

COMMISSARIAT A L'ENERGIE ATOMIQUE

INSTITUT DE PROTECTION ET DE SURETE NUCLEAIRE

DEPARTEMENT D'ANALYSE DE SURETE

MM
DAS
9

RAPPORT DAS N° 83

IRRADIATION DE VIEILLISSEMENT
DES POLYMERES.
INFLUENCE DU DEBIT DE DOSE
ET DES SEQUENCES D'ESSAIS.C. ALBA, F. CARLIN, J. CHENION, F. LEMAIRE *
M. LE MEUR**, M. PETITJEAN***International symposium on aging in tests of safety
equipment for nuclear power plants
Paris (France) 15-16 May 1984
CEA-CONF--7534

RAPPORT DAS N° 83

**IRRADIATION DE VIEILLISSEMENT
DES POLYMERES.
INFLUENCE DU DEBIT DE DOSE
ET DES SEQUENCES D'ESSAIS.**

**C. ALBA, F. CARLIN, J. CHENION, F. LEMAIRE *
M. LE MEUR**, M. PETITJEAN*****

**Colloque international sur le vieillissement
dans les essais de matériel de sûreté
pour centrales nucléaires.
(PARIS, 15-16 mai 1984, SFEN)**

*** ORIS/LABRA
** DAS/SASR/SAF
*** PETERCEM**

RESUME

IRRADIATION DE VIEILLISSEMENT DES POLYMERES. INFLUENCE DU DEBIT DE DOSE ET DES SEQUENCES D'ESSAIS.

C. ALBA - F. CARLIN - J. CHENION - F. LEMAIRE

G. GAUSSENS - M. LE MEUR - Mr. PETITJEAN

Lors de la qualification nucléaire des matériels renfermant des polymères, la simulation de vieillissement est effectuée, en France, de manière séquentielle (vieillissement thermique et irradiation). Le travail présenté a cherché à définir, d'une part l'influence du débit de dose d'irradiation sur le comportement des polymères et d'autre part l'influence de l'ordre des phases de simulation du vieillissement.

Cette étude a été effectuée à la demande des organismes de sûreté, par l'ORIS-LABRA. Un groupe de travail a été constitué (Groupe d'Etudes de Qualification Nucléaire - GEQN). Il a réuni le CEA (Commissariat à l'Energie Atomique), E.D.F. (Electricité de France), Framatome et une trentaine d'industriels concernés par la fourniture de matériels pour les centrales nucléaires.

Le résultat de ce travail montre que, pour la plupart des polymères étudiés, l'irradiation est d'autant plus sévère que le débit de dose est plus faible.

Par ailleurs, le cycle d'irradiation suivi du vieillissement thermique est plus sévère que le cycle de vieillissement thermique suivi de l'irradiation.

ABSTRACT

AGING IRRADIATION OF POLYMERS. DOSE-RATE AND TESTS SEQUENCES INFLUENCE.

During nuclear reactor normal working, polymer materials simultaneously undergo heat and ionizer rays action. Average dose-rate absorbed in the air of confinement enclosure is comprised between 100 and 1,000 rads per hour.

Action study of ionizer rays on polymers behaviour entails the process acceleration, however without reactional mechanism alteration. This work brings up results of the irradiation dose-rate influence on mechanical and electrical properties of technical polymer materials evolution. Polymer samples were subjected to $3.3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ and $2.8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ dose-rate.

In other hand, heat and ray simultaneous action is usually simulated sequentially. The purpose of this work is to determine the hardest simulation run on the polymer materials physical behaviour : either the sequence of thermal aging simulation followed by irradiation, or the reverse order one.

This study was carried out on eight polymer materials among those used in the electrical furnitures manufacture of the P.W.R nuclear power plants. Elastomeric materials are : Hypalon[®] (chlorosulfonated polyethylene), EPDM (Ethylene-propylene-diene terpolymer), P.R.I. (crosslinked by ray polyolefin), P.R.C. (chemically crosslinked polyethylene), and Vaniac (polyethylene-polymethacrylate de methyle terpolymer).

Thermoplastic materials : P.P.S. (Phenylene polysulfide) and a polysulfone.

A Polyamide-imide exhibits thermoset materials.

The work was carried out in Atomic Energy Commission, Ionizer Radiation Agency, Laboratory of Biological Applications of Radiations (CEA-ORIS-LABRA). It was driven within a nuclear qualification study group (G.E.Q.N.) which gets together CEA, EDF, Framatome and some thirty manufacturers concerned by the furniture sale for nuclear plants.

Polymer samples subjected to irradiation simultaneously undergo a crosslinking process and an oxydizer degradation of macromolecular chains. Results of tensile strength, elongation at break, permanent set after compression measurements show that, during a low dose-rate irradiation, oxydizer degradation is the most important process ; so, tensile strength decreases, materials become more brittle. A high dose-rate irradiation induces the reverse effect : tensile strength increases and elongation at break decreases by polymer crosslinking.

Then, when the polymer material, in o'ring form, is enclosed into the metallic groove, physical properties evolution is independant of the dose-rate.

In other hand, mechanical and electrical measurements carried out on polymer materials, at the end of aging simulation sequences, showed the run corresponding to irradiation followed by thermal aging simulation, was harder than the reverse one to thermal aging simulation followed by irradiation.

Those results which have to be confirmed by study of other polymer materials, will probably bring modifications in nuclear qualification laws.

I. INTRODUCTION

Les matériels placés dans l'enceinte de confinement des R.E.P. doivent, pour la plupart d'entre eux, fonctionner pendant toute la vie du réacteur. En effet le remplacement des matériels tels que les moteurs et pompes de circulation du fluide primaire, les vannes pneumatiques, les électrovannes ou les câbles électriques, apporterait un accroissement important des frais de fonctionnement de la centrale, donc du coût du kilowatt.heure produit. Par ailleurs, les appareils destinés à assurer la sécurité doivent rester fiables pendant la vie de la centrale, sinon pendant un temps connu à l'avance.

La tenue des matériels en ambiance nucléaire est liée essentiellement à celle des matériaux polymères qui entrent dans leur constitution. Avant donc, de qualifier les matériels coûteux, il est raisonnable d'étudier le comportement des polymères dans les conditions de vieillissement de marche normale des R.E.P.

Au cours du fonctionnement normal d'un réacteur, les matériaux polymères subissent simultanément l'action de la chaleur (environ 50 °C) et des rayonnements ionisants. Le débit de dose moyen absorbé dans l'air de l'enceinte de confinement est compris entre 100 et 1000 rads par heure.

L'étude de l'action des rayonnements ionisants sur le comportement des polymères nécessite une accélération du processus, sans toutefois modifier les mécanismes réactionnels. Quel est alors l'influence du débit de dose sur l'évolution des propriétés mécaniques et électriques des matériaux ?

Par ailleurs l'action simultanée de la chaleur et du rayonnement est habituellement simulée de façon séquentielle. Quelle est alors la séquence la plus sévère ? Est-ce la séquence de simulation de vieillissement thermique suivie de l'irradiation ou bien la séquence inverse ?

II. BIBLIOGRAPHIE

Plusieurs auteurs ont étudié l'influence du débit de dose d'irradiation sur le comportement des polymères soumis à la même dose de rayonnement. Par contre peu d'entre eux ont exploré le domaine de l'ordre des phases des essais de simulation de vieillissement des matériaux.

En 1977 et 1979 K.T. GILLEN et al. (1) ont étudié l'effet du débit de dose. A partir des résultats observés, ils ont tenté de décrire une procédure permettant de déterminer la durée de vie de matériaux tels que l'EPR ou le P.V.C.

T. SEGUCHI, N. HAYAKAWA et al. (2) ont, dans les mêmes temps, développé une méthode consistant à soumettre à l'irradiation du cobalt 60 à haut débit de dose des échantillons de polyéthylène en atmosphère d'oxygène à différentes pressions. Ils ont montré qu'il était possible d'accélérer artificiellement les phénomènes d'oxydation sous irradiation et de prédire l'évolution de ce même polymère dans l'ambiance normale d'un R.E.P.

CHAPIRO (3), dès 1962 décrit les mécanismes d'oxydation du polyéthylène sous rayonnement : formation de peroxydes aboutissant en fonction de la température soit à des ponts peroxydiques entre macro-molécules, soit à un réarrangement des atomes d'oxygène et à la rupture de la chaîne macromoléculaire. Dans ce dernier cas la présence de groupes carbonyle est mise en évidence par spectrométrie d'absorption infrarouge.

En 1978, J. BERTHET, G. GAUSSENS et al. (4) ont proposé l'étude du comportement mécanique d'un grand nombre de polymères soumis aux rayonnements γ du cobalt 60 jusqu'à des doses de 10^{10} rads. Ils ont mis en évidence l'influence des différents paramètres tels que la solubilité de l'oxygène dans le matériau, sa diffusion, la température d'irradiation et le débit de dose absorbée par le polymère.

En 1981, MACHI (5) montre que l'allongement à la rupture du polyéthylène réticulé est d'autant plus grand que le débit de dose est grand pour la dose de 100 Mrad dans l'air ; alors qu'en atmosphère d'azote, cette propriété mécanique n'évolue que peu.

Plus récemment de nombreux travaux effectués aux Sandia National Laboratories par GILLEN, CLOUGH (6 - 7), BONZON (8), JOHNSON et al (9) ont montré que le débit de dose de rayonnements γ peut être un paramètre important sur le comportement mécanique de nombreux matériaux polymères.

Les résultats d'une étude menée à Saclay depuis 1979 sur de nombreux polymères sont présentés dans ce rapport. Deux thèmes sont développés :

- l'influence du débit de dose de rayonnement sur le comportement mécanique de quelques polymères soumis aux essais de simulation de vieillissement,
- l'influence de l'ordre des phases de simulation de vieillissement.

III. MATERIAUX ETUDIES

Les matériaux étudiés comptent parmi ceux qui entrent habituellement dans la constitution des matériels électriques des R.E.P. Sont présentés :

3.1. Elastomères

- Le polyéthylène chlorosulfoné (Hypalon[®]) entre dans la composition de la gaine de câbles électriques de basse et moyenne tension. Dans la gaine retirée du câble, des haltères normalisées H3 sont découpées. Leur épaisseur est de 2 mm.

- Un éthylène-propylène-diène terpolymère (EPDM) non ignifugé est utilisé comme enveloppe isolante de fils d'un câble électrique basse tension dont la gaine est en Hypalon. Les échantillons se présentent sous forme de cylindres de 15 cm de long. L'épaisseur du polymère est égale à 1 mm environ.

- Un polyéthylène réticulé sous irradiation (P.R.I.) utilisé en embout rétractable à l'extrémité d'un câble électrique minéral. Epaisseur du polymère : 0,8 mm.

- Un polyéthylène réticulé chimiquement (P.R.C.) utilisé comme enveloppe isolante de fil électrique d'un câble dont la gaine est en Hypalon. Epaisseur du polymère : 1 mm.

- Un terpolymère polyéthylène-polyméthacrylate de méthyle (VAMAC) utilisé dans la constitution des joints toriques, des pièces mécaniques ou des matériels de raccordement. Il est présenté sous forme de plaques de 1,8 mm d'épaisseur dans lesquelles sont découpées des haltères normalisées H3 et de joints toriques dont la section de tore est de 2,4 mm.

3.2. Polymères thermoplastiques

- Un polysulfone utilisé dans le matériel d'automatisme industriel. Pour les essais le produit est présenté sous forme d'haltères normalisées I.S.O. de 3 mm d'épaisseur.

- Un polysulfure de phénylène (P.P.S. ou Ryton R4[®]) chargé en fibres de verre. Ce produit est utilisé dans la fabrication de pièces mécaniques et de matériel de raccordement électrique. Il est présenté sous forme d'haltères normalisées I.S.O. dont l'épaisseur est de 4 mm.

3.3. Polymère thermodurcissable

Un vernis polyamide-imide utilisé pour l'émaillage des fils électriques. L'émail est déposée sur un "dexter" en cuivre. Son épaisseur est égale à 35 μ m.

Les dimensions des haltères normalisées H3 ou ISO ainsi que des supports de joints toriques sont présentés à la figure 1.

IV. MATERIEL UTILISE

Depuis plusieurs années l'ORIS-LABRA a développé les moyens nécessaires à la simulation ou bien du vieillissement des polymères ou bien des conditions accidentelles d'un R.E.P.

Pour simuler le vieillissement des polymères, les matériels suivants ont été utilisés.

- Des étuves

Elles ont été utilisées pour la simulation du vieillissement thermique des polymères. La régulation assure une constance de la température supérieure à ± 2 °C dans tout le volume de l'enceinte.

Dans certaines d'entre elles, il est possible de maintenir une humidité relative constante et comprise entre 2 et 100 %.

- Un irradiateur

Les échantillons de polymères ont été irradiés dans l'enceinte POSEIDON (figure 2).

Au cours de l'irradiation, les échantillons sont maintenus à 80 °C dans 4 fours tubulaires placés parallèlement aux plans des sources de radiocobalt (figure 3). Chaque four a une longueur totale de 1000 mm. La longueur utilisée est seulement de 700 mm. Dans cette partie du four, la température est comprise entre 80 et 82 °C (figure 4).

L'enregistrement de la température au cours du temps montre que les variations sont inférieures à 1 °C.

L'extrémité de chaque four est fermée par une gaze afin de permettre le renouvellement de l'air à l'intérieur du tube par convection naturelle, sans entraîner un courant d'air qui provoquerait des variations thermiques trop importantes.

L'activité totale des sources de cobalt 60 est égale à 195.000 curies au moment des essais. Le débit de dose moyen absorbée dans l'air dans l'axe des fours est compris entre 0,74 et 0,81 Gy.s⁻¹ (265 et 293 Krad.h).

Les sources de radiocobalt ont été placées de telle sorte que

les variations de débit de dose, dans l'axe des tubes soient les plus faibles possibles. Le diagramme d'évolution du débit de dose en fonction de la longueur des 4 fours est représenté sur la figure 5.

La variation la plus importante entre le milieu du tube et ses extrémités est obtenue dans le four n° 3. La valeur maximale du débit de dose est alors égale à $0,84 \text{ Gy.s}^{-1}$ (302 Krad.h^{-1}) ; la valeur minimale est égale à $0,63 \text{ Gy.s}^{-1}$ (228 Krad.h^{-1}).

La variation est de $\pm 14 \%$ par rapport à la valeur moyenne de $0,74 \text{ Gy.s}^{-1}$ (265 Krad.h^{-1}).

V. MESURES

Après les différentes phases des essais, les propriétés mécaniques et électriques des polymères ont été mesurées.

La contrainte et l'allongement à la rupture des polymères ont été mesurés sur une machine de traction de marque Zwick placée dans une salle thermostatée à $21 \text{ }^\circ\text{C}$.

L'intervalle de confiance de chacune des mesures de contrainte à la rupture et d'allongement à la rupture est d'environ $\pm 5 \%$ pour les matériaux présentés sous forme d'haltères normalisées (Vamac, Hypalon, P.R.I., polysulfone et PPS), ainsi que pour le polyamide-imide présenté sous forme de dexters. Par contre, pour les matériaux présentés sous forme de gaine de fils, l'intervalle de confiance de la mesure de contrainte à la rupture est égal à $\pm 10 \%$. Cette augmentation est due aux variations dimensionnelles de l'isolant en fonction de sa longueur.

Un extensomètre est placé au milieu de chaque éprouvette à essayer. La vitesse de traction est égale à 50 mm.mn^{-1} . La déformation rémanente après compression des joints toriques en élastomère est effectuée dans les supports présentés à la figure 1. Avant essais, la compression de l'élastomère est égale à 20% .

Les propriétés électriques ont été observées par la mesure du claquage diélectrique jusqu'à 30 KV et de la résistance d'isolement mesurée sous une tension de 500 volts continus.

VI. INFLUENCE DU DEBIT DE DOSE

Les différents matériaux ont été soumis à une irradiation de 360 KGy (36 Mrad). Les débits de dose ont été les suivants :

- $3,3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($12.000 \text{ rads} \cdot \text{h}^{-1}$)
- $2,8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($100.000 \text{ rads} \cdot \text{h}^{-1}$)
- $1,4 \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($500.000 \text{ rads} \cdot \text{h}^{-1}$).

6.1. Cycle des essais

La simulation de vieillissement thermique a été effectuée en 3 phases successives :

Phase 1

Une irradiation à la dose de 180 KGy (18 Mrad)

Température 30 °C.

Phase 2

Une simulation de vieillissement thermique

Temps : 240 heures.

Température comprise entre 120 et 160 °C en fonction du polymère :

- Vamac : 120 °C
- Hypalon : 140 °C
- EPDM : 140 °C
- P.R.I. : 140 °C
- P.R.C. : 140 °C
- Polysulfone : 160 °C
- P.P.S. : 160 °C
- Polyamide-imide : 160 °C.

Phase 3

Une irradiation complémentaire à la dose de 180 KGy (18 Mrad).

Température : 30 °C.

Au cours du fonctionnement de la centrale, les matériaux polymères sont soumis simultanément à l'action de la chaleur et du rayonnement. Afin de reproduire le mieux possible la simultanéité en se laissant la possibilité d'observer l'action de chacun des paramètres de vieillissement, l'action de la chaleur a été encadrée par les 2 phases d'irradiation.

Par ailleurs, au moment où ces essais ont été effectués (en 1979), il était communément admis en France qu'au cours des 40 années de fonctionnement d'un R.E.P., les matériaux les plus exposés absorberaient 360 KGy (36 Mrad). Cette dose a donc été choisie.

6.2. Résultats des essais - Influence du débit de dose

Le résultat des mesures effectuées en fin de cycle est présenté dans les figures 6 à 14. Les résultats sont normés par rapport aux valeurs trouvées pour des échantillons témoins (100 %). Chaque valeur présentée est la moyenne de 6 essais.

6.2.1. Contrainte à la rupture

Les figures 6, 7, 12 et 13 présentent l'évolution de la contrainte à la rupture.

Pour les matériaux constitutifs des câbles électriques (Hypalon, EPDM, PRC et PRI), le cycle des essais a été effectué sur le câble complet. Les différents composants ont ensuite été séparés pour effectuer les mesures mécaniques. Les isolants de fils en EPDM et en PRC ont donc subi le cycle des essais, protégés par la gaine du câble en Hypalon.

a - Vamac (figure 6)

Lorsque le débit de dose est égale à $3,3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($1,2 \cdot 10^4 \text{ rads} \cdot \text{h}^{-1}$) et $2,8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($10^5 \text{ rads} \cdot \text{h}^{-1}$), la contrainte à la rupture n'évolue pratiquement pas ; par contre, à $1,4 \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$, la contrainte augmente de 20 %.

b - Hypalon (figure 6)

L'irradiation aux 3 débits de dose provoque une diminution notable de la contrainte à la rupture, le débit de dose de $3,3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($1,2 \cdot 10^4 \text{ rads}$) apportant une diminution de 35 % de cette propriété mécanique.

c - EPDM (figure 6)

L'évolution de la contrainte à la rupture est faiblement liée au débit de dose d'irradiation. Il est toutefois possible d'observer que la dégradation la plus faible est due au débit de dose le plus élevé de $1,4 \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($5 \cdot 10^5 \text{ rads} \cdot \text{h}^{-1}$).

d - P.R.C. (figure 7)

L'irradiation effectuée aux 3 débits de dose provoque des dégradations très semblables du polymère ; la modification de la contrainte à la rupture reste toutefois faible (inférieure à 15 %).

e - P.R.L. (figure 7)

La contrainte à la rupture de ce produit est très peu affectée par une irradiation aux 3 débits de dose. L'irradiation au débit de dose de $1,4 \text{ Gy} \cdot \text{s}^{-1}$ ($5 \cdot 10^5 \text{ rads} \cdot \text{h}^{-1}$). Haltère moins les propriétés mécaniques.

f - Polyamide-imide (figure 12)

L'irradiation au débit de dose de $1,4 \text{ Gy.s}^{-1}$ ($5.10^5 \text{ rads.h}^{-1}$) provoque une augmentation de 10 % de la contrainte à la rupture. A $2,8.10^{-1} \text{ Gy.s}^{-1}$, la contrainte décroît de 10 % environ, alors qu'elle est inchangée à $3,2.10^{-2} \text{ Gy.s}^{-1}$ ($1,2.10^4 \text{ rads.h}^{-1}$).

g - Polysulfone (figure 13)

L'augmentation de la contrainte à la rupture est voisine de 30 % après le cycle d'essais comportant des irradiations aux 3 débits de dose.

h - P.P.S. (figure 13)

Les variations de contrainte à la rupture ne sont pas significatives.

6.2.2. Allongement à la rupture

Les figures 8, 9 et 14 présentent l'évolution de l'allongement à la rupture par rapport à un témoin.

La diminution de l'allongement à la rupture observée pour les gaines en Vamac et en Hypalon (figure 8) est indépendante du débit de dose de l'irradiation. Elle est voisine de 20 % pour le Vamac et de 70 % pour l'Hypalon.

- EPDM (figure 8)

L'allongement à la rupture diminue moins après une irradiation à $3,3.10^{-2} \text{ Gy.s}^{-1}$ ($1,2.10^4 \text{ rads}$) qu'après un débit de dose de $2,8.10^{-1} \text{ Gy.s}^{-1}$ ou $1,4 \text{ Gy.s}^{-1}$ (10^5 ou $5.10^5 \text{ rads.h}^{-1}$).

- Les mêmes remarques peuvent être faites pour les matériaux PRC et PRI (figure 9).

- Par contre l'allongement à la rupture du polysulfone et du P.P.S. diminue lorsque le débit de dose diminue (figure 14).

6.2.3. Déformation rémanente après compression

Lorsque les joints toriques en Vamac, enfermés dans leur support métallique, sont irradiés en absence d'oxygène, les différences de déformation rémanente (D.R.C.) entre chaque type d'irradiation (débits de dose) sont inexistantes (figure 10).

6.3. Discussion

Tous les matériaux élastomères présentés contiennent dans leur formulation un ou plusieurs motifs chimiques à double liaison. L'irradiation provoque alors une compétition entre un processus de réticulation et celui

de dégradation oxydante avec ruptures des chaînes macromoléculaires.

La réticulation du polymère aura pour conséquence le durcissement du matériau donc une augmentation de la contrainte à la rupture et une diminution de l'allongement à la rupture.

La dégradation oxydante entraînera au contraire, une fragilisation du matériau et essentiellement une diminution de la contrainte à la rupture.

La compétition entre la réticulation et la dégradation oxydante du Vamac est présentée dans les résultats des mesures de contrainte à la rupture. Au débit de dose de $1,4 \text{ Gy.s}^{-1}$ ($5.10^5 \text{ rads.h}^{-1}$), le Vamac a tendance à réticuler ; la contrainte à la rupture augmente. Lorsque le débit de dose est réduit à $3,3.10^{-2} \text{ Gy.s}^{-1}$ ($1,2.10^4 \text{ rads.h}^{-1}$) le processus de dégradation oxydante est prépondérant et la contrainte à la rupture diminue.

Sous forme de joints toriques, le Vamac est enfermé dans sa gorge métallique. Le renouvellement de l'air est donc beaucoup plus difficile au voisinage du polymère. La réticulation sous irradiation devient alors le processus le plus rapide.

Le diagramme de la figure 10 montre en outre, que la réticulation est indépendante du débit de dose.

L'Hypalon a, dans sa chaîne macromoléculaire un groupement chlorosulfonique qui remplace l'un des atomes d'hydrogène du motif éthylénique. La réticulation est alors beaucoup moins facile. Le processus d'oxydation devient plus important lorsque le débit de dose diminue.

Au cours du cycle des essais, l'EPDM et le PRC ont été protégés de l'action directe de l'oxygène par la gaine du câble en Hypalon. La dégradation oxydante a donc été plus réduite que dans le cas des matériaux précédents. L'allongement à la rupture de l'EPDM et du PRC montre que ce matériau a poursuivi sa réticulation plus rapidement qu'il ne s'est dégradé lorsque le débit de dose d'irradiation est élevé ($2,8.10^{-1} \text{ Gy.s}^{-1}$ et $1,4 \text{ Gy.s}^{-1}$). Au débit de dose plus faible, la réticulation a été limitée par la dégradation oxydante qui reste prépondérante.

Une remarque identique peut être faite pour le PRI. Toutefois, ce matériau, dont l'épaisseur est inférieure à 1 mm, a été soumis à une dégradation oxydante même à débit de dose élevé ($1,4 \text{ Gy.s}^{-1}$).

L'influence du débit de dose peut être interprétée d'une manière identique lors de l'irradiation de polymères thermoplastiques ou thermodurs.

Le polysulfone (figures 13 et 14) se réticule plus rapidement qu'il ne se dégrade par oxydation. Cette propriété est due probablement aux additifs présents dans le polymère.

La variation d'allongement à la rupture (figure 14) montre une dégradation plus importante lorsque l'irradiation est réalisée au débit de dose de $3,3.10^{-2} \text{ Gy.s}^{-1}$ ($1,2.10^4 \text{ rads.h}^{-1}$) qu'aux débits de dose plus élevés.

Par contre, l'influence du débit de dose est difficile à observer sur le P.P.S., ce matériau étant particulièrement résistant aux différentes phases du cycle de vieillissement (figures 13 et 14).

Le nombre de ponts entre les macromolécules du polyamide-imide augmente lorsque l'irradiation du cycle de vieillissement est réalisée au débit de dose le plus élevé ($1,4 \text{ Gy.s}^{-1}$), alors qu'à plus faible débit de dose ($3,3.10^{-2} \text{ Gy.s}^{-1}$ et $2,8.10^{-1} \text{ Gy.s}^{-1}$), l'oxydation des chaînes macromoléculaires limite le nombre de liaisons.

6.4. Conclusion

L'irradiation des polymères à des débits de dose compris entre $3,3.10^{-2} \text{ Gy.s}^{-1}$ ($1,2.10^4 \text{ rads.h}^{-1}$) et $1,4 \text{ Gy.s}^{-1}$ ($5.10^5 \text{ rads.h}^{-1}$), au cours d'un cycle de vieillissement, fait apparaître que :

a. une irradiation à faible débit de dose entraîne souvent une dégradation oxydante du matériau et par conséquent sa fragilisation et la diminution de la contrainte à la rupture,

b. une irradiation à fort débit de dose provoque ou bien la réticulation du polymère ou bien une dégradation moins rapide. La contrainte à la rupture augmente, l'allongement à la rupture diminue,

c. une irradiation à une faible concentration en oxygène provoque la réticulation du matériau (cas des joints toriques), quel que soit le débit de dose.

Les essais de simulation de vieillissement sous irradiation des matériels renfermant des polymères devraient donc être effectués à des débits de dose les plus faibles possibles, compatibles avec un temps raisonnable d'essais.

Par ailleurs, il serait souhaitable de veiller au taux de renouvellement de l'air autour des matériels irradiés.

VII. INFLUENCE DE L'ORDRE DES PHASES DE VIEILLISSEMENT

Au cours du fonctionnement d'un R.E.P. les matériaux polymères sont soumis à la fois à l'action de la chaleur et des rayonnements ionisants. La simulation de l'effet des 2 paramètres peut être effectuée dans l'ordre =

irradiation suivie du vieillissement thermique
ou bien dans l'ordre inverse.

7.1. Cycle des essais

Ce travail ayant été effectué plus récemment, les conditions d'essais ont été celles qui sont acceptées en France par les organismes de Sûreté pour la qualification des câbles électriques.

Cycle A

1. Irradiation γ du cobalt 60

Dose : 2.10^5 Gy (25 Mrad)

Débit de dose : $2,8.10^{-1}$ Gy.s⁻¹ (10^5 rads.h⁻¹)

Température d'irradiation : 80 °C \pm 3 °C.

2. Vieillissement thermique

Température comprise entre 120 et 160 °C en fonction du polymère étudié.:

Vamac : 120 °C

Hypalon : 140 °C

EPDM : 140 °C

PRI : 140 °C

PRC : 140 °C

PPS : 160 °C

Polyamaide-imide : 160 °C.

Temps de maintien en température : 950 heures.

Cycle B

1. Le même vieillissement thermique que pour la phase A.

2. La même irradiation que dans la phase A.

7.2. Résultats des essais

Les mesures qui ont été effectuées dans ce cycle d'essais ont été définies par l'utilisation habituelle du matériau.

Des mesures mécaniques de contrainte à la rupture et d'allongement à la rupture ont été faites sur la gaine de câbles électriques en Hypalon.

La mesure de résistance d'isolement a été faite également sur le Vamac.

Le Vamac étant fréquemment utilisé dans la confection des joints toriques, une mesure de D.R.C. a été effectuée.

Les matériaux EPDM, PRI et PRC constituent habituellement des isolants de fils électriques ; des mesures de claquage diélectrique ont été faites.

Le polyamide-imide est utilisé comme vernis isolant de conducteur de cuivre ; des mesures de claquage diélectrique ont donc été effectuées.

Par contre sur le P.P.S. qui entre dans la fabrication de pièces mécaniques et qui par ailleurs doit assurer un bon isolement électrique, les mesures mécaniques et électriques ont été effectuées.

Le résultat des mesures est présenté dans les tableaux des figures 15 et 16.

- Vamac

La contrainte à la rupture n'évolue que peu en fonction du cycle d'essais. Par contre l'allongement à la rupture décroît plus fortement au cours du cycle A.

La mesure de déformation rémanente après compression montre que le matériau est à la limite d'utilisation après les 2 cycles d'essais.

La résistance d'isolement est modifiée d'une façon plus importante par le cycle A que par le cycle B.

Pour ce matériau, la contrainte exercée par le cycle A (Irradiation suivie du vieillissement thermique) est plus sévère que celle qui est provoquée par le cycle B (vieillissement thermique suivi par l'irradiation).

- Hypalon

La contrainte à la rupture ainsi que l'allongement à la rupture sont modifiés d'une façon plus importante par le cycle A que par le cycle B. Le cycle A d'irradiation suivi du vieillissement thermique est plus sévère que le cycle inverse.

- EPDM

Le claquage diélectrique est très fortement affecté par le cycle A et beaucoup moins par le cycle B.

- PRC

Le cycle A modifie la mesure de claquage diélectrique alors que le cycle B n'apporte pas de variation.

- P.R.I.

Ce matériau semble insensible à l'ordre de réalisation des cycles de vieillissement.

- Polyamide-imide

Le cycle A de vieillissement semble améliorer les caractéristiques isolantes du polyamide-imide alors qu'elles ne sont pas modifiées par le cycle B. L'action du cycle A est plus sévère que celle du cycle B.

- P.P.S.

Ce matériau est suffisamment résistant à l'action des cycles de vieillissement pour qu'il soit difficile de distinguer une influence de l'ordre dans lequel ces essais sont effectués.

Toutefois, la résistance d'isolement décroît d'un facteur 2 à l'issue du cycle A, alors qu'elle croît d'un facteur 1,5 après le cycle B.

7.3. Conclusion

Pour la plupart des matériaux étudiés, le cycle A, correspondant à une irradiation suivie d'un vieillissement thermique, entraîne une dégradation des propriétés physiques plus importantes que le cycle B, correspondant à un vieillissement thermique suivi d'une irradiation.

Ces résultats confirment ceux qui ont été obtenus par d'autres chercheurs, tels que GILLEN et al (1,6), ou BONZON (8).

VIII. CONCLUSIONS GENE RALES

L'étude de l'évolution des propriétés physiques des polymères commerciaux conduit à des résultats qui sont la conséquence des phénomènes de base, ces derniers se traduisant par une dégradation oxydante des polymères sous rayonnement. Ils sont donc plus difficilement interprétables que les cinétiques d'absorption de l'oxygène.

Il n'en demeure pas moins qu'ils présentent, du point de vue pratique un intérêt certain.

Les résultats présentés mettent en évidence les points suivants :

- l'importance du débit de dose d'irradiation sur le comportement mécanique des matériaux polymères, lors des essais de simulation de vieillissement sous rayonnement.

Ainsi, la simulation du vieillissement par irradiation des polymères qui entrent dans la constitution des matériels des R.E.P. devra être effectuée à un débit de dose suffisamment faible pour qu'il soit possible d'extrapoler les résultats sur un temps de 40 années de fonctionnement normal.

- L'importance de l'ordre dans lequel le cycle de simulation de vieillissement des polymères est effectué. Le cycle d'irradiation suivi du vieillissement thermique est plus sévère que celui de vieillissement thermique suivi de l'irradiation.

La sécurité exigerait, qu'en absence de renseignements complémentaires, la simulation de vieillissement soit représentée par la séquence la plus contraignante, qui, pour ces matériaux correspond à l'irradiation suivie du vieillissement thermique.

IX. REFERENCES

- (1) GILLEN K.T., R.L. CLOUTH et SALAZAR E.A.
US NRC Seventh Water Reactor Safety Research Information Meeting -
U.S. Nuclear Regulatory Commission, Washington 1979.
- (2) HAYAKAWA N., SEGUCHI T., ARAKAWA K., KURIYAMA I. et MACHI S.
USNRC seventh Water Reactor Safety Research Information Meeting -
Washington 1979.
- (3) CHAPIRO A.
Radiation Chemistry of Polymer Systems.
Interscience, London 1962 pp 426-430.
- (4) BERTHET J., GAUSSENS G., LAIZIER J., et LEMAIRE F.
La Qualification Nucléaire des Plastiques.
Caoutchoucs et Plastiques - Mai 1978 n° 580
Juin-Juillet 1978 n° 581
Août-Septembre 1978 n° 582.
- (5) MACHI S.
Radiation Degradation of Polymeric Materials used in Nuclear Reactor.
Radiation Physical Chemistry Vol 18 N° 1-2-1981.
- (6) GILLEN K.T. et CLOUTH R.L.
Occurrence and implications of radiation dose-rate effects for material
aging studies.
Sandia National Laboratories - Albuquerque, New-Mexico.
NUREG/CR 2157 SAND80-1796-R.V. - June 1981.
- (7) GILLEN K.T. et CLOUTH R.L.
Inhomogeneous radiation degradation in polymers studied with a density
gradient column.
4th International Conference on Radiation Processing
Dubrownik, Yougoslavie - Octobre 1982.
- (8) BONZON Lloyd L.
Status report on the qualification testing evaluation (QTE) program.
USNRC tenth Water Reactor Safety Research Information Meeting.
Octobre 1982 - Washington.

- (9) **JOHNSON R.T., FRANK Jr., THOME V., CRAFT C.M.**
**A survey of the state-of-the-Art in aging of electronics with application
of nuclear power plant instrumentation.**
Sandia National Laboratories. Albuquerque - New Mexico
Avril 1983 - NUREG/CR-3156-SAND 82-2559-RV.

Cette étude a été réalisée dans le cadre d'un groupe de recherches, le Groupe d'Etudes pour la Qualification Nucléaire (GEQN) auquel ont participé

Le CEA/DAS
EdF/Département Etudes
et Recherches
EdF/Les Renardières
EdF/CEMETS
FRAMATOME

MM. BRISBOIS et LE MEUR
MM. FOURNIE - PARIS - LAGARDE
M. DELMAS
M. BEAUDOIN
MM. CHAUVIN - MEYER -
Mme SILLERE

Les Sociétés :

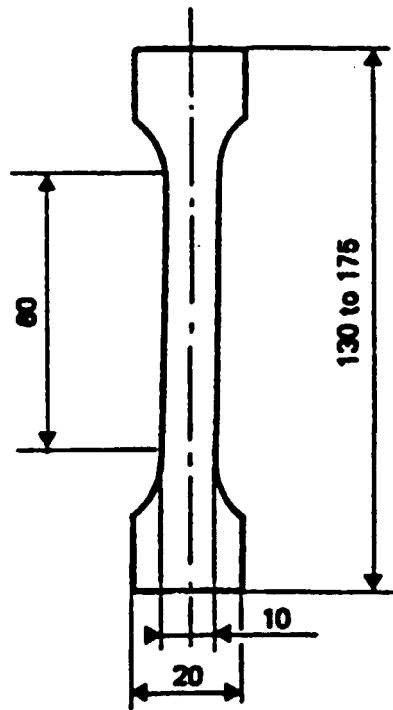
ACOME
AIR LB
ALSTHOM ATLANTIQUE
ASTRAL
CABLES DE LYON
CARBOLINE EUROPE -
Peintures LAPPARTIENT
C.G.F.
CONTROLE BAILEY
C.E.M.
DEUTSCH
ELECTRIQUE STERLING
FILOTEX
IMPERVIA
JOUVENEL & CORDIER
JEUMONT SCHNEIDER
LEGRAND NORMANDIE
LE JOINT FRANCAIS
LEROY SOMER
LEVIS-SAPT
PLANET-WATTOHM
RIPOLIN-GEORGET-FREETAG
RHONE-POULENC
SILEC
SOLVAY

M. GOAVEC
M. BARTHOUX
M. THIRIET
M. BODAINÉ
MM. AGAISSE et MARMIGNON
M. NICOLET
MM. ROY et MONJARDET
M. HOMMEAU
MM. LACOSTE et GRIBET
MM. LEROY et FRANCOIS
MM. ROSHARDT - PFISTERER
M. MARECHAL
M. LE THANH
M. DEBAYE
MM. LECOQ - MONJEAN &
DUFACHEUX
Mlle LOUVEL - MM. BENTOT
DURAND
MM. ANGLADE - AUBIN
M. CHOLET
M. DEPIREUX
MM. HAAS - COUPPEGE
M. RAVINET
MM. BAL - MARTEL - AMYOT
BAILLY
M. ROSSIGNOL
M. BARATTE

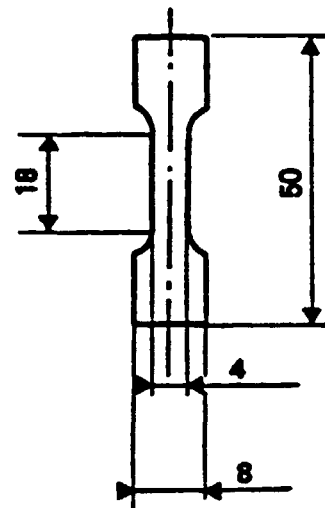
SOURIAU
THOMSON
THOMSON-BRANDT
TREFICABLE-PIRELLI
UNELEC

MM. MENDEZ - NEYMAC
M. VILLEMAGNE
MM. MORIN - MERLE
MM. SIMON - TERRAMORSI
M. RIGOULOT

Les auteurs remercient tous les membres du Groupe GEQN pour leur collaboration.



HALTERES NORMALISÉES I.S.O.
DUMBBELLS



HALTERES NORMALISÉES H3
DUMBBELLS

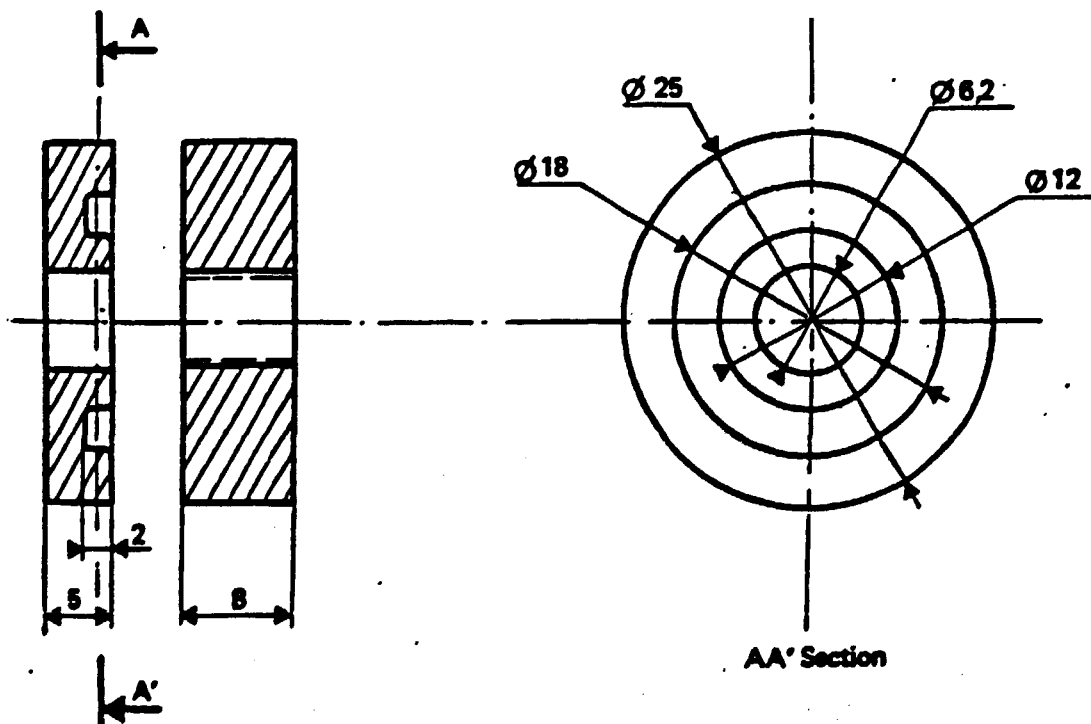


FIGURE 1 : DÉFORMATION RÉMANENTE APRES COMPRESSION—SUPPORTS
COMPRESSION SET FIXTURES

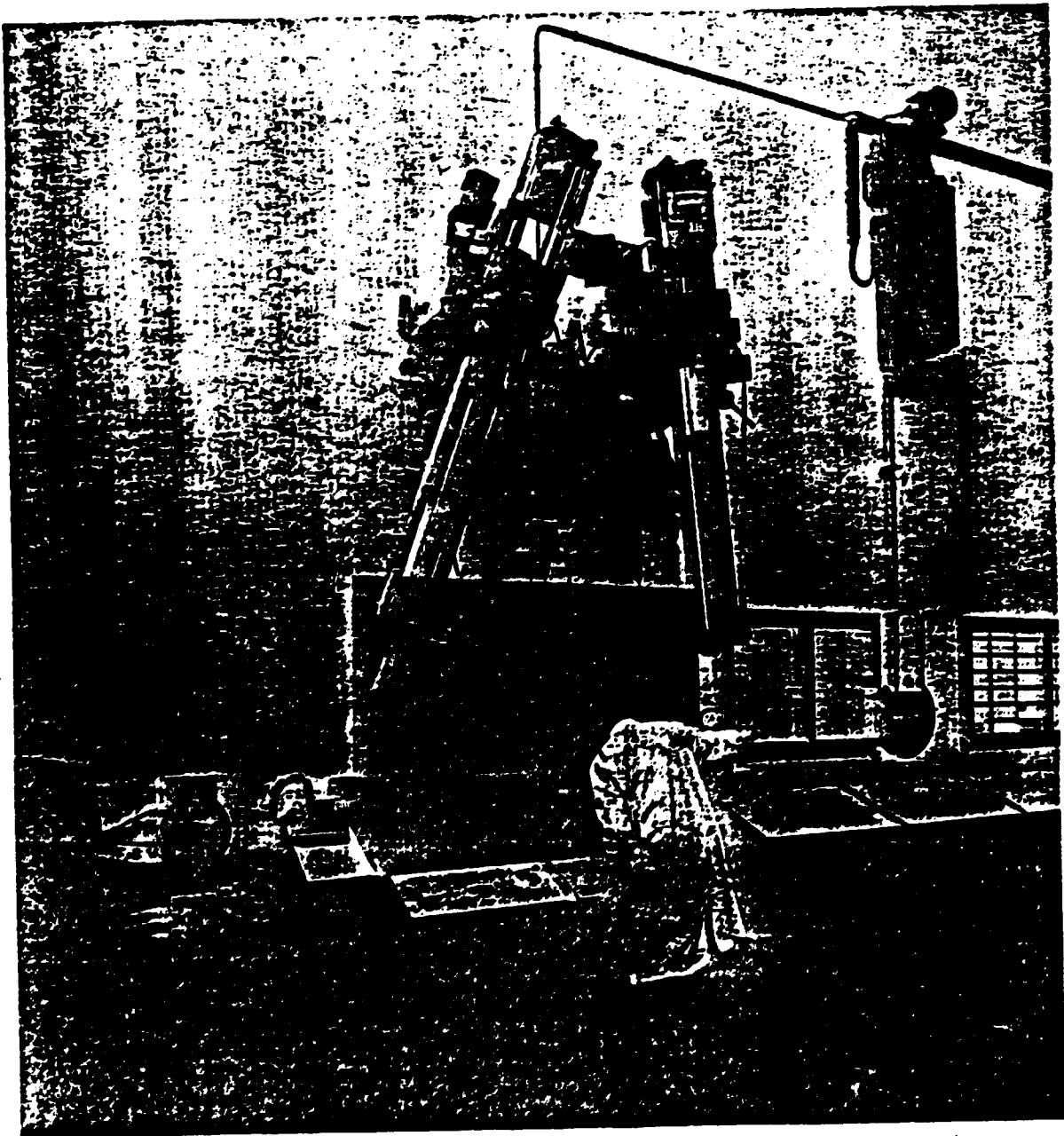
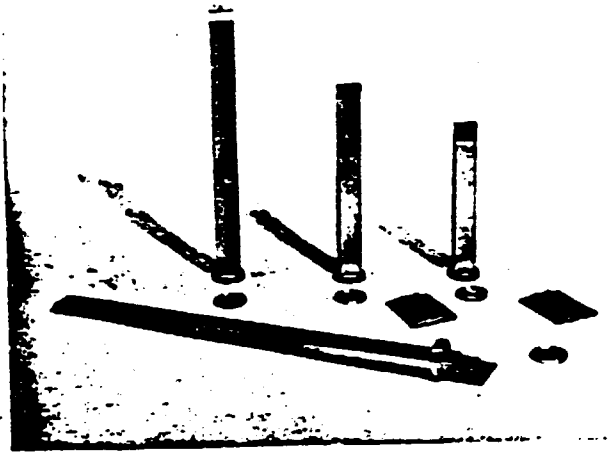
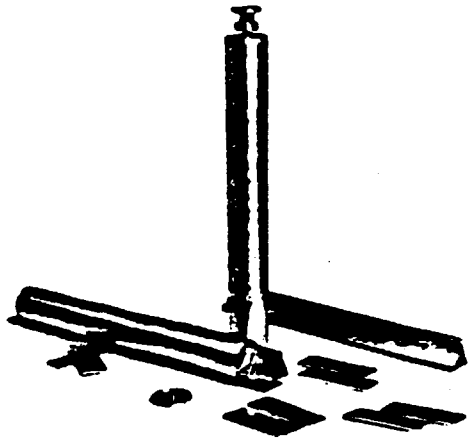


Figure 2 *POSEIDON : vue de front.*

IRRADIATEUR γ POSEIDON

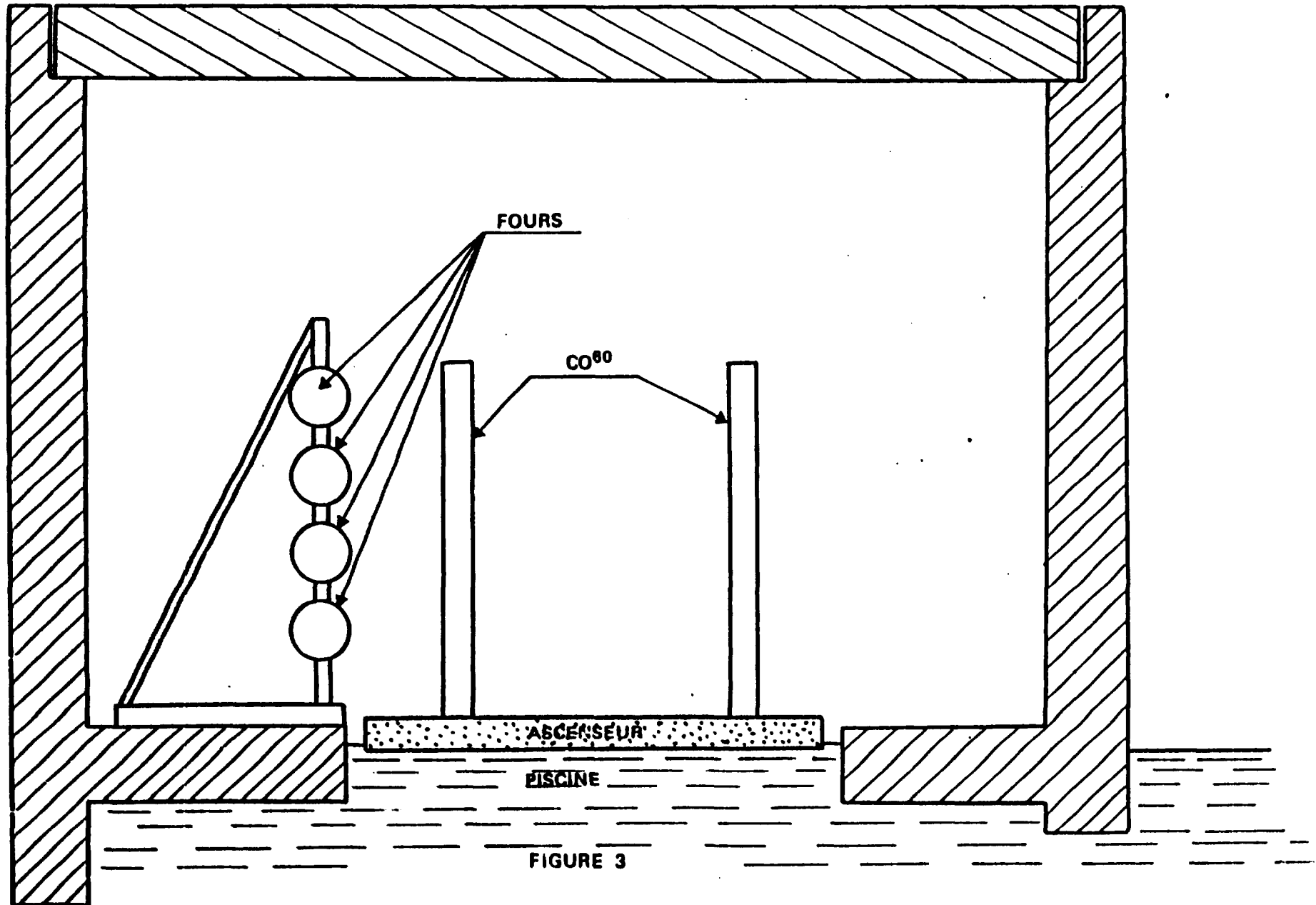


FIGURE 3

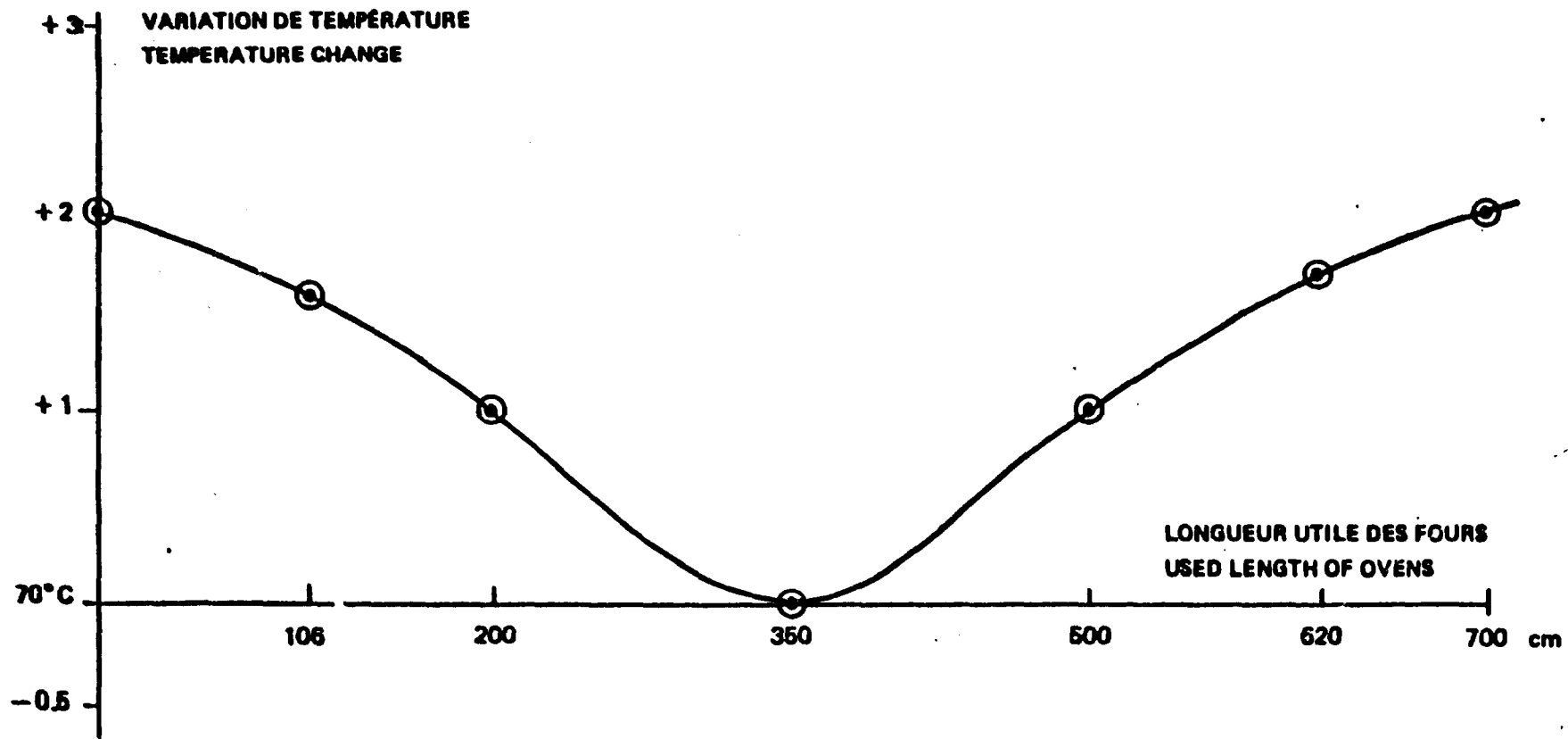


FIGURE 4 : ÉVOLUTION DE LA TEMPÉRATURE A L'INTÉRIEUR DES FOURS
TEMPERATURE EVOLUTION INTO OVENS

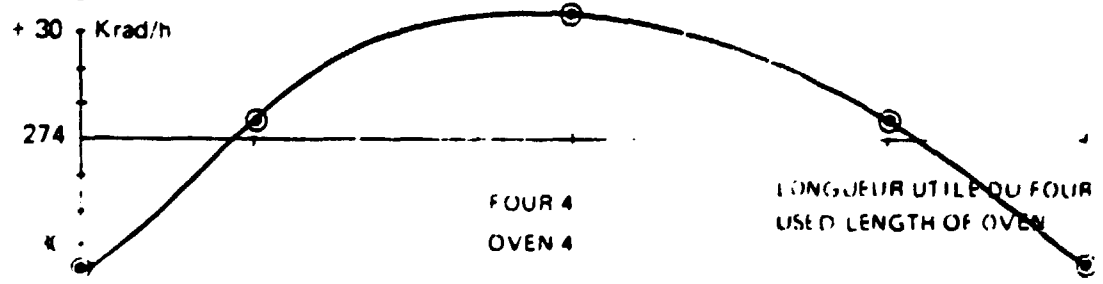
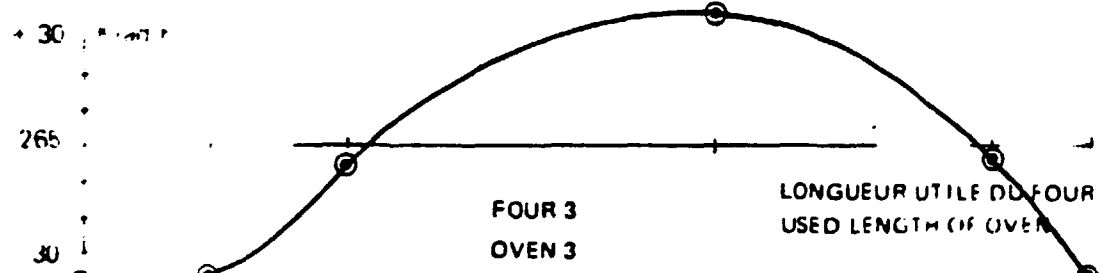
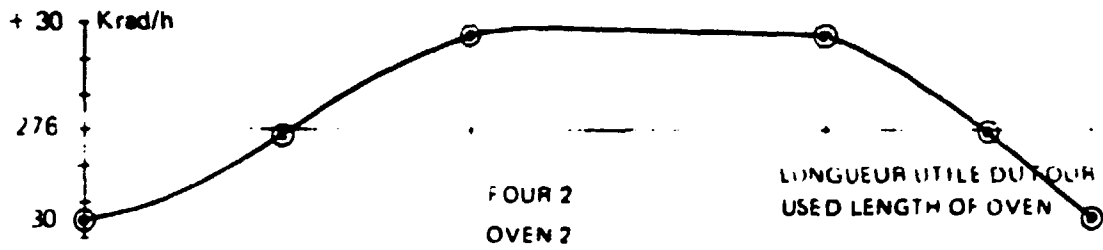
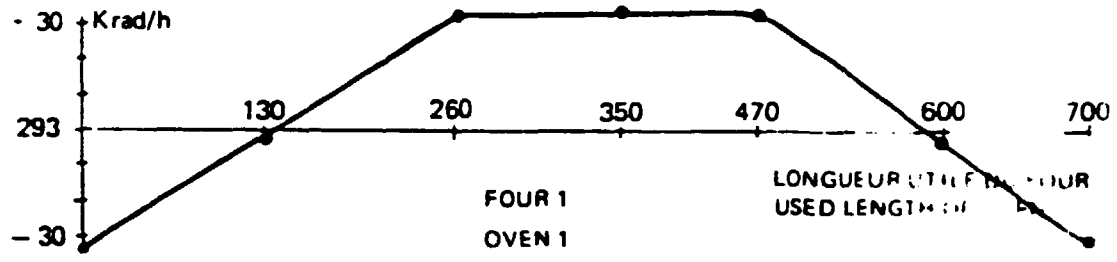
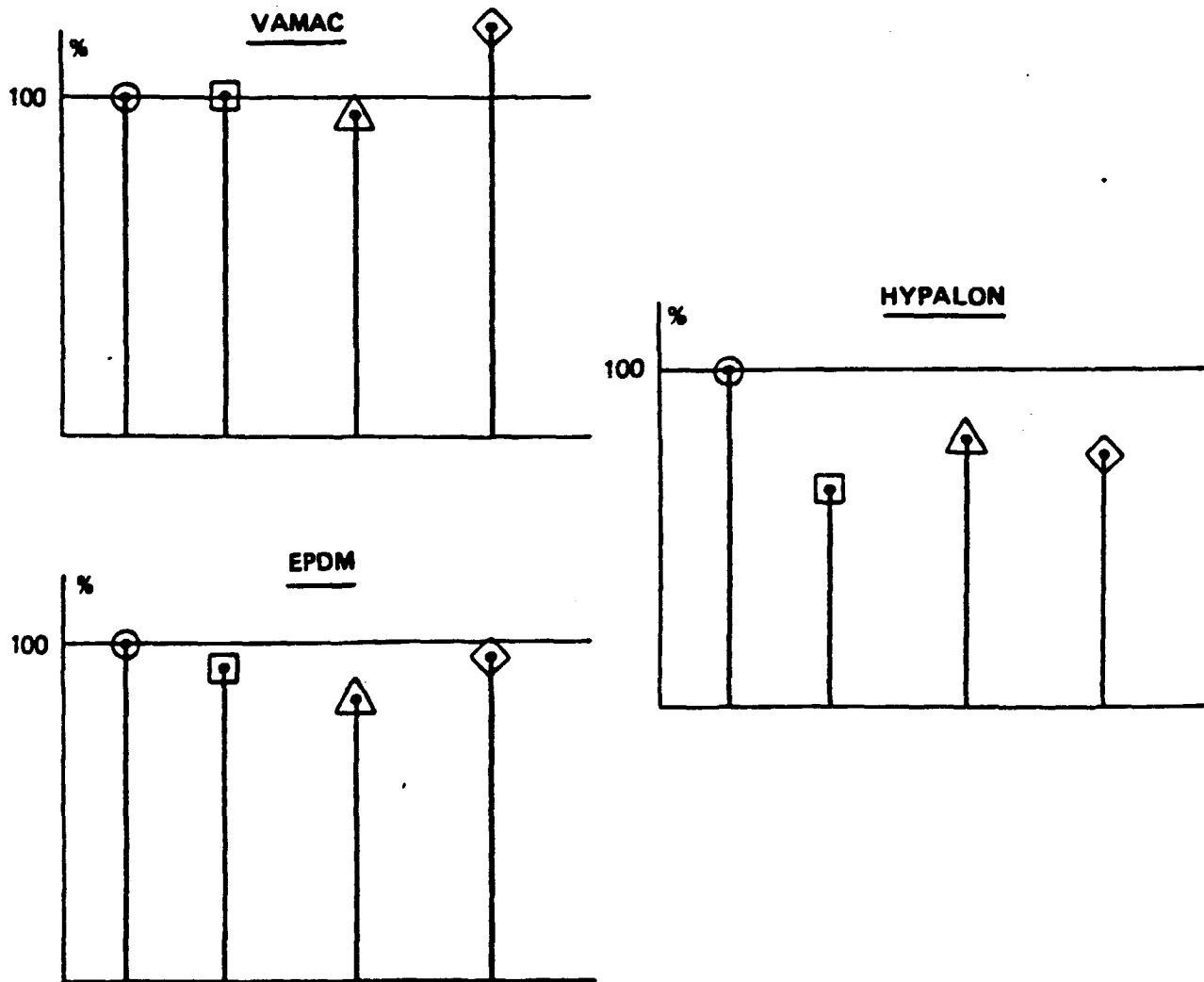


FIGURE 5 : EVOLUTION DU DEBIT DE DOSE LE LONG DES 4 FOURS
 DOSE RATE EVOLUTION ALONG OVENS

ÉLASTOMÈRES
ELASTOMERIC MATERIALS

CONTRAINTE A LA RUPTURE
TENSILE STRENGTH

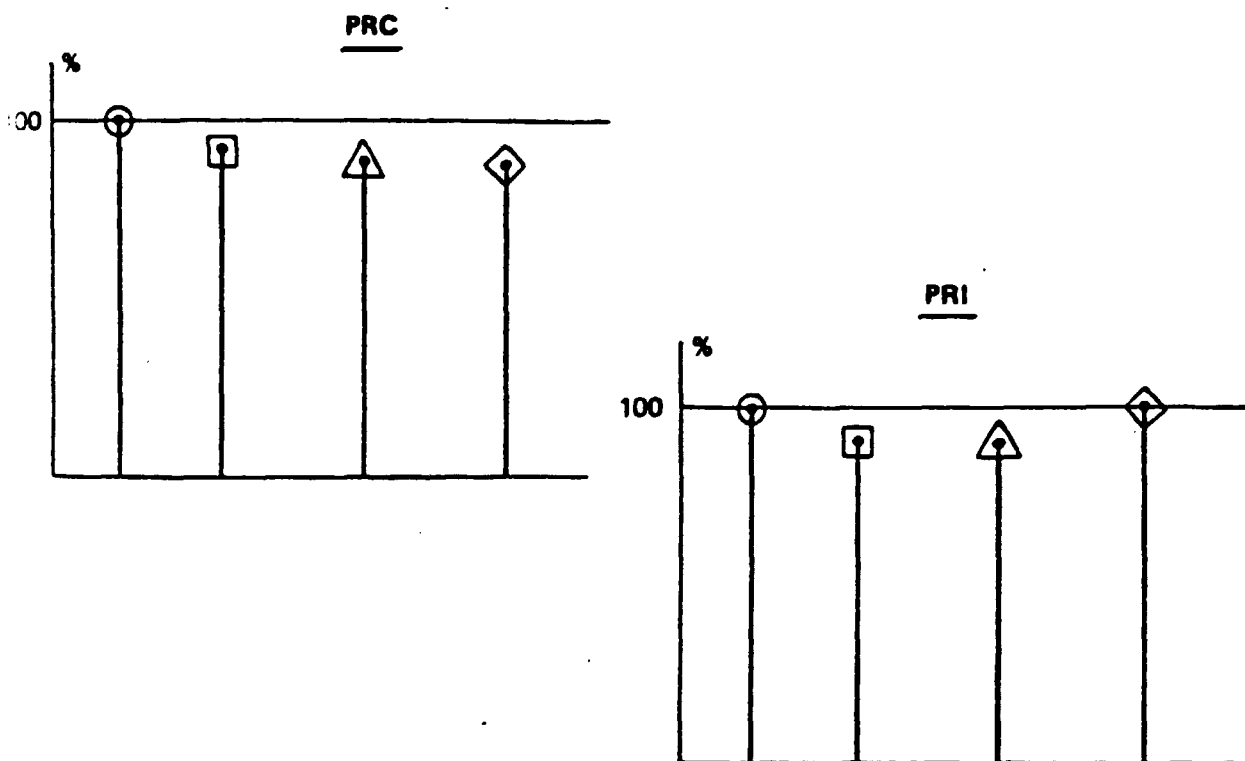


- ⊙ TÉMOIN - BLANK SAMPLE
- ◻ $3.3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (12,000 rads.h⁻¹)
- ◄ $2.8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (100,000 rads.h⁻¹)
- ◈ $1.4 \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 6

ELASTOMERES
ELASTOMERIC MATERIALS

CONTRAINTE A LA RUPTURE
TENSILE STRENGTH

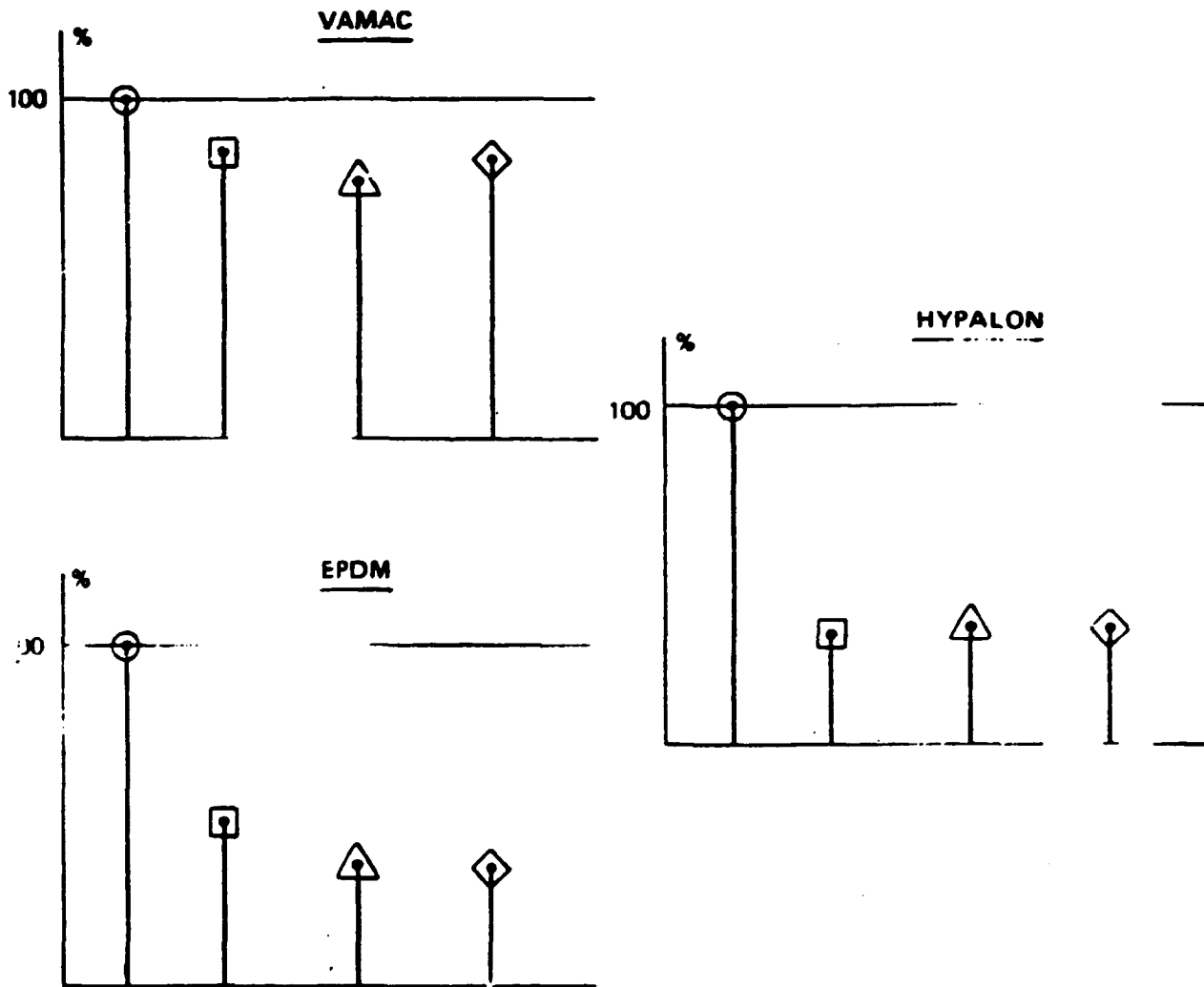


- ⊙ TÉMOIN - BLANK SAMPLE
- ⊠ $3.3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy.S}^{-1}$ (12,000 rads.h⁻¹)
- △ $2.8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy.S}^{-1}$ (100,000 rads.h⁻¹)
- ◇ 1.4 Gy.S^{-1} (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 7

ELASTOMERES
ELASTOMERIC MATERIALS

ALLONGEMENT A LA RUPTURE
ELONGATION AT BREAK

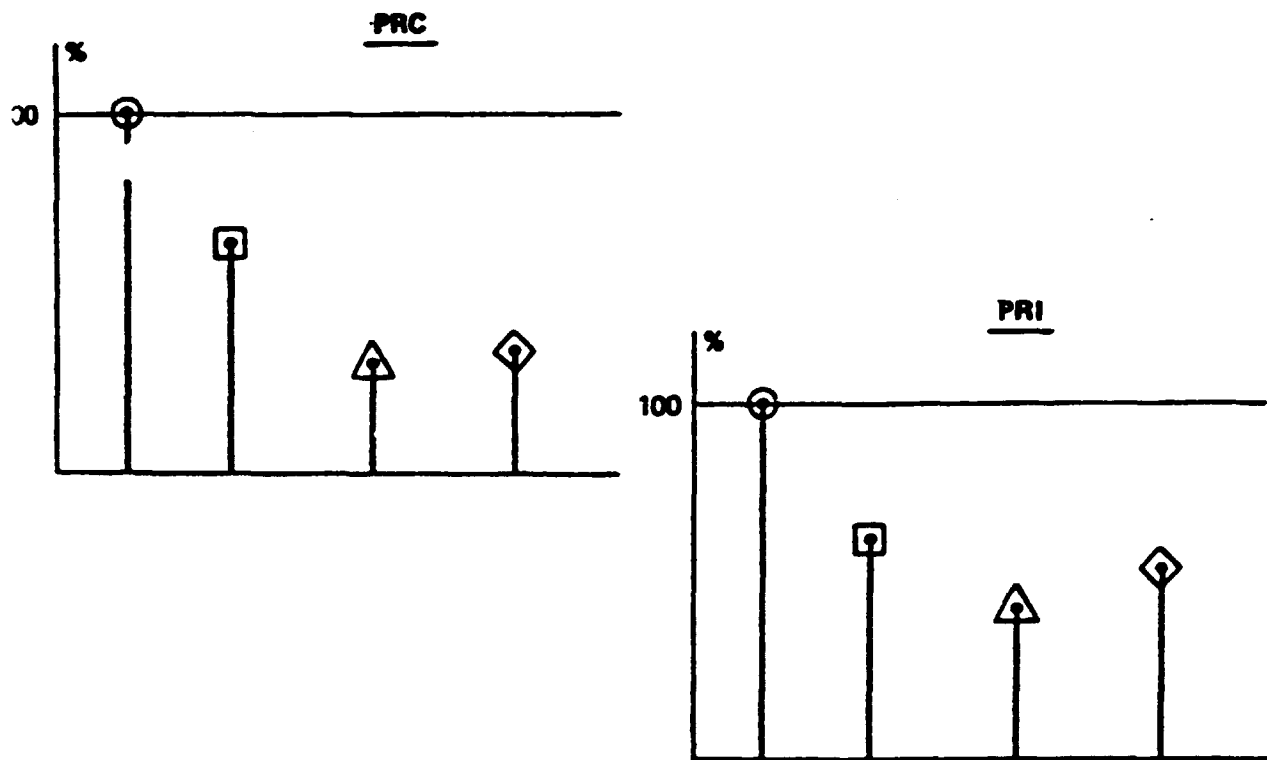


- ⊙ TÉMOIN - BLANK SAMPLE
- ⊠ $3.3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (12,000 rads.h⁻¹)
- ⊡ $2.8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (100,000 rads.h⁻¹)
- ⊠ $1.4 \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 8

ÉLASTOMÈRES
ELASTOMERIC MATERIALS

ALLONGEMENT A LA RUPTURE
ELONGATION AT BREAK

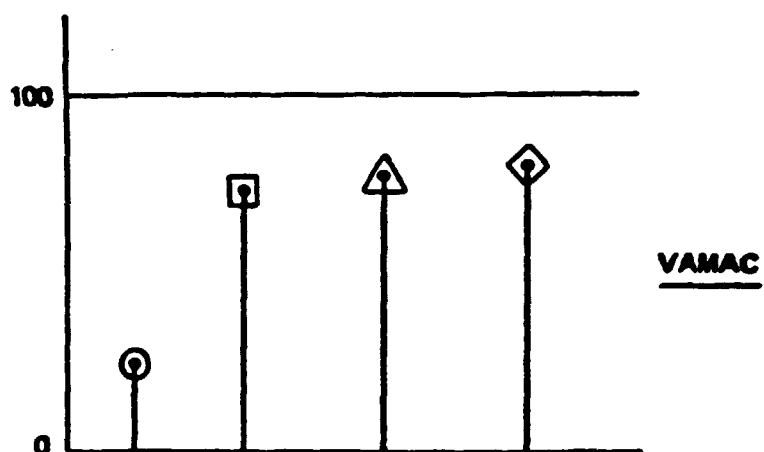


- ⊙ TEMOIN - BLANK SAMPLE
- ⊠ $3.3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (12,000 rads.h⁻¹)
- ⊡ $2.8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (100,000 rads.h⁻¹)
- ⊠ $1.4 \text{ Gy} \cdot \text{S}^{-1}$ (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 9

ÉLASTOMÈRE
ELASTOMERIC MATERIAL

DÉFORMATION RÉMANENTE APRES COMPRESSION
PERMANENT SET AFTER COMPRESSION

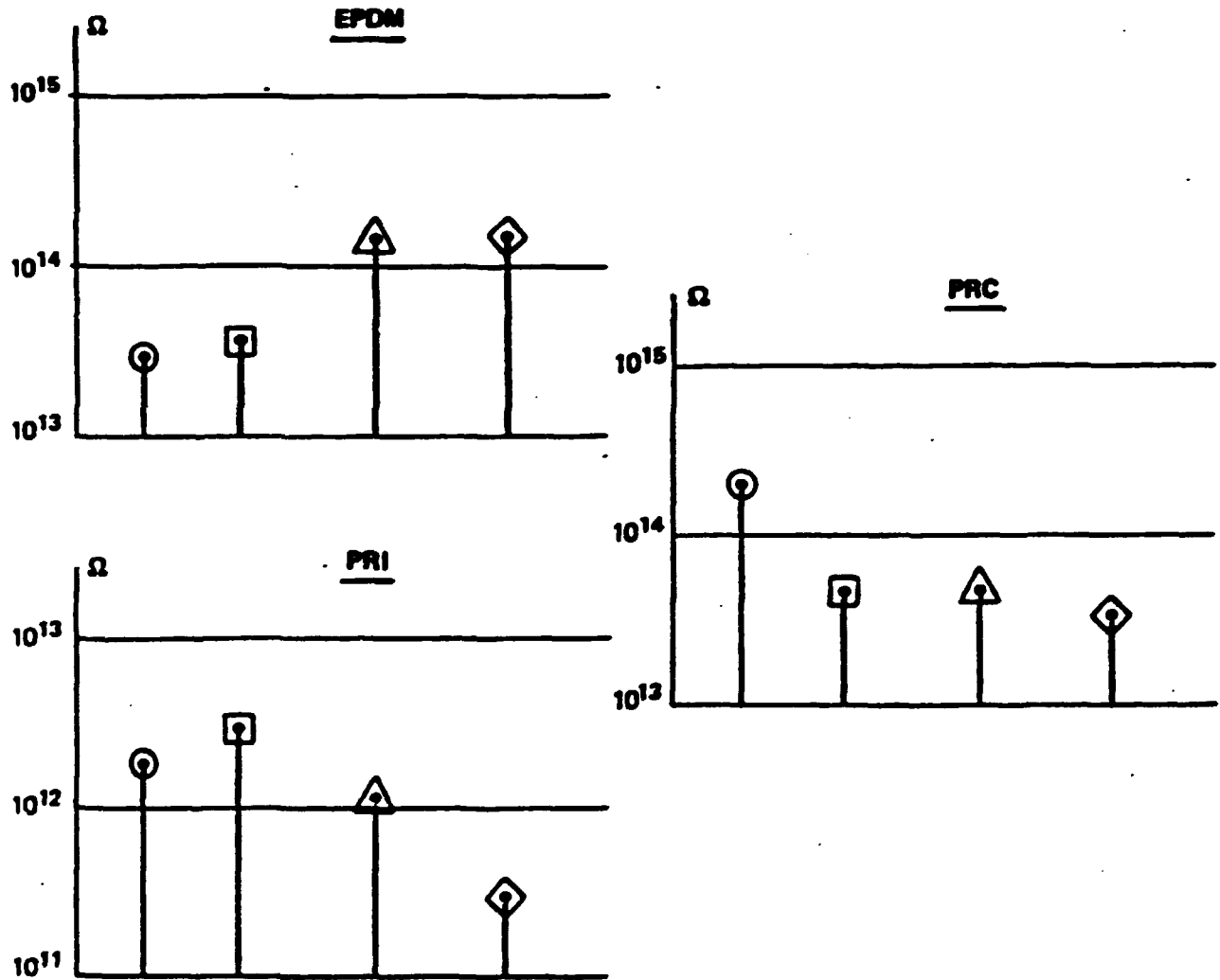


- ⊙ TÉMOIN - BLANK SAMPLE
- 3.3.10⁻² Gy.S⁻¹ (12,000 rads.h⁻¹)
- △ 2.8.10⁻¹ Gy.S⁻¹ (100,000 rads.h⁻¹)
- ◇ 1.4 Gy.S⁻¹ (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 10

ELASTOMERES
ELASTOMERIC MATERIALS

RÉSISTANCE D'ISOLEMENT
INSULATION RESISTANCE

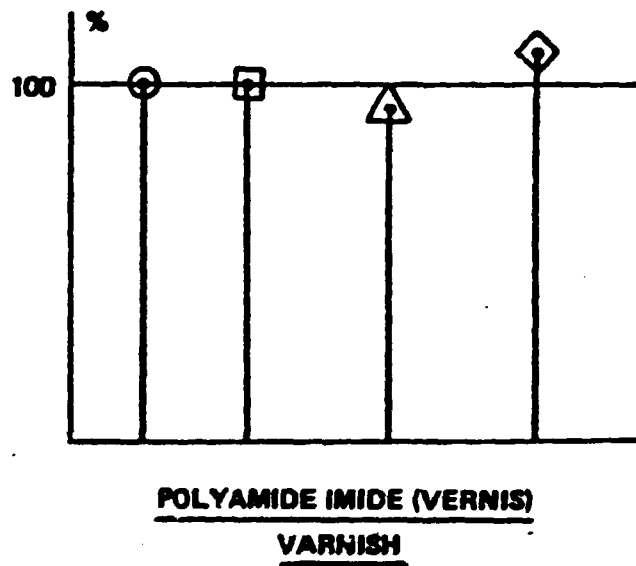


- ⊙ TÉMOIN - BLANK SAMPLE
- ◻ 3.3.10⁻² Gy.S⁻¹ (12,000 rads.h⁻¹)
- ◻ 2.8.10⁻¹ Gy.S⁻¹ (100,000 rads.h⁻¹)
- ◻ 1.4 Gy.S⁻¹ (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 11

THERMODURCISSABLE
THERMOSET MATERIAL

CONTRAINTE A LA RUPTURE
TENSILE STRENGTH



- ⊙ TÉMOIN - BLANK SAMPLE
- $3.3 \cdot 10^{-2} \text{ Gy.S}^{-1}$ (12,000 rads.h⁻¹)
- △ $2.8 \cdot 10^{-1} \text{ Gy.S}^{-1}$ (100,000 rads.h⁻¹)
- ◇ 1.4 Gy.S^{-1} (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 12

THERMOPLASTIQUES
THERMOPLASTIC MATERIALS

CONTRAINTE A LA RIPTURE
TENSILE STRENGTH

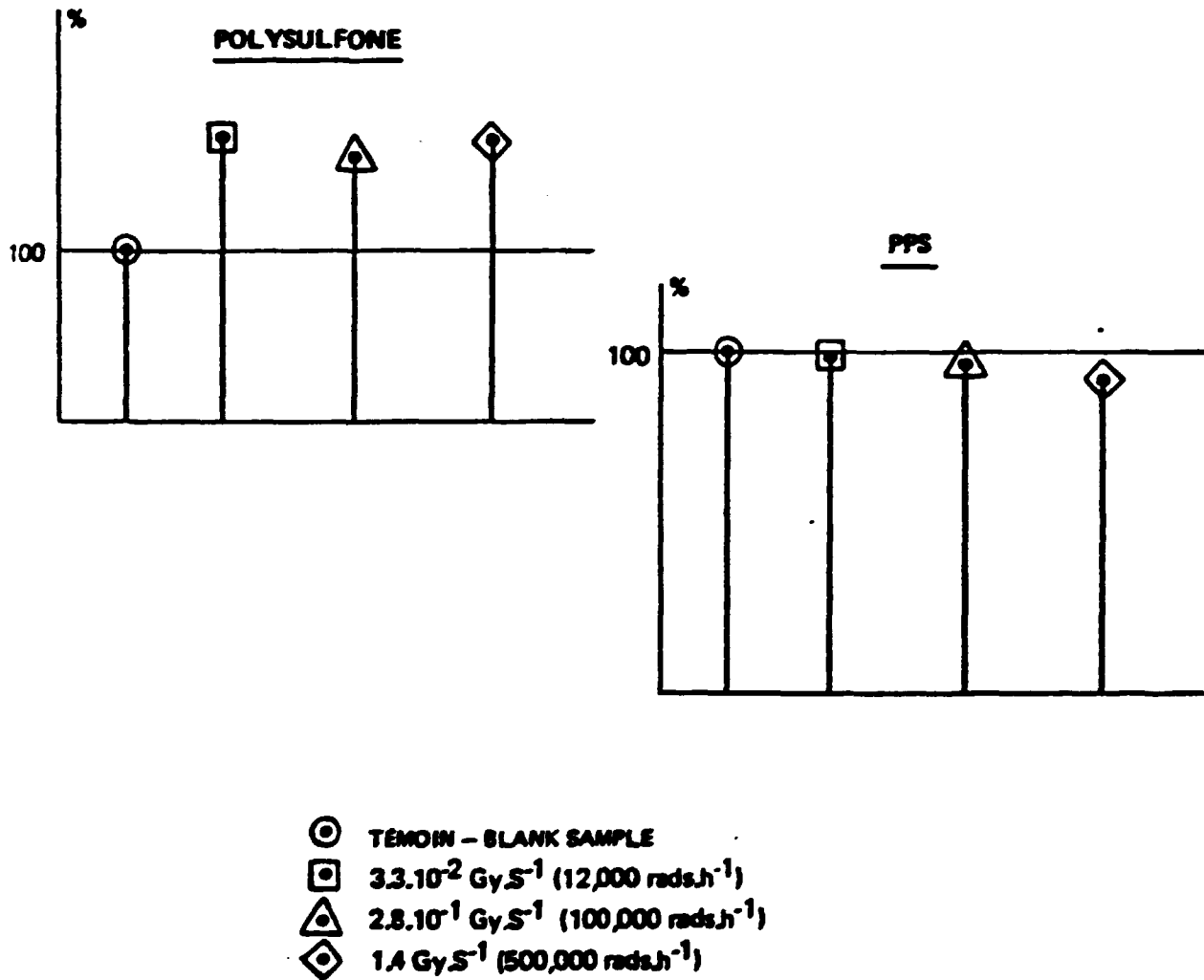
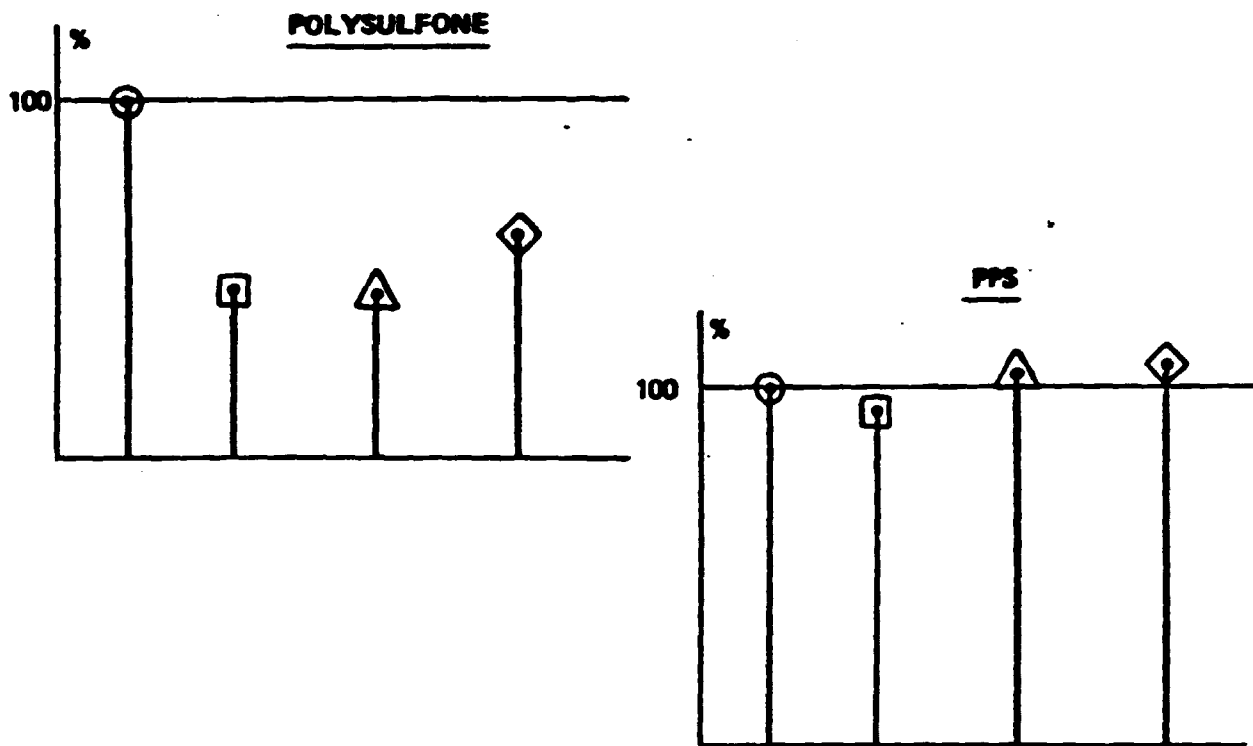


FIGURE 13

THERMOPLASTIQUES
THERMOPLASTIC MATERIALS

ALLONGEMENT A LA RUPTURE
ELONGATION AT BREAK



- ⊙ TÉMOIN - BLANK SAMPLE
- 3.3.10⁻² Gy.S⁻¹ (12,000 rads.h⁻¹)
- △ 2.8.10⁻¹ Gy.S⁻¹ (100,000 rads.h⁻¹)
- ◇ 1.4 Gy.S⁻¹ (500,000 rads.h⁻¹)

FIGURE 14

ELASTOMERES
ELASTOMERIC MATERIALS

Produits Materials	Mesures Measurements	Témoïn Blank sample	A	B
VAMAC	σ_R (daN.mm ⁻²)	1.4	1.4	1.6
	$\Delta I/I$ (%)	460	315	356
	DRC (%)	18	87	86
	RI (Ω)	$1.1 \cdot 10^{12}$	$1.7 \cdot 10^{12}$	$1.2 \cdot 10^{12}$
HYPALON	σ_R (daN.mm ⁻²)	0.93	0.58	0.70
	$\Delta I/I$ (%)	400	60	125
EPDM	CD (KV)	27	5	18
PRI	CD (KV)	23	27	28
PRC	CD (KV)	29	23	30

A – IRRADIATION A 25 Mrad SUIVIE DE LA SIMULATION DE
VIEILLISSEMENT THERMIQUE
25 Mrad IRRADIATION FOLLOWED BY THERMAL AGING
SIMULATION

B – SIMULATION DE VIEILLISSEMENT THERMIQUE SUIVIE DE
L'IRRADIATION A 25 Mrad
THERMAL AGING SIMULATION FOLLOWED BY 25 Mrad
IRRADIATION

INFLUENCE DE L'ORDRE DES PHASES
DE SIMULATION DE VIEILLISSEMENT

INFLUENCE OF THE SEQUENCES ORDER OF AGING SIMULATION

FIGURE 15

THERMOPLASTIQUES ET THERMODURCISSABLES
THERMOPLASTIC AND THERMOSET MATERIALS

Produits Materials	Mesures Measurements	Témoïn Blank sample	A	B
Polyamide-imide	C.D. (KV)	9	14	10
P.P.S.	σ_R (daN.mm ⁻²)	11	10.2	10.4
	$\Delta l/l$ (%)	0.9	0.75	0.75
	R.J. (Ω)	$3.2 \cdot 10^{14}$	$1.4 \cdot 10^{14}$	$5.0 \cdot 10^{14}$
	C.D (KV)	16	16.5	18.5

A – IRRADIATION A 25 Mrad SUIVIE PAR LA SIMULATION DE
 VIEILLISSEMENT THERMIQUE
 25 Mrad IRRADIATION FOLLOWED BY THERMAL AGING
 SIMULATION

B – SIMULATION DE VIEILLISSEMENT THERMIQUE SUIVIE PAR
 L'IRRADIATION A 25 Mrad
 THERMAL AGING SIMULATION FOLLOWED BY 25 Mrad
 IRRADIATION

INFLUENCE DE L'ORDRE DES PHASES
DE SIMULATION DE VIEILLISSEMENT

INFLUENCE OF THE SEQUENCES ORDER OF AGING SIMULATION

FIGURE 16

DESTINATAIRES

DIFFUSION CEA

M. le Haut Commissaire
DCS
IPSN
IPSN/D.SN
IPSN/D.SN : M. CANDES
M. PELCE
M. SCHMITT
DAS
SASR
SASCEL
SAF
SAER
SGNR
SAREP
BRTSN
SASICC
SASLU
SASLU/VALRHO
SASLU/SPI
SEC
SESECT
SAED

DERS Cadarache
SES Cadarache
SERE Cadarache
SIES Cadarache
SESRU Cadarache
SRSC Valduc
SEAREL
IPSN/D.Pr/FaR
DPS/FaR
DPT/FaR
UDIN/VALRHO
DEDR Saclay
DRNR Cadarache
DRE Cadarache
DER Cadarache
DEMT Saclay
DMECN/DIR Cadarache
DMECN Saclay
DTCE Grenoble
DSMN/FaR
Service Documentation Saclay

DIFFUSION HORS CEA

Secrétariat Général du Comité Interministériel de la Sécurité Nucléaire : M. AUGUSTIN
Service Central de Sûreté des Installations Nucléaires : M. de TORQUAT (+ 3 ex.)
Service Central de Sûreté des Installations Nucléaires - FAR
Ministère de l'Industrie, DRIR - Lyon : M. PAYEN
Direction Générale de l'Energie et des Matières Premières : M. BEAUFRERE
Conseil Général des Mines : M. MEO
FRAMATOME : M. le Directeur Général
NOVATOME : M. le Directeur Général
TECHNICATOME : M. le Directeur Général
TECHNICATOME : Service Documentation
EDF / Etudes et Recherches
EDF / SEPTEN (2 ex.)
EDF / SPT
M. SCHNURER - Bundes Ministerium des Innern - BONN (RFA)
M. KREWER - Bundes Ministerium für Forschung und Technologie - BONN (RFA)
M. BIRKHOFFER - Technische Universität München - GARCHING (RFA)
M. KELLERMAN - Gesellschaft für Reaktorsicherheit - KOLN (RFA)
M. LEVEN - Gesellschaft für Reaktorsicherheit - KOLN (RFA)
M. LAFLEUR - U.S.N.R.C. - WASHINGTON (E.U.)
M. MINOGUE - U.S.N.R.C. - WASHINGTON (E.U.)
M. KINCHIN - U.K.A.E.A. - Safety and Reliability Directorate - RISLEY (G.B.)
M. HANNAFORD - Nuclear Installations Inspectorate - LIVERPOOL (G.B.)
M. ALONSO - Junta de Energia Nuclear - MADRID (ESPAGNE)
M. PERELLO - Consejo de Seguridad Nuclear - MADRID (ESPAGNE)
M. CARLBOM - Department of Safety and Technical Services - NYKOPING (SUEDE)
M. NASCHI - Direttore Centrale della Sicurezza Nucleare e della Protezione Sanitaria
ROMA (ITALIE)
M. TANIGUCHI - MITI (JAPON)
M. ISHIZUKA - Science & Technology Agency - Nuclear Safety Bureau (JAPON)
M. TAMURA - Science & Technology Agency - Nuclear Safety Bureau (JAPON)
M. KATSURAGI - JAERI - Center of Safety Research (JAPON)

COPIE (SANS P.J.)

M. CHAVARDES (Attaché près de l'Ambassade de France aux Etats-Unis)
M. FELTEN (Attaché près de l'Ambassade de France aux Japon)
M. WUSTNER (Attaché près de l'Ambassade de France en RFA)