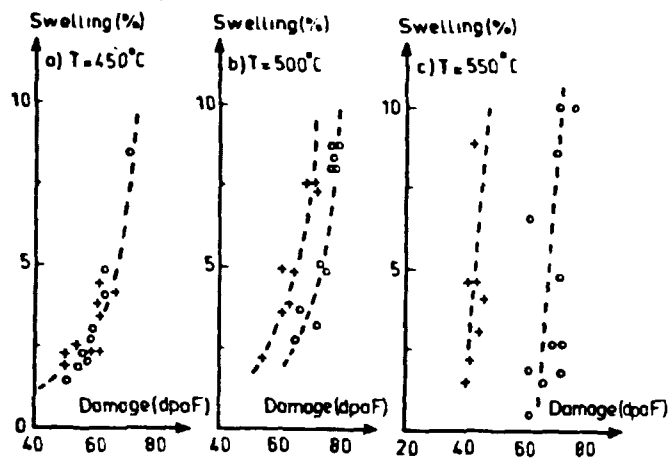


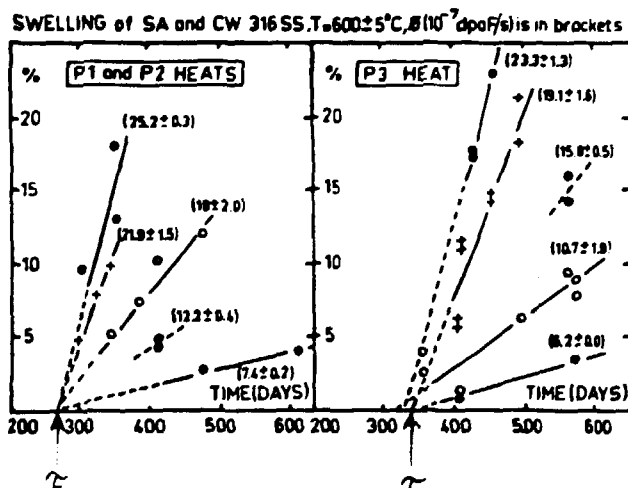
Fig. 10
(d'après [18])

Isothermal swelling of the R1 steel irradiated as central (O) or peripheral (+) positions in RAPSODIE core

Aussi si on raisonne en dose, à chaud la dose d'incubation croît avec le flux. En fait ce type de représentation en dose à flux constant est ambiguë puisque le temps n'intervient pas explicitement. En effet, puisque à dose constante les faibles flux sont évidemment associés aux temps longs, on pourrait attribuer au taux de production de défaut un effet qui en fait est dû à la cinétique d'évolution structurale.

De toute façon, ces observations montrent que la dose n'est pas un bon paramètre et que, tout au moins à haute température, il faut spécifier indépendamment le flux et le temps comme cela est fait à la figure 11 où le temps et non pas la dose est utilisée comme abscisse.

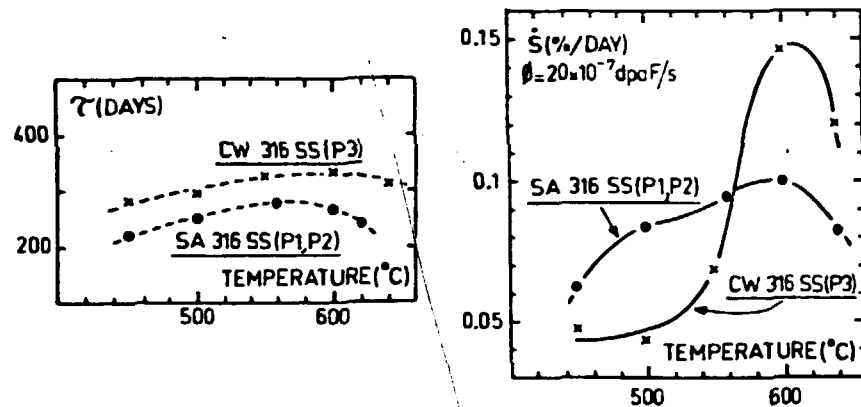
Fig. 11 (d'après [19])



Cette figure regroupe les résultats de gonflement obtenus à 600 °C sur les gaines Phénix en 316 hypertrempe et écroui [19]. Les valeurs entre parenthèses sont les vitesses de dose moyennes correspondant à chaque évolution isoflux.

Avec cette représentation on voit que le paramètre susceptible de caractériser au mieux la période d'induction du gonflement à chaud dans les 316, serait davantage un temps (τ) qu'une dose.

Fig. 12
(d'après 19)



La figure 12 indique que ce temps d'incubation τ augmente lentement avec la température jusque vers 550 °C, se stabilise et redécroit ensuite à chaud lorsque la vitesse de gonflement s'accélère. Du point de vue de l'effet à l'écrasement à chaud, on voit que ce que l'on gagne en période d'incubation, on le perd en vitesse de gonflement (\dot{S}).

La présence d'un temps d'incubation vient naturellement étayer l'hypothèse d'un lien étroit entre gonflement à haute température et cinétique d'évolution structurale. Dans ces conditions le problème est de savoir quel est le ou les éléments de la microstructure particulièrement lié au gonflement. Cette question n'a pas encore reçue de réponse définitive. Toutefois, le seul fait qui paraît se reproduire au fil des observations en microscopie électronique [17] est une corrélation entre le démarrage du gonflement en fin de période d'incubation et évolution brutale de la densité de dislocation vers l'état de saturation. Ceci ne serait pas surprenant puisque cet état stationnaire s'obtient partiellement par montée des dislocations ce qui implique un flux net de lacunes vers les cavités. Si de plus ce flux est de nature à faire ségréger certaines impuretés autour des cavités, celles-ci peuvent devenir biaisées en faveur des lacunes. Dans ces conditions il pourrait se produire un gonflement auto accéléré caractéristique de la fin de la phase d'incubation.

3.4. Comparaison avec les résultats de la littérature.

Il est difficile de comparer nos résultats à ceux obtenus dans les réacteurs étrangers car certains paramètres restent dans l'ombre et en particulier le flux. Il n'est donc pas étonnant de relever certaines contradictions entre les diverses analyses paramétriques. Une des plus flagrante porte sur la dépendance en température de la période d'incubation. Pour les anglais [26] celle-ci décroît uniformément avec la température comme le montre la figure 13. Pour les américains [30, 37], tantôt elle ne dépend pas de la température [30] (*), tantôt elle en dépend

(*) Selon GARNER ni la densité de dislocations, ni le gonflement ne semblent dépendent de la température, ce qui paraît étonnant.

[37] (fig. 14) selon une allure exactement inverse de celle de la figure 12.

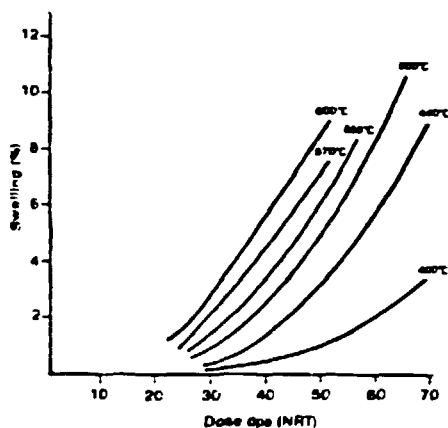


Fig. 13 (d'après [26])

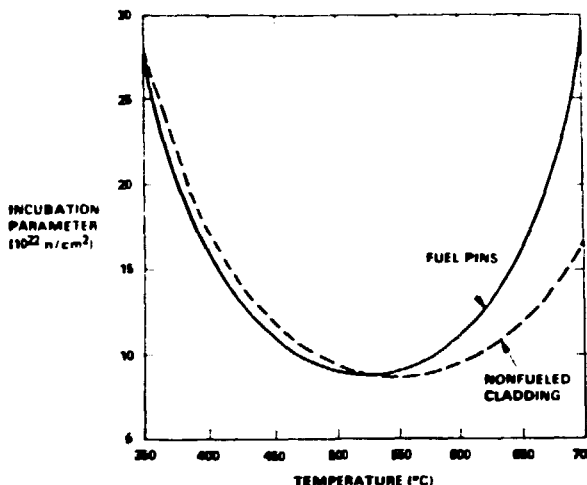


Fig. 14 (d'après [37])

Ce qui paraît contradictoire dans les figures 13 et 14 est la décroissance de la période d'incubation à basse température. Tous nos résultats montrent en effet le contraire. Ainsi, si on reprend par exemple la figure 6 on ne comprendrait pas pourquoi le gonflement s'écroule au-delà de 450 °C à dose quasi constante, voire même croissante, si la période d'incubation n'augmentait pas avec la température.

3.5. Effet de la composition chimique.

Sur ce sujet la littérature est fort abondante aussi nous nous contenterons de décrire les résultats les plus marquants obtenus en réacteur, les résultats de simulation étant traités par ailleurs [38].

Les études ont tout d'abord porté sur les éléments majeurs de l'alliage. A ce propos nous citerons une étude récemment publiée [31] effectuée dans EBR II sur l'effet du Ni et du Cr. La figure 15 montre que quelque soit la température, on a tout intérêt à augmenter la teneur en Ni au-delà de celle spécifiée pour les aciers de type 316, d'où l'intérêt des alliages dits haut nickel de type Inconel.

.../

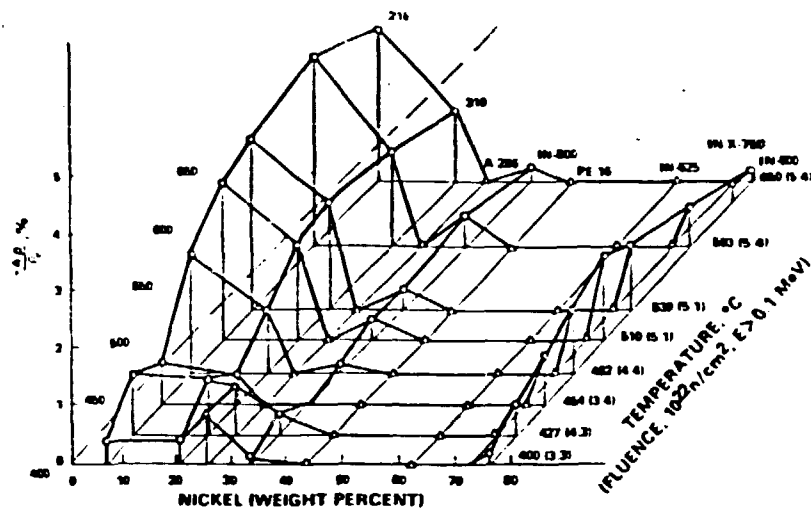


Fig. 15 (d'après [31])

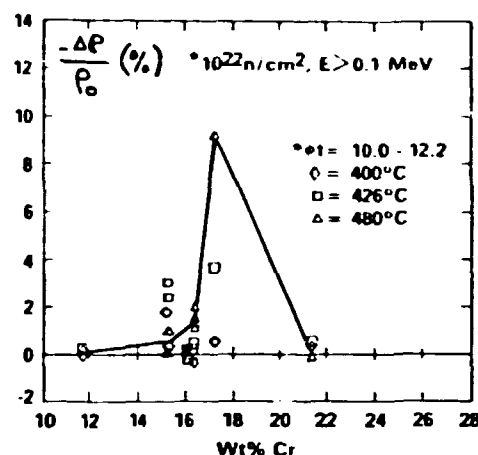


Fig. 16 (d'après [31])

Pour le Cr c'est l'inverse, la figure 16 montre qu'il y a intérêt à avoir de plus faibles concentrations que les 17% des 316, d'où l'intérêt pour les alliages à 10% de Cr [35, 36].

On sait maintenant que les éléments d'addition présents dans les aciers 316 utilisés en réacteurs (C, Si, Ti, Mo, P, N, S) augmentent généralement la résistance au gonflement mais que cet effet dépend du domaine de température et du niveau de concentration. D'une manière un peu lapidaire nous dirons qu'il en faut mais pas trop.

Sans entrer dans le détail nous prendrons comme exemple le carbone qui de loin, a été le plus étudié.

Les figures 17 et 18 tirées de résultats britanniques [32] montrent que si à froid sur le 316 hypertrempé le carbone (même à forte teneur) augmente la dose d'incubation et diminue la vitesse de gonflement, à chaud il en va tout autrement : l'acier haut carbone perd plus vite sa résistance au gonflement

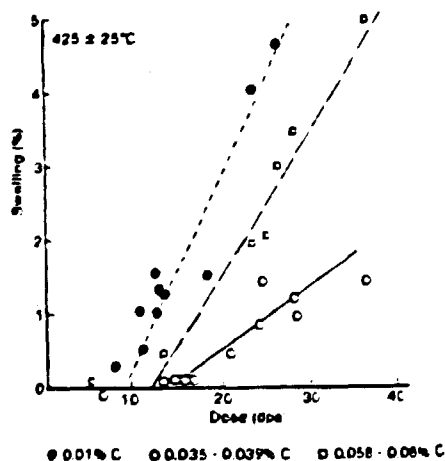


Fig. 17 (d'après [32])

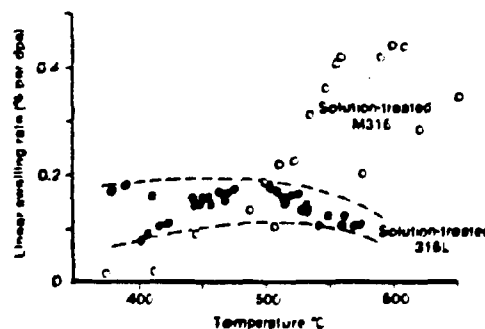
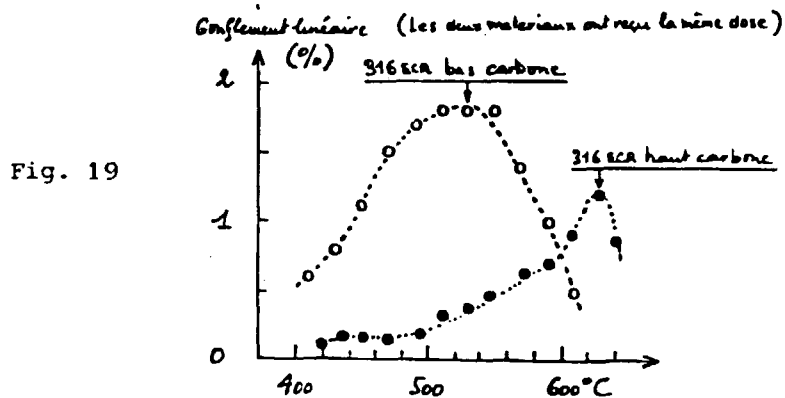


Fig. 18 (d'après [32])

Sur le 316 écroui irradié sous forme de gaines expérimentales, nous avons obtenu le même résultat qualitatif comme on peut le constater fig. 19.



Pour expliquer l'effet du solute, nous avons déjà introduit les mécanismes classiques de piégeage de défauts ponctuels et de réduction du biais de dislocations par formation de nuages d'impuretés autour d'elles.

Comme nous l'avons déjà évoqué précédemment les effets inhibiteurs de gonflement peuvent s'estomper à chaud si les éléments d'addition précipitent au lieu de rester en solution ou autour des dislocations. D'autre part, on sait bien que les phénomènes de précipitation sont eux mêmes fonction de la teneur initiales en élément ou de l'écrouissage d'où les effets de couplage entre éléments. Dans ces conditions, il n'est pas non plus étonnant d'observer que de trop fortes teneurs en carbone et silicium, exaltent le gonflement à chaud dans le 316 écroui si elles accélèrent la formation de phases de Laves [13]. Si enfin certains précipités (comme précisément les phases ou Laves [26, 33] constituent des sites préférentiels pour la germination hétérogène des cavités observées aux faibles flux neutroniques [34], on voit apparaître un autre type de relation entre le gonflement et l'instabilité de phase qui fait également intervenir les conditions d'irradiation.

4 - CONCLUSION.

L'utilisation aux fortes doses des aciers austénitiques de type 316 semble compromise par l'existence d'un gonflement à chaud important sur ces matériaux. Pour expliquer ce phénomène plusieurs hypothèses ont été émises mais dans l'état actuel des études microstructurales aucune d'entre elles ne peut être ni rejetée ni retenue définitivement. Ceci est dû à la diversité des paramètres agissant sur le gonflement dans ce domaine de température, mais aussi et surtout à leur interdépendance. Ainsi, même si on a pu mettre en évidence des corrélations entre le gonflement et certains aspects de l'évolution microstructurale, il est toujours très difficile de distinguer la cause de l'effet.

Heureusement pour la filière rapide, il existe des matériaux qui gonflent peu et qui présentent néanmoins une tenue mécanique suffisante [35]. Ainsi dans la plupart des pays impliqués dans le programme rapide, le 316 laissera progressivement la place aux aciers austénitiques stabilisés au titane (déjà utilisés comme matériau de référence en France) et aux aciers ferritiques ou aux aciers haut nickel à durcissement structural. Comme le montre la figure 20 [36], le comportement en gonflement de certaines nuances d'aciers ferritiques ou haut nickel est tel qu'aux doses records actuellement atteintes en réacteur, on a pas pu encore observer la fin de la période d'in cubation.

Alloy Designation	General Class
316C ^b	Austenitic stainless steel
D ^a	Austenitic stainless steel-titanium stabilized
HT 9	High-strength ferritic
D57	High-strength ferritic
D21	Precipitation strengthened
D66	Precipitation strengthened
D68	Precipitation strengthened

Nominal Alloy Compositions

	Iron	Nickel	Chromium	Others ^a
316C ^b	Balance	12.0	17.0	Mo
D ^a	Balance	14.5	14.5	Mo, Ti
HT 9	Balance	0.5	12.0	Mo, V, W
D57	Balance	0.5	10.5	Mo, V, Nb
D21	Balance	25.0	8.5	Mo, Ti, Al, Zr, B
D66	Balance	40.0	10.5	Mo, Ti, Al, Zr, Nb
D68	Balance	35.0	12.0	Ti, Al, Zr, Nb, H, B

^aAll alloys contain controlled additions of silicon, manganese, and carbon.

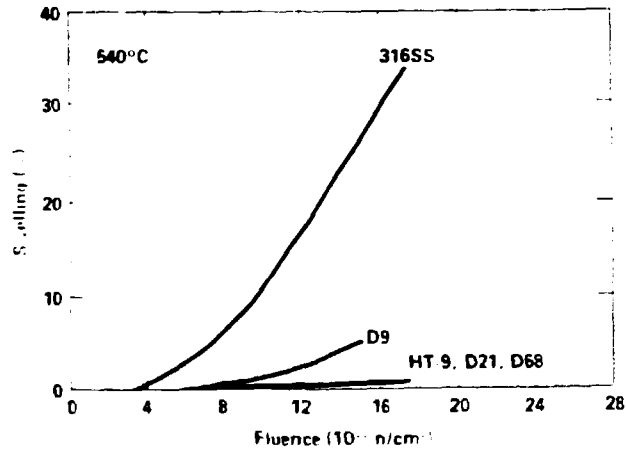


Fig. 20 (d'après [36])

BIBLIOGRAPHIE

- (1) G. MARBACH et P. MILLET- 26ème Colloque de Métallurgie de Saclay
"Effets d'irradiation dans les Matériaux" I.N.S.T.N. (Saclay)
20, 21 et 22 Juin 1983
- (2) R. CAUVIN et J.L. BOUTARD- même conférence que (1).
- (3) C. CANTHORNE, E.J. FULTON- Nature 216, 575 (1967).
- (4) Eleventh Intern. Symph. on Effects of radiation on Materials-
-SCOTTSDALE- 28, 30 Juin 1982 - ASTM - STP 782.
 - a) matériaux français: J.M. DUPOUY, p. 1179
 - b) matériaux britanniques: D.R. HARRIES, J. STANDRING,
N.D. BARNES et G.J. LLOYD, p. 1197.
- (5) L.K. MANSUR. Nucl. Technol. 40, 5 (1978).
- (6) J.O. STIEGLER et L.K. MANSUR - Ann. Rev. Mater. Sci. 9, 405 (1979).
- (7) J.M. DUPOUY - C.R. Acad. Sciences Paris 277, C-1303 (1973)
- (8) G.L. HOFMAN, J. TRUFFERT et J.M. DUPOUY- Int. Conf. Organised by
the Com. of Eur. Com.- PETTEN - 5,6 Mai 1976.
J.N.M. 65, 200 (1977).
- (9) G. HOFMAN, L.C. WALTERS and G.L. MAC VAY- J.N.M. 67, 289 (1977).
- (10) J.I. BRAMMANN, C.BROWN, J.S. WATKIN, C. CANTHORNE, E.J. FULTON
and E.A. LITTLE- Int. Conf. on Rad. Eff. in breeder Reactor
structural Mat., SCOTTSDALE - 19-23 Juin 1977 - p. 479.
- (11) H.R. BRAGER and F.A. GARNER- J.N.M. 73, 9 (1978).
- (12) H.R. BRAGER and F.A. GARNER: Tenth Int. Symph. on Effects of
radiation on Mat.- SAVANNAH- 3-5 Juin 1980- ASTM- STP 725, p. 470.
- (13) F.A. GARNER - Fall Meeting of the Metall. Soc. of AIME- PITTSBURGH
5,9 Octobre 1980 - p. 165.
- (14) F.A.GARNER and D.L. PORTER - Même conférence que (4), p. 295.
- (15) L.BOULANGER - Communication personnelle.
- (16) L. LE NAOUR, M. VOUILLON, V. LEVY- Même conférence que (4), p. 310.

- (17) V. LEVY, même conférence que (1).
- (18) J.L. SERAN et J.M. DUPOUY, même conférence que (4), p. 5.
- (19) J.L. SERAN et J.M. DUPOUY- Int. Conf. on Dimensional Stability and Mechanical Behaviour of Irradiated Metals and Alloys.
BRIGHTON 11, 13 Avril 1983, p. 25.
- (20) N.M. GHONIEM and G.L. KULCINSKI- J.N.M. 82, 392 (1979).
- (21) Y. ADDA, M. BEYELER, G. BREBEC- Thin Solid Film, 25, 107 (1975)
- (22) J. WEERTMAN et W. V. GREEN- ASTM- STP 611, 256 (1976).
- (23) J.L. BOUTARD, G. BRUN, J.L. SERAN- Journées d'Automne
27, 30 Octobre 1980, Paris.
- (24) L.K. MANSUR- Phil. Mag. A 44 (4), 867 (1981).
- (25) J.L. BOUTARD, G. BRUN, J. LEHMANN, J.L. SERAN, J.M. DUPOUY
Proc. de la Conf. Int. sur le comportement sous irradiation des
Matériaux Métalliques et des composants des coeurs des réacteurs
rapides. AJACCIO- 4, 8 Juin 1979, p. 137.
- (26) C. BROWN, R.M. SHARP, E.J. FULTON and C. CAWTHORNE-
Même conférence que (19), papier P 9.
- (27) C. BROWN, J.K. BUTLER, E.J. FULTON- Même conférence que (25), p. 129
- (28) W.K. APPLEBY, E.E. BLOOM, J.E. FLINN, F.A. GARNER-
Même conférence que (10), p. 509.
- (29) V. LEVY- Communication personnelle.
- (30) F.A. GARNER, W.G. WOLFER- Même conférence que (19)- HEDL- SA -2818.
- (31) J.F. BATES et R.W. POWELL- J.N.M. 102, 200 (1981).
- (32) J.I. BRAMMANN - Même conférence que (19) - Papier P 7.
- (33) T.M. WILLIAMS- Même conférence que (4), p. 166.
- (34) L. BOULANGER, L. LE NAOUR and V. LEVY- Même conférence que (19), p. 1.
- (35) H. AUBERT- Même conférence que (1).
- (36) B.A. CHIN, R.J. NEUHOLD, J.L. STRAALSUND-
Nucl. Technol. 57, 426 (1982).
- (37) B.J. MAKENAS, J.F. BATES, J.W. JOST- Même conférence que (4), p. 17.
- (38) D. GILBON- Même conférence que (1).