

COMMISSARIAT A L'ENERGIE ATOMIQUE

---

E.17

VINKA, DIX ANS APRES  
PRINCIPAUX RESULTATS SCIENTIFIQUES

*par*

*Section d'Etude des Solides Irradiés*

DIVISION DE METALLURGIE  
ET D'ETUDE DES COMBUSTIBLES NUCLEAIRES

Centre d'Etudes Nucléaires de Fontenay-aux-Roses

Rapport CEA-R-4953

---

1979

Da

SERVICE DE DOCUMENTATION

---

C.E.N. - SACLAY B.P. n° 2, 91 190 - GIF sur YVETTE - France

## PLAN DE CLASSIFICATION DES RAPPORTS ET BIBLIOGRAPHIES CEA

(Classification du système international de documentation nucléaire SIDON/INIS)

A 11	Physique théorique	C 30	Utilisation des traceurs dans les sciences de la vie
A 12	Physique atomique et moléculaire	C 40	Sciences de la vie, autres études
A 13	Physique de l'état condensé	C 50	Radioprotection et environnement
A 14	Physique des plasmas et réactions thermonucléaires		
A 15	Astrophysique, cosmologie et rayonnements cosmiques	D 10	Isotopes et sources de rayonnements
A 16	Conversion directe d'énergie	D 20	Applications des isotopes et des rayonnements
A 17	Physique des basses températures		
A 20	Physique des hautes énergies	E 11	Thermodynamique et mécanique des fluides
A 30	Physique neutronique et physique nucléaire	E 12	Cryogénie
		E 13	Installations pilotes et laboratoires
B 11	Analyse chimique et isotopique	E 14	Explosions nucléaires
B 12	Chimie minérale, chimie organique et physico-chimie	E 15	Installations pour manipulation de matériaux radioactifs
B 13	Radiochimie et chimie nucléaire		
B 14	Chimie sous rayonnement	E 16	Accélérateurs
B 15	Corrosion	E 17	Essais des matériaux
B 16	Traitement du combustible	E 20	Réacteurs nucléaires (en général)
B 21	Métaux et alliages ( <i>production et fabrication</i> )	E 30	Réacteurs nucléaires (types)
B 22	Métaux et alliages ( <i>structure et propriétés physiques</i> )	E 40	Instrumentation
B 23	Céramiques et ciments	E 50	Effluents et déchets radioactifs
B 24	Matières plastiques et autres matériaux		
B 25	Effets des rayonnements sur les propriétés physiques des matériaux	F 10	Economie
B 30	Sciences de la terre	F 20	Législation nucléaire
		F 30	Documentation nucléaire
C 10	Action de l'irradiation externe en biologie	F 40	Sauvegarde et contrôle
C 20	Action des radioisotopes et leur cinétique	F 50	Méthodes mathématiques et codes de calcul
		F 60	Divers

Rapport CEA-R-4953

*Cote-matière de ce rapport : E.17*

### DESCRIPTION-MATIERE (*mots clefs extraits du thesaurus SIDON/INIS*)

<i>en français</i>	<i>en anglais</i>
CAPSULES D'IRRADIATION	IRRADIATION CAPSULES
CRYOSTATS	CRYOSTATS
TRÈS BASSES TEMPÉRATURES	VERY LOW TEMPERATURE
BASSES TEMPÉRATURES	LOW TEMPERATURE
REACTEUR TRITON	TRITON REACTOR
FLUAGE	CREEP
EFFETS PHYSIQUES DES RAYONNEMENTS	PHYSICAL RADIATION EFFECTS
GONFLEMENTS	SWELLING
DEFAUTS PONCTUELS	POINT DEFECTS
ETAT AMORPHE	AMORPHOUS STATE
CANALISATION	CHANNELING

- Rapport CEA-R-4953 -

Centre d'Etudes Nucléaires de Fontenay-aux-Roses  
Division de Métallurgie et d'Etude des Combustibles Nucléaires  
Département d'Etudes des Combustibles à Base de Plutonium

VINKA, DIX ANS APRES  
PRINCIPAUX RESULTATS SCIENTIFIQUES

par

Section d'Etude des Solides Irradiés

- Janvier 1979 -

CEA-R-4953 - Section d'Etude des Solides Irradiés (S.E.S.I.)

VINKA, DIX ANS APRES - PRINCIPAUX RESULTATS SCIENTIFIQUES

Sommaire. - Le dispositif VINKA est un système fonctionnant dans le réacteur TRITON de Fontenay-aux-Roses et permettant l'irradiation de solides à basses températures pour étudier les défauts cristallins. Après dix ans de fonctionnement, nous présentons brièvement les principaux résultats scientifiques obtenus dans les domaines du fluage et de la croissance (chap. I), des défauts ponctuels (Chap. III), de l'amorphisation (chap. III) et de la décanalisation des particules (chap. IV).

1979

10 p.

Commissariat à l'Energie Atomique

CEA-R-4953 - Section d'Etude des Solides Irradiés (S.E.S.I.)

VINKA, TEN YEARS ON - MAIN SCIENTIFIC RESULTS

Summary. - The VINKA facility in the TRITON swimming-pool reactor at Fontenay-aux-Roses allows the irradiation of solids at low temperatures in order to study crystalline defects. After ten years of operation the main scientific results obtained in the fields of creep and growth (chapter I), point defects (chapter II), amorphisation (chapter III) and dechanneling of particles (chapter IV) are summarised.

1979

10 p.

Commissariat à l'Energie Atomique - France

A la mémoire de Jacques PONSOYE

1945 - 1970

TABLE DES MATIERES

	Page
PRESENTATION.	1
Qu'est-ce que le dispositif VINEA ?	1
Comment a-t-il fonctionné pendant ces dix ans ?	3
CHAPITRE UN : PHENOMENES DE CROISSANCE ET LE FLUAGE.	5
1.1 - Croissance naturelle.	5
1.2 - Croissance induite.	6
CHAPITRE DEUX : ETUDES DE DEFAUTS PONCTUELS.	9
2.1 - Effets élastiques et élasto-résistifs.	9
2.2 - Dilatation thermique des défauts cristallins.	10
2.3 - Défauts ponctuels dans les semi-métaux.	11
2.4 - Défauts dans les cartures métalliques.	13
2.5 - Défauts dans les sels organiques à transfert de charge.	13
2.6 - Défauts dans les composés à valence variable.	16
2.7 - Défauts dans le fer.	16
CHAPITRE TROIS : ALLIAGES AMORPHES.	19
CHAPITRE QUATRE : LOCALISATION DE PARTICULES.	21
4.1 - Bulles dans l'aluminium.	21
4.2 - Défauts d'irradiation dans le fer.	22
CHAPITRE CINQ : DESCRIPTION DE QUELQUES CAPSULES.	25
5.1 - Micromachine de traction.	25
5.2 - Capsule d'amorphisation.	27
BIBLIOGRAPHIE.	29
1 - Publications.	29
2 - Notes internes non publiées.	32

## PRESENTATION

Il existe peu d'appareils d'irradiation en pile à basse température de par le monde. En attendant à part les "refroidisseurs de neutrons", nous citerons l'appareil-pionnier d'Arbonne (F.R.G. BEH-ITT), ceux d'Oak Ridge (4 K), de Garching (4 K) et de Grenoble (4 K et 2 K).

L'appareil VIKKA est un dispositif d'irradiation fonctionnant à l'hydrogène liquide, qui a été installé dans le réacteur TRITON de Fontenay-aux-Roses dans les années 1970-71. Dix ans après, il nous a paru intéressant de faire un bilan de son activité. Après en avoir très sommairement rappelé les principales caractéristiques et décrit son fonctionnement au cours de ces dix années, nous résumons de façon synthétique les principaux résultats expérimentaux obtenus. La liste des publications doit permettre au lecteur plus spécialement intéressé par tel point d'avoir plus de détails.

### DESCRIPTION DE LA LIGNE SOURCE VIKKA

Il s'agit essentiellement d'un long cryostat superisolé à double extrémité rempli d'azote liquide, relié à un cryogénérateur (Phillips BEH 110), et plongeant dans l'eau du réacteur pile TRITON du CEA de Fontenay-aux-Roses, tenu par R.H. VITTE [1] à l'intérieur d'un cryogénérateur-cryostat ainsi que l'armoire de contrôle et de régulation sont montés sur un chariot mobile qui permet d'approcher à volonté le bas du cryostat au cœur du réacteur. Le cryogénérateur liquide en circuit fermé d'azote d'Oran et l'hydrogène qui permet d'irradier à 2 K.

L'ensemble (figure 1), remarquablement compact, est autonome et permet des expériences de plusieurs semaines [1-5, A, B]. La puissance du cryogénérateur est de 310 W à 77 K et de 101 W à 2 K. En plein flux (neutrons rapides et thermiques, flux  $\gamma$ ) la puissance disponible pour une expérience à 2 K est de 4 W.

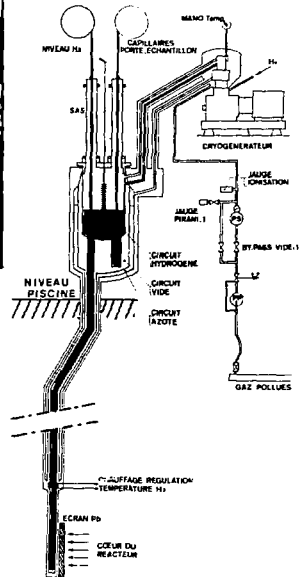
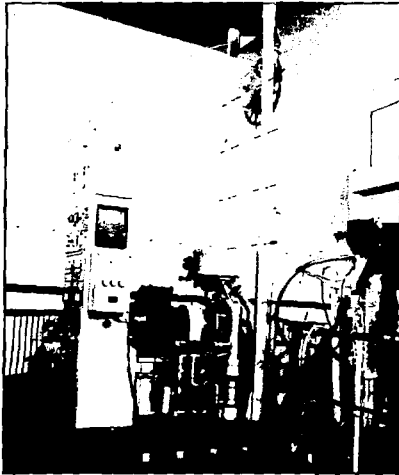
Dans le tableau I résumons les principales caractéristiques de VIKKA.

Similaire à ce deuxième dispositif, identique à quelques notes près, a été installé dans TRITON en 1976 par le CEA-CEA (C.E.A., Vitry-sur-Seine).

---

<sup>1</sup> L'appareil ne peut fonctionner parce que sa température normale d'utilisation est 20 K.

<sup>2</sup> Les numéros renvoient à des publications ; les lettres à des notes internes non publiées mais disponibles d'être consultées. Les tirés-à-part pourront être obtenus à l'adresse suivante : CEA-CEA, CEA-FAR, B.P. 20, 92221 Fontenay-aux-Roses.



-Figure 1-

Schéma du dispositif d'irradiation "VINKA" implanté à la pile TRITON de Fontenay-aux-Roses. La hauteur entre "niveau piscine" et la position d'irradiation "cœur du réacteur" est 7 mètres.  
La photographie en haut à gauche montre la partie émergée de VINKA.

Schematic diagram of the "VINKA" low temperature irradiation facility in the TRITON swimming pool reactor at FONTENAY-AUX-ROSES. The irradiation position in the reactor core is 7 metres below the water level.  
The photograph at the top left shows the part of VINKA which is above the water level.



- TABLEAU I -  
Principales caractéristiques de VINKA

	Flux minimal	Flux maximal
Fluence totale <sup>a</sup>	$3.10^{11}$	$1,2.10^{13}$
Fluence des neutrons rapides <sup>a</sup>	$5.10^{10}$	$2.10^{12}$
Endommagements typiques <sup>b</sup>	$5.10^{-70}$	$2.10^{-8}$

a : en neutrons,  $cm^{-2}.s^{-1}$ .

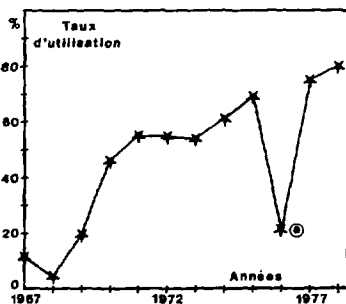
b : en déplacement par atome par seconde ( $apa.s^{-1}$ ).

COMMENT A-T-IL FONCTIONNÉ PENDANT CES DIX ANS ?

De mieux en mieux peut-on répondre.

La figure 2 montre la variation du taux d'utilisation, c'est-à-dire le rapport (temps de fonctionnement) sur (temps total), au cours de ces dix années.

Aucun incident notable ne peut être signalé. Outre l'entretien normal du cryogénérateur, nous avons été amenés à remplacer le bas du cryostat une fois, en 1976, après 9 ans de fonctionnement après qu'une fuite soit apparue, non réparable du fait de la forte radioactivité du bas de cryostat.



- Figure 2 -

Taux d'utilisation du dispositif VINKA.  
Le point singulier a correspond au remplacement du bas de cryostat en 1976.  
Pour 1978, le taux d'utilisation est celui pour les six premiers mois de l'année.

The rate of utilization of the VINKA facility.  
The singularity at point a corresponds to the change of the lower part of the cryostat in 1976.

Le problème majeur a été celui de la réalisation et de la mise au point des différentes "capsules" d'irradiation. Ces capsules, que l'on descend le long du cryostat jusqu'au niveau du cœur, contiennent l'échantillon et, le cas échéant, les dispositifs expérimentaux. Ces dispositifs sont en général télécommandés. Nous décrivons sommairement, à titre d'exemples, deux de ces capsules au chapitre 5.

Plus de détails peuvent être obtenus en s'adressant à J. LERAT qui a assuré pendant ces dix années la responsabilité technique de la marche de l'ensemble.

Nous tenons à remercier le personnel de la Section d'Exploitation de TRITON et celui du Service de Protection contre les Rayonnements pour leur collaboration.

## CHAPITRE UN

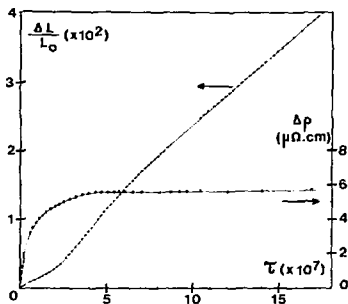
### PHENOMENES DE CROISSANCE ET DE FLUAGE

#### 1.1 - Croissance naturelle.

On sait que des monocristaux de solides anisotropes soumis à irradiation de particules rapides voient leur forme varier sans que leur volume soit - au premier ordre - modifié. Ce phénomène est dû à l'accumulation de boucles de dislocation interstitielles d'un certain type de vecteur de Burgers  $\vec{b}_1$  et lacunaires d'un autre type  $\vec{b}_2$  ; dans ce cas, le cristal s'allonge suivant la direction parallèle à  $\vec{b}_1$  et se raccourcit suivant celle parallèle à  $\vec{b}_2$ .

Le dispositif VINKA nous a permis d'étudier ce phénomène dans le cas de l'uranium  $\alpha$ , cristal orthorhombique [7]. Les défauts sont ici créés par les fragments de fission de l'uranium. La figure 3 montre de manière très claire que l'allongement (le long de l'axe [010]), après une période d'incubation, devient linéaire avec la dose d'irradiation tandis que la résistivité électrique est rigoureusement saturée. Cette dernière mesure le nombre de défauts

- Figure 3 -



Variations de longueur et de résistivité d'un fil d'uranium  $\alpha$  irradié par des neutrons thermiques à 36 K en fonction du "taux de combustion"  $\tau$  ( $\tau$  est le rapport du nombre de fissions au nombre total d'atomes) [7].

On remarquera que lorsque l'accroissement de résistivité est saturé, la longueur augmente linéairement (phénomène de "croissance").

The variation in length and resistivity of an essentially single-crystal uranium wire irradiated with thermal neutrons at 36 K as a function of the "burn-up"  $\tau$  ( $\tau$  is the ratio of the number of fissions to the total number of atoms) [7].

pendance libre, qui n'év. lue sans pas, tandis que la variation de la longueur fournit une mesure du nombre de défauts ponctuels condensés en bouclage, lequel croît linéairement. En fait les boucles grandissent jusqu'à se rejoindre, créant ainsi de nouveaux plans atomiques (11). Les nouvelles boucles naissent alors puis grandissent etc..., ce qui explique que l'on n'observe aucune tendance à la saturation.

Cette analyse plus précise [6-7] montre qu'un germe de boucle interstitielle est créé pour chaque cascade de déplacements alors qu'il faut au moins deux cascades se produisant successivement au même endroit pour créer un germe de boucle lacunaire. Plus quantitativement on peut analyser les résultats (et notamment la courbure observée pour les variations de longueur à faible fluence, voir figure 3) en calculant que chaque fission crée environ :

- 3. 000 interstitiels libres,
- 100 germes de boucles interstitielles contenant en moyenne 15 atomes,
- 30 000 lacunes réparties en amas lacunaires,
- 130 000 paires de Frenkel.

### 1.2 - Croissance induite.

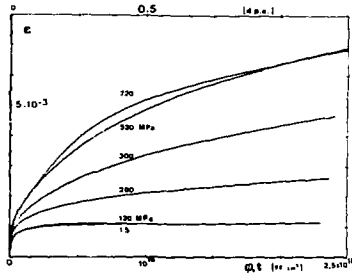
Dans le cas de la croissance naturelle, c'est l'anisotropie même du cristal - notamment celle de la dilatation thermique - qui provoque la répartition des boucles lacunaires et interstitielles respectivement sur deux vecteurs de Burgers différents. Nous avons voulu étudier le cas où le cristal est isotrope, ou au moins cubique, mais où l'on crée l'anisotropie par un champ de contraintes non élastostatique, par exemple uniaxial. Nous avons eu un cristal cubique centré. En l'absence de contrainte extérieure, les six vecteurs de Burgers  $\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$  sont également probables aussi bien pour les boucles lacunaires que pour les interstitielles ; ces boucles ne donneront pas lieu à un changement de forme. Si par contre on crée les boucles en présence d'une contrainte uniaxiale, la sélectivité des  $\frac{a}{2} \langle 110 \rangle$  est levée : les boucles se polarisent dès leur germination et l'on assiste alors à un allongement dans le sens de la traction. L'effet est d'autant plus fort que la température est plus basse. Cet allongement (fluage) est caractéristique du degré de polarisation [8-15, 3, D]. Plus précisément, dans un modèle simple de "l'effacement" de la boucle, il est caractéristique de la surface de la boucle - donc du nombre  $n$  de défauts ponctuels condensés - au moment de l'effacement.

Les études dans cette direction ont commencé sur VVERA dès 1974 [2] et se sont poursuivies jusqu'à maintenant [9-15]. La figure 4 montre un résultat caractéristique relatif au molybdène. L'allongement comprend deux termes : l'un, rapidement saturé, indépendant de la contrainte  $\sigma$  et dû au confinement isotrope des défauts ponctuels ; l'autre, non saturé, croît lorsque la contrainte augmente.

En adoptant comme unité de fluence le nombre de déplacements par atome (d.p.a.) nous observons qu'aucun régime stationnaire de fluage n'est atteint avant  $\approx 1,5$  d.p.a. contrairement à ce que l'on observe à haute température. C'est ici la germination orientée des boucles qui rend compte de la déformation.

En mesurant les vitesses initiales (à fluence nulle) d'allongement (après construction du terme de confinement isotrope mentionné plus haut) en fonction de la contrainte et en les comparant à notre modèle de croissance induite (figure 5) nous déduisons que le germe des boucles interstitielles dans un métal comme le molybdène contient environ 5 atomes.

Les expériences analogues ont été faites sur des monocristaux de fluorure de lithium

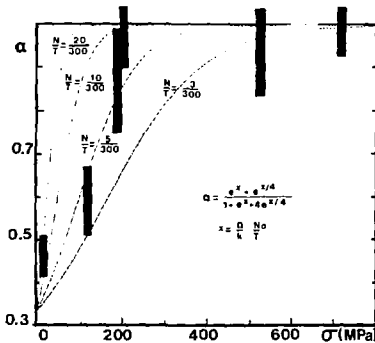


-Figure 4 -

Allongement relatif du molybdène écroui en fonction de la fluence de fragments de fission pour diverses contraintes appliquées. Température d'irradiation : 21 K [15]. Le "gonflement isotrope", rapprochant saturé, est observé pour les contraintes nulles ou faibles (15 ou 120 MPa).

The fractional increase in length of cold-worked molybdenum samples irradiated with fission fragments at 21 K as a function of dose for different applied stresses [15].

irradiés à 21 K en contrainte de flexion [15]. L'irradiation est ici principalement due à la fission du lithium. Lorsque l'irradiation débute sous contrainte puis se continue sans contrainte nous avons montré que la déformation (fluage) acquise durant la première phase s'amplifie durant la seconde : le cristal se déforme sans contrainte appliquée par accumulation de défauts ponctuels sur une boucle de dislocation polarisées durant la première phase.



-Figure 5 -

Vitesses initiales d'allongement calculées d'après le modèle de germination sous contrainte et comparées aux valeurs expérimentales (barres)[15].

The initial creep rates of molybdenum irradiated with fission fragments at 21 K. The experimental results are compared with theoretical curves where the important parameter is the number of point defects contained in the dislocation loop nuclei [15].

## CHAPITRE DEUX

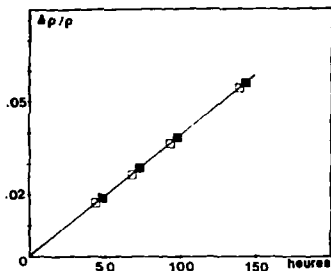
### ETUDES DE DEFAUTS PONCTUELS

#### 2.1 - Effets élastiques et élasto-résistifs,

Tôt dès dans l'histoire de VIKKA, nous avons conçu et réalisé une micromachine de traction pouvant fonctionner sous flux et à basse température (voir paragraphe 5.1).

Dans un premier temps, nous avons mesuré directement - sur courbe de traction - la variation par irradiation du module de Young dans du cuivre. Ainsi le module augmenta-t-il de 15% pour une fluence de  $\approx 10^{17}$  neutrons rap./cm<sup>2</sup> puis tend-t-il vers une saturation pour une fluence 10 fois supérieure [16].

Puis nous avons irradié du tungstène sous forte contrainte uniaxiale et pu montrer (voir figure 6) que la variation de résistivité, donc le nombre de défauts ponctuels créés, ne dépendait rigoureusement pas de la contrainte [8, 15].



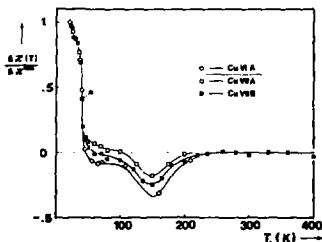
-Figure 6-

Variation de résistivité d'un fil de tungstène en fonction du temps d'irradiation par des neutrons rapides en présence d'une contrainte uniaxiale de traction  $\sigma$  [8].

- $\sigma = 0$
- $\sigma = 120 \text{ kg/mm}^2$

The change in resistivity of a tungsten wire irradiated with fast neutrons at 20 K as a function of the irradiation time for two different applied tensile stresses  $\sigma$  [8].

Enfin et surtout, nous avons étudié (dans le cuivre) les variations de l'élastorésistivité ( $\chi = \rho(\epsilon) / \epsilon$ )  $\rho_p$  est la variation de résistivité due à l'allongement  $\Delta l / l = \epsilon$  induite par les défauts nonactuels d'irradiation [17-19, P, G]. Outre le fait que  $\chi$  croît proportionnellement au nombre de défauts créés - ce qui permet de définir une élastorésistivité spécifique d'une paire de Frenkel - le résultat principal concerne la guérison thermique de  $\chi$ . En effet (voir figure 7), toute l'élastorésistivité se restaure à  $\approx 50$  K c'est-à-dire au cours du stade I de guérison du cuivre. De plus, au delà de 200 K, l'élastorésistivité ne varie plus. Il semble donc clair que, à notre degré de précision expérimental, l'élastorésistivité de la lacune est nulle : toute l'élastorésistivité de la paire de Frenkel est due à l'interstitiel. L'élastorésistivité apparaît alors comme une des très rares mesures permettant de distinguer la lacune de l'interstitiel dans une expérience d'irradiation. Dans le cuivre, nous trouvons  $\chi_{\text{interst.}} = (3,2 \pm 0,4) \rho_{\text{F.F.}}$  où  $\rho_{\text{F.F.}}$  est la résistivité de la paire de Frenkel. Des résultats analogues sont obtenus dans le molybdène et dans l'or [20, J].



-Figure 7-

Variation de l'élastorésistivité d'échantillons de cuivre en fonction de la température de revenu (température de mesure : 20 K) [18].

Les différents symboles sont relatifs à des traitements métallurgiques différents.

*The recovery of irradiation-induced elastoresistivity in copper as a function of the annealing temperature [18].*

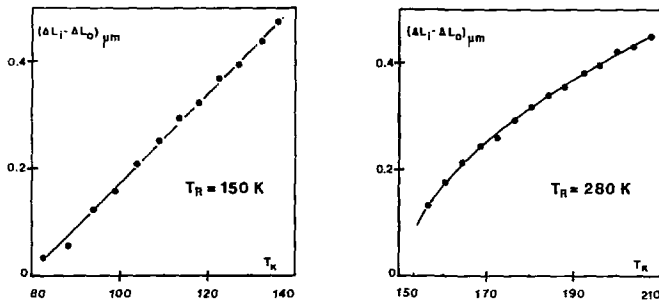
## 2.2 - Dilatation thermique des défauts cristallins.

Après avoir réalisé un dilatomètre à interférométrie LASER et mesuré des dilatactions thermiques d'atomes dissous dans les métaux (H. ASTY: Rapport CEA-R-4698, 1975), nous avons commencé l'étude de la dilatation des défauts cristallins, que l'on peut théoriquement (L.C. CHASAILDAS et R.H. GILDER : Phys. Rev. **5**, B 2135, 1972 ; R.H. GILDER et P. AUDIT : Phys. Rev. Lett. **38**, 1, 1977) s'attendre à trouver nettement supérieure à celle du réseau parfait.

L'échantillon, un cylindre d'aluminium pur\*, a été irradié dans VILKA puis installé dans le dilatomètre sans réchauffage au dessus de 150 K. Sa dilatation est alors mesurée en fonction de la température par référence à un cylindre d'aluminium non irradié [21].

\* Nous remercions ici le CECM de Vitry qui nous a fourni cet aluminium.

La figure 8 montre que les défauts maintenus après recuit à 150 K (majoritairement des lacunes) ainsi que ceux maintenus après recuit à 280 K (majoritairement des boucles de dislocation) ont une dilatation thermique bien supérieure à celle du réseau. D'autres irradiations suivies de mesures de concentration nous permettront de rendre quantitative cette observation (autre qualitative).



- Figure 8 -

Dilatation thermique des lacunes. On compare la dilatation thermique d'un échantillon irradié ( $\Delta L_i$ ) à celle d'un échantillon recuit, sans défauts ( $\Delta L_0$ ). La différence, reportée sur les graphes, représente alors la dilatation intrinsèque des défauts d'irradiation.  $T_R$  = température de recuit. Une première évaluation conduit à un coefficient de dilatation intrinsèque de la lacune d'environ 3 fois celui de l'aluminium [21].

*Thermal expansion of vacancies.*

*The thermal expansion ( $\Delta L_i$ ) of an Al sample irradiated at 20 K is compared with the thermal expansion ( $\Delta L_0$ ) of defect free Al.*

*( $\Delta L_i - \Delta L_0$ ) represents the intrinsic thermal expansion of the defects.  $T_R$  is the annealing temperature of the irradiated sample.*

*A first evaluation indicates that the thermal expansion could be  $\approx 30$  times larger for the vacancy than for the matrix [21].*

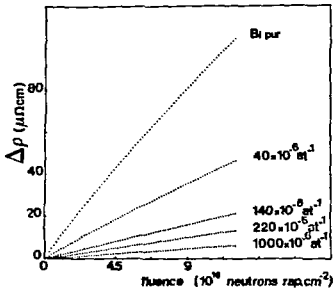
### 2.3 - Défauts ponctuels dans les semi-métaux.

Accablés entre leurs deux puissants voisins, métaux et semi-conducteurs, les semi-métaux n'ont jusqu'à présent été que très peu étudiés sous l'angle des défauts ponctuels.

VITEA nous a permis de débroussailler l'étude de ces défauts dans le bismuth, pur ou dopé [22-25, 1, 3]. Cette étude a été récemment développée et précisée par des irradiations en cours sur notre Van de Graaff.

Le bismuth, soit polycristallin, soit monocristallin, soit pur, soit dopé (Sb, ou Te, ou In), a été irradié, puis recuit, dans VITEA. On a mesuré la résistivité. Celle-ci croît sous irradiation. L'effet matière qui dépend très fortement du dopage (figure 9). Dans le cas du bismuth pur l'accroissement de résistivité est supérieur par 4 ordres de grandeur à celui d'un





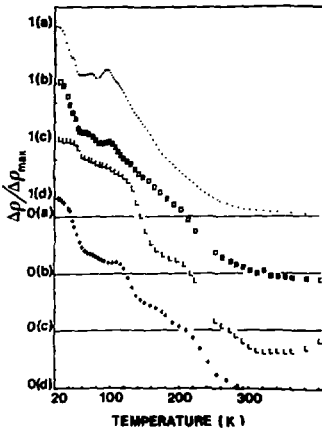
-Figure 9-

Augmentation de résistivité de bismuth et de divers alliages dilués  $\underline{\text{Bi-Te}}$  par irradiation à 20 K en fonction de la fluence de neutrons rapides [24].

On remarquera la courbure négative obtenue pour Bi pur, due à la charge des défauts ponctuels.

The increase in resistivity of Bi and several diluent Bi-Te alloys irradiated with fast neutrons at 20 K as a function of the irradiation dose [24].

metal normal. Les variations  $\Delta\rho(\varphi)$  présentent une nette courbure, négative pour Bi ou  $\underline{\text{Bi-Te}}$ , légèrement positive pour  $\underline{\text{Bi-Sn}}$ . Les guérisons sont totales à 300 K (figure 10) et présentent des "anti-recuits" locaux très marqués.



-Figure 10-

Restauration de la résistivité d'échantillons de bismuth dopé avec du tellure (fluence :  $1,6 \cdot 10^{17}$  n.rap.cm<sup>-2</sup>) [24].

- a : Bi pur ;
- b :  $40 \cdot 10^6$  at<sup>-1</sup> ;
- c :  $220 \cdot 10^6$  at<sup>-1</sup> ;
- d :  $1000 \cdot 10^6$  at<sup>-1</sup> .

La restauration est totale à 300 K.

The thermal recovery of Bi and Bi-Te alloys irradiated with fast neutrons to a dose of  $1,6 \times 10^{17}$  n.cm<sup>-2</sup> [24]. The recovery is complete at 300 K.

Nous avons pu rendre compte de la plupart des résultats en postulant que les défauts sont les sites acceptés, les interstitiels étant des donneurs, les lacunes des accepteurs. La mobilité des porteurs décroît sous irradiation mais leur nombre varie : il croît (par ajout d'électrons) dans Bi et Bi-Te, tandis qu'il décroît dans les Bi-Sn où les porteurs sont essentiellement des trous, ce qui rend compte à la fois des courbes positives ou négatives mentionnées plus haut et de la très forte variation de  $\Delta\rho$ , à fluence donnée, en fonction de la teneur en Te visible sur la figure 9.

#### 2.4 - Défauts dans les carbures métalliques.

Une étude est actuellement en cours dans VIKKA sur les carbures TiC et TaC, ainsi que le sous-stœchiométrique (lacunes de carbone) TaC<sub>0,85</sub>. Nos premiers résultats montrent que :

i) à même nombre de défauts créés, l'accroissement de résistivité électrique  $\Delta\rho$  est intermédiaire entre celui d'un métal ( $\Delta\rho \approx 10^{-2} \Delta\rho_{00}$ ) et celui d'un semi-métal ( $\Delta\rho \approx 10^{-2} \Delta\rho_{0,2}$ ).

ii) l'accroissement de  $\Delta\rho$  sous flux est plus important pour TiC que pour TaC. Nous pouvons qualitativement rendre compte de cet effet par les arguments suivants :

- on crée plus de défauts dans TiC que dans TaC (Ti est quatre fois plus léger que Ta) ;

- la résistivité spécifique des défauts est plus grande dans TiC, car la densité d'états au niveau de Fermi est plus faible.

iii) la résistivité électrique croît environ trois fois plus vite dans TaC<sub>0,85</sub> que dans TaC. Ceci s'explique probablement par la diminution des énergies de seuil de déplacement en présence des lacunes de carbone.

#### 2.5 - Défauts dans les sels organiques à transfert de charge.

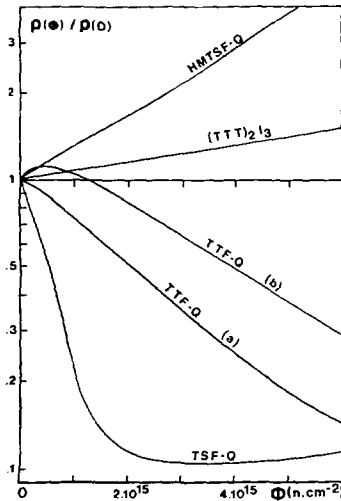
Les sels organiques à transfert de charge sont des cristaux organiques à caractères métalliques. Leurs propriétés de transport sont très anisotropes car ils sont constitués de chaînes toutes parallèles le long desquelles les électrons sont très mobiles mais entre lesquelles la conduction est très faible.

Une étude des défauts de structure dans ces matériaux est en cours, en collaboration avec plusieurs laboratoires, notamment le laboratoire de Physique des Solides d'Orsay et le Central Research Institute de Budapest. VIKKA a été et reste un outil précieux pour débroussailler ce terrain parfaitement vierge.

La figure 11 montre les résultats des premières irradiations à 21 K de TSP-TQX, TTP-TQX, HHTSP-TQX et (TTT)<sub>2</sub>I<sub>2</sub>. Cet ensemble de résultats a pu être interprété en admettant que le mouvement des électrons à travers le cristal ensonné par l'irradiation peut être traité comme une percolation [26].

Nous avons également étudié le polymère (SH)<sub>x</sub> [27] irradié soit par des neutrons soit

de caractère unidimensionnel marqué contrairement au gaz électronique des propriétés très particulières : il est très susceptible vis à vis des sollicitations de période 2 kF (kF vecteur d'onde au niveau de Fermi). Toute la dynamique des électrons dans ces systèmes est donc dominée par leur instabilité vis à vis de la transition de Peierls (transition métal-isolant, distorsion à période 2 kF, anomalie de Kohn géante, onde de densité de charge ...).



-Figure 11-

Irradiations à 21 K de molécules organiques à transfert de charge. Pour TTF-1234, la résistivité a été mesurée parallèlement à l'axe de plus grande conductivité (a) et à long d'un axe transversal (b) [26].

The resistivity changes of several organic conductors irradiated at 21 K. In the case of TTF-O, the measurements were carried out in directions both parallel (b) and transverse (a) to the axis of highest conductivity [26].

par des fragments de fission. Dans le premier cas - pas dans le second - on peut, comme dans un bon métal, restaurer intégralement par recuit (ici, à température ambiante) la résistivité créée par irradiation. Celle-ci est du même ordre que celle obtenue dans un semi-métal.

Les dichalcogénures ( $TaS_2$ ,  $NbSe_2$ ,  $TiS_2$  ...) sont aussi des composés très anisotropes. Ils présentent les caractères de métaux bi-dimensionnels et subissent des transitions, de même nature que celles de Peierls auxquelles sont associées des ondes de densité de charge. Les polytypes  $1T-TaS_2$  et  $2HTaS_2$  ont été irradiés dans VINKA. On a pu montrer que certaines des transitions sont complètement supprimées par l'irradiation. La figure 12 montre les effets d'une irradiation sur  $1T-TaS_2$ . La résistivité à basse température diminue, le profil de la courbe résistance-température est notablement modifié. Nous pourrions ces expériences préliminaires pour caractériser les défauts dans ces matériaux et étudier leur effet sur les transitions de phase, sur les ondes de densité de charge et sur les propriétés supraconductrices de certains d'entr'eux.

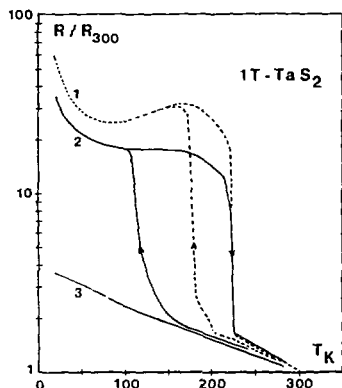


Figure 12

Irradiation à 21 K du polytype 1T du di-chalcogénure  $TaS_2$ . Courbes résistance-température :

- 1) avant irradiation ;
- 2) après une "faible" irradiation de  $1,5 \cdot 10^{17}$  n.rap.cm $^{-2}$  suivie d'un recuit prolongé à 300 K ;
- 3) après une "forte" irradiation de  $10^{18}$  n.rap.cm $^{-2}$  suivie d'un recuit prolongé à 300 K.

Resistance vs temperature curves for  $TaS_2$  irradiated with fast neutrons at 21 K :

- 1) before irradiation ;
- 2) after a short irradiation followed by an anneal at 300 K ;
- 3) after a long irradiation followed by an anneal at 300 K.

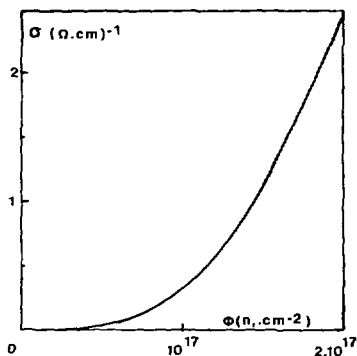


Figure 13 -

Variation de la conductivité  $\sigma$  d'un échantillon de  $SmS$  irradié à 20 K en fonction de la fluence  $\phi$  de neutrons rapides. Contrairement aux métaux, la conductivité augmente par irradiation, ce qui est interprété par un changement de valence de l'ion  $Sm$  [26].

The electrical conductivity of  $SmS$  irradiated with fast neutrons at 20 K as a function of the irradiation dose.

The increase in conductivity with irradiation, which is contrary to the effect observed in metals, is interpreted in terms of an irradiation-induced change of valency of the  $Sm$  ions ( $Sm^{2+} \rightarrow Sm^{3+}$ ) [26].

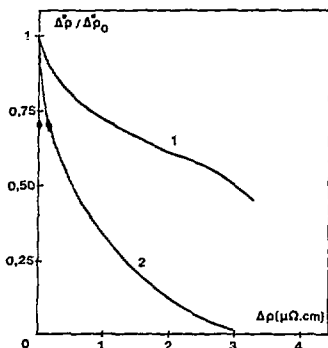
### 2.6 - Défauts dans les composés à valence variable.

Le monosulfure de samarium ( $\text{SmS}$ ) est un composé à valence variable. A pression atmosphérique, les ions Sm sont principalement dans l'état  $\text{Sm}^{2+}$ , et le sulfure se comporte en semi-conducteur de type n. Lorsque la pression atteint 0,5 Kbar, une transition  $\text{Sm}^{2+} \rightarrow \text{Sm}^{3+}$  se produit, libérant un électron, le sulfure devient métallique. Un léger dopage au phosphore tend à favoriser cette transition semi-conducteur - métal.

Nous avons irradié des échantillons de  $\text{Sm}(\text{S}_{0,99}\text{P}_{0,01})$  dans l'espoir de provoquer artificiellement la transition par l'intermédiaire des contraintes dues aux défauts d'irradiation. La figure 13 montre que la conductivité croît considérablement sous irradiation (elle est multipliée par  $10^4$  après une fluence aussi faible que  $2 \cdot 10^{17}$  neutrons/cm<sup>2</sup>, s.). Ce résultat est interprété en termes d'un changement de valence ( $\text{Sm}^{2+} \rightarrow \text{Sm}^{3+}$ ) induit par irradiation [ 28 ].

### 2.7 - Défauts dans le fer.

Parallèlement à une expérience de décanalisation elle-même réalisée aux VINEA (voir plus loin § 4.2 ) nous avons irradié du fer à 20 K soit par des neutrons soit par des fragments de fission (F.F.) de l'uranium et mesuré la variation de résistivité  $\Delta\rho$  en fonction de la fluence  $\phi t$ . Si l'on s'intéresse à la vitesse d'endommagement  $\dot{\Delta\rho} = \Delta\rho/d(\phi t)$ , on constate (voir figure 14) que celle-ci décroît au fur et à mesure que l'endommagement  $\Delta\rho$  augmente, ce qui est normal. Mais on constate aussi que la courbure du graphique  $\dot{\Delta\rho} = f(\Delta\rho)$  dépend du projectile. Positive pour les fragments de fission comme c'est le cas très général, et notamment celui du fer lui-même irradié par les électrons, (J. BURAT, J. ARLET AU, J.C. JOUSSET - J. Physique, **36**, 1007, 1977), elle est négative pour les neutrons.



- Figure 14 -

Vitesse d'endommagement de fer irradié à 20 K.

- 1 - par les neutrons rapides ;
  - 2 - par les fragments de fission de l'uranium 235 [29].
- La vitesse  $\dot{\Delta\rho}$  est normalisée à la vitesse initiale  $(\dot{\Delta\rho})_0$ .

The damage rate  $\dot{\Delta\rho}$  vs  $\Delta\rho$  in iron irradiated at 20 K with :

- 1) fast neutrons ;
- 2) fission fragments.

The difference in the sign of curvature is discussed in terms of the different types of clusters produced under the different irradiation conditions [ 29 ].

Cette anomalie est expliquée en termes de stabilité des zones lacunaires créées. Compte tenu des spectres de répartition d'énergies cédées, différents pour ces deux types de particules, nous pensons que le neutron crée majoritairement des zones lacunaires stables, et le P.F. des petites boucles de dislocation. Au cours de l'irradiation, des zones lacunaires en se recouvrant s'enfoncent en boucles (suivant une réaction du type  $a + z \rightarrow b$ ). Ces boucles ont évidemment une résistivité inférieure à celle des deux zones qui leur ont donné naissance : il en résulte un ralentissement progressif de l'augmentation de  $\Delta\rho$ , qui donne lieu à la courbe observée [29, K].

Les irradiations par P.F. ont d'autre part été suivies de recuits au cours desquels les divers stades de guérison des défauts ponctuels ont été observés [ L ].

## CHAPITRE TROIS

### ALLIAGES AMORPHES

Nous avons étudié dans VINKA les conditions d'amorphisation par irradiation de l'alliage  $Pd_{0,85}Si_{0,15}$  [3C-32]. Nous avons auparavant déterminé certaines propriétés physiques et élastiques de ces alliages obtenus amorphes par trempe ultra-rapide ("splat cooling").

Dans un premier temps nous avons observé que si l'on irradie, par des fragments de fission (F.F.), cet alliage cristallisé il devient amorphe. La question qui se posait alors était la suivante : l'amorphisation est-elle due aux chocs atomiques (qui se produisent majoritairement en fin de trajet des F.F.) ou à l'excitation électronique (prédominante en début de parcours) ? Nous avons, pour examiner ce point, irradié des échantillons cristallisés de Pd-Si à 20 K par des F.F. soit "naissants" c'est-à-dire avec leur pleine énergie (environ 90 MeV pour les fragments légers et 60 MeV pour les fragments lourds), soit ralentis par passage au travers d'une feuille mince d'aluminium. Dans le premier cas, les F.F. traversent l'échantillon qui n'est pratiquement soumis qu'à l'excitation électronique ; dans le second les F.F. s'y arrêtent et créent surtout des défauts cristallins. On peut passer à volonté, en cours d'irradiation, d'un régime à l'autre.

On trouvera sur la figure 15 un exemple des résultats obtenus. On y voit la variation de résistivité (celle-ci croît lors du passage cristal → amorphe) en fonction du flux, pour les deux types de régime précédents.

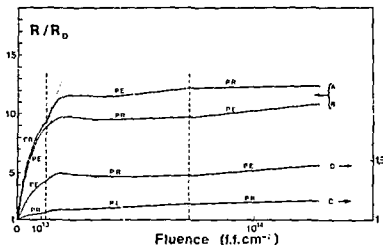
L'analyse de l'ensemble des résultats montre que :

i/ les deux processus (chocs et excitation) contribuent, à parts comparables, à l'amorphisation : les déplacements atomiques amorphisent, ainsi que la "pointe thermique" dégagée le long du parcours des F.F.

ii/ cette pointe thermique est responsable, en surface, d'une importante pulvérisation. Celle-ci concerne 5 000 ou 30 000 atomes par F.F. suivant que celui-ci est ralenti ou non.

iii/ le volume amorphisé par F.F. est en moyenne de  $10^{-16}$  cm<sup>3</sup>.

iv/ la pointe thermique, tout en participant à l'amorphisation (point i/) contribue en même temps à une certaine "réorganisation" cristalline des régions antérieurement amorphisées. Il en résulte pour les courbes de résistivité en fonction du flux, les allures inhabituelles présentées sur la figure 16 : cette réorganisation se manifeste par une guérison partielle de la résistivité, d'autant plus visible que l'échantillon est plus mince, c'est-à-dire le F.F. en moyenne plus rapide.



-Figure 15-

## Amorphisation d'un alliage Pd-Si.

Evolution du rapport  $R/R_0$  en fonction de la fluence pour des échantillons irradiés par un flux parallèle de F.F. ou pleine énergie (P.E.) ou ralentis (P.R.) [32]. Les échantillons A et B étaient initialement cristallins ; les échantillons C et D étaient initialement amorphes par trempe. ( $R$  et  $R_0$  sont les résistivités électriques respectivement pendant et avant l'irradiation).

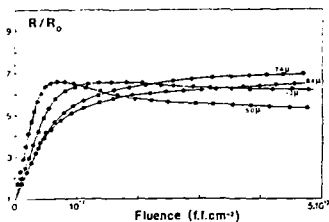
## Radiation-induced amorphisation.

The change in the resistivity ratio  $R/R_0$  with dose for a Pd-Si alloy irradiated at 20 K with either full-energy fission fragments (P.E.) or slowed down fission fragments (same MeV) (P.R.) [32].

Samples A and B were initially crystalline ; samples C and D were initially amorphous as a result of being optat-cooled.

[ $R$  and  $R_0$  are the electrical resistances during and before irradiation respectively].

-Figure 16-



## Amorphisation d'un alliage Pd-Si.

Evolution du rapport  $R/R_0$  en fonction de la fluence de F.F. pour des échantillons irradiés à 20 K, leurs différentes épaisseurs étant indiquées sur chaque courbe. Les mesures sont faites à 20 K [32]. Les F.F. sont ici "ralentis". Pour la définition de  $R/R_0$ , voir fig. 15.

The change in the electrical resistance of a Pd-Si alloy during fission-fragment induced amorphisation at 20 K [32].

Irradiation-annealing is observed for this sample ( $\approx 5 \mu\text{m}$ ) where electron excitation occurs.



## CHAPITRE QUATRE

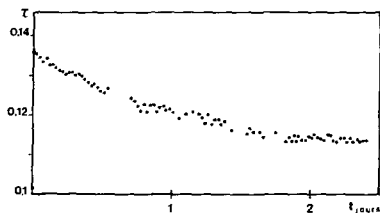
### DECANALISATION DE PARTICULES

Nous avons montré dès 1966 l'influence des défauts cristallins sur la canalisation des particules (J.R. Ac. Sc. 262, 1966). Il s'agissait là de défauts d'empilement. Nous avons par la suite étudié systématiquement d'autres défauts, calculé et mesuré des sections efficaces de décanalisation pour des dislocations, des hétéro-interstitiels, des usas de Guinier-Freston etc... VIMBA nous a permis de traiter deux intéressants problèmes, celui des bulles et celui des défauts d'irradiation dans le fer.

#### 4.1 - Bulles dans l'aluminium.

En traitant par des neutrons thermiques de l'aluminium recouvert de lithium, on implante de l'hélium dans l'aluminium. Si l'irradiation a lieu à basse température on peut par suite ultérieurement créer de fortes concentrations de petites bulles d'hélium. Nous avons étudié la décanalisation de particules  $\alpha$  de 5 MeV par ces bulles [33]. Nous avons mesuré, dans un pre-

-Figure 17-



Variation de la transmission  $\tau$  de particules  $\alpha$  canalisées en fonction du temps  $t$ , d'un échantillon d'aluminium implanté en hélium dans VIMBA, recuit à 62°C puis refroidi à température ordinaire (température de mesure : 300 K). La transmission  $\tau$  est définie comme étant le rapport (flux canalisé dans le cristal imparfait)/(flux canalisé dans le cristal parfait) [34].

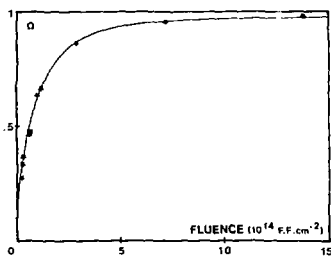
*Channelling of a particles in a low temperature He implanted aluminium sample. The decrease in the channelled flux with time is interpreted as being due to an isothermal change of shape of submicroscopic He bubbles [34].*

mir temps, la probabilité de décanalisation par une bulle, soit  $0,27 \pm 0,09$ , n. bon accord avec une évaluation théorique [34], soit 0,24. Puis nous avons étudié l'évolution isotherme de ces bulles : après implantation d'hélium dans VINKA, nous avons porté l'échantillon à 620°C et l'avons refroidi à température ordinaire. Là nous avons observé la transmission  $\tau$  de particules  $\alpha$  canalisées en fonction du temps (figure 17). On observe systématiquement que  $\tau$  décroît ce que nous interprétons comme dû à un changement de forme (passage d'une forme pseudo sphérique à une forme plus polyédrique) qui, à volume constant, fait varier la surface donc la section efficace de décanalisation des bulles.

#### 4.2 - Défauts d'irradiation dans le fer.

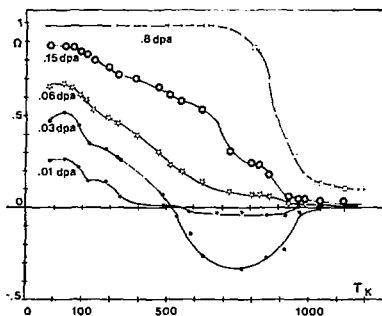
Le fer a été irradié par des fragments de fission dans VINKA. Les échantillons ont été réchauffés jusqu'à 77 K, température où notoirement les défauts créés n'ont pas encore migré, puis à partir de là étudiés en canalisation [35-36]. On a d'abord mesuré l'absorption  $\Omega$  de particules  $\alpha$  canalisées en fonction de la fluence (figure 18). Celle-ci croît pour la double raison que la concentration de défauts se sature et que, en termes de décanalisation, les défauts font ombre les uns sur les autres. Ensuite on a étudié, au cours de recuits isothermes, l'évolution de  $\Omega$ . On remarque (figure 19) une tendance normale à la guérison. Mais pour certaines fluences et dans le domaine 500 K-1000 K, il y a même une supermigration : la canalisation devient plus facile que dans l'échantillon avant irradiation. Nous interprétons ce résultat original par la présence de très petits précipités (carbures) avant irradiation, précipités évaporés par l'irradiation et qui recalescent en précipités plus gros qu'initialement, ce qui s'accompagne, dans ce cas, d'une diminution de la décanalisation. Des observations en microscopie électronique confirment cette interprétation.

- Figure 18 -



Variation de l'absorption  $\Omega$  de particules  $\alpha$  canalisées, en fonction de la fluence, dans des échantillons de fer irradiés à 20 K par des F.F. Température de mesure : 77 K. Ici :  $\Omega = 1 - \tau$ , où  $\tau$  est la transmission sélinie dans la légende de la figure 17.

*The variation in the absorption of channeled  $\alpha$  particles as a function of the irradiation dose in iron samples irradiated with fission fragments at 20 K.*



-Figure 19-

Variation de l'absorption  $Q$  en fonction de la température de recuit d'échantillons de fer irradiés à différentes fluences (exprimées en d.p.a.) de F.P. Température : 77 K [39].

Recovery of the dechanneling caused by low temperature irradiation produced defects in iron.

The "super-recovery" between 500 K and 1000 K is due to an irradiation-induced clustering of small carbide precipitates into larger ones [38].

## CHAPITRE CINQ

### DESCRIPTION DE QUELQUES CAPSULES

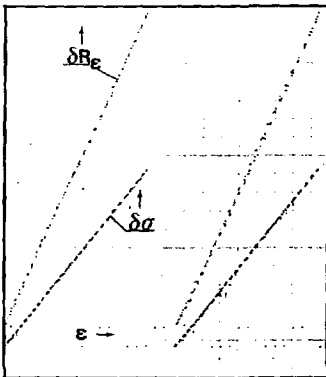
Pour réaliser les expériences ci-dessus, nous avons dû concevoir diverses capsules d'irradiation (voir page 4). Ces capsules doivent naturellement répondre à certains impératifs. En particulier celui de pénétrer dans le cristal de VHEA qui limite strictement leurs dimensions [59, 1].

A titre d'exemples, nous décrivons ci-dessous très sommairement deux d'entre elles.

#### 5.1 - Micromachine de traction [18, 40, II, F].

Cette capsule, utilisée notamment pour les expériences d'élastorésistivité (voir chapitre 2), permet de mesurer simultanément, sous flux et à basse température, la contrainte, l'allongement et la résistivité d'un échantillon métallique.

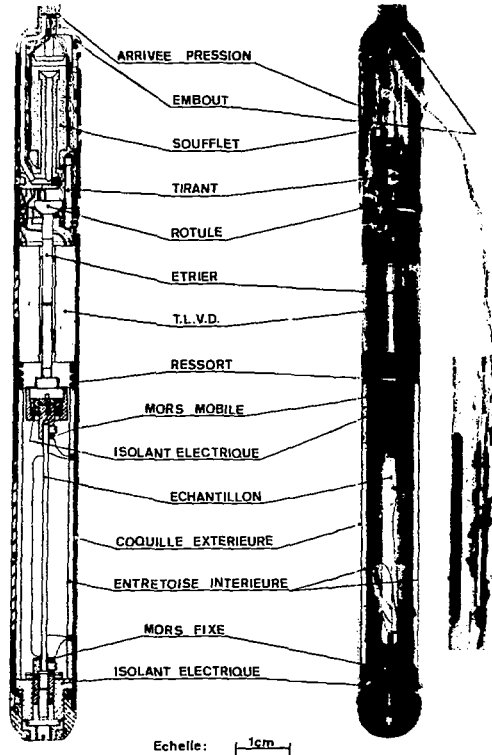
Elle est représentée sur la figure 20. La contrainte est appliquée à l'échantillon à l'aide d'un soufflet chargé de l'extérieur en hélium. L'allongement est mesuré par un transformateur linéaire différentiel ( $T_LV_H$ ) sensible à 1  $\mu$ m. L'ensemble des données est transféré directement sur une table traçante où apparaissent la courbe de traction ainsi que la mesure simultanée de résistivité (figure 21).



-Figure 21-

Enregistrement brut des variations de résistance électrique  $\delta R_e$  et de contrainte  $\delta \sigma$  en fonction de la déformation élastique  $\epsilon$  dans la capsule d'irradiation de la figure 20. Les montées et descentes des cycles de déformation sont confondues. La température de mesure est 20 K [18].

Chart recording showing the variation of the electrical resistance  $\delta R_e$  and the applied stress  $\delta \sigma$  in relation to the elastic deformation  $\epsilon$ . That was obtained using the machine illustrated by figure 20 [18].



- Figure 20 -

Schema et photographie de la micromachine de traction. L'échantillon est mis en tension grâce au soufflet et par l'intermédiaire de l'étrier. Les déplacements sont mesurés par un transformateur linéaire différentiel (T.L.V.D.).

Schematic diagram and photograph of the elastoresistivity and tensile machine. The stress is applied to the sample ("échantillon") by means of the bellows ("soufflet"). The strain is measured with a linear transformer ("T.L.V.D."). The resistivity is measured *in situ*.

## 5.2 - Capsule d'irradiation [32].

Le but est ici d'irradier des échantillons de  $Pd-Si$  (voir paragraphe 3) par des fragments de fission soit de pleine énergie, soit ralentis (respectivement P.E. et P.R. sur la figure 15).

La source de fragments de fission est une couche d'uranium enrichi à 95% en  $^{235}U$  d'environ  $1 \text{ cm}^2$  et  $1000 \text{ \AA}$  d'épaisseur, évaporée sur un support d'aluminium. L'échantillon est situé en face, à 5 mm environ de cette source. L'irradiation par des neutrons thermiques provoque la fission de l'uranium et donc un flux de fragments de fission (F.F.) sur l'échantillon.

Un cadre portant un écran d'aluminium écroui (pour éviter le phénomène parasite de canalisation) de  $2,8 \mu$  d'épaisseur\* peut se déplacer de façon à s'interposer entre la source et l'échantillon. On commande de l'extérieur le positionnement du cadre. Suivant qu'il est, ou non, interposé, le régime de l'irradiation est P.E. ou P.R.

La capsule (figure 22) permet de monter simultanément quatre échantillons. Pour une position donnée du cadre mobile deux d'entre'eux sont irradiés par des F.F. de pleine énergie et les deux autres le sont par des F.F. ralentis.

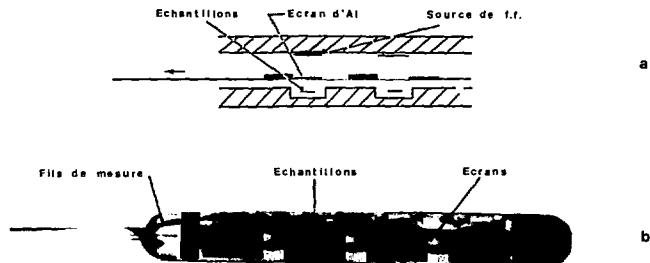


Figure 22

Capsule d'irradiation en flux parallèle:

- a) schéma;  
b) neutrographie\*\* de la capsule prête à être irradiée.

Irradiation facility used to obtain a parallel beam of fission fragments [32]:

- a) schematic diagram;  
b) a neutron image of the set-up prior to irradiation.

\*. Epaisseur calculée de manière que les F.F. émergents n'aient plus de quelques MeV d'énergie.

\*\*il s'agit là d'une "radiographie" par neutrons (effectuée par la Section d'Exploitation de Triton à Fontenay-aux-Roses).

## BIBLIOGRAPHIE

### 1 - PUBLICATIONS

- 1 R.R. COITE -  
Dispositif d'irradiation en pile à 20 K.  
I.N.P., Cryogenic Engineering Conf., Commission 1,  
Annexe 1966a - BOULDER 1966.  
R.R. COITE -  
20 K in-pile irradiation facility, Adv. in Cryogenic Eng. vol.12, Plenum Press (1967).
- 2 R.R. COITE et J. DURAL -  
Dispositif d'irradiation aux neutrons à 20 K.  
Rev. de Phys. Appl. 2, 1 (1967).
- 3 R.R. COITE -  
Les irradiations aux basses températures.  
Rapport CSA-R-9910 (1969).
- 4 R.R. COITE, J. DURAL, G. LINDBERG, Y. DUPINNEE, H. FORIN et J. VERDESK -  
Rapport IAEA-3H-105/28 (1972).
- 5 R.R. COITE, J. DURAL, J. ARGOUCHEAS et J.C. JOUSSET -  
Dispositif à basses températures dans les réacteurs expérimentaux.  
R.I.S.N. n° 215 (Juin 1970).
- 6 J. LINDBERG -  
Dislocations et effet des radiations dans l'uranium  $\alpha$ .  
Rapport CSA-R-5607 (1969).
- 7 J. WEINBERG -  
Croissance de l'uranium  $\alpha$  sous irradiation à basses températures.  
Rapport CSA-R-4315 (1971).
- 8 J. PENDEY -  
Irradiation de tungstène sous contrainte uniaxiale à basse température.  
Rad. Eff. 8, 15 (1971).
- 9 J. LEBLANC, J.L. FOURCQ, L. ZUPPIRALI, A. FRANCOIS, H. ROUSSEAU et J. DURAL -  
Croissance insulite de tungstène irradié sous contrainte à 20 K.  
Phys. Lett. 38A, 6 (1972).
- 10 J.Y. BOUHAUD -  
Irradiation sous contrainte dans les whiskers de cuivre.  
Note CSA-R-1004 (1973).
- 11 J.L. FOURCQ -  
Fusage de tungstène et de molybdène sous irradiation à basse température.  
Rapport CSA-R-4707 (1975).

- 12 J.L. FOUCHEU, L. ZUPPIROLI, J. DURAL et J. LEFEVRE -  
Défauts créés par les fragments de fission dans le molybdène à basse température.  
Rad. Eff. **22**, 91 (1976).
- 13 J.L. FOUCHEU, L. ZUPPIROLI, J. ARDONCEAU et J. LEFEVRE -  
Fluage de molybdène irradié sous contrainte variable à basse température.  
Rad. Eff. **22**, 225 (1976).
- 14 L. ZUPPIROLI, J.L. FOUCHEU, A. FRANCOIS, J. LEFEVRE et Y. QUERE -  
Fluage de molybdène sous irradiation par les fragments de fission à 20 K.  
Phil. Mag. **28**, 4 (1977).
- 15 L. ZUPPIROLI -  
Contribution à l'étude de la germination des boucles de dislocation.  
Rapport CEA-R-4873 (1977).
- 16 J. von STEBUT et R.R. COHTE -  
Variation du module de Young et du facteur d'élastorésistance dans le cuivre irradié  
en pile à 20 K.  
J.R. du 13e Congrès Int. du Froid, Washington (1971).
- 17 J. von STEBUT -  
Elastoresistivity - a property especially sensitive to stage I radiation defects  
in copper.  
Phys. Stat. Sol. (a) **2**, K 145 (1972).
- 18 J. von STEBUT -  
Etude sur l'élastorésistivité des défauts ponctuels dans le cuivre.  
Rapport CEA-R-4558 (1973).
- 19 J. von STEBUT et A. COCHARD -  
Investigation of interstitials in metals by means of elastoresistivity, in "Fundamental  
aspects of radiation damage in metals", Int. Conf. CONF-75006-P1, Gatlinburg (1975).
- 20 A. COCHARD -  
Sur la piézorésistivité des défauts ponctuels induits par irradiation.  
Note CEA-R-1883 (1976).
- 21 J.P. GAIRE -  
Dilatation thermique des défauts d'irradiation dans l'aluminium (à paraître 1976).
- 22 G. QUELARD -  
Résistivité électrique du bismuth irradié aux neutrons rapides.  
J. Phys. Lettres **26**, L-247 (1975).
- 23 G. QUELARD et D. LESUEUR -  
Neutron radiation defects in bismuth and tellurium-doped bismuth.  
Phys. Stat. Sol. (a) **26**, 729 (1976).
- 24 G. QUELARD -  
Contribution à l'étude des défauts ponctuels dans le bismuth.  
Rapport CEA-R-4856 (1976).
- 25 G. QUELARD et D. LESUEUR -  
Neutron radiation defects in bismuth and tellurium-doped bismuth.  
J. of Nucl. Mat. **69-70**, 711 (1976).
- 26 L. ZUPPIROLI, J. ARDONCEAU, M. WESSER, K. BECHARD et C. JAYL -  
The effects of irradiation of HITEP-TCM at 21 K.  
J. Phys. Let. **22**, L 170 (1976).
- L. ZUPPIROLI et S. BOUFFARD -  
The effects of a low temperature irradiation on TTF-TCM and related compounds.  
(A paraître 1976).



- 27 L. ZEPFERGLI et R.H. FREUND -  
The effects of irradiation of polymeric sulphur nitride with neutrons and heavy ions.  
Phil. Mag. 5, 27, 321 (1978).
- 28 J. KRILLO, C.H. de NOVIEN et J.P. SENATEUR -  
Colloque Int. du CIRS, Physique des Terres rares à l'état métallique,  
St-Pierre de Chartreuse (Sept. 1978).
- 29 A. BULLCP, N. LORENZELLI et J.C. JOUSSET -  
Irradiation du fer à 20 K par les neutrons rapides et par les produits de fission de  
l'uranium 235.  
Rad. Eff. (A paraître, 1978).
- 30 D. LESUEUR -  
Amorphisation of a Pd-Si alloy by irradiation with fission products.  
Physica 2 suppl. 2 (1970).
- 31 D. LESUEUR -  
Amorphisation par irradiation aux fragments de fission d'un alliage Pd-Si.  
Rad. Eff. 24, 101 (1975).
- 32 D. LESUEUR -  
Etude de l'amorphisation d'un alliage Pd-Si par irradiation.  
Rapport CEA-R-452 (1973).
- 33 D. RONIKIER-POLONSKY, G. DESARROT, N. HOUSSEAU et Y. QUERE -  
Dechanneling by gas bubbles in a solid.  
Rad. Eff. 27, 81 (1975).
- 34 G. DESARROT -  
Précipitation d'amor de Guinier-Preston et de bulles de gaz étudiée par décanalisation.  
Rapport CEA-R-4795 (1976).
- 35 J.C. JOUSSET, N. LORENZELLI -  
Décanalisation à basses températures par des défauts d'irradiation dans le fer.  
J. de Phys. Colloque C5, suppl. n° 11-12, 34 (1973).
- 36 N. LORENZELLI et J.C. JOUSSET -  
Dechanneling of  $\alpha$  particles by radiation induced defects in iron.  
Symposium on Physics of Ionized gases (1974).
- 37 C. CHALANT, G. DESARROT, D. RONIKIER-POLONSKY, N. LORENZELLI, J.C. JOUSSET et J. MORY -  
New results on dechanneling of  $\alpha$ -particles by defects in metals.  
Symposium on physics of Ionized gases (1976).
- 38 N. LORENZELLI et J.C. JOUSSET -  
Annealing study of radiation induced defects in iron by means of channeling.  
J. of Nucl. Mat. 69-70, 761 (1978).
- 39 C. WEINBERG, R.R. COMTE et J. DURAL -  
Dispositif de mesures simultanées de longueur et de résistivité sous irradiation, à  
basse température.  
Note CEA-M-1315 (1970).
- 40 R.R. COMTE et J. von STEBUT -  
Micromachine de traction fonctionnant aux basses températures.  
Rev. Phys. Appl., 4, 70 (1969).

## 2 - NOTES INTERSES NON PUBLIEES.

- A H. CAZARAT, R.R. COLTE -  
Méthode d'acquisition d'informations près d'un système d'irradiation à 2° K (1966).
- B A. ANDRE, J. DURAL -  
Soudes d'irradiation à 20 K - Fonctionnement hors flux (1966).
- C J. LETOURNEUR, L. ZUPPIROLI, J.L. POUCHOU, A. FRANCOIS, N. ROUSSEAU, J. DURAL -  
Croissance induite de tungstène irradié sous contrainte à 2° K (1971).
- D J. DURAL, A. FRANCOIS, J.L. POUCHOU, L. ZUPPIROLI -  
Irradiation de molybdène sous contrainte uniaxiale à basse température. (1974).
- E J. DURAL, F. QUERE -  
Premières irradiations de LiF sous contrainte. (1974).
- F J. von STEBUT -  
Elastorésistivité des métaux d'irradiation. (1971).
- G J. von STEBUT -  
Etude d'elastorésistivité d'interstitiels intrinsèques dans le cuivre et le molybdène après irradiation en pile à 20 K. (1975).
- H J. DURAL, A. FRANCOIS, J.L. POUCHOU, L. ZUPPIROLI -  
Elastorésistivité et module d'élasticité du molybdène irradié par les fragments de fission à basse température. (1974).
- I J. QUELARD -  
Irradiation de gallium, antimoine et bismuth. Résultats préliminaires. (1974).
- J J. QUELARD -  
Irradiation du bismuth aux neutrons. (1975).
- K A. DUNLOP -  
Irradiation du fer aux neutrons rapides. (1977).
- L E. LORENZELLI -  
Défauts d'irradiation du fer par les fragments de fission à 20 K. (1978).
- M J. DURAL, R.R. COLTE et C. WEINBERG -  
Etalonnage d'un dispositif de mesures de longueur à basses températures et son irradiation. (1967).
- N J. von STEBUT -  
Microscopie de traction. (1970).
- P J. von STEBUT -  
Première irradiation de la machine de traction. (1970).

*Achévé d'imprimer*  
*par*  
*le CEA, Service de Documentation, Saclay*  
*Janvier 1979*

*DEPOT LEGAL*  
*1er trimestre 1979*

*La diffusion des rapports et bibliographies du Commissariat à l'Energie Atomique  
est assurée par le Service de Documentation, CEN-Saclay, B.P. n° 2,  
91190 Gif-sur-Yvette (France)*

*Reports and bibliographies of the Commissariat à l'Energie Atomique are available  
from the Service de Documentation, CEN-Saclay, B.P. n° 2,  
91190 Gif-sur-Yvette (France)*

*Edité par*  
*le Service de Documentation*  
*Centre d'Etudes Nucléaires de Saclay*  
*Boîte Postale n° 2*  
*91190 - Gif-sur-YVETTE (France)*