

PRÉSIDENTE DU CONSEIL  
COMMISSARIAT A  
L'ÉNERGIE ATOMIQUE

**Magnésium, aluminium et alliages.  
Emploi comme matériaux de structure**

par

J. BERNARD, B. BOUDOURESQUES, L. ALFILLE et R. KLERSY

Rapport CEA n° **995**

CENTRE D'ÉTUDES  
NUCLÉAIRES DE SACLAY  
SERVICE DE DOCUMENTATION  
Boite postale n° 2 - Gif-sur-Yvette (S.-et-O.)

BERNARD J., BOUDOURESQUES B., ALFILLE L., KLERSY R.

Rapport CEA n° 995.

**Magnésium, aluminium et alliages. Emploi comme matériaux de structure.**

**Sommaire.** — Les auteurs traitent de l'aptitude de quelques matériaux légers et ultra-légers à l'utilisation comme éléments de structure des réacteurs thermiques. Les résultats présentés sont relatifs aux études effectuées pour l'établissement des projets de piles françaises.

1958

161 pages

---

BERNARD J., BOUDOURESQUES B., ALFILLE L., KLERSY R.

Report CEA n° 995.

**Magnesium and aluminium-Base products. For use as structural materials.**

**Summary.** — This paper deals with the ability of some Mg and Al-base products to be used as structural materials in thermal reactors. The results presented here are relating to investigations carried out for completing the design of french reactors.

1958

161 pages

RAPPORT C.E.A. n° 995

(CONF. 15/P/1166)

MAGNESIUM, ALUMINIUM et ALLIAGES  
EMPLOI COMME MATERIAUX DE STRUCTURE

par

J. BERNARD, B. BOUDOURESQUES, L. ALFILLE, R. KLERSY

ERRATA

Page 151 et 156,

Les figures de la page 151 sont à remplacer par celles de la page 156, et vice-versa. Les légendes et numéros des figures restent en place.

Page 91, figure 10b,

remplacer "après 1000 h à 450 °C"  
par : après 100 h à 450 °C.

Page 126, figure 93,

en ordonnée de la figure, remplacer " $\delta_R, \text{g/mm}^2$ "  
par :  $\delta_R, 10^2 \text{ kg/mm}^2$ .

MAGNESIUM, ALUMINIUM et ALLIAGES.  
EMPLOI comme MATERIAUX de STRUCTURE.

par

J. BERNARD, B. BOUDOURESQUES, L. ALFILLÉ, R. KLERSY. (\*)  
Commissariat à l'Energie Atomique

INTRODUCTION.

Parmi les quelques rares métaux dont les sections efficaces d'absorption aux neutrons thermiques rendaient l'emploi à priori possible dans des réacteurs à uranium naturel, le métallurgiste nucléaire eut la satisfaction de voir figurer deux métaux traditionnels : le magnésium et l'aluminium.

Mais, pour traditionnels qu'ils fussent, la connaissance de leur comportement mécanique à l'état non allié s'avèra en de nombreux points trop fragmentaire, et insuffisante à satisfaire aux besoins de la technologie nucléaire.

Aussi ne faut-il pas s'étonner qu'un de nos premiers soucis ait été de compléter et d'élargir la connaissance des propriétés mécaniques de ces métaux, lesquels cependant n'avaient pas attendu FERMI pour trouver emploi - dans des conditions différentes, il est vrai.

---

(\*) Département de Métallurgie et de Chimie Appliquée, Service de Technologie.

Quant aux alliages éventuels de ces métaux qui pouvaient être envisagés dans nos utilisations, ils devaient, une fois satisfaits des impératifs d'ordre physico-chimique, répondre à des exigences différant des exigences traditionnelles. Dans le domaine conventionnel en effet on requiert principalement des matériaux utilisés une performance de tenue mécanique aussi élevée que possible.

Dans la perspective d'une utilisation nucléaire on leur demande par contre d'offrir un compromis optimum entre leur tenue mécanique et leur absorption de neutrons (ces conditions bien entendu n'étant pas limitatives). On leur demandera par exemple de remplir une fonction mécanique donnée (charge à supporter, pression à contenir) avec un coefficient de sécurité donné et au prix de la moindre absorption de neutrons possible.

Il en résulte une orientation de la recherche métallurgique nucléaire différente de celle de la recherche métallurgique traditionnelle.

Néanmoins le métallurgiste nucléaire ne manquera pas de considérer quelles sont les aptitudes des alliages traditionnels à l'utilisation spécifiquement nucléaire.

Ces différentes considérations se reflètent dans la communication présentée ici.

Nous y avons groupé en effet les propriétés et caractéristiques mécaniques que nous avons relevées au Commissariat à l'Energie Atomique, d'une part sur les métaux non alliés (magnésium et aluminium), et d'autre part sur certains de leurs alliages ou cermets. Les matériaux à base de Mg ou d'Al que nous avons considérés appartiennent pour une part à des familles traditionnelles, mais pour une autre part aussi il s'agit de produits expérimentaux que nous avons cherché à développer.

Nous avons volontairement laissé de côté dans cette communication le comportement physico-chimique de ces matériaux (résistance à la corrosion gazeuse ou aqueuse), tout en reconnaissant le caractère déterminant que les paramètres physico-chimiques présentent fréquemment dans le choix des matériaux pour réacteurs.

Par contre, en dehors des caractéristiques intrinsèques que nous avons relevées, nous mentionnons certains aspects technologiques relatifs à la mise en oeuvre : formabilité, soudabilité, etc..

Quelques études enfin ont été entreprises relativement à l'influence du rayonnement sur le comportement mécanique de certains de ces matériaux. Nous rendons compte également des résultats correspondants, résultats au demeurant assez modestes étant donnée la va-

leur des flux de neutrons dont nous disposions jusqu'ici, c'est à dire avant mise en exploitation de notre réacteur expérimental à haut flux EL3.

Terminons en insistant sur l'absence de prétention des études rapportées ici à une recherche métallurgique de base. Notre travail était guidé vers un but essentiellement pratique, technologique. Le fond et sans doute la forme de cette communication s'en ressentent naturellement.

## I. MAGNESIUM NON ALLIE.

En dépit des nombreuses caractéristiques de ce métal déjà publiées dans des articles et ouvrages traditionnels, certains domaines d'utilisation spécifiques des réacteurs nucléaires requerraient une extension assez large des connaissances relatives au comportement mécanique de ce matériau.

Celui-ci en effet présente à priori au métallurgiste nucléaire un attrait considérable du fait de la très faible valeur de sa section efficace d'absorption aux neutrons thermiques.

Il était normal, avant d'étudier sous cet angle les alliages de Magnésium -nécessairement plus absorbants que lui- d'entreprendre d'abord l'étude du métal non allié, pour en connaître les performances possibles et en tous cas les limites d'utilisation. Outre la référence utile que cette connaissance devait constituer pour des études ultérieures d'alliages, elle pouvait aboutir à l'adoption de ce métal non allié pour la réalisation de certains organes de réacteurs. Cela fut, et cela reste d'ailleurs le cas de deux des réacteurs français.

Les études que nous avons effectuées sur ce métal ont porté sur des puretés et des états différents. Toutefois, sauf indication contraire, ceux des résultats que nous présentons sont relatifs au Magnésium de pureté commerciale, élaboré en France par la Société UGINE, et essayé par nous à l'état brut de filage.

A titre indicatif, les principaux éléments d'impuretés ont dans ce métal les teneurs maxima suivantes, en ppm :

Al	80
Fe	70
Mn	50
Si	50
Cl	20

La mise en oeuvre de ce Magnésium s'opérait par filage à des températures de l'ordre de 350°C et avec des vitesses de filage de 3 à 6 mètres/minute.

Nous présentons dans ce qui suit un certain nombre de caractéristiques relevées suivant le sens du filage, et exprimées pour la plupart en fonction de la température.

1° - Caractéristiques en traction.

a) A la température ambiante.

Le magnésium, dont la structure cristallographique est hexagonale compacte, se déforme plastiquement, on le sait, par glissement et maclage.

A la température ambiante un seul système de glissement existe : suivant le plan de base (0001) et la direction  $[11\bar{2}0]$ .

Les lois d'allongement de l'agrégat polycristallin dépendront donc naturellement de l'orientation du plan de base des cristaux. Aussi faut-il s'attendre à des valeurs très différentes de l'allongement à rupture du polycristal suivant l'ampleur de l'orientation acquise au cours de la mise en oeuvre (filage, laminage, etc...).

Quant au maclage, il s'effectue principalement à la température ambiante suivant une surface pyramidale  $\{10\bar{1}2\}$ .

Nous présentons sur la Figure 1 un diagramme de traction enregistré à la température ambiante sur le métal dans l'état défini plus haut; ce diagramme peut être considéré comme un diagramme moyen représentatif de cet état.

Sur cette figure, outre les valeurs de la contrainte à rupture ( $R = 22 \text{ kg/mm}^2$ ) et de la limite élastique conventionnelle à 0,2 % d'allongement permanent ( $LE_{0,2} = 13 \text{ kg/mm}^2$ ), on relève aussi celle de l'allongement à rupture ( $A = 9 \%$ ).

Remarquons l'allure particulière du diagramme, typique d'une rupture semi-fragile, sans striction.

La micrographie de la Figure 2 montre l'aspect du métal après rupture par traction à l'ambiante. On y remarque que la déformation imposée au métal a provoqué l'apparition de quelques cavités, notamment aux joints triples.

Comme nous l'avons dit, l'aptitude du magnésium à la déformation plastique est fortement fonction de sa texture. Voici par exemple sur la Figure 3 une comparaison à grande échelle des lois de déformation respectives de deux échantillons de magnésium non allié.

de pureté et de condition de filage différentes, comparaison portant sur la phase initiale des déformations, jusqu'à la limite élastique conventionnelle (vitesse de traction : 2 kg/mm<sup>2</sup>/minute).

L'échantillon A, répondant à la définition métallurgique mentionnée plus haut a donné comme caractéristiques :

$$\begin{array}{l} \sqrt{A} \\ \left( \begin{array}{l} R = 21,9 \text{ kg/mm}^2 \\ LE 0,2 = 13 \text{ kg/mm}^2 \\ LE 0,02 = 6,5 \text{ kg/mm}^2 \\ A = 8,5 \% \end{array} \right. \end{array}$$

Quant à l'échantillon B :

$$\begin{array}{l} \sqrt{B} \\ \left( \begin{array}{l} R = 17,7 \text{ kg/mm}^2 \\ LE 0,2 = 6,5 \text{ kg/mm}^2 \\ LE 0,02 = 3,2 \text{ kg/mm}^2 \\ A = 9 \% \end{array} \right. \end{array}$$

A noter, pour des contraintes égales, la forte différence de comportement plastique dans la phase de sollicitation initiale (valeurs des limites élastiques de l'échantillon B inférieures de moitié à celles de l'échantillon A); néanmoins cette forte différence de plasticité n'a pas affecté la capacité totale de déformation (valeurs analogues de l'allongement à rupture).

Toujours sur la Figure 3 on observe des boucles d'hystérésis très marquées.

Celles-ci se manifestent dès les plus faibles déformations. A titre d'exemple nous présentons sur la Figure 4 une branche de diagramme de traction relevée grâce à des extensomètres à très grande amplification, pour des allongements totaux allant de 0 à 0,1 %. On voit à cette échelle qu'il serait vain de vouloir définir une limite de proportionnalité au sens strict du terme; en tous cas celle-ci ne pourrait qu'être inférieure à 1 kg/mm<sup>2</sup>.

b) En fonction de la température.

Nous présentons sur la Figure 5 la variation en fonction de la température des principales caractéristiques de traction : charge de rupture, limite élastique conventionnelle à 0,2 % d'allongement permanent, et allongement à rupture. Ces caractéristiques ont été relevées avec une vitesse de mise en charge constante de 1 kg/mm<sup>2</sup>/minute, quelle que soit la température

d'essai; il est utile de prendre cette vitesse en considération lorsqu'on sait à quel point les propriétés mécaniques du magnésium sont sensibles à la vitesse de déformation.

On constate au-delà de 200°C un accroissement rapide des valeurs d'allongements à rupture. Ceci est à rapprocher du fait qu'à 225°C apparaissent de nouveaux systèmes de glissement, ce qui accroît la plasticité du métal.

La striction du métal évolue évidemment dans le même sens que l'allongement à rupture, mais dans des proportions encore plus grandes que pour celui-ci, entre 200 et 300°C.

Ceci apparaît d'ailleurs d'une manière flagrante en comparant les formes d'éprouvettes rompues par traction à 200 et 300°C, présentées entre autres sur la Figure 6.

Observons aussi sur cette figure les aspects également très différents des éprouvettes rompues à 400 et 450°C; ceci est à rapprocher de la variation corrélative des allongements à rupture en fonction de la température : à partir de 400°C, en effet, et pour les vitesses de mise en charge considérées, nous enregistrons une baisse notable des allongements à rupture. De 400 à 500°C, cette grandeur décroît même de moitié.

Nous pensons que l'existence et la position éventuelle du maximum de la courbe des allongements à rupture en fonction de la température sont largement fonction de la vitesse de déformation; dans cette hypothèse, plus cette vitesse serait faible, et plus ce maximum serait déporté vers les basses températures.

La micrographie de la Figure 7 montre l'aspect du métal après rupture à 500°C. On y relève la présence de nombreuses lignes de glissement. Contrairement au métal rompu à la température ambiante, il n'apparaît pas ici de cavités aux joints des grains.

## 2° - Module d'élasticité longitudinal, et frottement interne.

Nous présentons sur la Figure 8 (courbe en trait plein) la variation du module d'Young en fonction de la température.

On constate une décroissance sensiblement linéaire de cette grandeur jusque vers 250°C; le coefficient thermoélastique correspondant est de l'ordre de 2 kg/mm<sup>2</sup>/°C, et la baisse du module entre 20 et 250°C est d'environ 10 %.

Dans cette plage de température les valeurs des modules et leur variation sont pratiquement identiques pour des échantillons différents, quelle que soit leur définition métallurgique.

Il n'en est plus de même aux températures supérieures à 250°C, températures auxquelles le module d'élasticité s'avère très sensible à l'état du matériau. En particulier, à l'état brut de filage déjà précisé, on observe une décroissance accélérée du module qui, de 250 à 500°C, passe de 4100 à 2900 kg/mm<sup>2</sup>, soit une réduction de 29 %; autrement dit, le coefficient thermoélastique moyen dans cet intervalle de température est de 4 kg/mm<sup>2</sup>, soit le double de celui observé au-dessous de 250°C.

Lors de ces mesures de module en fonction de la température, les valeurs du décrement d'amortissement ont également été relevées.

L'appareil utilisé était un élasticimètre type CABARAT à excitation électrostatique. Le principe de la mesure est le suivant : on recherche la fréquence F de résonance de l'éprouvette, soumise à des régimes vibratoires forcés de fréquence variable. On repère l'amplitude maximum A des vibrations correspondantes. Au niveau  $\frac{A}{2}$  de la courbe de résonance (courbe de l'amplitude des vibrations en fonction de la fréquence) correspond une bande passante d'une largeur  $\Delta F$ , laquelle est mesurée. Le décrement d'amortissement est alors défini par la relation :  $\delta = \pi \frac{\Delta F}{F}$ .

La variation de ce décrement en fonction de la température est présentée sur la Figure 9, pour l'échantillon brut de filage correspondant à la figure précédente.

Pour un état déterminé, on trouve entre échantillons différents une légère dispersion entre les valeurs du décrement à une température donnée. Mais l'ordre de grandeur est toujours conservé, ainsi que l'allure des variations en fonction de la température. La loi qui est présentée sur la Figure 9 a été choisie comme représentant la loi moyenne de l'ensemble des essais que nous avons effectués.

Il existe toujours un premier maximum du décrement vers 50°C, suivi d'un minimum vers 130 à 160°C, mais, de l'ambiante jusqu'à 200°C, les valeurs du décrement ne dépassent pas  $5 \cdot 10^{-4}$ .

C'est à partir de 200°C que la croissance de cette grandeur devient importante. Cette augmentation rapide du décré- ment à ces température est due au fait que, comme nous l'avons si- gnalé plus haut, un seul système de glissement existe aux basses températures -suivant le plan de base- tandis que de nouvelles pos- sibilités de glissement- suivant des plans pyramidaux- apparaissent vers 225°C.

Notons aussi l'existence d'un maximum très accusé, qui se situe à une température de 300 à 370°C, et qui correspond à des maxima du décrément allant de 7 à 14. 10<sup>-2</sup> suivant les échantil- lons.

Au delà de ce maximum enfin la décroissance du décré - ment est très brutale : vers 500°C sa valeur est environ le tiers du décrément maximum.

### 3° - Influence de recuits sur les caractéristiques précédentes.

Les matériaux de gainage ou de structure des réacteurs risquent pour la plupart de séjourner pendant de longues durées (par exemple 10000 h) à des températures souvent très éle- vées (350 à 450°C). Aussi importe-t-il de connaître l'évolution éventuelle de structure et de propriétés lors de maintiens prolongés à ces températures.

Dans le cas du magnésium, un tel traitement thermique modifie tout d'abord considérablement les dimensions des grains. Si à l'état brut de filage le magnésium présente une structure fi- ne et homogène avec des grains polyédriques de 25 à 30 μ de diamè- tre, structure qui est évidemment stable à la température ambiante, il en est tout autrement à partir de 350°C.

A ces températures en effet le grain grossit très rapi- dement; cette évolution est particulièrement importante au cours des 100 premières heures de chauffe. La structure devient très hétérogè- ne avec des grains de plusieurs millimètres voisinant avec d'autres de quelques dizaines de microns.

La pureté du métal ne semble pas être un facteur impor- tant du grossissement du grain. Des études métallographiques rela- tives à du métal de grande pureté (99,97 %), traité dans les mêmes conditions, ont montré la même évolution.

La Figure 10 illustre ce grossissement considérable du grain de magnésium : la Figure 10a présente la micrographie (x 150) du métal brut de filage; quant à la Figure 10b elle montre la macrographie (x 5) d'un échantillon de magnésium après maintien à 450°C pendant 100 h.

Par ailleurs, les caractéristiques mécaniques relevées à la température ambiante sont notablement affectées par de tels traitements.

Nous présentons comme exemple, sur la Figure 11, la variation de la charge de rupture et de l'allongement à rupture à la température ambiante, après des recuits de 10, 100 ou 1000 h à 400 et 450°C. Les caractéristiques que nous présentons sont les valeurs moyennes relevées après traitement de plusieurs éprouvettes dans les mêmes conditions.

On observe après ces traitements des réductions importantes de la résistance mécanique et de la ductilité; l'ampleur de ces variations est plus grande à 450 qu'à 400°C, pour une égale durée de maintien.

Voici à titre indicatif l'évolution moyenne de ces caractéristiques après un traitement de 100 h :

Caractéristiques à la température ambiante

	Etat brut	Après maintien de 100 h :	
	-----	à 400°C	à 450°C
		-----	-----
R, kg/mm <sup>2</sup> :	21	17	11
A, % :	6	3	2

En ce qui concerne l'influence de tels recuits sur les valeurs du module d'élasticité, on peut dire qu'elle est nulle entre l'ambiante et 250°C (cf. Figure 8). Par contre, au-dessus de cette température, cette influence est grande : on voit se relever notablement les valeurs du module d'Young, et la branche correspondante du diagramme établi en fonction de la température vient prolonger exactement la branche relative aux températures inférieures.

Par exemple, un recuit de 100 h à 450°C réduit de 4 à 3 kg/mm<sup>2</sup>/°C le coefficient thermoélastique moyen relevé entre 250 et 500°C. Et le module à 500°C s'élève de 2900 à 3350 kg/mm<sup>2</sup>.

En ce qui concerne la variation corrélative des valeurs du décrement d'amortissement en fonction de la température après un tel traitement (100h à 450°C), on peut dire que, contrairement à ce qui se passe pour les modules, elle est sensible et à peu près uniforme sur toute la plage des températures; les valeurs de décrement sont réduites de l'ordre d'un facteur 3, mais l'allure des variations en fonction de la température est conservée (cf. Fig. 9 : décrets à l'état brut de filage).

#### 4° - Résilience.

La variation de cette caractéristique en fonction de la température, de -100 à +500°C, est représentée sur la Figure 12.

Ces valeurs ont été relevées sur des éprouvettes entaillées normalisées type UF (norme AFNOR n° A03-106). L'ensemble de ces éprouvettes, tirées de métal filé, avait subi avant essai un recuit de normalisation de 30 minutes à 350°C.

On constate que de -100 à + 250°C les éprouvettes ont donné lieu à des ruptures, du type fragile, obtenues par des énergies de valeur croissante mais qui reste toujours faible.

Au delà de 250°C par contre toutes les éprouvettes essayées sont passées entre les appuis sans se rompre; au-dessus de 350°C enfin, l'énergie absorbée au choc décroît notablement : une même déformation plastique requiert des énergies de moins en moins élevées.

L'ensemble de ce comportement renseigne qualitativement sur l'aptitude au forgeage en fonction de la température.

Nous présentons sur les Figures 13 et 14 l'aspect micrographique, au voisinage de l'entaille, d'éprouvettes essayées à -100 et + 320°C respectivement.

Dans la micrographie relative à l'essai à basse température (Figure 13) on aperçoit, près de la zone rompue, une fissure intercrystalline. Noter aussi de nombreuses bandes de glissement.

Quant à l'éprouvette essayée à 320°C, elle n'a pas, elle, donné lieu à rupture. La plage présentée sur la Figure 14 est relative au voisinage de l'entaille (région à grande déformation plastique). Soulignons la cristallisation particulièrement fine dans cette zone : ceci est vraisemblablement dû à une fragmentation du grain sous l'action de glissements et de maclages successifs, ce qui conserve d'ailleurs aux cristallites un aspect polyédrique. En s'éloignant de la zone à grand écoulement plastique, on retrouve la taille du grain initial.

5° - Emboutissage.

Nous avons effectué, à la température ambiante, des essais d'emboutissage de tôles laminées de 1 mm d'épaisseur, conformément aux procédures normalisées PERSOZ et ERICKSEN (normes AFNOR n°s A03-601 et A03-602).

Dans chacun de ces cas on relève les efforts maxima d'emboutissage Pkg, ainsi que les profondeurs I mm de pénétration du poinçon au moment de l'amorce de rupture (indices PERSOZ et ERICKSEN)

Nous avons trouvé les valeurs suivantes :

	<u>Charge</u>	<u>Indice</u>
- Essai PERSOZ (tôle encastrée)	130	4
- Essai ERICKSEN (tôle non encastrée)	150	2,8

6° - Fluage.

L'utilisation de métaux légers et ultra-légers en pile nécessite la connaissance préalable de leurs lois de déformation et de rupture aux températures de service projetées. Ces températures d'ailleurs sont elles-mêmes fréquemment déterminées - en dehors d'éventuelles prescriptions d'ordre physico-chimique - comme étant les températures les plus élevées auxquelles ces maté-

riaux peuvent "tenir" mécaniquement (cas fréquent des métaux de gaine). Et lorsque ce n'est pas le cas des températures de service, cela l'est en général des contraintes de service. C'est donc aux matériaux eux-mêmes qu'il faut en fait demander leurs propres limites d'emploi.

On est donc conduit à une exploration du comportement mécanique des métaux étudiés, sur une large plage de température, et notamment vers les hautes températures, auxquelles la composante visqueuse est prédominante dans les lois de déformation.

Des études systématiques de cette nature nécessitent un équipement étendu et varié.

Il faut tout d'abord déterminer les lois de rupture par fluage. Mais, indépendamment de la durée de vie sous la contrainte d'essai, il est souhaitable que les machines utilisées permettent en même temps un relevé correct des lois correspondantes d'allongement en fonction du temps. Ceci suppose des dispositifs extensométriques à amplification moyenne, mais réglable.

Les deux types de machine présentés sur les Figures 15 et 16 -qui représentent des vues partielles de deux de nos laboratoires de fluage- répondent à ces conditions (amplification des déformations : 10, 20, 40, 100 ou 200 à volonté). Indépendamment de l'étude des ruptures par fluage, ces machines permettent aussi une bonne analyse des lois d'allongement en fonction du temps.

Lorsque la valeur des allongements de fluage est très faible, il est nécessaire de pouvoir en relever les lois sur des machines à grande amplification. La Figure 17 montre une partie de nos machines à amplification 1000. Certaines d'entre elles permettent aussi l'étude des lois de relaxation des contraintes. L'ensemble de cet équipement est d'une sensibilité telle qu'il nécessite un local à température strictement constante (salle climatisée, faux-plafond diffusant).

Indépendamment de cela, il est fréquent que l'oxydation par maintien de milliers d'heures à température élevée ne soit pas un paramètre négligeable de la loi de déformation, et qu'elle doive de ce fait être évitée. Ceci nécessite alors un appareillage offrant à l'éprouvette à la fois une atmosphère inerte et une extensométrie précise. C'est le cas par exemple des machines de la Figure 18, qui sont alimentées en argon, distribué à partir d'une station centrale de purification.

Enfin, mis à part l'étude générale du comportement visqueux d'un matériau, il est souvent indispensable en dernière analyse de relever sa loi de déformation précise, dans les conditions

exactes de l'utilisation, flux de neutrons excepté : température, contrainte et milieu ambiant.

Il faut en effet remarquer que bien souvent le technologue nucléaire met en oeuvre ses matériaux à des niveaux de fonctionnement totalement inhabituels, très proches parfois de conditions critiques de fluage provoquant leur effondrement pur et simple. Cela n'est concevable en tout état de cause que si les mesures précises ont été faites aux niveaux prévus, sans la moindre extrapolation ou inconnue, autre que le rayonnement (encore cette restriction n'est-elle qu'un pis-aller, dont il faut aussi essayer de se libérer).

C'est un exemple de ce genre que présente la Figure 19. Pour sélectionner le matériau de gainage d'un des réacteurs français à éléments combustibles horizontaux, et refroidi au gaz carbonique, on a effectué comparativement, sur le magnésium non allié et deux alliages de magnésium, un essai de fluage de longue durée (3000 h) sous la contrainte effective supportée par les ailettes de refroidissement (soit 16 grammes/mm<sup>2</sup>) et à la température prévue au point chaud (400°C). Cet essai portait simultanément sur 4 éprouvettes de chaque matériau. Enfin pour que les conditions physico-chimiques soient également respectées, ces essais étaient effectués en atmosphère de CO<sub>2</sub>, ce qui explique la "cage" renfermant la batterie de machines, et le port d'un appareil respiratoire autonome par le manipulateur (présence possible d'oxyde de carbone).

a) Fluage à rupture.

Nous présentons sur la Figure 20 la durée de vie en fonction de la contrainte, pour des températures échelonnées de 20 à 250°C.

On constate que le temps de maintien de la contrainte est un facteur important de la résistance à la rupture.

Ceci est encore plus évident sur la Figure 21, où nous avons porté, en fonction de la température, les valeurs des contraintes provoquant : la rupture instantanée (R), la rupture en 100 h (r<sub>100</sub>), et la rupture en 1000 h (r<sub>1000</sub>).

On y voit en particulier qu'une durée déterminée de maintien sous charge réduit la résistance à la rupture dans des proportions rapidement croissantes avec la température.

C'est ce qui apparaît aussi sur le tableau ci-dessous, où, outre les valeurs de R, r<sub>100</sub> et r<sub>1000</sub> en fonction de la température,

nous avons porté celles du rapport  $\frac{r_{1000}}{R}$ . Ce rapport passe de 64 % à 20°C, à 18 % à 250°C.

Température °C	Contraintes en kg/mm <sup>2</sup> provoquant la rupture :			$\frac{r_{1000}}{R}$ %
	instantanée R	en 100 h	en 1000 h	
		r100	r1000	
20	21,9	16	14	64
50	19,1	12,2	10,7	56
100	14,7	7,1	6	41
150	10,6	4,1	3	28
200	7,6	2,3	1,6	21
250	5,1	1,5	0,9	18

b) Vitesses et allongements de fluage.

Nous avons relevé les lois de fluage du magnésium non allié, en fonction des contraintes, pour des températures allant de 100 à 450°C.

Les vitesses de fluage secondaire correspondantes sont présentées sur la Figure 22.

Il faut souligner à ce propos que les courbes de fluage en fonction du temps indiquent d'une manière générale un fluage transitoire très paresseux. Plusieurs centaines d'heures s'écoulent en effet avant que l'on n'atteigne un régime de fluage secondaire à vitesse constante.

Nous illustrons ceci en présentant une courbe de fluage enregistrée sous une contrainte de 16 g/mm<sup>2</sup> à 400°C en atmosphère de CO<sub>2</sub> : Figure 23.

On voit que, de la 150ème à la 300ème heure la vitesse moyenne -d'ailleurs presque constante- est de  $17 \cdot 10^{-6}$ /h. Puis, jusqu'à la 1000ème heure s'établit un nouveau régime d'écoulement visqueux, qui donnerait l'apparence d'un fluage secondaire si l'essai n'était pas prolongé. En effet, ce n'est qu'ultérieurement que le

véritable fluage secondaire s'établit, sans conteste cette fois comme on peut en juger sur cette figure. La véritable vitesse secondaire a une valeur de  $0,34 \cdot 10^{-6}/h$ .

Par conséquent les vitesses de fluage relevées au cours d'essai d'une durée limitée à quelques centaines d'heures, voire 1000 heures, ne peuvent être présentées comme étant les vitesses du régime stationnaire d'écoulement visqueux. Il est bon de s'en souvenir, compte tenu des écarts importants qu'il peut y avoir entre ces différentes vitesses (cas de la Figure 23 : il existe un facteur 50 entre la vitesse secondaire réelle et la vitesse à la 300ème heure). Il est toutefois rassurant de penser qu'une extrapolation des allongements de fluage, à partir des vitesses relevées avant établissement du régime secondaire, ne peut aller que dans le sens de la sécurité.

En ce qui concerne les allongements de fluage, nous présentons sur la Figure 24 la variation en fonction de la température des allongements totaux atteints à la 100ème, 200ème et 500ème heure de fluage, sous des contraintes de 0,3, 0,5 et 1 kg/mm<sup>2</sup>.

On remarque que, pour une contrainte donnée, l'allongement total atteint par fluage croît rapidement avec la température. Par exemple, sous une contrainte de 0,5 kg/mm<sup>2</sup>, l'allongement total de fluage croît d'un facteur 10 par élévation de température de 50°C, de 250 à 300°C.

Pour en terminer avec les caractéristiques de fluage, nous avons groupé sur la Figure 25 les lois de variation en fonction de la température des principales valeurs des contraintes provoquant soit la rupture, soit des allongements déterminés en un temps donné.

Nous présentons enfin sur la Figure 26 l'aspect micrographique d'une éprouvette de fluage après essai de 500 h à 400°C sous une contrainte de 0,3 kg/mm<sup>2</sup>, essai au terme duquel l'éprouvette s'était allongée d'environ 30 %. On constate sur cette micrographie la présence de grosses cavités, toutes situées à des joints triples.

#### 7°- Conclusion.

Outre l'intérêt que présentent en soi les propriétés et caractéristiques du magnésium non allié exposées ici, dans la perspective d'utilisations nucléaires éventuelles -et il y en a-, nous voudrions souligner les insuffisances qu'elles

mettent en relief, et qui doivent nous amener à rechercher des améliorations par voie d'alliage.

Il y a tout d'abord le grossissement exagéré du grain de ce métal, grossissement qui est responsable de décohésions et ruptures préjudiciables, dans le cas par exemple d'ailettes de tubes de gainage après maintien à température élevée. Ceci nous a conduits -et ce sera l'objet du chapitre suivant- à rechercher un affinage stable du grain de magnésium.

Il y a en second lieu les insuffisances de résistance mécanique (résistance à la rupture ou au fluage) aux températures élevées. Ces insuffisances nous ont amenés à développer -et nous en traiterons à la suite- des alliages nucléairement admissibles qui présentent une amélioration de ces propriétés, et permettent, toutes choses égales d'ailleurs, de repousser plus haut en température le plafond d'utilisation des matériaux à base de magnésium.

\*

\*

\*

## II ALLIAGES Mg-Zr et Mg-Zn-Zr.

C'est à SAUERWALD<sup>(1)</sup> on le sait que l'on doit d'avoir établi, il y a vingt ans, le pouvoir considérable qu'a le Zirconium d'affiner le grain du Magnésium.

Depuis lors de nouveaux chercheurs<sup>(2)(3)</sup> de différents pays ont étudié les techniques d'élaboration et le développement pratique de tels alliages.

On sait aussi que ces études ont abouti à la production commerciale dans plusieurs pays d'alliages de Magnésium contenant du Zirconium. C'est le cas notamment d'alliages ternaires corroyés: Mg-Zn-Zr.

En ce qui nous concerne nous avons entrepris une étude systématique du comportement mécanique de deux alliages corroyés contenant du Zirconium, et répondant aux compositions de principe suivantes :

Mg - 0,6 % Zr  
Mg - 0,9 % Zn - 0,6 % Zr

Les teneurs en impuretés de ces alliages sont présentées sur le Tableau I.

En ce qui concerne la teneur en Zirconium de nos échantillons on peut la définir comme suit :

- Zr soluble à froid dans HCl à 15 % 0,45 %  
- Zr insoluble à froid dans HCl à 15 % 0,10 %

Ainsi qu'on le verra l'ensemble de cette étude a souvent présenté l'aspect d'un examen comparatif entre ces deux alliages d'une part, et d'autre part le Magnésium non allié dont les caractéristiques ont été présentées dans la première partie.

L'élaboration de ces deux alliages a été effectuée par la Société "Dominion Magnesium Limited" (Toronto, CANADA), sur spécifications établies par le Commissariat à l'Energie Atomique (FRANCE). Le métal de base utilisé était un Magnésium de haute pureté (99,95 %).

Sauf indications contraires, ces alliages ont été essayés par nous à l'état brut de filage. Celui-ci était effectué à une température de 350°C, et avec des vitesses de 4 à 6 mètres/minutes.

1° - Stabilité du grain.

Pour les deux alliages considérés le grain à l'état brut de filage est légèrement plus fin que celui du Magnésium dans le même état (diamètre de l'ordre de 15  $\mu$  pour les alliages).

Par contre -et c'est là bien entendu le mérite du Zirconium- l'évolution du grain de ces alliages par maintien prolongé aux températures élevées diffère considérablement d'avec celle du métal non allié.

Ceci est illustré par la Figure 27, qui montre pour ces trois matériaux la variation du nombre de grains par mm<sup>2</sup>, en fonction du temps de maintien à 350, 400 et 450°C.

Il est à remarquer que, quels que soient le matériau et la température du traitement, l'évolution du grain se fait principalement pendant les 100 premières heures.

Mais dans le cas des alliages au Zr on voit que, même dans les plus sévères conditions (1000 h à 450°C) le grossissement reste modéré. De surcroît il est pratiquement stabilisé.

Après un tel traitement (1000 h à 450°C) les facteurs de grossissement de grains que l'on observe sont les suivants :

150 à 200	pour le Mg
4	pour le Mg-Zr
1,5	pour le Mg-Zn-Zr.

Les Figures 28 et 29 présentent, respectivement pour le Mg-Zr et le Mg-Zn-Zr, des micrographies à l'état brut de filage (Figures 28a et 29a) et après un recuit de 1000 h à 350°C (Figures 28b et 29b). On voit que dans le cas des alliages au Zirconium non seulement la structure est beaucoup plus fine, mais elle reste aussi beaucoup plus homogène que celle du Magnésium.

2° - Caractéristiques en traction.

a) A la température ambiante.

Nous présentons sur la Figure 30 un diagramme de traction moyen relevé à la température ambiante sur éprouvette d'alliage binaire Mg-Zr.

Pour comparaison nous y avons également figuré (en tirets) le diagramme moyen correspondant relatif au Mg.

On voit que, si les charges de rupture sont du même ordre (gain de 2 kg/mm<sup>2</sup> au bénéfice de l'alliage), la différence est notable du point de vue des allongements à rupture (facteur 3,5). L'alliage donne lieu à striction, alors que le métal non allié n'en présente pas.

Nous avons porté également sur la Figure 30 une grandeur dont nous aurons à reparler sous peu : l'allongement total réparti  $\Delta$ , c'est à dire l'allongement total (plastique + élastique) atteint au maximum de la charge, avant striction.

L'allure des diagrammes de traction de l'alliage ternaire est analogue à celle que nous venons de voir, relative au binaire. Toutefois, le Mg-Zn-Zr manifeste une amélioration sensible par rapport au Mg-Zr -et à fortiori au Mg- du point de vue de la résistance à la rupture.

A titre comparatif, nous donnons ci-dessous les valeurs moyennes des principales caractéristiques de traction à l'ambiante de ces trois matériaux, relevées avec des vitesses de déformation identiques :

		<u>M</u>	<u>Mg-Zr</u>	<u>Mg-Zn-Zr</u>
R	kg/mm <sup>2</sup>	21	23	29,5
LE <sub>0,2</sub>	kg/mm <sup>2</sup>	13	19,5	27
A	, %	6	23	21
$\Delta$	, %	6	7,5	9,5

b) Influence d'un maintien prolongé à haute température.

Des maintiens prolongés à température élevée (350 à 450°C) affectent sensiblement les caractéristiques de traction relevées à température ambiante. Le sens de cette évolution est le même que celui observé pour le magnésium (abaissement de la charge de rupture et de l'allongement à rupture). Toutefois l'amplitude des variations est moindre.

Nous présentons par exemple sur la Figure 31 la variation de la charge de rupture à la température ambiante du Magnésium et des deux alliages considérés ici, après des maintiens de 100 h à 350, 400 et 450°C.

Après 100 h à 450°C l'alliage binaire n'a vu réduire sa résistance à la rupture que de 23 à 20 kg/mm<sup>2</sup>, alors que dans les mêmes conditions celle du Magnésium non allié passait de 21 à 11 kg/mm<sup>2</sup>.

Si nous considérons maintenant la variation simultanée des différentes caractéristiques de traction (Figure 32 : cas de l'alliage Mg-Zr) après des traitements de 10, 100 et 1000 heures à 400°C) nous constatons que si la décroissance de la charge de rupture et de la limite élastique est faible, celle de l'allongement à rupture est importante. En fait sa réduction relative est, toutes choses égales d'ailleurs, du même ordre que celle constatée pour le Magnésium (baisse de 55 à 60 % après 1000 heures à 400°C).

Il faut par contre souligner que la valeur absolue des allongements à rupture après de tels traitements conserve encore à l'alliage un aspect relativement confortable qui est refusé au métal non allié. Par exemple après 100 h à 450°C l'allongement à rupture du Mg-Zr est quatre fois supérieur à celui du Mg (8 % contre 2 %).

Un point mérite d'être souligné : il s'agit de la manière dont s'effectue cette réduction de l'allongement à rupture, telle que peut le montrer l'analyse des diagrammes de traction. Nous avons défini plus haut l'allongement total réparti  $\Delta$  (cf. Figure 30). Or si, lors des essais de traction après traitements thermiques, on relève les valeurs de  $\Delta$ , on constate (cf. Figure 32) qu'elles ne varient pas. C'est donc, par rapport au diagramme de traction initial, la branche du diagramme correspondant à la striction qui est progressivement rognée par de tels traitements. Autrement dit le diagramme de l'alliage Mg-Zr présenté sur la Figure 30 tend à se rapprocher alors de celui relatif au Mg présenté sur la même figure.

Il convient d'ailleurs de noter que cette grandeur apparemment invariable qu'est l'allongement total réparti est la partie la plus intéressante de l'allongement à rupture : au delà de  $\Delta$  en effet le maintien de la charge fait évoluer irrémédiablement l'éprouvette vers sa rupture.

Nous ne présentons pas les caractéristiques de même nature que nous avons relevées sur le Mg-Zn-Zr; elles donnent lieu à des variations qui sont qualitativement et quantitativement du même ordre que pour l'alliage binaire.

Il nous a par contre semblé intéressant -pour le Mg-Zr et le Mg-Zn-Zr- de rapporter les principales grandeurs mécaniques ( $R$ ,  $A$ ,  $\Delta$ ) relevées après ces différents traitements, aux dimensions de grains correspondantes. C'est ce que nous avons fait sur la Figure 33.

c) En fonction de la température.

La variation en fonction de la température de la charge de rupture, de la limite élastique conventionnelle et de l'allongement à rupture, pour l'alliage Mg-Zr, est présentée sur la Figure 34.

Ces variations sont du même type que celles présentées par le Magnésium. Toutefois la limite élastique de l'alliage est nettement plus proche de sa charge de rupture, et d'autre part jusqu'à 300°C les allongements à rupture sont au moins doubles de ceux du métal non allié.

A titre comparatif nous présentons, sur la Figure 35, la variation en fonction de la température des charges de rupture du Mg, du Mg-Zr et du Mg-Zn-Zr.

3° - Module d'élasticité et frottement interne.

Les valeurs du module d'Young et leur variation en fonction de la température sont du même ordre pour les deux alliages, binaire et ternaire. Elles diffèrent, peu d'ailleurs, de celles du Magnésium.

Toutefois la chute accélérée du module, que l'on avait notée sur le métal non allié, au-dessus de 250°C, est beaucoup moins accentuée pour les alliages.

Nous présentons sur la Figure 36 la variation du module d'élasticité de l'alliage Mg-Zr, à la fois à l'état brut et après deux traitements (1 h à 400°C et 100 h à 450°C). On voit que ces recuits élèvent sensiblement les valeurs du module.

En tous cas le coefficient thermoélastique moyen entre 20 et 250°C peut être considéré comme identique pour les trois matériaux, quel que soit leur état, et égal à 2 kg/mm<sup>2</sup>/°C.

Par contre la loi de variation du décrétement d'amortissement en fonction de la température est assez différente, entre les deux alliages notamment.

L'allure de cette variation pour le Mg-Zr est du même type que celle relative au Mg (Figure 9, Mg). Toutefois les valeurs du décrétement à l'état brut de filage aux basses températures sont plus fortes que pour le Mg, ainsi qu'on le voit sur la Figure 37 (Mg-Zr).

Celle-ci montre aussi la baisse considérable du décrétement sous l'effet d'un recuit.

Par contre l'allure que présente la variation du décrétement de l'alliage ternaire est une croissance continue, du moins jusqu'à 400°C (Figure 38).

A la température ambiante les valeurs du module mesurées à l'état brut de filage sont étonnamment faibles : de l'ordre de 10<sup>-5</sup>. Aux températures voisines de l'ambiante l'influence de recuits (1 h à 400°C, ou même 100 h à 450°C) est négligeable, contrairement à ce que l'on a vu pour le Mg-Zr.

L'évolution d'ensemble après recuit est illustrée par la Figure 38.

#### 4° - Résilience.

Nous présentons sur la Figure 39 la variation en fonction de la température, de -100 à +500°C, de la résilience des deux alliages au Zirconium.

Ces allures renseignent sur la forgeabilité respective de ces deux alliages. Elles sont à rapprocher de la Figure 12 relative au métal non allié.

5° - Emboutissage.

Nous avons relevé pour ces alliages, comme nous l'avions fait pour le Magnésium, les valeurs des efforts maxima d'emboutissage (P, kg) de tôles (d'épaisseur 1mm), ainsi que les profondeurs correspondantes (I, mm) de pénétration du poinçon au moment de l'amorce de la rupture (indices PERSOZ et ERICKSEN). Rappelons que le poinçon a un rayon de 10 mm dans sa partie hémisphérique et que, dans l'essai PERSOZ, la tôle est encastrée sur sa périphérie sur un diamètre de 30 mm, alors qu'elle est libre dans l'essai ERICKSEN.

Les résultats relatifs aux alliages traduisent une meilleure résistance à l'emboutissage à l'ambiante, que celle du Magnésium non allié, ainsi qu'en témoigne le tableau comparatif ci-dessous.

	Essai PERSOZ		Essai ERICKSEN	
	Indice I, mm	Charge P, kg	Indice I, mm	Charge P, kg
Mg	4	130	2,8	150
Mg-Zr	7,5	380	5,6	420
Mg-Zn-Zr	5	240	3,8	240

6° - Fluage.

Disons tout d'abord qu'il n'y a pas, du point de vue résistance au fluage, de différence importante entre ces alliages et le Magnésium.

Malgré tout, aux températures modérées, ces alliages représentent un gain de l'ordre de 50°C par rapport au métal non allié

Par exemple Mg-Zr et Mg-Zn-Zr à 350°C sont analogues à Mg à 300°C. Au-dessus de ces températures le comportement de ces trois matériaux tend à se confondre. Leur comportement est pratiquement identique à 450°C.

Nous présentons à titre d'exemple sur la Figure 40 le diagramme en fonction des contraintes des vitesses minima de fluage de l'alliage Mg-Zn-Zr, aux températures de 150° à 450°C. Signalons, comme nous l'avions fait pour le Magnésium, que le relevé de ces vitesses secondaires est souvent difficile si l'on tient à avoir effectivement la vitesse minimum. A titre d'exemple, on constate sur la Figure 41 (Mg-Zr à 400°C sous 0,1 kg/mm<sup>2</sup>) que 1000 heures peuvent parfois s'écouler avant que l'on n'atteigne un régime secondaire identifiable.

Nous présentons sur les quatre figures qui suivent quelques lois de fluage de l'alliage Mg-Zr, qui peuvent être d'un intérêt pratique dans l'éventualité d'une utilisation de ce matériau à température élevée.

Le diagramme des contraintes provoquant un allongement total de fluage de 1 % pour des températures de 300 à 450°C est d'abord présenté sur la Figure 42. Viennent ensuite les diagrammes des contraintes provoquant des allongements totaux de fluage de 1,3 et 5 % à 350°C (Figure 43), 400°C (Figure 44) et 450°C (Figure 45).

Quoiqu'il en soit, aux hautes températures (supérieures ou égales à 400°C) aucun des trois matériaux considérés jusqu'ici n'a la prétention de résister au fluage.

A titre d'exemple nous présentons, sur la Figure 46, les diagrammes de fluage relevés sur 4 éprouvettes de chacun des trois matériaux comparés (Mg, Mg-Zr, Mg-Zn-Zr), soumises à une même contrainte de 16 g/mm<sup>2</sup> à 400°C, en atmosphère de CO<sub>2</sub>. Compte tenu de la très faible valeur de la contrainte appliquée, on peut dire que le fluage est important à cette température. Bien que l'on observe des différences sensibles entre le comportement moyen de chacun de ces trois matériaux, essayés à ce niveau, on constate que l'ordre de grandeur de leur déformation de fluage est le même (allongement atteint en 3000 heures : de 0,6 à 3 % pour l'ensemble des 12 éprouvettes).

En conclusion, disons que si, à cette température, on envisage de faire assumer une fonction mécanique non négligeable à des matériaux de structure, il faut se tourner vers d'autres familles d'alliages, dans l'espoir d'améliorer la résistance à la rupture et surtout la résistance au fluage.

Tel sera l'objet du chapitre suivant.

III. ALLIAGES de MAGNESIUM à HAUTE RESISTANCE aux  
TEMPERATURES ELEVEES.

Les métallurgistes traditionnels ont depuis longtemps cherché à obtenir des alliages de Magnésium offrant, à température modérée (par exemple 100 à 200°C), ou élevée, une résistance à la rupture et au fluage supérieure à celle du Magnésium non allié.

Ceci aboutit notamment à la mise au point d'alliages désormais classiques, dont les plus courants sont des ternaires à l'Al-Zn, ou des binaires à l'Al ou au Mn. La plupart de ces produits peuvent d'ailleurs se mettre en forme par moulage, ainsi que par filage et laminage.

Plus récemment des tentatives ont été faites pour élever encore les températures d'emploi des alliages de Magnésium, notamment par introduction soit d'éléments des Terres Rares, soit de Thorium. Des résultats remarquables ont d'ailleurs depuis plusieurs années permis la commercialisation de produits de ces deux familles, mais uniquement à l'état coulé.

Parallèlement toutefois, des études expérimentales nombreuses étaient conduites en différents pays pour la mise au point de matériaux corroyés de ces deux familles.

Ces études n'avaient encore nulle part débouché sur le plan industriel lorsque nous avons effectué nous-mêmes les quelques travaux qui sont rapportés dans ce chapitre.

Les principaux problèmes dont nous avons à connaître -ou du moins les plus ardues d'entre eux- nécessitant la mise en oeuvre de matériaux corroyés (tubes, tôles, barres), c'est à cette classe de produits que nous avons limité notre propre contribution.

Pour donner d'abord une idée des performances respectives des diverses familles d'alliages que nous venons de mentionner, et qui existent commercialement, nous présentons sur la Figure 47 un diagramme comparatif de la variation en fonction de la température des charges de rupture des alliages suivants, comparés au Magnésium non allié, brut de filage :

- GA9 (désignation AFNOR)  
- produit corroyé (Société Générale du Magnésium)  
- essayé à l'état brut de filage  
- composition en % : 8,5 Al . 0,5 Zn . 0,25 Mn.
- ZW1 (désignation commerciale)  
- produit corroyé (Magnésium Elektron Limited, G.-B.)  
- essayé à l'état brut de filage  
- composition en % : 1,5 Zn . 0,7 Zr .
- ZT1 (désignation commerciale)  
- produit de fonderie (Magnésium Elektron Limited, G.-B.)  
- essayé à l'état brut de coulée  
- composition en % : 3 Zn . 2,5 Th . 0,7 Zr .
- ZREO (désignation commerciale)  
- produit de fonderie (Magnésium Elektron Limited, G.-B.)  
- essayé à l'état brut de coulée  
- composition en % : 3 Terres Rares (Mischmetall)  
0,5 Zn . 0,7 Zr .

On constate sur cette figure que, dès 100°C, le Magnésium est de tous ces produits celui qui offre la moindre résistance à la rupture.

Par ailleurs, jusqu'à 200°C les deux alliages corroyés sont à ce point de vue les meilleurs; les deux alliages de fonderie par contre prennent tout leur avantage dans la plage 250-400°C.

Pour juger maintenant de l'intérêt relatif de ces matériaux dans la perspective d'une utilisation nucléaire, nous transcrivons les "charges de rupture" de la Figure 47 en "forces spécifiques de rupture"(\*) (Figure 48).

Autrement dit, nous avons en ordonnées, dans cette représentation, les charges respectives que l'on peut supporter à la rupture avec chacun de ces matériaux, pour une même absorption de neutrons.

---

(\*) Nous avons défini (4) la "force spécifique de rupture" d'un matériau comme étant le rapport de la charge (R, kg) que supporte à la rupture 1 mm<sup>2</sup> de section géométrique, à la section efficace d'absorption ( $\Sigma$  mm<sup>2</sup>) relative à l'unité de volume (1 mm<sup>3</sup>) de ce matériau. Cette force spécifique  $\delta_R = \frac{R}{\Sigma}$  s'exprime en kg/mm<sup>2</sup>.

Dans l'impossibilité d'exprimer valablement la section efficace du Mischmetall introduit dans le ZREO, nous avons éliminé cet alliage de la comparaison en forces spécifiques de rupture.

Quoi qu'il en soit, on constate qu'à partir de 200° environ l'intérêt global (mécanique + nucléaire) de ces matériaux est du même ordre, le ZT1 excepté. Ce dernier alliage présente cependant une section efficace d'absorption d'environ moitié plus forte que celle du Magnésium non allié.

En ce qui concerne uniquement les produits de corroyage (les ZREO et ZT1 étant des produits de fonderie) les travaux publiés depuis quelques années avaient également permis de fonder les meilleurs espoirs sur les alliages contenant :

- soit des éléments de Terres Rares
- soit du Thorium.

La connaissance bibliographique étant malgré tout insuffisante à nous renseigner sur les possibilités et limites d'emploi de tels alliages, dans l'éventualité d'une utilisation nucléaire, nous avons repris certaines de ces compositions. Les études que nous en avons faites ont principalement porté sur le comportement de ces matériaux aux niveaux de service éventuels; leurs résultats permettent dans une certaine mesure une sélection entre ces divers alliages, en fonction des éléments d'addition et de leur teneur, ainsi que des traitements thermiques.

#### 1° - Alliages binaires Mg-Ce.

Les additions de Terres Rares les plus couramment pratiquées en métallurgie concernent l'introduction du mélange naturel qui en est produit, et que l'on appelle "mischmetall".

Or ce composé renferme des éléments dont les sections efficaces d'absorption diffèrent considérablement : en effet si l'élément le plus abondant y est le Cerium, guère moins transparent que l'Aluminium, on y trouve aussi un peu de Gadolinium, le métal le plus absorbant qui soit (facteur 45000 entre les absorptions par unité de masse de ces deux éléments).

Plusieurs auteurs -LEONTIS<sup>(5,6)</sup> et ROBERTS<sup>(7)</sup> d'une part, MELLOR et RIDLEY<sup>(8,9)</sup> d'autre part- ont étudié l'influence des teneurs en Cerium et des traitements sur la résistance au fluage notamment, d'alliages coulés ou corroyés, binaires ou ternaires, contenant du Cerium.

LEONTIS, quant à lui, avait de plus effectué l'étude comparative d'alliages "Magnésium-Terres Rares" en introduisant dans le Magnésium des éléments isolés, ou des groupes d'éléments de la famille des Terres Rares, ceci soit à l'état coulé<sup>(5)</sup>, soit à l'état filé<sup>(6)</sup>.

Les comparaisons qui en résultaient, transcrites en "forces spécifiques" (voir définition bas page 27), montraient que pour une utilisation nucléaire on pouvait escompter un net avantage des Mg-Ce par rapport au Magnésium non allié.

Par contre parmi les autres combinaisons aucune ne dépassait les possibilités du Magnésium; seuls des Magnésium-Lanthane présentaient à certains égards des forces spécifiques analogues à celles du métal non allié, sans plus. (Sections efficaces respectives du Ce et du La, en mm<sup>2</sup>/g : 0,27 et 3,42).

Aussi nous sommes-nous bornés à reprendre l'étude de quelques alliages de Magnésium et de Cérium pur.

a) Elaboration, filage et traitements.

Ces alliages Mg-Ce ont été élaborés à partir de Magnésium de pureté courante et de Cérium métal, produit par la "Société Française des Terres Rares", dont la composition était la suivante, en % :

Ce 99,0 - Fe = 0,5 à 0,8  
Autres Terres Rares = 0,15 à 0,25 - Si, P, C 0,1

Cinq teneurs ont été retenues :  
0,4 1 1,8 3,6 et 6 % en poids.

Les billettes, coulées par la "Société Générale du Magnésium" ont été filées ensuite par les "Tréfileries et Laminoirs du Havre", à une température de 480°C environ.

Ces alliages filés ont été essayés comparativement dans différents états :

- brut de filage
- après mise en solution (traitement normalisé ASTM T4) :  
4 h à 565°C
- après vieillissement (ASTM T5) :  
16 h à 200°C
- après mise en solution suivie de vieillissement (ASTM T6 = T4 + T5) :  
4 h à 565°C + 16 h à 200°C.

Donnons tout de suite un aperçu de leur structure après ces traitements.

Dans la gamme de compositions étudiées, on est, à la température ambiante, en présence simultanée de Magnésium et d'eutectique Mg - Mg<sub>9</sub> Ce.

Pour des teneurs en Cérium inférieures à 1,6 % un traitement à 565°C suivi de trempe permet la formation de solution solide Mg-Ce.

Pour des teneurs en Cérium supérieures à 1,6 % un tel traitement assure une certaine homogénéisation de l'alliage.

A l'état brut de filage la proportion d'eutectique est évidemment croissante avec la teneur en Cérium : voir Figure 49 la comparaison des microstructures d'alliages à 0,4 et 4 % Ce. Ces micrographies, prises dans le sens longitudinal, indiquent de plus un fibrage très accusé.

Un traitement de quelques heures à 565°C assure une mise en solution de l'eutectique. Ceci est illustré par la Figure 50, relative à l'alliage Mg - 1,8 % Ce. A l'état brut de filage la présence d'eutectique est notable, et le fibrage très net. Après un traitement à 565°C, et en dépit du refroidissement lent qui lui a succédé dans le cas de cet échantillon, on constate qu'une partie du Cérium de l'eutectique est passée en solution solide; une autre partie s'est reprécipitée au refroidissement (lent), et préférentiellement aux joints des grains.

La différence entre les deux structures de la Figure 50 est typique d'une amélioration de la résistance au fluage. En fait, à 300°C sous 0,5 g/mm<sup>2</sup> le métal traité correspondant à cette structure a donné en 1000 h des allongements de fluage 13 fois moindres que ceux relatifs à l'état brut de la même figure.

b) Influence du Cérium sur les paramètres élastiques.

Bien que ces paramètres ne soient pas au centre de nos préoccupations, nous voudrions les prendre comme exemple de la sensibilité que présentent certaines propriétés physiques du Magnésium à des additions croissantes de Cérium.

En ce qui concerne par exemple le module d'élasticité, on constate que des teneurs croissantes de Cérium en élèvent la valeur d'une façon continue.

C'est ce qui apparaît sur la Figure 51, relative à l'état brut de filage. A noter que l'on n'a pas retrouvé ici l'aspect particulier mentionné pour le Magnésium brut de filage, et que jusqu'à 400°C la décroissance du module avec la température est sensiblement linéaire, avec un coefficient thermoélastique qui reste du même ordre que celui du Magnésium.

La même influence, et la même évolution, se retrouvent bien entendu pour tous les traitements. Nous le voyons par exemple sous une autre forme sur la Figure 52, relative au traitement T5.

Lors de ces dernières mesures, effectuées sur un élastimètre électrostatique CABARAT, les valeurs du décrement d'amortissement (voir définition page 8) ont également été relevées. Elles sont présentées sur la Figure 53, qui accuse également l'influence continue de la teneur en Cérium sur le frottement interne.

c) Influence du Cérium sur la résistance mécanique.

La Figure 54 illustre l'effet durcissant notable du Cérium à la température ambiante : l'indice de dureté Brinell croît continûment de 37 pour le Magnésium, à 60 pour l'alliage binaire à 6 % Ce.

Cette courbe est relative à l'état brut de filage, mais des traitements thermiques translatent simplement cette courbe parallèlement à l'axe des ordonnées.

Aux basses températures (20-100°C) la résistance à la rupture croît également d'une façon continue en fonction de la teneur en Cérium, quel que soit le traitement, mais la croissance de cette caractéristique avec Ce % est toutefois moins sensible que celle de la dureté.

Par exemple à 100°C la charge de rupture relevée après traitement T5 passe de 12,6 kg/mm<sup>2</sup> pour Mg - 0,4 Ce à 17,2 kg/mm<sup>2</sup> pour Mg - 6 Ce.

On voit en tous cas d'après ces valeurs que si ces alliages ont une prétention quelconque ce n'est pas de posséder une résistance mécanique élevée aux basses températures.

Par contre aux températures supérieures (par exemple 300°C) ils présentent un réel avantage. On le voit notamment sur la Figure 55, relative aux alliages après traitement T6, et qui montre en particulier que :

- contrairement à ce qui se passe aux températures voisines de l'ambiante, la charge de rupture à 300 et 400°C ne croît pas d'une manière continue avec la teneur en Cérium;
- il existe à ces températures un maximum de résistance à la rupture pour des teneurs de l'ordre de 1 % Ce;
- à 300°C, pour cette teneur, le gain par rapport au Magnésium est de l'ordre d'un facteur 2;
- à 400°C par contre le gain n'est que très faible.

Notons qu'aux basses températures c'est le traitement T5 qui nous a donné les résistances à la rupture les plus élevées, alors qu'aux hautes températures c'est le traitement T6 qui est le plus avantageux.

Mais c'est surtout sur leurs performances en fluage que l'on peut juger de l'intérêt de ces alliages.

La Figure 56 présente à titre d'exemple l'influence de la teneur en Cérium sur les allongements totaux de fluage à la 100ème, 500ème et 1000ème heure, après traitement T6, lors d'un essai à 300°C sous 0,5 kg/mm<sup>2</sup> de contrainte.

Cette courbe localise nettement l'optimum de composition au voisinage de 1 %. Pour cette teneur les allongements en 1000 heures sont 500 fois moindres qu'avec le Magnésium non allié.

Notons que cette composition est nucléairement très intéressante puisque, l'absorption du Cérium par unité de masse étant juste double de celle du Magnésium, un alliage Mg - 1 % Ce ne présente une absorption que de 1 % supérieure à celle du Magnésium.

Quant à l'influence du traitement thermique, elle est illustrée, pour les mêmes niveaux d'essai, par la Figure 57, qui compare les allongements de fluage en 1000h atteints à l'état brut de filage et après traitement T6. On constate combien est essentiel le traitement : pour la teneur optimum l'allongement en 1000 h obtenu à l'état T6 est le 100ème de celui atteint sans traitement.

## 2° - Alliages au Thorium.

C'est SAUERWALD<sup>(10)</sup> qui indiqua le premier, il y a plusieurs années, que le Thorium élevait à la fois la résistance à la rupture et la résistance au fluage du Magnésium, à l'état coulé ou corroyé.

A sa suite LEONTIS<sup>(11,12)</sup> et NELSON<sup>(13,14)</sup> notamment développèrent des alliages expérimentaux à base de Mg et de Th, soit à l'état coulé soit à l'état corroyé.

Devant l'intérêt que présentaient ces alliages à haute température, d'après les résultats publiés, et vu l'ignorance des caractéristiques mécaniques aux températures très élevées, que nous visions, nous avons jugé utile de reprendre, dans le même esprit que nous l'avions fait pour les alliages Mg-Ce, une étude partielle de certaines compositions utilisant le Thorium.

Les différents alliages dont il sera fait mention ici ont été transformés par filage ou par laminage.

L'ensemble de ces matériaux a été essayé comparativement dans deux états :

- après vieillissement (traitement ASTM T5) :  
16 h à 205°C
- après mise en solution suivie d'un vieillissement (ASTM T6 = T4 + T5) :  
4 h à 565°C + 16 h à 205°C

### a) Alliages binaires Mg-Th.

La résistance à la rupture d'alliages binaires Mg-Th croît avec la teneur en Thorium (du moins pour des alliages faiblement alliés), quelle que soit la température d'essai ou le traitement thermique préalable.

Nous voyons par exemple sur la Figure 58 la variation en fonction de la température de la charge de rupture de deux alliages binaires à 0,7 et 3 % Th, obtenus par laminage et essayés l'un et l'autre à l'état T5 et à l'état T6.

On constate également sur cette figure que, aux basses températures (< 250°C) le vieillissement T5 donne les plus fortes valeurs de résistance à rupture. Aux hautes températures

par contre (  $\sim 400^{\circ}\text{C}$  ) c'est le traitement T6 qui est le plus avantageux.

La variation corrélative des allongements à rupture en fonction de la température présente une allure assez singulière, quelle que soit la teneur (0,7 ou 3 % Th) ou le traitement (T5 ou T6). Nous présentons par exemple ces variations pour l'alliage Mg - 3 % Th laminé (Figure 59) : de l'ambiante à  $300^{\circ}\text{C}$  l'allongement à rupture reste sensiblement constant, manifestant plutôt une légère tendance à décroissance avec un minimum vers  $250^{\circ}\text{C}$  (allongements à rupture à  $250^{\circ}\text{C}$  : 12 % en T5 et 17 % en T6). Au delà de  $300^{\circ}\text{C}$  ces valeurs croissent assez rapidement, surtout à l'état T5. On observe les mêmes lois avec l'alliage Mg - 0,7 % Th.

Si nous nous bornons maintenant aux alliages traités par mise en solution et vieillissement (T6), traitement dont nous venons de voir qu'il est le plus avantageux aux hautes températures, nous constatons qu'à 200, 300 et  $400^{\circ}\text{C}$  en particulier (Figure 60), la résistance à la rupture croît avec la teneur en Th. En portant pour comparaison, comme nous l'avons fait, les charges de rupture correspondantes du Magnésium non allié, on constate qu'à 300 et  $400^{\circ}\text{C}$  la résistance mécanique de l'alliage à 3 % Th est environ quatre fois supérieure à celle du Magnésium.

Donnons maintenant un aperçu de la tenue au fluage de ces produits.

Aux hautes températures ( $350 - 400^{\circ}\text{C}$ ) la meilleure résistance au fluage est obtenue après traitement T6. Voici par exemple quels sont les allongements de fluage atteints par l'alliage Mg - 3 % Th, pour deux niveaux d'essai et deux traitements :

<u>Alliage laminé Mg - 3 % Th</u>			
	Allongements % de fluage à la 100ème h :		
	A $350^{\circ}\text{C}$	A $400^{\circ}\text{C}$	
	<u>sous 0,5 kg/mm<sup>2</sup></u>	<u>sous 0,2 kg/mm<sup>2</sup></u>	
Après traitement T5	3	0,95	
Après traitement T6	0,035	0,01	

Ceci s'observe d'ailleurs pour les deux teneurs considérées, comme on peut en juger sur le tableau ci-dessous :

<u>Allongements % de fluage à la 1000ème heure ,</u> <u>à 400°C, sous 0,2 kg/mm2 :</u>		
	<u>Mg - 0,7 % Th</u>	<u>Mg - 3 % Th</u>
Après traitement T5	6,5	2,5
Après traitement T6	1,5	0,6

En nous limitant par conséquent au traitement T6, nous présentons sur les deux figures suivantes une comparaison des résultats obtenus avec ces deux alliages binaires, comparés au Magnésium non allié, aux mêmes niveaux d'essai :

- la Figure 61 montre la variation, en fonction de Th%, de l'allongement total de fluage en 100 h et 1000 h à 400°C sous 0,2 kg/mm2 de contrainte;
- la Figure 62 indique la variation, également en fonction de Th %, de l'allongement total de fluage atteint à la 100ème heure : d'une part à 350°C sous 0,5 kg/mm2, d'autre part à 400°C sous 0,2 kg/mm2.

Ces figures illustrent d'une façon flagrante le bénéfice que représente, du point de vue résistance au fluage, une addition de Th dans le Mg.

Pour n'en retenir qu'un chiffre, on voit qu'une addition de 3 % Th réduit l'allongement total de fluage du Mg, atteint en 1000 h à 400°C sous 0,2 kg/mm2, de 10 % à 0,6 %.

Ce bénéfice est le résultat conjugué de cette addition de Thorium et du traitement T6 effectué.

A ce dernier point de vue, la Figure 63 montre, pour la teneur de 3 % Th, la variation de structure opérée par ce traitement : l'état brut de laminage indique la présence notable d'eutectique ( $Mg_3Th$ ); le traitement T6 a provoqué une bonne répartition de ce composé, avec homogénéisation et mise en solution partielle du Th de l'eutectique, ce qui est typique d'une bonne résistance au fluage.

- b) Alliage ternaire Mg - Th - Zr :  
Influence d'une addition de 0,7 % Zr  
sur l'alliage Mg-3 % Th.

L'alliage que nous considérons ici avait comme composition exacte : 3,25 % Th et 0,65 % Zr. Il avait été mis en oeuvre par filage.

Au-dessus de 300°C, comme pour les binaires Mg-Th, le traitement T6 fournit les charges de rupture les plus fortes.

Comparons donc dans cet état T6 les charges de rupture du binaire (laminé) Mg-3 % Th et du ternaire (filé) Mg-3% Th-0,7% Zr. (Figure 64).

On observe, par addition de Zr, une amélioration de cette caractéristique aux températures inférieures à 300°C. Mais, outre que notre propos n'est pas de rechercher spécialement des matériaux pour ces températures, dans l'éventualité d'une utilisation dans cette plage de température c'est à l'état T5 qu'il faudrait comparer ces matériaux.

Quoi qu'il en soit, aux températures élevées, l'addition de Zr semble indifférente du point de vue de la résistance à la rupture.

L'influence respective des traitements T5 et T6 sur la résistance au fluage de cet alliage ternaire est analogue à celle observée pour les alliages binaires Mg-Th.

Autrement dit, aux températures considérées (350-450°C), la tenue au fluage est meilleure après traitement T6, qu'après traitement T5.

Ceci semble d'ailleurs prévisible d'après les aspects micrographiques de ces deux états, tels que présentés sur la Figure 65.

Ces micrographies, relatives toutes deux au sens longitudinal du métal filé, montrent après traitement T5 une structure très fine de composés complexes de Mg, Th et Zr, typique d'une bonne résistance mécanique aux basses températures. (Cet alliage a d'ailleurs montré une résistance à la rupture à l'ambiante de 28 kg/mm<sup>2</sup> à l'état T5, contre 21 à l'état T6).

Par contre la micrographie du même alliage après traitement T6 montre qu'il y a eu une bonne mise en solution des composés, et que le reste de ceux-ci est bien dispersé, ce qui est caracté-

ristique d'une bonne résistance au fluage à chaud.

Comparons donc les allongements de fluage atteints en 100 h et 300 h à trois niveaux d'essais, d'une part avec l'alliage Mg-3 % Th laminé, d'autre part avec l'alliage Mg-3 % Th-0,7 % Zr filé, tous les deux à l'état T6 :

Alliage	Allongements totaux de fluage, %					
	à 350°C		à 400°C		à 450°C	
	sous 0,5 kg/mm <sup>2</sup> à 100 h	sous 0,5 kg/mm <sup>2</sup> à 300 h	sous 0,2 kg/mm <sup>2</sup> à 100 h	sous 0,2 kg/mm <sup>2</sup> à 300 h	sous 0,1 kg/mm <sup>2</sup> à 100 h	sous 0,1 kg/mm <sup>2</sup> à 300 h
Mg-3% Th	0,035	0,055	0,01	0,15	0,8	5
Mg-3% Th-0,7 % Zr	0,14	0,17	0,075	0,15	0,18	0,4

En prenant par exemple comme base de comparaison les allongements atteints en 300 h, on observe le classement schématique suivant, du point de vue résistance au fluage :

- à 350°C : binaire > ternaire
- à 400°C : binaire = ternaire
- à 450°C : binaire < ternaire

Insistons toutefois sur le risque qu'il peut y avoir à tirer des conclusions, du point de vue résistance comparée au fluage, au vu des allongements atteints en un temps t déterminé. Il est en effet possible qu'en un temps t' ≠ t on ait un classement différent.

Il en est ainsi si l'on reprend la comparaison, pour des temps échelonnés, lors de l'essai de fluage à 400°C sous 0,2 kg/mm<sup>2</sup> de contrainte, à l'état T6 :

Alliage	Allongements totaux de fluage, %, atteints en :		
	100 h	300 h	1000 h
Mg - 3 % Th	0,01	0,15	0,6
Mg- 3% Th-0,7% Zr	0,075	0,15	0,35

On voit ainsi que dans ces conditions d'essai, le classement schématique au cours du temps, du point de vue résistance au fluage est le suivant :

- avant la 300ème heure : binaire > ternaire
- après la 300ème heure : binaire < ternaire.

c') Alliages quaternaires Mg-Th-Zn-Zr.

D'une manière générale pour l'ensemble des alliages de cette famille que nous avons étudiés, nous pouvons retenir que :

- du point de vue de la résistance à la rupture, les plus fortes valeurs sont atteintes :
  - au dessous de 300°C, après le traitement T5
  - au dessus de 300°C, après le traitement T6
- du point de vue de la résistance au fluage entre 350 et 450°C, les meilleures valeurs sont toujours obtenues après le traitement T6.

α/ Influence de 3 % Zn sur un alliage  
Mg - 3 % Th - 0,7 % Zr.

Les alliages ternaire et quaternaire que nous avons comparés à l'état filé correspondaient respectivement en fait aux compositions suivantes en % :

	<u>Th</u>	<u>Zr</u>	<u>Zn</u>
Ternaire	3,25	0,65	
Quaternaire	3,15	0,65	2,9

La Figure 64 qui compare la variation de leur résistance à rupture en fonction de la température, à l'état T6, montre que l'addition de 3 % Zn n'est bénéfique qu'au delà de 400°C.

Par contre, aux basses températures, des trois alliages comparés ici c'est le quaternaire qui, à l'état T5, procure la meilleure résistance à la rupture. La différence de résistance est en effet très forte pour cet alliage entre les états T5 et T6, ainsi qu'on le voit sur la Figure 66.

Quant aux allongements à rupture en fonction de la température, ils présentent à l'état T5 l'allure déjà mentionnée pour les binaires (Figure 59) et ternaires; c'est à dire qu'il y a de faibles variations entre 20 et 300°C; avec un léger minimum vers 250°C, et croissance sensible au-delà.

Par contre à l'état T6 les allongements à rupture, qui varient peu également, présentent un léger maximum vers 250°C, et reproduisent à 400°C les valeurs que l'on trouve à l'ambiante, soit environ 20 %.

Ces résultats se retrouvent d'ailleurs, qualitativement et quantitativement, pour l'ensemble des alliages quaternaires dont nous parlons ici.

Quant à la tenue au fluage aux niveaux d'essais habituels à 350, 400 et 450°C, elle n'est pas non plus améliorée par cette addition de Zinc.

Voici par exemple les allongements de fluage respectifs de ces deux alliages à l'état T6 :

Alliage	Allongements totaux de fluage, en %		
	Après 1000 h à 350°C	Après 1000 h à 400°C	Après 500 h à 450°C
	sous 0,5kg/mm <sup>2</sup>	sous 0,2kg/mm <sup>2</sup>	sous 0,1kg/mm <sup>2</sup>
Mg-3% Th-0,7% Zr	0,3	0,35	2
Mg-3% Th-3% Zn-0,7% Zr	0,36	2,5	rupture en 200 h

β/ Influence du rapport Th/Zn.

Des travaux<sup>(15)</sup> effectués dans les laboratoires de la "Magnesium Elektron limited" (G.-B.) ont souligné l'influence du rapport des teneurs en Th et Zn sur la résistance au fluage d'alliages coulés.

Par exemple, en prenant comme critère les allongements atteints après 500 h de fluage à 316°C sous 2,4 kg/mm<sup>2</sup>, ces chercheurs ont constaté que la meilleure tenue au fluage serait obte-

nue avec des alliages pour lesquels le rapport  $\frac{Th}{Zn}$  était de l'ordre de 1,3.

Nous avons cherché à considérer également sous cet aspect les quelques alliages quaternaires que nous avons essayés.

Nous venons de voir déjà dans le paragraphe précédent qu'un rapport  $\frac{Th}{Zn} = 1$  pour un alliage à 3 % Th n'avait pas d'effet bénéfique par rapport au ternaire correspondant.

Par ailleurs nous avons considéré deux alliages à même teneur en Th et en Zr et ne différant que par leur teneur en Zn :

Mg - 2,2% Th - 1,6% Zn - 0,7% Zr ( $\frac{Th}{Zn} = 1,4$ )

Mg - 2,2% Th - 2,2% Zn - 0,7% Zr ( $\frac{Th}{Zn} = 1$ )

La comparaison des charges de rupture en fonction de la température de ces deux alliages à l'état T6 indique un léger avantage de l'alliage à 1,6% Zn ( $\frac{Th}{Zn} = 1,4$ ) : Figure 67.

Comparons-les maintenant, du point de vue fluage, à l'état T6 :

- à 350°C sous 0,5 kg/mm<sup>2</sup> l'alliage à  $\frac{Th}{Zn} = 1,4$  est nettement supérieur à l'autre; en 1000 h en effet leurs allongements sont < 0,01 % et > 5 % respectivement.
- à 400°C sous 0,2 kg/mm<sup>2</sup> les allongements de fluage sont les suivants, en % :

$\frac{Th}{Zn}$ :	:	<u>à 100 h</u> :	<u>à 1000 h</u> :
1,4	:	0,01	0,1
1	:	0,1	1

Il y a donc un facteur 10 entre les déformations de fluage de ces deux alliages, au bénéfice de l'alliage à  $\frac{Th}{Zn} = 1,4$ .

- à 450°C sous 0,1 kg/mm<sup>2</sup> on atteint en 100 h les allongements de fluage suivants, en %

$\frac{Th}{Zn}$	=	1,4	0,04
$\frac{Th}{Zn}$	=	1	0,4



On constate d'abord sur cette figure l'avantage qu'offre dans tous les cas le traitement T6 par rapport au traitement T5.

On y voit aussi et surtout l'importante supériorité des alliages au Thorium par rapport au métal non allié.

Le meilleur de ces alliages -qui se trouve être d'ailleurs le moins allié- n'atteint en 1000 h qu'une déformation totale de 0,04 % contre 10 % pour le Magnésium.

e) Considérations nucléaires.

Bien que nous nous soyons astreints à ne parler ici que du comportement mécanique des matériaux considérés, nous ne pouvons passer sous silence le problème particulier que poseraient des matériaux de structure ou de gainage contenant du Thorium.

En effet les réactions nucléaires auxquelles donne lieu le Thorium auraient des incidences à la fois sur l'aspect métallurgique et sur les conditions d'exploitation du réacteur.

Pour ces raisons elles méritent d'être considérées à priori.

Ces réactions nucléaires sont différentes en présence de neutrons lents ou de neutrons rapides.

$\beta$  - Avec les neutrons lents, on obtient formation d'Uranium 233, lequel donne lieu à des fissions.

$\alpha$ 1/ Formation d'U 233.

- Pour fixer les idées, sous un flux thermique de  $10^{13}$  neutrons/cm<sup>2</sup>-sec, il y aurait eu au bout d'un an un peu plus de 2 noyaux sur 1000 qui se seraient transformés en U 233.
- C'est à dire que, sur les 3 grammes de Thorium présents au départ dans 100 grammes d'un alliage Mg - 3% Th, il y aurait eu formation de 6 à 7 milligrammes d'U 233 après séjour d'un an dans ce flux.

$\alpha$ 2/ Fission de l'U 233.

- Sur 104 noyaux de Thorium présents au départ, il y en aurait environ 2 qui auraient donné lieu à fission, par l'intermédiaire d'U 233, après séjour d'un an dans un flux thermique de  $10^{13}$  n/cm<sup>2</sup>-sec
- C'est à dire que, après une telle irradiation, il y aurait, dans 100 grammes d'un alliage Mg-3% Th, environ 0,6 milligrammes de produits de fissions thermiques de l'U 233.

$\beta$  - Avec les neutrons rapides, il y a possibilité de fission du Thorium.

Pour fixer les idées, et en considérant un an de séjour dans un flux de neutrons de fission efficaces de  $1,5 \cdot 10^{12}$  n/cm<sup>2</sup>-sec :

- Sur  $10^7$  noyaux de Thorium présents au départ, il y en aurait de 1 à 2 qui auraient donné lieu à fission rapide
- C'est à dire que l'on obtiendrait environ  $5 \cdot 10^{-7}$  gramme de produits de fissions rapides dans 100 grammes d'un alliage Mg-3% Th.

L'existence de fissions dans la masse d'un matériau de structure ou de gainage a un double corrolaire :

- un soin très particulier devra être apporté à l'examen, préalable à toute utilisation, de l'évolution des caractéristiques physiques et surtout mécaniques sous flux de neutrons;
- si la contamination du milieu par les produits de fission émis à la surface d'un tel matériau est inadmissible(\*), ou bien si le taux d'émission de ces produits de fission est incompatible avec la sensibilité du "détecteur de rupture de gaine" utilisé dans le réacteur projeté, l'emploi de matériaux au Thorium sera conditionné par la mise au point préalable d'un revêtement étanche aux produits de fission.

---

(\*) Pour fixer les idées, on peut dire qu'un alliage à 3% Th, dans les conditions de flux déjà prises comme exemple, laissera échapper par mm<sup>2</sup> de surface environ 40000 fois moins de produits de fission qu'une même surface d'Uranium découverte.

Toutefois ces deux difficultés particulières ne doivent pas constituer à priori de réels obstacles.

En effet, d'une part la proportion de noyaux donnant lieu à fission est très faible, nous l'avons vu.

D'autre part, en ce qui concerne le problème d'une barrière aux produits de fission, il peut trouver solution de différentes manières. Compte tenu d'ailleurs de la valeur du libre parcours moyen des produits de fission dans le Magnésium, nous pouvons indiquer une solution qui consiste à revêtir l'alliage Mg-Th par un placage mince de Mg, ou d'un alliage exempt de Th, l'ensemble venant de laminage ou de filage.

### 3° - Magnésium fritté.

Nous avons vu dans les paragraphes précédents le bénéfice que l'on pouvait tirer du point de vue résistance à la déformation à chaud, d'additions au Magnésium de métaux des Terres Rares ou de Thorium, en particulier.

Il est aussi une autre voie que l'on pouvait envisager, c'est celle des produits frittés.

Compte tenu en effet des surprenants progrès qui avaient été possibles dans la famille des produits à base d'Aluminium, du point de vue résistance mécanique et au fluage à température élevée, en passant des matériaux alliés au métal fritté, il était normal de tenter une transposition au système Mg-MgO de ce qui avait été obtenu avec le système Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Une étude des produits Mg-MgO a donc été lancée au Centre de Recherche des Tréfileries et Laminoirs du Havre, grâce à l'impulsion de son directeur M. HERENGUEL, sous contrat d'étude du Commissariat à l'Energie Atomique.

Nous ne traiterons pas ici du détail de ces travaux. Ceux-ci couvrent en effet les différents aspects technologiques du problème :

- granulométrie
- traitement oxydant des poudres
- température de compression
- conditions de transformation : filage, laminage.

Nous nous bornerons donc d'une part à donner quelques indications générales, et d'autre part à présenter à titre d'exemple quelques caractéristiques relevées sur un produit à moyenne résistance.

Par frittage de poudre de Magnésium oxydée, suivi de corroyage, on obtient des caractéristiques mécaniques supérieures, à toute température, à celles du Magnésium corroyé habituel.

Comme pour les complexes Aluminium-Alumine ces caractéristiques sont sous la dépendance de la granulométrie des poudres utilisées.

Si les gains jusqu'ici atteints par rapport au Magnésium pur semblent encore modestes, cette voie mérite néanmoins d'être explorée à fond.

Dans certaines conditions de préparation, des produits ont été obtenus qui possèdent à l'ambiante une charge de rupture de 10 kg/mm<sup>2</sup> supérieure à celle du métal ordinaire non allié (32 contre 22 kg/mm<sup>2</sup> par exemple).

Par contre, comme pour les frittés d'Aluminium les valeurs d'allongement à rupture correspondantes sont très faibles. Par exemple pour le produit ayant donné 32 kg/mm<sup>2</sup> de charge de rupture à l'ambiante, l'allongement n'était que de 0,5 %.

Certains de ces produits, élaborés et transformés aux Tréfileries et Laminoirs du Havre, ont été essayés par nous au Commissariat à l'Energie Atomique.

Les résultats qui suivent sont relatifs à une nuance, que nous appelons 1B, correspondant à un cas, disons moyen, c'est à dire sans prétention spéciale du point de vue résistance mécanique, mais dont les valeurs de ductilité ne sont pas non plus excessivement faibles.

La poudre utilisée avait été traitée dans une solution de bifluorure d'Ammonium. Elle avait subi deux compressions successives, l'une à froid, la seconde à 500°C, sous une même contrainte de 36 kg/mm<sup>2</sup>. La billette comprimée avait ensuite été filée à la presse, à 500°C.

La Figure 69 présente la variation en fonction de la température des allongements à rupture, et des contraintes à rupture, celles-ci étant comparées aux valeurs correspondantes du métal non allié ordinaire également corroyé.

On constate que les valeurs d'élongations à rupture sont faibles malgré tout, et croissent lentement de 2 à 4 % entre l'ambiante et 500°C.

Par contre la charge de rupture est, à toute température, en amélioration sensible par rapport à celle du Magnésium. A 300°C par exemple il y a un facteur 2 entre leurs résistances respectives.

Comme il fallait s'y attendre, d'après ce qui a déjà été dit, la résistance au choc est très faible. Toutes les éprouvettes essayées entre -100 et +500°C ont cassé avec des énergies faibles de l'ordre de 20 à 40 kg-cm/cm<sup>2</sup>. La Figure 70 présente la variation de ces résiliences en fonction de la température. On y retrouve l'allure de la courbe correspondante relative au métal ordinaire (Figure 12), mais avec des énergies beaucoup plus faibles.

De même que pour le Magnésium par ailleurs, un maintien prolongé à température élevée a pour effet de réduire sensiblement à la fois les valeurs de la résistance et de l'allongement à rupture à l'ambiante. La Figure 71 montre par exemple les variations de ces deux caractéristiques après un recuit de 10 et 100 h à 400°C (en atmosphère de CO<sub>2</sub>). Elle est à rapprocher de la Figure 11 relative au métal ordinaire. On constate une égale réduction des charges de rupture pour le Mg fritté et le Mg. Quant à la réduction relative des allongements à rupture, elle est également du même ordre pour ces deux matériaux, mais les valeurs absolues de ces allongements restent évidemment différentes : par exemple après recuit de 100 h à 400°C elles sont respectivement de 1,1 et 3 % pour le fritté et le métal ordinaire.

Mais c'est du point de vue tenue au fluage que ce matériau, aux performances par ailleurs modestes, offre un net avantage.

Nous présentons par exemple, sur la Figure 72, le diagramme des vitesses de fluage secondaires de ce Magnésium fritté, pour des températures de 150 à 400°C.

Si on compare ces vitesses de fluage à celles du Magnésium non allié (Figure 73) on remarque que :

- à une température donnée la vitesse de fluage croît plus vite avec la contrainte pour le Magnésium que pour le Magnésium fritté;
- à une contrainte donnée, et pour une vitesse de fluage admissible déterminée, on pourra utiliser ce Magnésium fritté à des températures nettement supérieures à celles relatives au Magnésium.

Pour chiffrer ceci de deux manières différentes, nous dirons que, si nous prenons comme base une vitesse de fluage secondaire correspondant à un allongement de 1 % en 1000 h (soit une vitesse de  $10^{-5}$ /h, on peut :

- à une température donnée (300-400°C), utiliser ce Magnésium fritté sous des contraintes 10 fois plus fortes que celles supportables par le Magnésium;
- sous une même contrainte, utiliser ce Magnésium fritté à des températures très supérieures à celles admissibles pour le métal ordinaire, par exemple 400°C au lieu de 250°C.

Ces avantages relatifs sont encore plus marqués si les vitesses de fluage sur lesquelles on doit tabler sont inférieures à  $10^{-5}$ /h.

En ce qui concerne les contraintes provoquant la rupture par fluage en des temps donnés, nous en montrons la variation sur la Figure 74. Celle-ci est à rapprocher de la Figure 20, relative au Magnésium. On constate que les durées de vie de ces deux matériaux sont du même ordre.

Sur la Figure 75 enfin, nous avons groupé la variation en fonction de la température des principales lois de déformation et rupture par fluage. Si nous la comparons à la Figure 25 relative au Magnésium, nous constatons que si les durées de vie -comme nous venons de le dire- sont analogues à celles du Magnésium ordinaire corroyé, ce produit fritté 1B présente une nette amélioration du point de vue résistance à la déformation.

Nous insisterons pour terminer sur le fait que les caractéristiques précédentes sont relatives à un matériau expérimental dont les performances sont loin de représenter un optimum du point de vue résistance à haute température. Et il convient d'attendre l'achèvement de cette étude pour présenter des conclusions définitives.

Illustrons simplement l'accroissement de performances qu'il est encore possible d'espérer par rapport au produit expérimental fritté 1B que nous avons présenté, en comparant, sur la Figure 76, les contraintes provoquant la rupture en 100 h du Magnésium ordinaire et de deux produits frittés-filés expérimentaux(16) .

Le produit B2 avait été obtenu à partir de poudre normale, chauffée 24 h à 400°C dans l'air, précomprimée à 400°C, puis comprimée et filée à 500°C.

Le produit B7 avait été préparé à partir de poudre traitée au bifluorure de  $NH_4$ , chauffée 24 h à  $400^{\circ}C$ , précomprimée à  $400^{\circ}C$ , puis comprimée et filée à  $550^{\circ}C$ .

Le fritté B2 a fourni des durées de vie du même ordre que celles du fritté 1B présenté précédemment.

De la comparaison des durées de vie qui est faite sur la Figure 76, il ressort que, même pour cette caractéristique, dont nous avons vu qu'elle s'améliorait relativement beaucoup moins que la résistance au fluage lorsqu'on passe du métal ordinaire au métal fritté, la résistance à la rupture mécanique en 100 heures peut être doublée à  $300^{\circ}C$  en employant du Magnésium fritté.

\*

\*

\*

IV. COMPARAISON des ALLIAGES de MAGNESIUM

Après avoir considéré séparément chaque groupe d'alliages, il convient maintenant d'en effectuer une comparaison d'ensemble qui puisse éclairer le technologue sur l'intérêt respectif de chacun d'eux, suivant le mode de sollicitation et la température de service.

1° - Résistance à la rupture.

a) Entre 20 et 250°C.

Nous avons groupé sur la Figure 77 la variation des charges de rupture du Magnésium filé et de quelques-uns de ses produits, également à l'état filé. Ces matériaux ont été choisis comme étant représentatifs chacun des performances que permettent les alliages de chaque groupe dans la plage de température considérée.

Ces matériaux sont les suivants :

- |                             |                       |
|-----------------------------|-----------------------|
| - Magnésium non allié       | Mg                    |
| - Magnésium fritté          | Mg fritté 1B          |
| - Alliage commercial à l'Al | GA9                   |
| - Alliage au Zn-Zr (1 % Zn) | Mg-Zn-Zr              |
| - Alliage au Cérium         | Mg-6Ce (T5)           |
| - Alliage au Thorium        | Mg-3Th-3Zn-0,7Zr (T5) |

Dans l'hypothèse d'une utilisation spécifiquement nucléaire, il est bon d'effectuer la comparaison de ces matériaux en "forces spécifiques de rupture" (\*). C'est ce que nous avons fait sur la Figure 78.

Il est instructif de détailler un peu cette comparaison, en la découpant par exemple par tranches de température.

---

(\*) voir définition bas page 27.

Ainsi on constate que le classement de ces matériaux par ordre d'intérêt décroissant est à 100°C

- pour les charges de rupture :  
GA9 , Mg-Th , Mg-Zn-Zr
- pour les forces spécifiques de rupture :  
Mg fritté, GA9, Mg-Zn-Zr.

A 200°C les alliages à l'Al perdent de leur intérêt, et ce sont les produits expérimentaux :

Mg fritté, alliage au Ce, alliage au Th qui l'emportent.

On peut également faire une comparaison permettant d'exprimer des températures équivalentes entre matériaux différents. Par exemple on peut rechercher quelles sont les températures qui permettent de supporter à rupture, avec chacun de ces matériaux, une même charge totale pour une même absorption de neutrons.

C'est ainsi que, prenant comme base arbitraire une force spécifique de rupture de 5000 kg/mm<sup>2</sup>, on trouve sur la Figure 78 les équivalences suivantes :

- Mg	:	125°C
- Mg-Zn-Zr	:	160°C
- Mg-3Th-3Zn-0,7Zr (T5)	:	190°C
- Mg-6Ce (T5)	:	210°C
- Mg fritté	:	220°C

b) Entre 200 et 500°C.

Nous avons de même retenu, pour la comparaison relative à cette plage de température, les alliages expérimentaux filés qui nous ont semblé les plus résistants, après les traitements les plus avantageux. Les matériaux comparés ici sont donc les suivants :

- Magnésium non allié	Mg
- Magnésium fritté	Mg 1B fritté
- Alliage au Zn-Zr (1 % Zn)	Mg-Zn-Zr
- Alliage au Cérium	Mg-1Ce (T6)
- Alliage au Thorium	Mg-3Th-0,7 Zr (T6) et Mg-3Th-3Zn-0,7Zr (T6)

Nous en présentons respectivement sur les Figures 79 et 80 la comparaison en charges de rupture et forces spécifiques de rupture.

Quelle que soit la température on constate la supériorité des alliages au Thorium à l'un et l'autre de ces points de vue.

En ce qui concerne les charges de rupture, on voit que :

- le Magnésium à 200°C,
- le Magnésium fritté à 300°C
- les alliages au Thorium à 350°C

ont la même résistance.

Par ailleurs, à 400°C, les alliages au Thorium permettent de supporter à rupture une charge quatre fois supérieure à celle du Mg.

En ce qui concerne maintenant les forces spécifiques de rupture, on peut dire que les alliages au Th permettent par rapport au Magnésium un gain de l'ordre de 150°C.

## 2° - Résistance au fluage.

Nous nous limiterons à ce point de vue, qui est essentiel, à comparer une sélection des alliages dont nous avons parlé jusqu'ici, à deux niveaux de sollicitation :

- essai à 350°C sous une contrainte de 0,5 kg/mm<sup>2</sup> (Figure 81)
- essai à 400°C sous une contrainte de 0,2 kg/mm<sup>2</sup> (Figure 82)

Cette comparaison porte sur :

- des alliages commerciaux :
  - GA3Z1 (3 % Al, 1 % Zn)
  - GA6Z1 (6 % Al, 1 % Zn)
  - GA9 (8,5% Al, 0,5% Zn)

- les alliages binaire et ternaire au Zr objet du Chapitre II de cette communication :

Mg-Zr (0,7 % Zr)  
Mg-Zn-Zr (1 % Zn - 0,7 % Zr)

- ceux de nos produits expérimentaux qui ont manifesté chacun, dans leur famille, la meilleure résistance à la déformation à chaud :

Mg fritté 1B  
Mg-1% Ce (T6)  
Mg-0,4% Th-0,5% Zn-0,5% Zr (T6).

Etant donné les écarts considérables entre les allongements de fluage atteints avec ces divers matériaux, nous avons transcrit les diagrammes de fluage en coordonnées logarithmiques.

On constate sur ces deux figures que les trois derniers produits expérimentaux (fritté, alliages au Ce et au Th) sont nettement les plus résistants au fluage.

Une constatation qui ne manquera pas de surprendre : c'est le rang assez honorable que tient le Mg non allié, notamment à 400°C. Nous tenons à préciser qu'il ne s'agit pas là d'un résultat aberrant. Cet essai en effet, recommencé à plusieurs reprises, s'est toujours fidèlement reproduit. On voit donc qu'à 400°C notamment le métal non allié surclasse très nettement les alliages commerciaux à l'Al-Zn, ainsi que les alliages binaire et ternaire au Zr.

Toutefois on mesurera l'ampleur de l'amélioration de résistance au fluage dont on peut faire bénéficier le Magnésium lui-même, en retenant simplement qu'après 1000 h d'un tel essai à 400°C, les allongements totaux atteints par le Mg non allié et notre alliage quaternaire au Th faiblement allié sont respectivement de 10 % et 0,04 %.

\*

\*

\*

V ALUMINIUM et ALLIAGES.

Nous n'examinerons pas avec autant de détail le comportement mécanique des matériaux à base d'Aluminium que nous ne l'avons fait pour ceux de la famille du Magnésium.

Il nous semble toutefois souhaitable d'exposer ici les principales caractéristiques mécaniques de ces matériaux, et en mesurer par là-même les limites d'utilisation.

Entre ces deux classes de produits, un point de vue strictement nucléaire donne évidemment la faveur à priori aux alliages de Magnésium par rapport à ceux d'Aluminium. (Mg est 4,7 fois moins absorbant que Al traité par unité de volume).

Mais ce seul aspect est insuffisant à nous renseigner sur l'aptitude respective de ces produits à une utilisation nucléaire, fonction complexe qui nous amène à rechercher le compromis optimum entre une absorption de neutrons et une résistance mécanique.

Dans la mesure où les conditions physico-chimiques rendent un choix possible, il est bon de connaître sous cet angle les performances des matériaux de ces deux familles. Aussi, après avoir considéré pour elles-mêmes les caractéristiques mécaniques de l'Aluminium et de ses alliages, effectuerons-nous une comparaison d'ensemble de ces produits avec ceux que nous avons considérés jusqu'ici.

De nombreuses études ont été effectuées en métallurgie traditionnelle sur le comportement mécanique des différentes qualités commerciales d'Aluminium non allié. Pour notre part nous nous sommes bornés à en reprendre certains aspects dans le cas de l'Aluminium A5 (appellation normalisée AFNOR, normes A02-001 et A02-002).

La pureté de ce métal est  $\geq 99,5 \%$ . Les impuretés principales sont le Fer et le Silicium, dont le total des teneurs est  $\leq 0,5 \%$  ; les autres impuretés sont : Cu, Mn, Ti, Zn.

Nous nous bornons à présenter, sur la Figure 83, le diagramme des vitesses de fluage secondaires que nous avons relevées, de 100 à 350°C, sur du métal filé à l'état demi-dur. On constate que la résistance au fluage de l'Aluminium non allié est faible, quelle que soit la température.

En ce qui concerne les alliages d'Al que nous avons considérés, nous nous sommes limités à des alliages filés, sinon commerciaux du moins de compositions traditionnelles.

Parmi eux il en était qui à priori attireraient à double titre le métallurgiste nucléaire. Nous voulons parler des alliages Al-Mg. En effet, outre que l'addition de Mg dans l'Al ne fait que réduire l'absorption de neutrons, ces alliages binaires présentent une résistance mécanique nettement supérieure à celle de l'Aluminium. Toutefois la pratique traditionnelle a montré que les alliages à titre élevé ( $> 5\%$  Mg) sont impropres à la transformation en métal corroyé du fait d'une grande difficulté d'homogénéisation et d'une faible aptitude à la déformation. Aussi les alliages existant sont-ils de teneurs modérées, par exemple 1,3 et 5 % Mg. Ces alliages présentent de grandes qualités : une bonne stabilité structurale, une bonne ductilité, une bonne résistance mécanique et une bonne soudabilité (avec une réserve toutefois pour l'alliage à 5 %).

Nous présentons quelques caractéristiques mécaniques relatives à un alliage A9-G5, à 5 % de Mg, mais élaboré à partir d'Aluminium pur (99,99 %).

Nous voyons sur la Figure 84 que l'état d'érouissage du métal affecte nettement la résistance à la rupture aux basses températures (comparaison des états 4/4 dur, 1/2 dur et recuit).

Sur la figure suivante (Figure 85) nous avons porté le diagramme des vitesses de fluage secondaire pour des températures de 100 à 350°C.

A titre de comparaison avec l'Aluminium A5, nous présentons, sur la Figure 86, les diagrammes des vitesses de fluage secondaire de ces deux matériaux à 100°C. On voit que sous de faibles contraintes (3-4 kg/mm<sup>2</sup> par exemple) il n'y a que très peu de différence. Mais au-dessus d'une contrainte de 10 kg/mm<sup>2</sup>, le rapport entre les vitesses de fluage est au moins d'un facteur 100, au bénéfice de l'alliage.

Par contre aux températures élevées l'A9-G5 flue notablement plus que l'A5. Par exemple après 100 heures de fluage à 350°C sous 0,5 kg/mm<sup>2</sup>, l'A9-G5 s'est allongé de 25 % et l'A5 de 0,3 % seulement.

Pour l'obtention de produits corroyés à base d'Aluminium, offrant une résistance élevée au fluage à haute température, deux voies ont été explorées avec succès en métallurgie classique :

- des produits frittés-corroyés, complexes Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ;
- des alliages complexes à traitement thermique, contenant en général de 2 à 4 % Cu, et 1 à 2 % d'éléments divers, comme Ni, Fe, Si, Mg ...

En ce qui concerne la première de ces deux catégories, on connaît les performances remarquables qu'ont les premiers mises en lumière les travaux des Suisses VON ZEERLEDER<sup>(17)</sup> et IRMANN<sup>(18)</sup>. A leur suite des chercheurs de différents pays ont développé l'étude de tels produits. Il revient en particulier à HERENGUEL et BOGHEN<sup>(19)</sup> le mérite d'avoir dégagé l'influence respective, sur la résistance mécanique de l'Aluminium fritté, des divers paramètres technologiques :

- granulométrie des poudres
- épaisseur du film d'oxyde
- corroyage.

Nous voudrions simplement souligner ici quant à nous les qualités de tenue au fluage de l'Aluminium fritté.

La Figure 87 montre quelles sont ses durées de vie de 300 à 500°C, et la Figure 88 présente, en comparaison avec l'Al, ses vitesses de fluage secondaire à 300°C. Ces valeurs ont été relevées sur un produit fritté-filé SAP 865, à 13,5 % d'oxyde, préparé par la "Société Anonyme pour l'Industrie de l'Aluminium" (Suisse).

On voit en particulier qu'à 300°C, sous une contrainte de 1 kg/mm<sup>2</sup>, la vitesse de fluage du SAP 865 est 4000 fois moindre que celle de l'A5 (0,03 contre 100 10<sup>-6</sup>/h).

Considérons maintenant les caractéristiques des alliages complexes à haute résistance au fluage.

On sait que les éléments qui améliorent le plus la résistance de l'Aluminium à haute température sont : Cu, Mg, Fe, Ni, Mn, Cr... Toutefois l'élément essentiel à ce point de vue est le Cuivre. On sait par exemple que l'addition de 6 % Cu à l'Al fait croître la charge de rupture relevée à 300°C, après 500 h de préchauffage à cette température, de 1,5 à 13,2 kg/mm<sup>2</sup><sup>(20)</sup>.

Mais il s'est avéré que les plus fortes résistances au fluage étaient obtenues en combinant plusieurs de ces éléments. D'où des alliages tels que : A-U4NT , A-U2GN , A-U2GNS , A-U2N , A-U2GN Zr ...

Nous avons effectué des essais comparatifs sur plusieurs de ces alliages, à l'état filé, et nous mentionnerons des résultats relatifs à deux d'entre eux : un A-U6 et un A-U2GNZr, élaborés et transformés pour nous par la Société PECHINEY, et dont les constituants étaient les suivants (teneurs en %) :

	<u>A-U6</u>	<u>A-U2GNZr</u>
Cu	5,98	2,32
Ni		1,30
Fe	0,22	1,24
Mg		1,65
Si	0,09	0,09
Ti	0,12	0,08
Zr		0,14
Mn	0,23	

Les traitements respectifs étaient :

- A-U6 :
  - mise en solution 100 h à 535°C
  - trempe à l'eau bouillante
  - 24 h après trempe, revenu de 16 h à 215°C
- A-U2GNZr :
  - mise en solution, 100 h à 530°C
  - trempe à l'eau bouillante
  - 24 h après trempe, revenu de 20 h à 200°C.

Sur la Figure 89 nous comparons les charges de rupture en fonction de la température de l'A-U6 et de l'Aluminium fritté SAP 865, à celles de deux alliages à 3 et 5 % Mg et du métal non allié A5.

On voit le gain considérable que ces alliages ou frittés permettent de réaliser par rapport à l'Aluminium, du point de vue résistance mécanique. A noter en particulier qu'au-delà de 250°C l'Aluminium fritté est plus résistant que le meilleur des alliages. La supériorité relative de ce produit croît d'ailleurs avec la température, et il mérite d'être souligné qu'à 500°C sa résistance à la rupture est encore de 10 kg/mm<sup>2</sup> (contre 2,3 kg/mm<sup>2</sup> pour le plus résistant des alliages).

Quant aux forces spécifiques(\*) correspondantes, elles sont présentées sur la Figure 90. Etant données les sections efficaces très voisines des matériaux A5, A9-G3, A9-G5 et SAP 865, la

---

(\*) Voir définition bas page 27.

situation relative des courbes correspondant à ces matériaux est sensiblement la même en forces spécifiques de rupture qu'en charges de rupture.

Il n'en est évidemment pas de même de l'A-U6, qui voit son intérêt relatif nettement réduit en forces spécifiques, du fait de ses constituants absorbants (6 % Cu).

A noter que de l'ambiante à 200°C le produit le plus intéressant est l'A9-G5. Au-delà bien entendu c'est l'Aluminium fritté qui est à préférer.

Il faut remarquer cependant que si, pour une raison technologique par exemple, l'Aluminium fritté ne peut être envisagé, il vaut nettement mieux, à partir de 250°C, utiliser un alliage absorbant tel que l'A-U6 (à 6 % Cu) qu'un alliage relativement transparent comme l'A9-G5 (à 5 % Mg).

En ce qui concerne la tenue respective au fluage de ces matériaux, elle est illustrée par la Figure 91, qui reproduit leur loi d'allongement par fluage à 350°C sous une contrainte de 0,5 kg/mm<sup>2</sup>.

Nous constatons en particulier que la pureté du métal est un paramètre important de la tenue au fluage de l'Aluminium non allié : A5 (99,5 %) ou A99 (99,99 %).

Par ailleurs, comme nous l'avons dit plus haut, les alliages Al-Mg (ici : à 3 et 5 % Mg) présentent une moindre résistance au fluage que l'Aluminium A5.

On voit par contre la bonne tenue des alliages complexes au Cuivre : l'A-U2GNZr s'allonge en 1000 heures 100 fois moins que l'A5 (0,035 contre 3,5 %).

Enfin, de tous ces produits, c'est l'Al fritté qui résiste le mieux à la déformation par fluage; son allongement en 1000 h n'est en effet que de 0,02 %.

Il nous semble utile, en terminant, de situer l'une par rapport à l'autre les deux familles de matériaux que nous avons considérés - à base de Mg et d'Al - à la fois en résistance mécanique et en forces spécifiques.

Nous présentons donc d'abord, sur la Figure 92, une comparaison entre 20 et 500°C des charges à rupture d'une sélection de produits représentatifs de ces deux familles.

Notons d'abord, en ce qui concerne les métaux purs, qu'aux basses températures le Magnésium est nettement plus résistant que l'Aluminium A5. Par contre à partir de 200°C ils ont des charges de rupture analogues.

En ce qui concerne maintenant les alliages, on voit que l'ensemble de ceux de Magnésium est nettement moins résistant que ceux d'Al, surtout aux températures inférieures à 250°C.

Toutefois à 450°C les meilleurs alliages des deux familles sont équivalents en exceptant l'Al fritté, lequel n'est d'ailleurs pas un alliage.

Transcrivons maintenant ce graphique en forces spécifiques de rupture(\*) pour la plage 20-400°C : Figure 93.

On constate d'abord la supériorité flagrante des alliages de Mg aux températures inférieures à 300°C. C'est ainsi que, pour une même absorption de neutrons, on peut supporter à la température ambiante, avec des alliages de Mg, quatre fois plus de charge qu'avec des alliages d'Al.

Par contre dès 300°C il devient moins coûteux en neutrons d'utiliser de l'Aluminium fritté ( $\delta_R = 1700 \text{ kg/mm}^2$ ) que du Magnésium non allié ( $\delta_R = 1300 \text{ kg/mm}^2$ ).

A 400°C il devient indifférent d'utiliser :

- un métal aussi transparent -mais aussi peu résistant- que le Magnésium non allié;
- ou un alliage aussi absorbant -mais aussi peu résistant- que l'A-U6.

Enfin, si le diagramme se prolongeait vers de plus hautes températures on constaterait qu'à partir de 450°C l'Al fritté dépasse le meilleur des alliages de Mg (Mg - 3% Th - 3% Zn - 0,7% Zr, T6).

Nous terminerons en présentant, sur la Figure 94, les diagrammes d'allongement de produits représentatifs de ces deux familles, par fluage à 350°C sous une contrainte de 0,5 kg/mm<sup>2</sup>.

---

(\*)

Voir définition bas page 27.

A noter les lois respectives de déformation des deux métaux non alliés : Mg et A5. Les allongements atteints en 10 h avec le Mg sont 200 fois supérieurs à ceux de l'A5.

Enfin on voit que la résistance au fluage des meilleurs produits de ces deux familles est à peu près équivalente :

- Al fritté SAP 865
- Mg-0,4% Th-0,5% Zn-0,5% Zr (T6).

Mais il convient de souligner en terminant que notre alliage expérimental au Mg-Th est 5 fois moins absorbant que l'Al fritté.

\*

\*

\*

VI. QUELQUES ASPECTS TECHNOLOGIQUES des  
MATERIAUX LEGERS et ULTRA-LEGERS.

Les caractéristiques intrinsèques que nous avons considérées jusqu'ici ne suffisent pas à renseigner complètement sur l'aptitude de ces matériaux à l'emploi en construction nucléaire.

Tout en laissant de côté les paramètres physico-chimiques (corrosion, diffusion) dont nous avons convenu de ne pas parler ici, il nous semble important de dire quelques mots de particularités de comportement de certains de ces matériaux, particularités qui peuvent fixer des limites à leur mise en oeuvre et à leur utilisation. Il s'agit d'aspects technologiques liés à leur emploi.

1° - Aptitude à la fonction support (étagère).  
Singularités de comportement.

Les réacteurs à canaux verticaux posent le problème de la réalisation de supports intermédiaires pour éléments combustibles.

Ces pièces, appelées parfois étagères, ont à satisfaire entre autres aux conditions suivantes :

- faible absorption de neutrons
- faible section géométrique (perturbations de l'écoulement du fluide de refroidissement)
- bonne résistance mécanique.

Au premier stade le double aspect "absorption + résistance" suppose une sélection de matériaux d'après la valeur de leurs forces spécifiques correspondantes (rupture ou fluage).

De même le double aspect "section géométrique + résistance" fait appel à la notion traditionnelle de contrainte limite (contrainte à rupture ou limite de fluage).

Nous voudrions par contre mentionner deux points particuliers relatifs à l'utilisation de matériaux légers pour la réalisation de tels supports :

- lois de déformation sous charge
- risques de rupture par fragilisation sous irradiation.

a) Lois de déformation sous charge.

Nous illustrerons ce point à l'aide de résultats relatifs au type d'étagère représenté sur la Figure 95, et réalisé :

- soit en Aluminium commercial A5
- soit en alliage Mg - 1% Zr - 0,7 % Zr.

La loi de déformation d'une telle pièce sous l'action de charges axiales de valeur croissante présente une allure telle que celle de la Figure 96, relative à l'alliage Mg-Zn-Zr à la température ambiante. On y a porté en abscisses les flèches relevées au centre de la pièce.

L'aspect ondulé du diagramme "effort-déformation" est assez général pour des pièces de ce type, quelle que soit la forme de la rosace ou le nombre de ses branches. Cette singularité est due à une modification des conditions d'appui, ainsi qu'à une déformation sans symétrie de révolution de la région centrale.

Mais c'est sur les lois de déformation par fluage que nous voudrions insister.

Nous avons en effet étudié le comportement de ces pièces sous des charges relativement faibles, vu leur résistance globale, mais à des températures élevées.

A ces températures on constate que, pour un matériau donné, une élévation de la charge influe considérablement sur la déformation par fluage.

Par exemple les flèches relevées après 50 h sur une étagère en Mg-Zn-Zr sont de :

- 0,08 mm sous 2 kg,
- 1,12 mm (soit 14 fois plus) sous 4 kg.

Lorsque les déformations de fluage atteignent des valeurs assez fortes, il peut y avoir une modification importante dans la loi "déformation-temps", analogue à celle constatée sur le diagramme "effort-déformation" de la Figure 96, et pour les mêmes raisons. C'est ce qui apparaît notamment dans la loi de fluage d'une telle étagère en Mg-Zn-Zr sous 4 kg à 400°C (Figure 97). Après environ 70 h de maintien sous charge, la vitesse de fluage est accrue de l'ordre d'un facteur 5.

Mais le point le plus important à indiquer concerne le comportement de telles pièces sous charge constante mais dans des conditions de cyclage thermique.

Considérons par exemple (Figure 98) la déformation d'une pièce en A5 sous une charge constante de 2 kg et à température d'abord constante : 400°C. La vitesse de fluage de cette rosace était modérée et en 450 h la flèche ne dépassait pas 0,36 mm, ce qui correspond à une vitesse moyenne de fluage de  $8,2 \cdot 10^{-4}$  mm/h.

A ce moment nous avons poursuivi l'enregistrement de la déformation en maintenant la charge initiale de 2 kg, mais en faisant cycliser la température entre 400°C (température initiale) et 200°C. Ces cycles de température ont été effectués avec une période de 1h 35 min.

Puisque, dans les conditions habituelles d'essai, l'amplitude des déformations par fluage sous une contrainte constante est d'autant plus grande que la température est élevée, on pourrait penser à priori que des variations de température au-dessous de la température -jusque là constante- de 400°C réduirait la vitesse du fluage.

C'est le contraire que l'on observe. En effet dès le début du cyclage la vitesse s'accroît considérablement (d'un facteur 15 environ).

Le même phénomène s'observe avec l'alliage Mg-Zn-Zr (Figure 99). On constate également sur celle-ci que, en période de fluage à température cyclée, la déformation en fonction du temps s'effectue avec une forte décroissance progressive de la vitesse de fluage, analogue toutes proportions gardées à ce qui se passe dans la période de fluage transitoire des essais traditionnels, isothermes.

Il n'est pas impossible d'ailleurs qu'en prolongeant l'essai suffisamment longtemps on ne finisse par retrouver la même vitesse de fluage que dans les conditions isothermes initiales (à 400°C).

Quoiqu'il en soit il importe de retenir, pour la conception de telles pièces, que seules les lois de fluage correspondant aux conditions thermiques effectives du réacteur doivent être retenues. A ne pas le faire, on pourrait dans certains cas mettre en danger la stabilité d'un empilement d'éléments combustibles.

2° - Risques de rupture par fragilisation sous irradiation.

Sans anticiper sur le comportement sous irradiation, qui fera l'objet de notre dernier chapitre, nous voudrions souligner, dans le cas de pièces-support, le risque particulier qu'entraîne la fragilisation due au rayonnement.

L'influence fragilisante du bombardement est à redouter principalement pour les matériaux dont la ductilité à l'état initial est déjà très faible. Parmi ceux que nous avons considérés ici, c'est principalement le cas des frittés, soit d'Aluminium, soit de Magnésium.

Nous illustrerons ceci par un exemple relatif à des rosaces en Aluminium fritté d'une nuance dite "Frittoxal 4".

La Figure 100 montre le diagramme "charge-flèche" relevé à l'ambiante sur une rosace à 6 branches dont la géométrie est illustrée par la photographie a de la Figure 101.

On constate que, pour des efforts croissant lentement, la charge totale à rupture est de 590 kg.

A ce diagramme nous comparons, sur la même figure, le diagramme correspondant relevé dans les mêmes conditions sur une étagère du même lot après un service en pile ayant entraîné une faible irradiation (flux intégré thermique =  $3,25 \cdot 10^{18}$  n/cm<sup>2</sup>). On note une réduction des charges et flèches à rupture.

Mais il arrive que des étagères identiques, après une irradiation intense, soient extraites de la pile déjà rompues. C'est le cas de la photographie b de la Figure 101, relative à une pièce dont le flux intégré était 20 fois supérieur à celui de la rosace qui a fourni le diagramme (en tirets) de la Figure 100. A noter qu'ici la fragilité du matériau est accusée par la présence de fragments rompus de petites dimensions, sorte d'éclats dont l'existence ne serait pas concevable si l'on n'avait à faire à un

matériau extrêmement fragile. Il nous est en fait arrivé de voir de telles pièces irradiées se briser en éclats en tombant d'une hauteur de 2 cm seulement.

Une analyse morphologique des cassures fait ressortir une structure de rupture fragile qui va croissant avec le taux d'irradiation.

Ceci est illustré en particulier par les photographies de la Figure 102, obtenues par la technique des répliques, et qui présentent au grossissement 40 des fractures d'une rosace non irradiée et d'une rosace formement irradiée (flux intégré thermique =  $6,5 \cdot 10^{19}$  n/cm<sup>2</sup>).

Au total il nous semble nécessaire de mettre les utilisateurs en garde contre les risques importants de voir l'irradiation fragiliser d'une manière préjudiciable des matériaux qui peuvent par ailleurs être très tentants par leur résistance élevée à la rupture et au fluage. Les matériaux qui, dans les conditions normales, présentent déjà de faibles valeurs d'allongement à rupture et de résilience, ne devront en tout état de cause être utilisés qu'après un examen approfondi du comportement après irradiation des pièces envisagées.

### 3° - Formabilité du Magnésium et de ses alliages.

Les matériaux que nous avons considérés précédemment étaient presque tous obtenus par filage à la presse. En ce qui concerne le Magnésium et ses alliages, ces filages étaient effectués à des températures allant de 350°C pour le Mg à 480°C pour ses alliages les plus résistants au fluage.

La Figure 103 présente quelques sections-types de tubes profilés à ailettes réalisés en Mg et alliage par la Société des "Tréfileries et Laminoirs du Havre" pour le compte du Commissariat à l'Energie Atomique. On voit que de semblables profils permettent de conjuguer la nécessité du support et du centrage de l'élément et celle d'un refroidissement efficace.

L'aptitude à la déformation plastique des tubes obtenus est illustrée par la figure de pôles (Figure 104) obtenue sur des tubes filés de Magnésium non allié. Cette figure de pôles a été déterminée à partir de diagrammes de rayons X par transmission avec une anticathode de Cuivre et un filtre de Nickel. Elle montre que les plans de base (0001) sont sensiblement parallèles à la surface

du tube. On observe que pour la grande majorité des cristaux la déviation par rapport au parallélisme rigoureux n'excède pas  $21^\circ$ . Cette texture n'est pas modifiée par un traitement de 800h à  $320^\circ\text{C}$ .

Les tubes à ailettes acceptent après filage des déformations importantes.

La Figure 105 montre par exemple la possibilité d'onduler à froid les ailettes longitudinales pour accroître les échanges thermiques avec le gaz de refroidissement.

Mais nous nous attacherons surtout à déterminer l'aptitude à la déformation à froid de la portion cylindrique de tels profilés, pour répondre aux problèmes posés par leur utilisation éventuelle comme gaines de combustibles. C'est cet aspect que nous allons développer maintenant.

Les essais qui vont être décrits maintenant ont été effectués sur des tubes de gainage comportant 4 grandes ailettes porteuses et 12 petites ailettes de refroidissement, type G2. Ils concernaient tous un alliage binaire Mg-0,6% Zr, tel que décrit dans notre second chapitre.

Nous avons étudié l'aptitude de tels tubes au remplissage de gorges géométriquement définies et de profils progressivement variables, usinées dans un barreau d'acier qui tenait la place du combustible. L'opération de déformation plastique de ce tube était effectuée à la température ambiante par application d'une pression élevée, ainsi qu'il est procédé dans certaines opérations de gainage(21).

Ces essais ont été effectués en utilisant les tubes dans deux états différents :

- brut de filage
- après fragilisation par maintien prolongé à température élevée (cf. Figure 32) : 1000 h à  $400^\circ\text{C}$ , ou 100 h à  $450^\circ\text{C}$ .

Les gaines utilisées avaient un diamètre intérieur  $\phi = 30$  cm, et l'épaisseur minimum de la paroi était de 1,5 mm.

Dans le cas du gainage dit "à gaine liée"(21), le barreau comporte une série de gorges circulaires ou hélicoïdales, usinées par tournage; la gaine vient s'incruster dans ces gorges par application à froid d'une pression hydrostatique, par exemple de quelques tonnes/cm<sup>2</sup>.

Nous avons utilisé comme barreaux d'épreuve des barreaux usinés suivant deux profils différents :

- profils à gorges de largeurs variables, mais à rapport  $\frac{\text{largeur}}{\text{profondeur}}$  constant (profil A)
- profils à gorges de largeurs variables, mais à rapport  $\frac{\text{largeur}}{\text{profondeur}}$  également variable (profil B).

Les valeurs de ce rapport  $\frac{\text{largeur}}{\text{profondeur}}$  ( $= \frac{l}{p}$ ) des gorges étaient :

- pour le profil A = 10
- pour le profil B = de 10 à 15.

Pour les deux profils, les largeurs de gorges s'échelonnaient de 0,75 à 9 mm.

Nous présentons sur la Figure 106 des schémas (échelle 1,5) des profils A et B relatifs aux plus grandes gorges.

Ces barreaux ont été introduits dans les tubes de gainage, avec un jeu de 0,1 mm; ils étaient ensuite soudés à des bouchons normaux, et l'ensemble était soumis à une pression hydrostatique de 3,5 tonnes/cm<sup>2</sup>.

Nous avons alors examiné, par radiographie X, la pénétration du métal de la gaine dans les gorges du barreau.

Considérons d'abord le cas de l'alliage Mg-Zr à l'état brut de filage.

Dans ce cas on constate que :

- pour  $\frac{l}{p}$  constant = 10, la pénétration est excellente pour toutes les largeurs de gorges; toutefois à partir de largeurs de 4,5 mm on aperçoit un très faible manque de métal dans les angle des gorges.
- pour  $\frac{l}{p}$  variable, la pénétration est très bonne également jusqu'à 3 mm de largeur de gorge; au delà, on constate, pour des valeurs de  $\frac{l}{p} \leq 7,5$  un manque de remplissage de plus en plus net à fond d'angle; aux conditions les plus sévères, le métal de gaine ne parvient pas à atteindre même le fond de gorge.

Nous présentons sur la Figure 107 deux agrandissements (x 3) de radiographies locales, prises au droit d'une petite ailette, pour les gorges de largeurs maximum de chacun des deux profils A et B.

La photographie de la Figure 108 présente deux tronçons de gaines en alliage Mg-Zr, après application à l'état brut de filage sur des barreaux de profils A et B, et découpage à la fraiseuse.

On observe sur cette figure que le remplissage des gorges, comme il fallait s'y attendre, n'est pas de révolution. Il y a en effet des méplats au droit des petites et surtout des grandes ailettes. Ceci est dû à la contribution importante des ailettes au raidissement de la gaine, qui gêne l'alimentation en métal à fond de gorge.

En ce qui concerne d'ailleurs le mode de déformation du métal des ailettes, il est illustré par la Figure 109, relative à une petite et à une grande ailette, après gainage sur un profil B, côté des larges gorges.

On constate une tendance au flambage des petites ailettes au droit des gorges les plus larges (9 mm).

Il est bon en tous cas de remarquer que les déformations les plus sévères imposées à ces gaines étaient -d'ailleurs volontairement- très supérieures à celles que comportent nos opérations courantes de gainage.

Considérons maintenant le cas de gaines traitées thermiquement.

On observe d'abord sur la Figure 110 la forte différence de structure entre les deux états essayés. Le métal brut de filage présentait un important fibrage que le traitement thermique (100 h à 450°C) a effacé. Les deux plages considérées sont relatives au métal des ailettes.

La Figure 111 montre l'aspect des petites et des grandes ailettes de l'alliage traité, dans la région des larges gorges (profil B, largeur 9 mm). On y voit que les conditions les plus sévères de déformation sont localisées :

- pour les petites ailettes : au droit des arêtes, et dans un plan perpendiculaire à l'axe;
- pour les grandes ailettes : au niveau des gorges, et suivant le sens longitudinal.

Dans les conditions les plus dures on note d'ailleurs des fissurations qui apparaissent suivant ces directions dans les deux régions indiquées.

Il est intéressant d'examiner à l'échelle microscopique les conditions d'écoulement du métal correspondant aux différents essais effectués.

Nous présentons d'abord à ce sujet, sur la Figure 112, les micrographies relatives au métal non traité après gainage sur un barreau de profil A ( $\frac{l}{p} = 10$ ) au droit des arêtes de gorges de 3 et 6 mm de large.

Le régime d'écoulement s'accroît avec la largeur (donc aussi la profondeur) des gorges, ainsi qu'il fallait s'y attendre.

Dans des conditions plus sévères, telles que celles correspondant à la figure suivante (Figure 113) on voit apparaître des conditions d'écoulement critiques. En effet cette micrographie, relative au même essai que les précédentes mais prise au droit des arêtes des gorges de 9 mm de large et de 0,9 mm de profondeur, fait ressortir deux lignes de cisaillement, suivant lesquelles il y a risque de fissuration et par conséquent de fuites ultérieures.

Les aspects micrographiques relatifs au métal fragilisé par recuit, dans les mêmes conditions de déformation, sont très différents.

Nous en voyons l'exemple sur la Figure 114, qui concerne les gorges de 6 et 9 mm d'un profil A. Ces deux micrographies sont donc à comparer à celles des Figures 112 et 113. On constate que le métal traité se déforme moins facilement que le métal brut et qu'il donne lieu à des fissurations importantes par décohésion intergranulaire. Il est à remarquer d'ailleurs que ces fissures apparaissent suivant les plans de cisaillement que nous avons observés sur la Figure 113.

Il est par ailleurs important de connaître, dans le même esprit, quelle est l'influence de la température sur la résistance à la déformation et sur la capacité de déformation à rupture, dans l'hypothèse de déformations locales correspondant par exemple à celles imposées lors d'une opération de gainage.

Aussi avons-nous effectué sur des tôles d'épaisseur 1 mm un essai de pénétration, type emboutissage, mais exercé par un poinçon de petites dimensions. L'hémisphère terminal de celui-ci avait en effet un rayon d'1 mm. La tôle, non encastrée, reposait sur une assise comportant un orifice axial de 10 mm.

Dans ces conditions l'effort de déformation s'exerçait vraiment localement et évitait une flèche d'ensemble de l'échantillon. Précisons qu'il s'agissait d'essais de courte durée.

La Figure 115 présente pour le Mg, et ses alliages Mg-Zr et Mg-Zn-Zr, la variation en fonction de la température des charges provoquant la rupture dans ces conditions, et des flèches correspondant à l'instant de l'amorce de rupture.

Considérés sous cet angle, ces trois matériaux se situent comme le font d'une part leurs charges de rupture en fonction de la température, et d'autre part leurs allongements à rupture en fonction de la température. Ils ne sont donc pas très différents entre eux à ce point de vue, et l'influence du paramètre température est sensiblement la même pour chacun d'eux.

Constatons qu'en tous cas, comme on pouvait le penser à priori, des températures croissantes réduisent la résistance à la déformation et augmentent la capacité de déformation à rupture. Autrement dit une opération de gainage sur barreaux à gorges, telle que considérée plus haut, sera de la même manière facilitée par la température. Elle le sera d'ailleurs sensiblement autant pour les 3 matériaux comparés ici.

Par contre il est bon de rappeler une fois encore l'inconvénient majeur que présente le Mg, à l'encontre des concurrents que nous lui opposons ici. Cet inconvénient est illustré par la Figure 116, où l'on compare les micrographies d'une même extrémité d'ailette en Mg non allié. Ces micrographies ont été prises sur la même ailette, à l'état brut de filage d'abord (vue supérieure), et après un séjour de 170 h dans une atmosphère de CO<sub>2</sub> à 400°C (vue inférieure).

Les dimensions énormes des grains alors obtenus -après un traitement qui est cependant moins sévère que l'utilisation effective- sont telles qu'il existe en de nombreux points de la gaine des grains qui débouchent sur les deux parois de celle-ci. En pareil cas on risque des strictions locales précoces et importantes qui peuvent conduire rapidement à une rupture d'étanchéité. Et, même sous de telles déformations du cristal unique, il est évident qu'une décohésion intercristalline le long d'un seul joint de grains fait échec à la sécurité de l'élément combustible tout entier.

C'est principalement pour cette raison que, toutes choses égales d'ailleurs, nous avons préféré au Magnésium non allié un de ses alliages au Zirconium.

4° - Soudabilité du Magnésium et de ses alliages.

On sait que la soudure du Magnésium est une opération relativement simple.

Les quelques exemples de soudures qui sont présentés ici sont tous relatifs à la technique de l'Argon-arc.

Le type de soudure à bords relevés est couramment pratiqué pour l'assemblage étanche des tubes de gainage et de leurs bouchons.

Pour simple que soit cette opération, elle n'en nécessite pas moins des précautions systématiques si l'on veut assurer la qualité de soudures en série. Faute par exemple de jeux adéquats entre les pièces à assembler, ou d'un décapage suffisant, on risque une perte d'étanchéité. Un exemple de mauvaise soudure de Mg non allié est présenté sur la Figure 117.

a) Soudure des alliages Mg-Zr et  
Mg-Zn-Zr.

De grandes séries d'essais de soudure ont été effectuées sur ces alliages en utilisant comme pièces d'essai des tubes de diamètre extérieur  $\varnothing = 29,2$  mm et d'épaisseur 1,6 mm, à souder par Argon-arc à des bouchons plats dont les lèvres avaient une épaisseur de 1,5 mm.

Les pièces étaient préalablement dégraissées, décapées et rincées.

Pour les deux alliages les profondeurs de pénétration obtenues dans les conditions de réglage utilisées, allaient de 1 à 1,4 mm.

Pour ces qualités de soudure la résistance mécanique au cisaillement était comprise dans les fourchettes suivantes pour les deux alliages :

- Mg-Zr : 800 kg < R < 1000 kg
- Mg-Zn-Zr : 1150 kg < R < 1250 kg

Des essais d'étanchéité effectués comparativement sur ces deux alliages ont fourni statistiquement une garantie d'étanchéité du même ordre. Celle-ci était contrôlée par détecteur à spectrographe de masse.

Toutefois il faut noter que, dans le cas de l'alliage ternaire, d'une part le décapage est assez délicat à effectuer, d'autre part l'opération de soudage elle-même provoque des projections de métal incandescent dues à la présence du Zinc, avec tendance à légère cratèrisation.

Une étude métallographique du métal de la région soudée a été faite après maintien prolongé en atmosphère de CO<sub>2</sub> à haute température. Elle met en évidence une précipitation importante dans les grains des deux alliages, et en plus une précipitation abondante aux joints des grains de l'alliage Mg-Zn-Zr.

Ceci est illustré par les Figures 118 et 119, relatives respectivement au Mg-Zr et au Mg-Zn-Zr, dont on voit l'évolution micrographique après maintien d'un mois à 410°C en atmosphère de CO<sub>2</sub>.

#### b) Soudures mixtes.

Les qualités complexes parfois requises des matériaux de gainage amènent dans certains cas à envisager des liaisons étanches entre matériaux différents. Nous ne considérerons ici que le cas de matériaux à base de Magnésium. De telles soudures mixtes présentent des possibilités très intéressantes à exploiter : elles permettent en effet de lier entre eux des matériaux qui, parce qu'ils ont à assumer des fonctions différentes, peuvent eux-mêmes être différents. Ce peut être le cas par exemple de certains éléments combustibles verticaux, dont la gaine doit suivre docilement, et sans résistance notable, la sollicitation due à la pression ou aux déformations du combustible, et qui par contre doivent comporter un bouchon-support résistant au fluage.

Nous nous bornerons à présenter des exemples de soudures de ce type, de différentes qualités, obtenues à l'Argon-arc.

La première (Figure 120) est relative à une liaison Mg/Mg-Zr. Noter la cristallisation grossière de la zone fondue, qui comporte de plus oxyde et précipités.

Un second exemple (Figure 121) est relatif à une soudure mixte Mg-Zr/Mg-1% Ce qui présente une bonne jonction.

Enfin nous présentons des soudures analogues entre le Mg-Zr et deux alliages commerciaux de fonderie : le ZT1 (Figure 122) et le ZREO (Figure 123). Dans la première de celles-ci la jonction entre la zone fondue et le Mg-Zr n'est pas très bonne, l'interface étant trop nettement marqué. Par contre la soudure Mg-Zr/ZREO montre une bonne interpénétration des structures.

VII. INFLUENCE de l'IRRADIATION sur quelques MATERIAUX  
à BASE d'AL ou de Mg.

Ainsi que nous l'avons indiqué au début de cette communication, la valeur des flux de neutrons dont nous disposions jusqu'ici - c'est à dire avant mise en exploitation de notre réacteur expérimental à haut flux EL<sub>3</sub> - ne nous a permis d'atteindre dans nos irradiations que des flux intégrés modérés, de l'ordre par exemple de quelques  $10^{18}$  neutrons/cm<sup>2</sup>, en ne retenant que les neutrons d'une énergie  $> 100$  eV.

Les variations corrolaires de caractéristiques mécaniques ou physiques sont donc elles-mêmes d'une amplitude modeste. Du moins avons-nous cherché, dans les cas où cela était possible, à pallier la modicité des variations par une analyse statistique des valeurs expérimentales. C'est ainsi que l'on verra figurer pour les résultats de dureté les "limites de confiance" à 95 %, c'est à dire les limites entre lesquelles la moyenne théorique a une probabilité de 95 % de se trouver.

Les conditions expérimentales des essais relatés ici ne différaient pas de celles pratiquées dans les essais conventionnels.

A titre indicatif, après une vue partielle (Figure 124) du laboratoire d'essais de matériaux "chauds", dont on notera l'agencement, nous présentons les dispositifs utilisés pour certains essais de traction (Figures 125 et 126) et de résilience (Figure 127).

Toutefois les conditions géométriques des éprouvettes utilisées étaient très différentes suivant les machines. L'exemple de la Figure 126 ne constitue à ce point de vue qu'un cas moyen, car nous présenterons ici des résultats de traction relatifs à des éprouvettes dont les diamètres, pour certaines séries d'essai, étaient les diamètres standards de 13,8mm, et dans d'autres cas extrêmes de 1,5mm seulement.

Les températures d'irradiation de l'ensemble de nos échantillons ne sont connues qu'approximativement; elles sont de l'ordre de 40 à 50°C.

Tous les échantillons avaient été recuits avant irradiation, sauf les frittés d'Al et de Mg. Les témoins sont donc aussi à l'état recuit.

1° - Dureté.

Les indices de dureté relevés sur divers matériaux à base d'Aluminium (A5, A9-G5, Al fritté SAP 865) accusent tous une élévation faible mais significative après des irradiations de  $2 \cdot 10^{18}$  neutrons/cm<sup>2</sup> et plus.

Les plages de dispersion des indices ne se chevauchent pas entre les mesures faites avant et après irradiation.

Nous présentons sur les tableaux II, III et IV, les résultats obtenus sur A5, A9-G5 et SAP 865. Les valeurs indiquées correspondent suivant le cas à des indices Brinell ou Vickers, mais toujours après maintien pendant 15 sec d'une charge de 5 kg. Dans le cas des mesures Brinell, la bille utilisée avait un diamètre de 1 mm.

En ce qui concerne le Mg, après un flux rapide intégré de  $2,2 \cdot 10^{18}$  n/cm<sup>2</sup>, son indice Vickers croît en moyenne de 4 % à l'ambiante.

2° - Caractéristiques de traction.

a) Mg.

Des essais de traction sur ce métal non allié, recuit puis irradié, ont mis en évidence une baisse notable de la ductilité, ainsi qu'une augmentation de la limite élastique.

Par exemple après une irradiation de  $3 \cdot 10^{18}$  nvt les variations correspondantes sont de

- 37 % pour l'allongement à rupture,
- + 7,6 % pour la limite élastique.

Nous présentons quelques résultats dans le Tableau V. Ils sont relatifs à des éprouvettes de dimension standard ( $\phi = 13,8$  mm) sur lesquelles un relevé du diagramme de traction a été effectué à l'aide d'extensomètres à grande amplification (x 1000).

La Figure 128 compare les diagrammes moyens ainsi obtenus. Un cycle "charge-décharge" a été fait, en partant dans les deux cas de la même contrainte initiale (3,2 kg/cm<sup>2</sup>).

On constate notamment que :

- l'aire du cycle "charge-décharge" proportionnelle à l'énergie absorbée diminue considérablement après irradiation; de  $1,72 \cdot 10^{-3}$  joule/cm<sup>3</sup> pour les éprouvettes témoins, elle tombe à  $1,09 \cdot 10^{-3}$  joule/cm<sup>3</sup> pour les éprouvettes irradiées (valeurs planimétrées sur enregistrements à grande échelle), soit une diminution moyenne de 35 %;
- l'allongement rémanent (OB sur la Figure 128) à la fin de cette décharge, diminue après irradiation; sur une série d'essais portant sur deux éprouvettes non irradiées et trois irradiées, la diminution moyenne de cet allongement rémanent est de 35 %.

b) Mg-Zr.

Le comportement de cet alliage après irradiation est assez analogue à celui du Magnésium. Les Tableaux VI, VII et VIII représentent les résultats de trois séries d'essais de traction sur cet alliage, irradié à des flux intégrés rapides de l'ordre de  $3 \cdot 10$  nvt.

On note des variations assez irrégulières des caractéristiques mécaniques, dont les valeurs moyennes sont les suivantes :

- augmentation de la charge de rupture : 3 à 11%
- augmentation de la limite élastique : 8,5 à 16,5 %
- diminution de l'allongement à rupture : 8 à 11 %
- diminution de la striction : 21 %
- augmentation du module d'élasticité : 9 %.

- c) Mg-Zn-Zr.  
(alliage à 0,85% Zn et 0,6% Zr)

Après une irradiation de  $4.10^{18}$  nvt (rapides) on note une faible augmentation de la limite élastique, dont la valeur moyenne passe de  $25,0 \pm 0,4$  à  $25,9 \pm 0,6$  kg/mm<sup>2</sup>, et une diminution de 12% de l'allongement à rupture, les valeurs moyennes avant et après cette irradiation étant respectivement de 25 et 22 %.

- d) ZW1.  
(alliage à 1,5% Zn, 0,7% Zr)

Les caractéristiques de traction de cet alliage évoluent sous irradiation dans le même sens que celles des matériaux précédents.

Le Tableau IX groupe les résultats d'une série d'essais de traction sur des éprouvettes ayant subi une irradiation de  $3.10^{18}$  nvt. Dans les mêmes conditions que celles indiquées plus haut pour le Mg, nous avons effectué un relevé extensométrique à grande échelle du diagramme de traction. (cf. Figure 129).

On constate après irradiation :

- une augmentation de 4,5 % en moyenne de la limite élastique;
- une diminution d'environ 5 % de l'allongement à rupture;
- une réduction de 37 % de l'allongement rémanent après décharge depuis une contrainte de 20 kg/mm<sup>2</sup>;
- une diminution de 8 % de l'énergie dissipée au cours d'un cycle.

- e) Mg fritté 1B.

Ce matériau fritté-filé a été essayé en traction en fonction de la température, à l'état brut. Une série d'éprouvettes identiques, sans traitement thermique préalable, a été irradiée jusqu'à  $3.10^{18}$  n/cm<sup>2</sup> (n rapides).

Contrairement à ce qui a été observé sur tous les autres matériaux que nous avons essayés par ailleurs, cette irradiation a provoqué une réduction de la charge de rupture à la température ambiante.

Il est à remarquer (Figure 130) que cette réduction affecte aussi les valeurs de la charge de rupture à toutes températures de 20 à 500°C, en dépit d'ailleurs d'un temps de maintien à la température d'essai, avant traction (montée en température : 15 minutes environ ; palier de plusieurs minutes avant essai).

L'ordre de grandeur de la variation moyenne de la charge de rupture est de - 5% à la température ambiante, et - 15% à 300°C.

Quant aux allongements à rupture correspondants, ils présentaient une forte dispersion, et aucune variation significative n'a pu être relevée.

f) Aluminium fritté SAP 865.

Après une irradiation correspondant à un flux rapide intégré de  $4.10^{18}$  nvt nous avons observé :

- une diminution de 8% de l'allongement à rupture
- une élévation de 5% de la limite élastique.

Quant aux valeurs de la charge de rupture elles n'ont pas évolué de façon significative après cette irradiation.

3° - Résilience.

Tous les essais de ce type ont été effectués sur éprouvettes standardisées type U.F.

L'influence d'une irradiation de  $1,7.10^{19}$  nvt (rapides) sur le Mg non allié est présentée sur la Figure 131. On voit que la variation est significative mais de faible amplitude. La température de transition entre les régimes fragile et ductile est peu affectée par cette irradiation. Quant au maximum de résilience en fonction de la température, il décroît d'environ 10%.

L'influence de l'irradiation sur l'alliage Mg-Zr est beaucoup plus importante (Figure 132). Dans ce cas, après une irradiation de  $4.10^{18}$  nvt, on constate que la température de transition s'élève d'environ  $100^{\circ}\text{C}$ , tandis que la diminution de l'énergie maximum de rupture par choc est du même ordre que celle observée sur le Mg (10%).

Pour illustrer l'élévation par irradiation de la température de transition, nous présentons sur la Figure 133 des photographies de cassures d'éprouvettes de résilience rompues à  $-60$ ,  $+200$  et  $+400^{\circ}\text{C}$ , à la fois sur des éprouvettes irradiées et des éprouvettes témoins. Les photographies relatives aux basses températures montrent dans ces deux états la même rupture fragile. De même l'aspect des éprouvettes après essai à  $400^{\circ}\text{C}$  est le même dans les deux cas, typique d'une rupture ductile. Par contre, pour la température intermédiaire de  $200^{\circ}\text{C}$ , dans la zone de transition, on observe une rupture à fragilisation accentuée par l'irradiation.

Les Figures 134 et 135 présentent la variation correspondante des résiliences et des cassures, dans le cas de l'alliage Mg-0,85% Zn-0,6% Zr. La température de transition de cet alliage étant supérieure à celle de l'alliage Mg-Zr précédent, nous avons choisi la température de  $250^{\circ}\text{C}$  pour illustrer l'influence de l'irradiation sur le type de cassure, dans la zone de transition.

Enfin nous présentons sur la Figure 136 l'influence de l'irradiation ( $3.10^{18}$  nvt) sur la résilience en fonction de la température du Mg fritté 1B. En dépit d'une forte dispersion, il semble se manifester avec ce matériau des évolutions de sens inverse de celles observées avec tous les autres matériaux considérés ici; à savoir :

- réduction de la température de transition
- augmentation de la valeur maximum de résilience.

Ces observations assez surprenantes sont à rapprocher de ce qui a été constaté, quant au sens d'évolution par irradiation de la charge de rupture de ce matériau, celle-ci étant réduite par le bombardement neutronique, à l'inverse de ce que nous avons observé pour tous les autres matériaux.

#### 4° - Paramètres élastiques.

Indépendamment des mesures de module d'élasticité que nous avons effectuées, et qui n'ont fait apparaître d'ailleurs aucune variation significative, nous avons sollicité en torsions alternées des éprouvettes irradiées et leurs témoins.

Les diagrammes d'hystérésis correspondants étaient périodiquement enregistrés, ce qui permettait de relever, outre les valeurs du module de rigidité, celles de la contrainte maximum de cisaillement et du frottement interne, correspondant à l'angle de torsion constant imposé aux éprouvettes.

La grandeur adoptée pour caractériser le frottement interne dans ce cas était :  $\delta = \frac{\Delta W}{2W}$ ,

où :

- $\Delta W$  est l'aire du cycle d'hystérésis
- $W$  est l'énergie potentielle en un sommet du cycle.

Les trois grandeurs considérées ont été relevées en fonction du nombre de cycles, pour l'ensemble des échantillons, irradiés ou témoins.

Nous en présentons la variation, sur les Figures 138 et 139, dans le cas de l'alliage ZW1 (Mg -1,5% Zn -0,7% Zr), irradié à  $5.10^{18}$  n rapides/cm<sup>2</sup>.

On observe une légère élévation du module de rigidité, de l'ordre de 5 % sur toute la plage (6 % à 104 cycles, et 4 % à 107 cycles).

Par irradiation, la contrainte maximum de cisaillement est élevée, et le frottement interne réduit.

Des essais analogues effectués sur l'Aluminium fritté SAP 865 ont conduit à des variations de sens opposé à celles observées avec le ZW1. Pour l'Aluminium fritté en effet (voir Tableau X), une irradiation à  $1.10^{19}$  nvt (rapides) a :

- réduit (de l'ordre de 8 %) la valeur du module de rigidité,
- réduit aussi la contrainte maximum de cisaillement.

\*

\*

\*

CONCLUSIONS.

Nous avons cherché, au long des travaux qui viennent d'être rapportés ici :

- d'une part à nous renseigner sur l'aptitude à l'utilisation nucléaire de matériaux déjà connus,
- d'autre part à développer dans une certaine mesure des matériaux nouveaux, répondant plus spécifiquement aux conditions posées par cette utilisation.

Mis à part l'examen de quelques paramètres technologiques -dont certains au demeurant sont impératifs (soudabilité, formabilité)- et nos tentatives d'évaluation des dégâts causés par les flux neutroniques, nous avons donc fait tendre principalement nos efforts vers la recherche d'un compromis optimum entre :

- une fonction mécanique à assurer, fonction qui constitue souvent la raison d'être de la pièce,
- et l'absorption de neutrons provoquée par l'utilisation de celle-ci.

On souhaite en effet que les matériaux de structure utilisés puissent assumer dans des conditions définies la fonction mécanique qui leur est confiée, tout en affectant aussi peu que possible la densité de neutrons.

Ainsi avons-nous fréquemment fait appel au langage des "forces spécifiques" qui sous cet angle nous semble permettre le mieux des comparaisons valables.

Par ailleurs, dans la perspective d'une utilisation nucléaire, il est demandé fréquemment aux matériaux de pouvoir supporter, toutes choses égales d'ailleurs, des températures aussi élevées que possible. (C'est le cas évident des réacteurs de puissance).

Nous avons donc souvent poussé nos essais jusqu'à des températures généralement inexplorées pour ces familles métallurgiques (500°C par exemple). Ceci nous a permis de situer en quelque sorte les plafonds d'utilisation des matériaux étudiés.

A ce point de vue nous voudrions persuader le constructeur et le thermicien nucléaires que, pour une résistance mécanique donnée (à la rupture ou au fluage) requise des matériaux, les températures maxima d'utilisation ne pourront guère continuer à croître avec le temps pour les matériaux considérés ici. Au-delà des 400°C maintenant atteints, il faut avoir conscience que les gains en température seront modiques, et laborieux.

Toutefois, nous adressant aux métallurgistes -dont nous sommes- nous dirons que les efforts doivent être poursuivis en recherche métallurgique proprement dite, et qu'ils permettront malgré tout, nous en sommes convaincus, de repousser un peu plus haut encore le plafond des températures, grâce à la mise au point de produits nouveaux.

Mais, quelque bénéfique que l'on puisse raisonnablement attendre de ces études métallurgiques, nous estimons que, parallèlement, des efforts doivent être exercés dans d'autres voies, où il y a beaucoup à faire aussi, et beaucoup à gagner.

On ne doit pas en effet se borner à rechercher des matériaux satisfaisant à des conditions de travail données; on doit tout aussi bien, à l'inverse, rechercher les conditions de travail qui s'adaptent le mieux aux lois physiques de déformation des matériaux, lois contre lesquelles au demeurant on ne peut rien. Autrement dit, il est nécessaire de rechercher dans chaque cas une conception des pièces mettant le mieux à profit les caractéristiques particulières des matériaux utilisés.

Il nous semble d'ailleurs qu'en se résignant à prendre les matériaux tels qu'ils sont -et en s'appliquant tout autant à s'accommoder de leurs défauts qu'à exploiter leurs qualités- le technologue nucléaire pourrait souvent accomplir d'importants progrès.

Par exemple, réformer sans autre examen un matériau, sous le seul prétexte qu'il flue à la température visée, nous semble procéder d'un postulat déraisonnable. Il existe des cas en effet où l'inconvénient que présente ce fluage peut être exploité confortablement par le constructeur, si celui-ci conçoit en conséquence la structure correspondante.

De même, à condamner d'avance un matériau dont la ductilité lui semble médiocre, le technologue se prive du concours de matériaux remarquables. Il est souvent possible cependant de modifier la conception de la pièce de telle manière que la sollicitation en déformation tombe à un niveau admissible par le matériau.

Quoi qu'il en soit, aucun effort ne doit être épargné, qui peut contribuer ,

- à la fois par l'utilisation de meilleurs matériaux,
- et par une meilleure utilisation des matériaux,

à améliorer la rentabilité et la sécurité des installations nucléaires.

\*

\*

\*

Au terme de cette communication il nous est agréable, autant qu'il nous semble équitable, de remercier ceux de nos collègues et nos collaborateurs, dont les conseils ou le concours nous ont été précieux au cours de ces travaux.

Grâce à eux tous, cette communication est véritablement le fruit d'un travail d'équipe.

- REFERENCES -

- (1) SAUERWALD, F. Über Magnesiumwalzlegierungen mit Zirkonium.  
Zeitschrift für Metallkunde 41-1 (1950)
- (2) CARSON, O.A. et AUSTIN, D.T. Applied Research Evolves New  
Date on the Magnesium-Zirconium system.  
(Canadian Mining Journal Avril (1952)
- (3) ALTWICKER, H. Zirconium in Magnesium.  
Technical Report F-TR-1185-ND
- (4) BERNARD, J. et BOUDOURESQUES, B. Forces spécifiques. Défi-  
nition, et utilisation en recherche métallurgique et  
technologie nucléaires.  
Note C.E.A. (à paraître)
- (5) LEONTIS, T.E. Properties of Sand-Cast Magnesium-Rare  
Earth alloys.  
Journal of Metals, Transactions A.I.M.E. 185 p. 968 (1949)
- (6) LEONTIS, T.E. Effect of rare-earth metals on the proper-  
ties of extruded Magnesium.  
Journal of Metals 3-11 p. 987 (1951)
- (7) ROBERTS, C.S. Creep behavior of Mg-Ce alloys.  
Journal of Metals 6-5 p. 634 (1954)
- (8) MELLOR, G.A. et RIDLEY, R.W. The creep strength at 200°C  
of some Magnesium alloys containing Cerium.  
Journal of Institute of Metals 75 p. 679 (1949)
- (9) MELLOR, G.A. et RIDLEY, R.W. Creep at 250°C and 300°C of  
some Magnesium alloys containing Cerium.  
Journal of Institute of Metals 81 p. 245 (1953)
- (10) SAUERWALD, F. Zur Systematik der Verwandtschaft der hoch-  
schmelzenden und hexagonalen Metalle mit Magnesium und  
über hochwarmfeste Legierungen auf Mg-Th-Zr basis.  
Zeitschrift für anorganische Chemie 258 p. 296 (1949)

- (11) LEONTIS, T.E. Properties of Magnesium-Thorium and Magnesium-Thorium-Cerium alloys.  
Journal of Metals 4-3 p. 287 (1952)
- (12) LEONTIS, T.E. Effect of Zirconium on Magnesium-Thorium and Magnesium-Thorium-Cerium alloys.  
Journal of Metals 4-6 p. 633 (1952)
- (13) NELSON, K.E. The properties of sand-cast Mg-Th-Zn-Zr alloys. Journal of Metals Transactions A.I.M.E. 197 p. 1493 (1953)
- (14) NELSON, K.E. Magnesium sand casting alloys containing Thorium. Transactions A.F.S. 61 (1953)
- (15) BALL, C.J.P., JESSUP, A.C., FISCHER, P.A., WHITEHEAD, D.J. and WILSON, J.B. Further Progress in the development of Mg-Zr alloys to give good creep and fatigue properties between 500 and 650°F.  
Journal of Metals 5-7 p. 924 (1953)
- (16) HERENGUEL, J. et BOGHEN, J. "Travaux non publiés effectués sous contrat d'étude C.E.A. n° 1169".
- (17) Von ZEERLEDER, A. Le frittage des alliages d'Aluminium. Zeitschrift für Metallkunde 41 p. 228 (1950)
- (18) IRMANN, R. L'Aluminium fritté à haute résistance à la chaleur.  
Revue de l'Aluminium 179-180 (1951)
- (19) HERENGUEL, J. et BOGHEN, J. "Caractéristiques des demi-produits obtenus à partir de frittés d'Aluminium oxydé."  
Revue de Métallurgie 51-4 p. 265 (1954)
- (20) CHEVIGNY, R. et SYRE, R. "La résistance au fluage des alliages d'Aluminium."  
Revue de l'Aluminium 163 p. 43 (1950)
- (21) STOHR, J. ENGLANDER, M., GAUTHRON, M. Eléments combustibles des piles à gaz sous pression.  
Conférence Genève 1958 n° 15/P/1157.

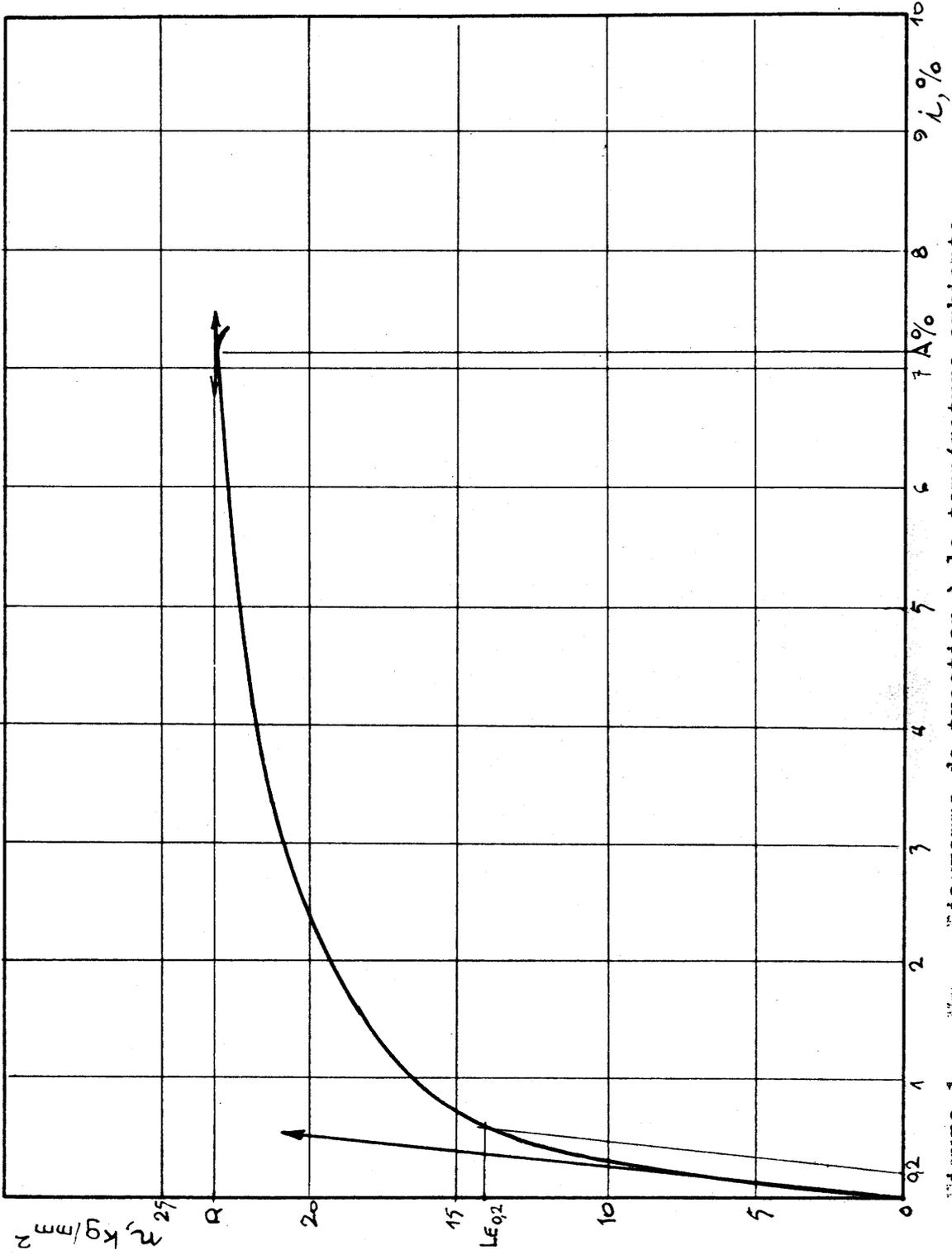


Figure 1 MB Diagramme de traction à la température ambiante.

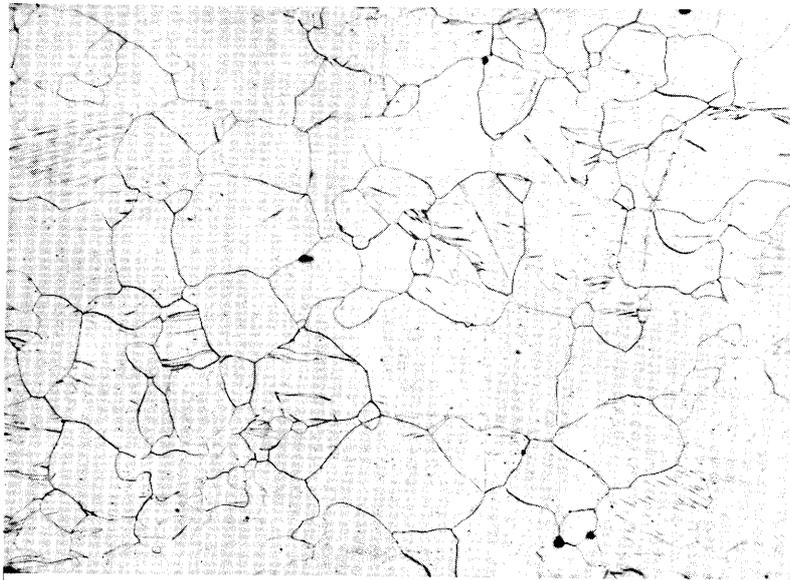


Figure 2 Mg Structure micrographique d'une  
éprouvette de traction rompue à  
20 °C . (x 150)

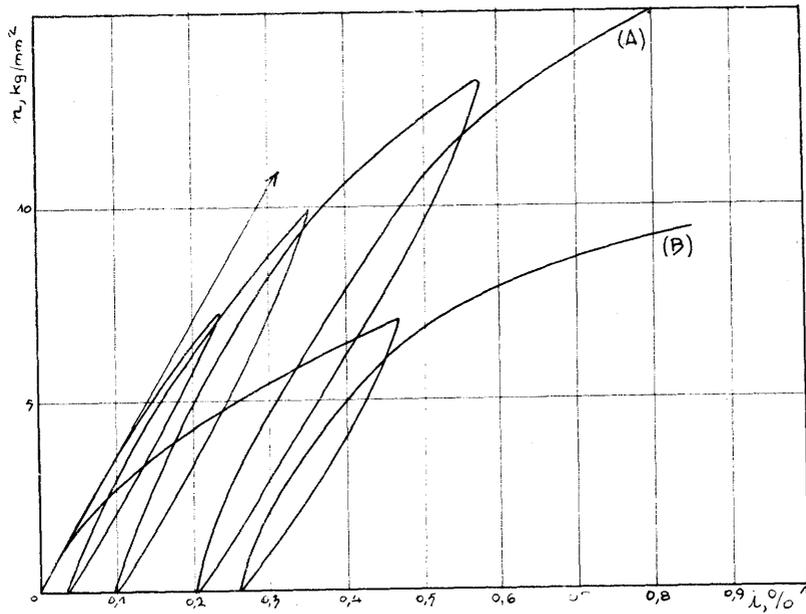


Figure 3 Mg

Diagrammes de traction comparés d'échantillons de définition différente.

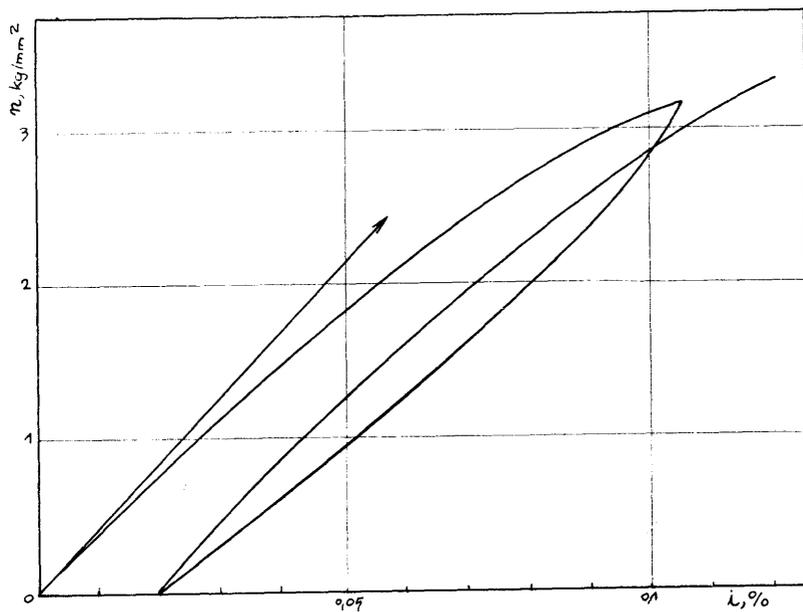


Figure 4 Mg

Début d'un diagramme de traction à grande échelle.

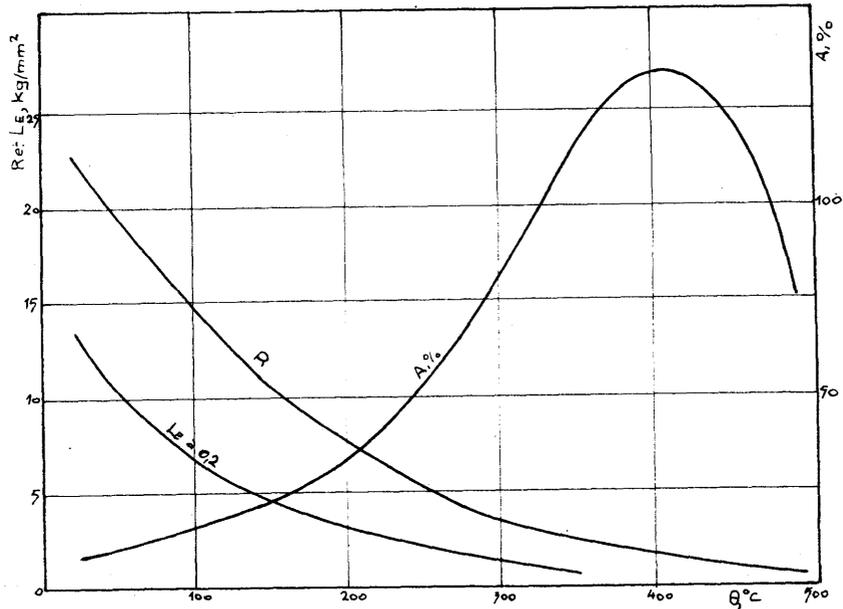
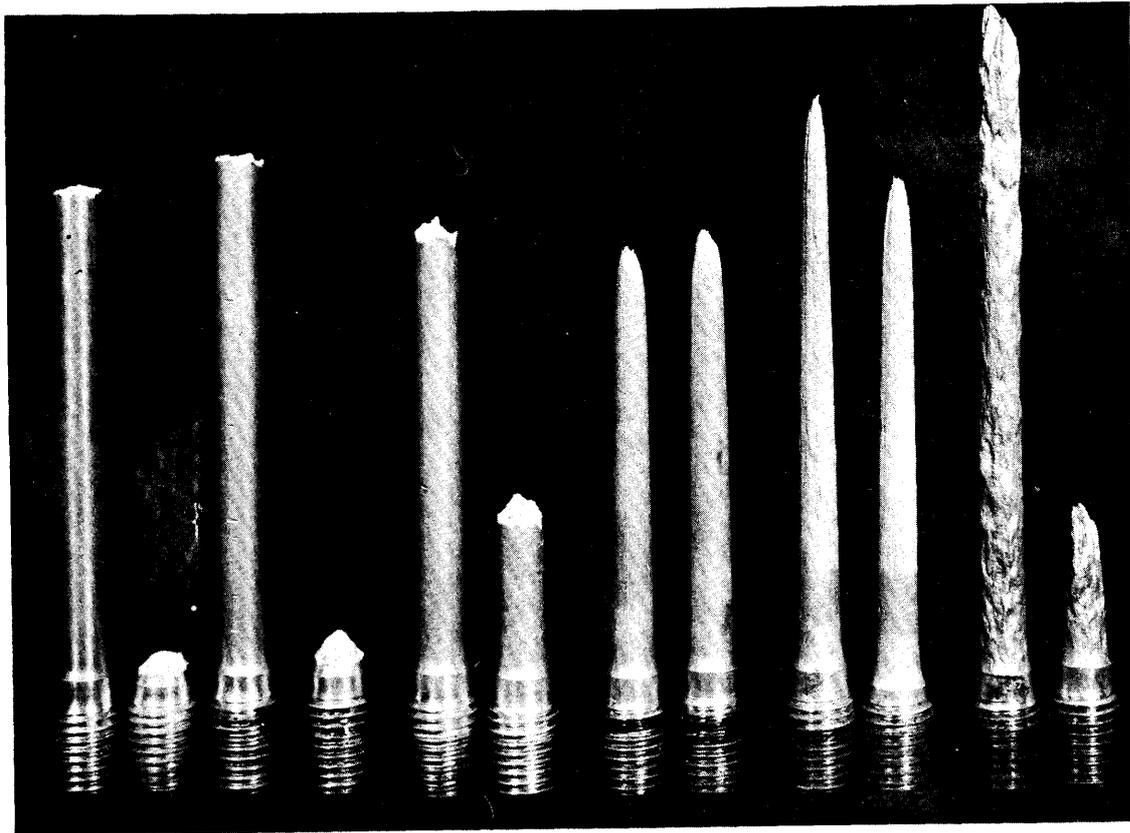


Figure 5 Mg

Variation de la charge de rupture, de la limite élastique à 0,2% et de l'allongement à rupture, en fonction de la température.



20°C.	100°C.	200°C.	300°C.	400°C.	450°C.
-------	--------	--------	--------	--------	--------

Figure 6 Mg Aspect d'éprouvettes de traction rompues à différentes températures.

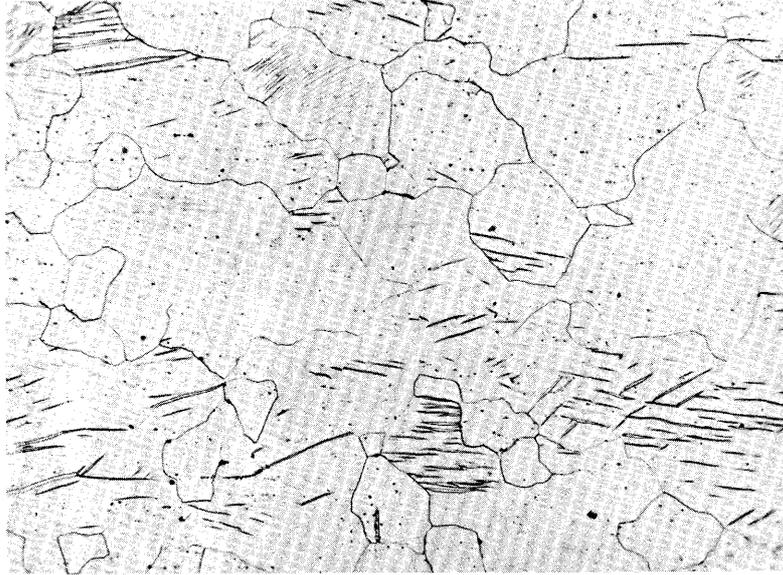


Figure 7 Mg Structure micrographique d'une  
éprouvette de traction rompue à  
500 °C .(x 150)

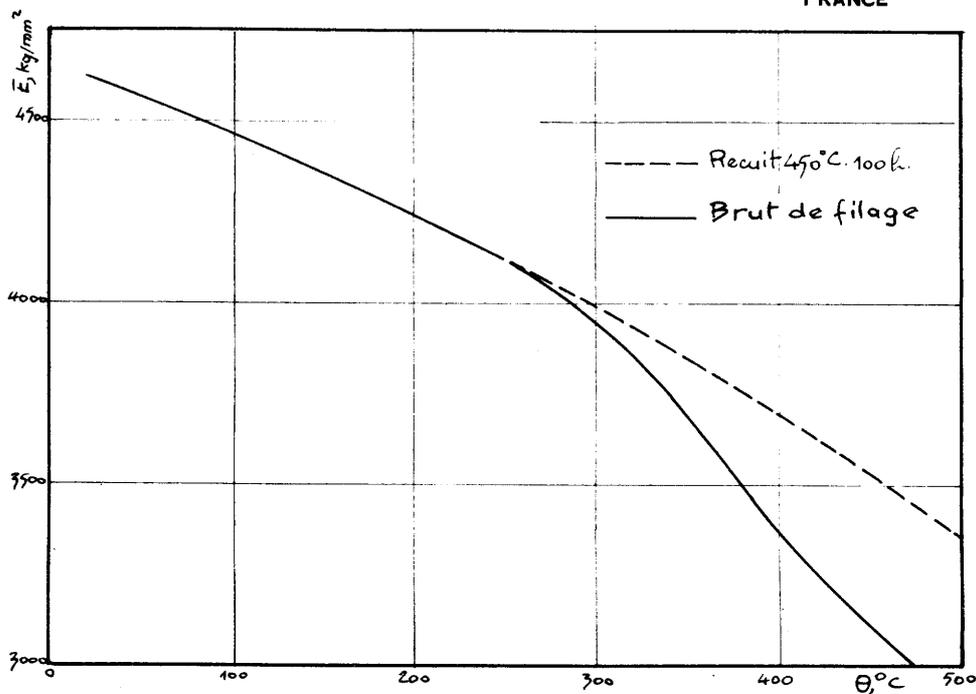


Fig 8 Mg Variation du module d'élasticité avec la température et le traitement thermique.

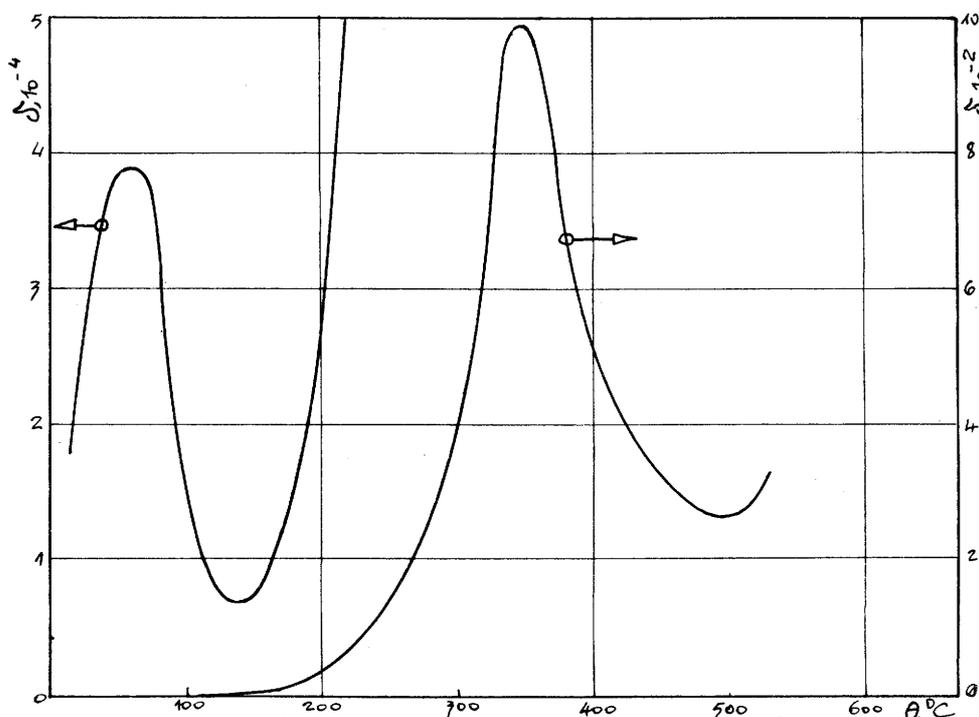


Fig 9 Mg Variation du décrement d'amortissement (frottement interne) en fonction de la température.



Figure 10b : Macrographie ( x 5 ),  
après 1000 h à 450 °C .  
(lumière polarisée)

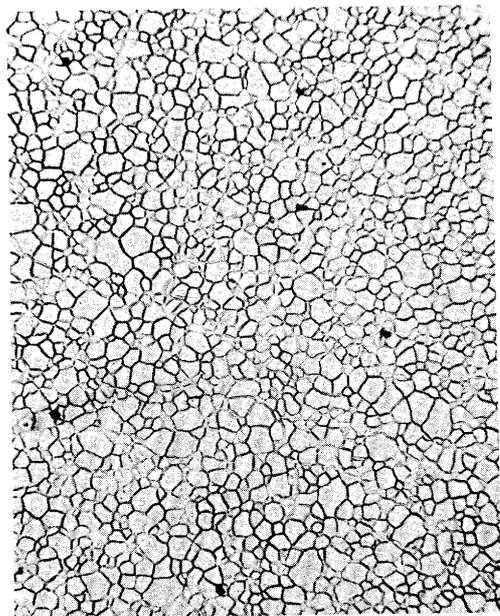


Figure 10a : Micrographie (x 150),  
état brut de filage.  
(lumière ordinaire)

Figure 10 Mg Evolution métallographique par maingien prolongé  
à température élevée.

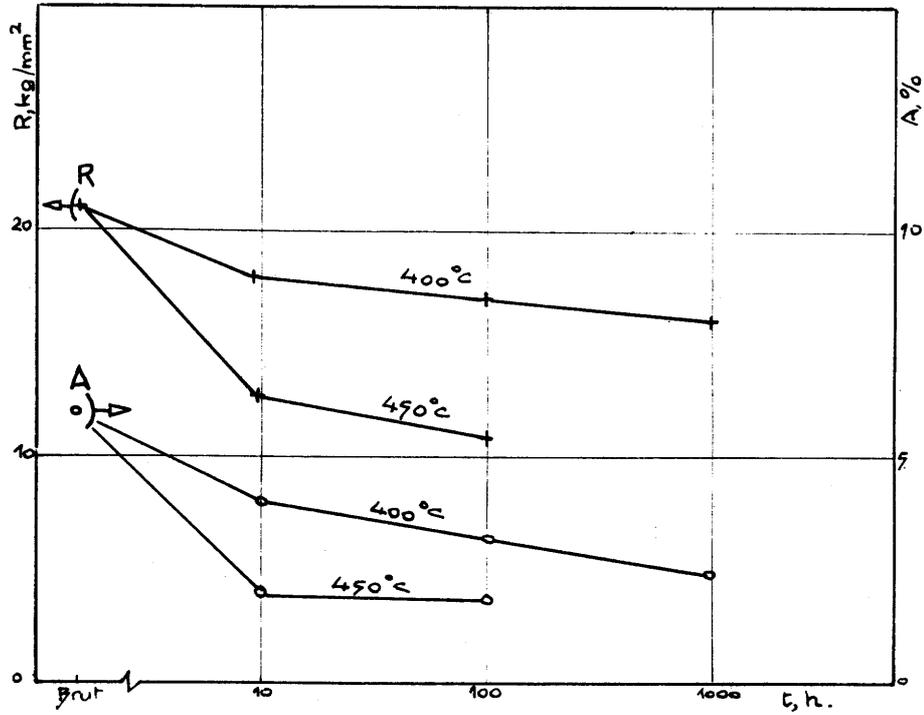


Fig. 11 : Mg Influence sur la charge de rupture et l'allongement à rupture à la température ambiante, de recuits de 10, 100 ou 1000 h à 400 et 450 °C.

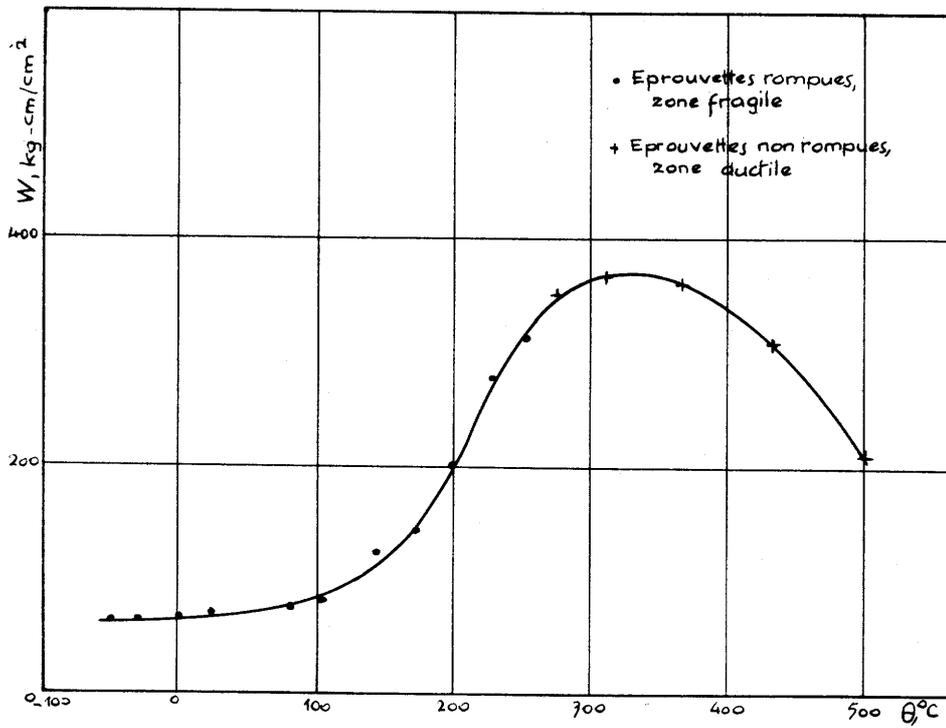


Figure 12 Mg Variation de la résilience en fonction de la température.

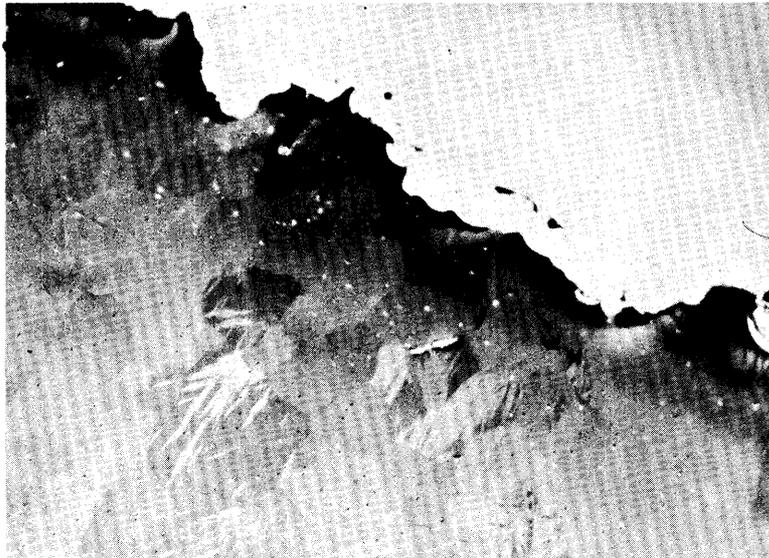


Figure 13 Mg Structure micrographique d'une éprouvette de résilience après essai à  $- 100^{\circ}\text{C}$  , au droit de la cassure.

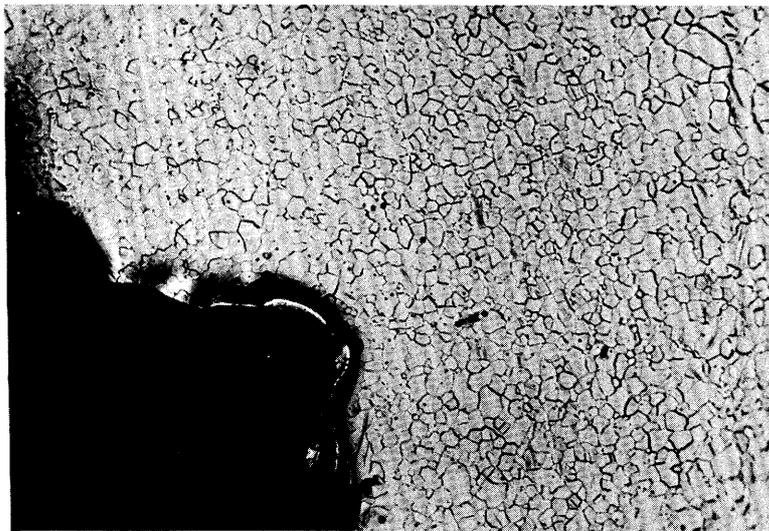


Figure 14 Mg Structure micrographique d'une éprouvette de résilience après essai à  $+ 320^{\circ}\text{C}$  .

La plage considérée se trouve dans la zone de plus grande déformation.

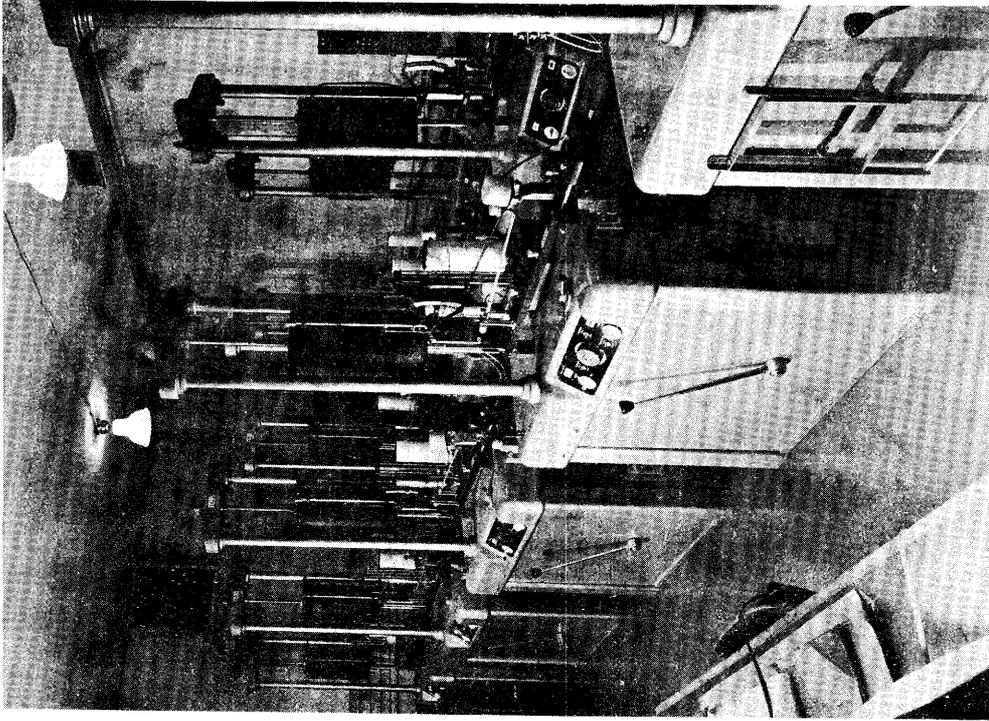


Figure 16 Vue partielle d'un laboratoire de fluage. Machines ADAMEL :  
amplification 20,40,100 ou 200 ; essais à rupture possibles.

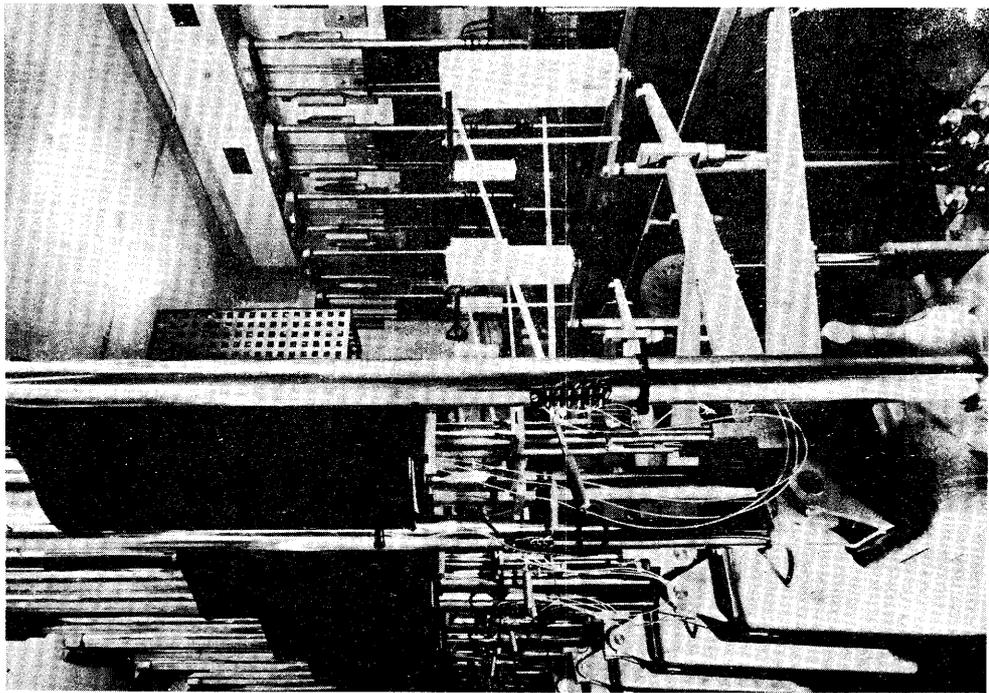


Figure 15 Vue partielle d'un laboratoire de fluage. Machines ADAMEL :  
amplification 10,20 ou 100 ; essais à rupture possibles.

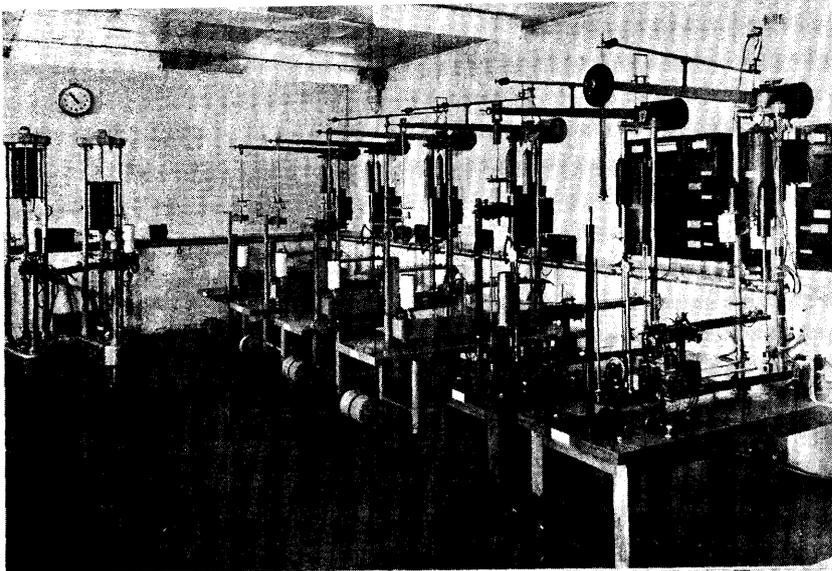


Figure 17 Vue partielle d'un laboratoire de fluage (climatisé). Machines ADAMEL: fluage à grande amplification (1000), et relaxation.

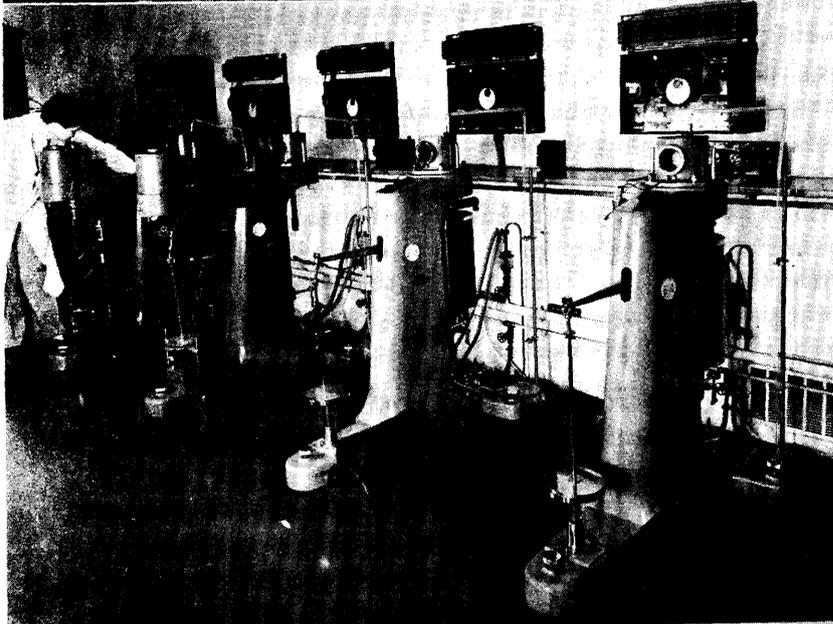


Figure 18 Vue partielle d'un laboratoire de fluage. Machines ESSER (amplification 1000), alimentées en argon purifié.

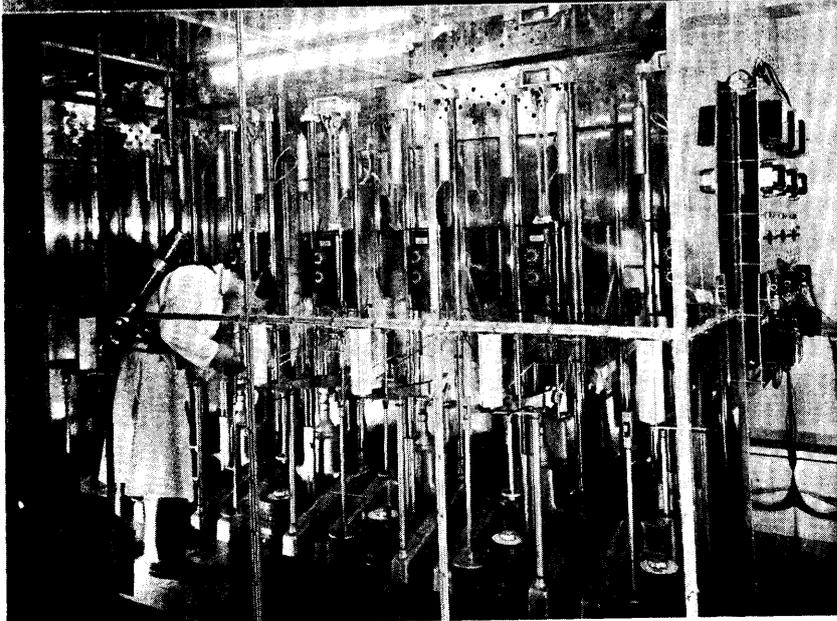


Figure 19 Batterie de machines de fluage, pour essais sous très faible contrainte ( $16 \text{ g/mm}^2$ ) en atmosphère de  $\text{CO}_2$ . (Le manipulateur est muni d'un appareil respiratoire autonome).

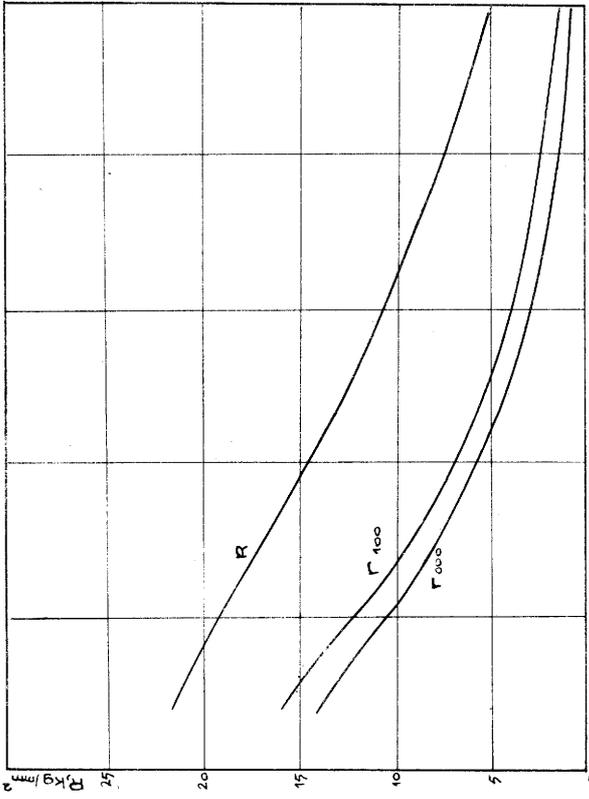


Figure 21  $\overline{Mg}$  Contraintes provoquant la rupture instantanée (R), la rupture en 100 h (R<sub>100</sub>), et la rupture en 1000 h (R<sub>1000</sub>) entre 100 et 270 °C.

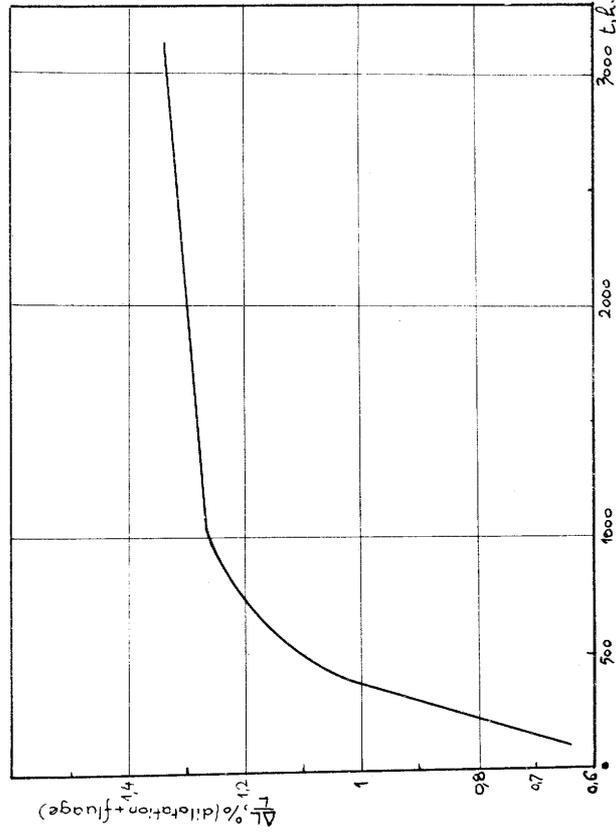


Figure 23  $\overline{Mg}$  Courbe de fluage sous 1100 kg/mm<sup>2</sup> à 300 °C en atmosphère de CO<sub>2</sub>.

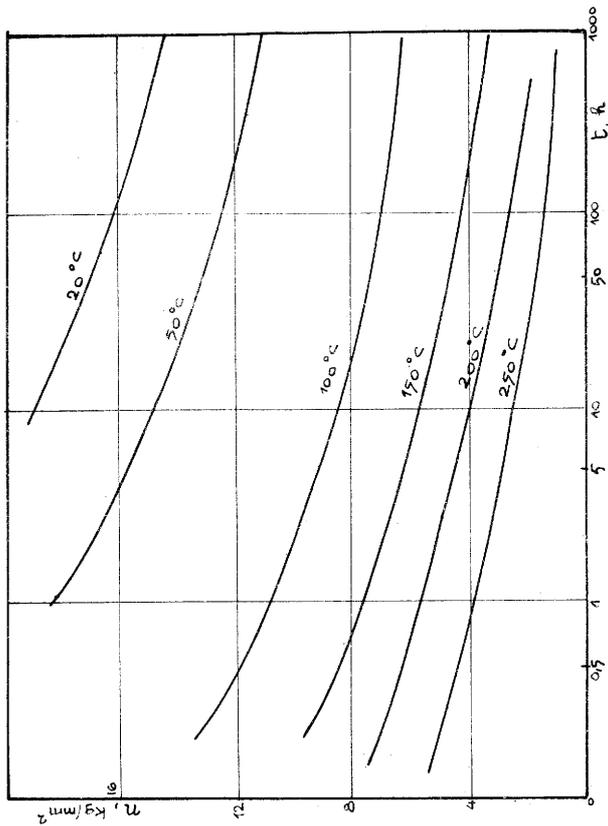


Fig. 20:  $\overline{Mg}$  Durée de vie en fonction de la contrainte, aux températures de 20 à 250 °C.

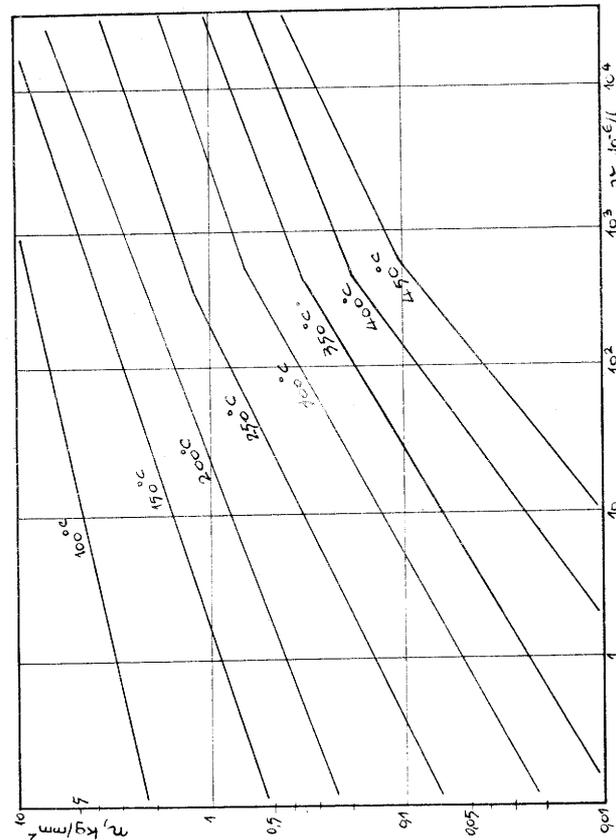


Figure 22  $\overline{Mg}$  Diagramme des vitesses de fluage secondaires, en fonction des contraintes pour des températures de 100 à 300 °C.

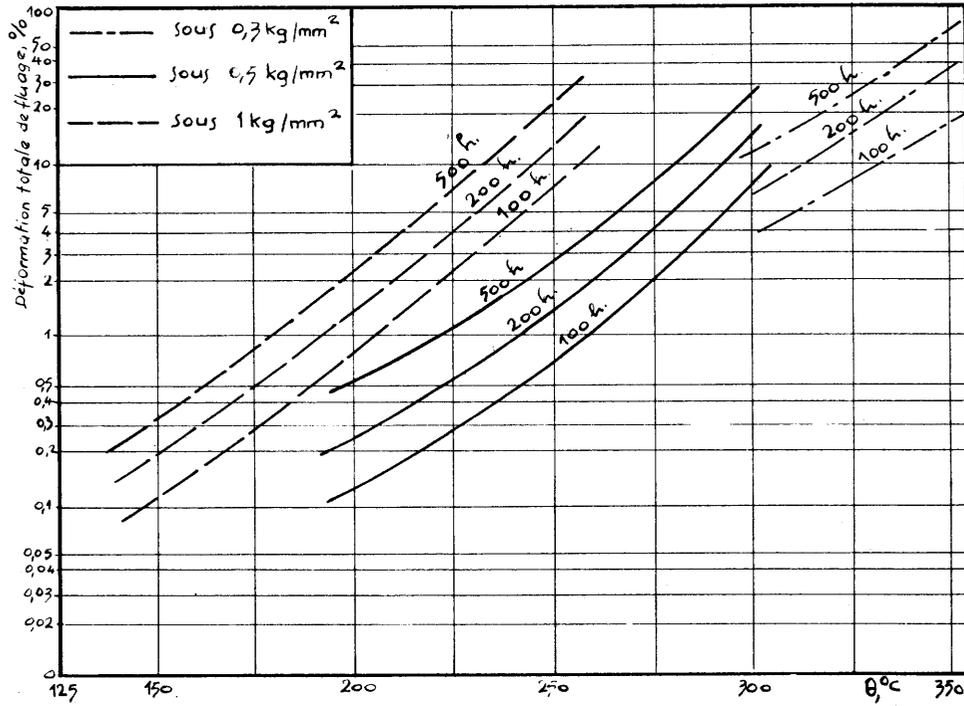


Figure 24 Mg Allongements totaux après 100, 200 et 500 h de fluage, en fonction de la température, sous des contraintes de 0,3 - 0,5 et 1 kg/mm<sup>2</sup>.

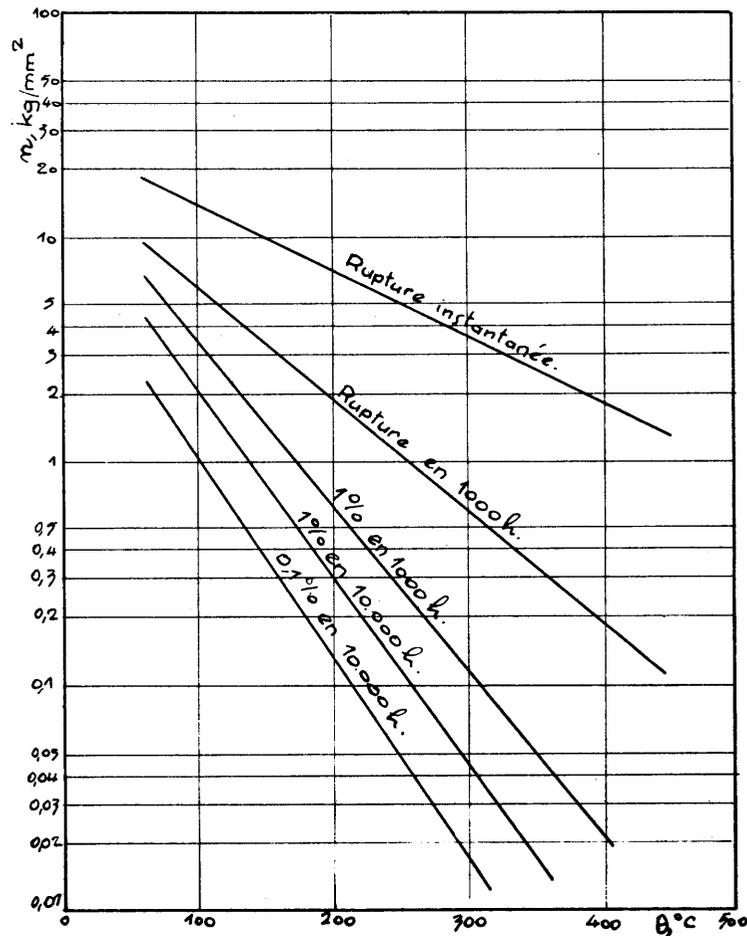


Figure 25 Mg Contraintes donnant 1% d'allongement en 1000 et 10.000 h, et 0,1% en 10.000 h, ainsi que les ruptures instantanées et en 1000 heures.

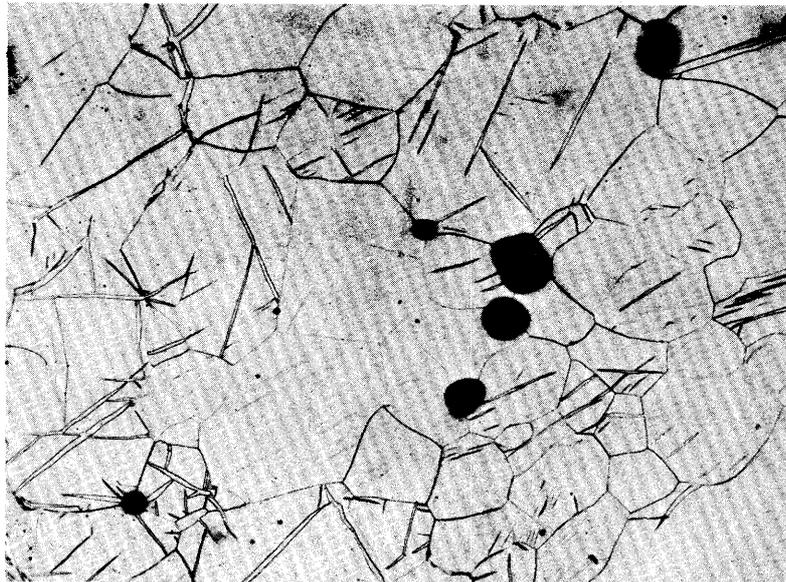


Figure 26 Mg Structure micrographique d'une  
éprouvette de fluage, après essai de  
500 h à 400 °C, sous une contrainte de  
0,3 kg/mm<sup>2</sup> - allongement total de  
l'ordre de 30 % . (X 150).

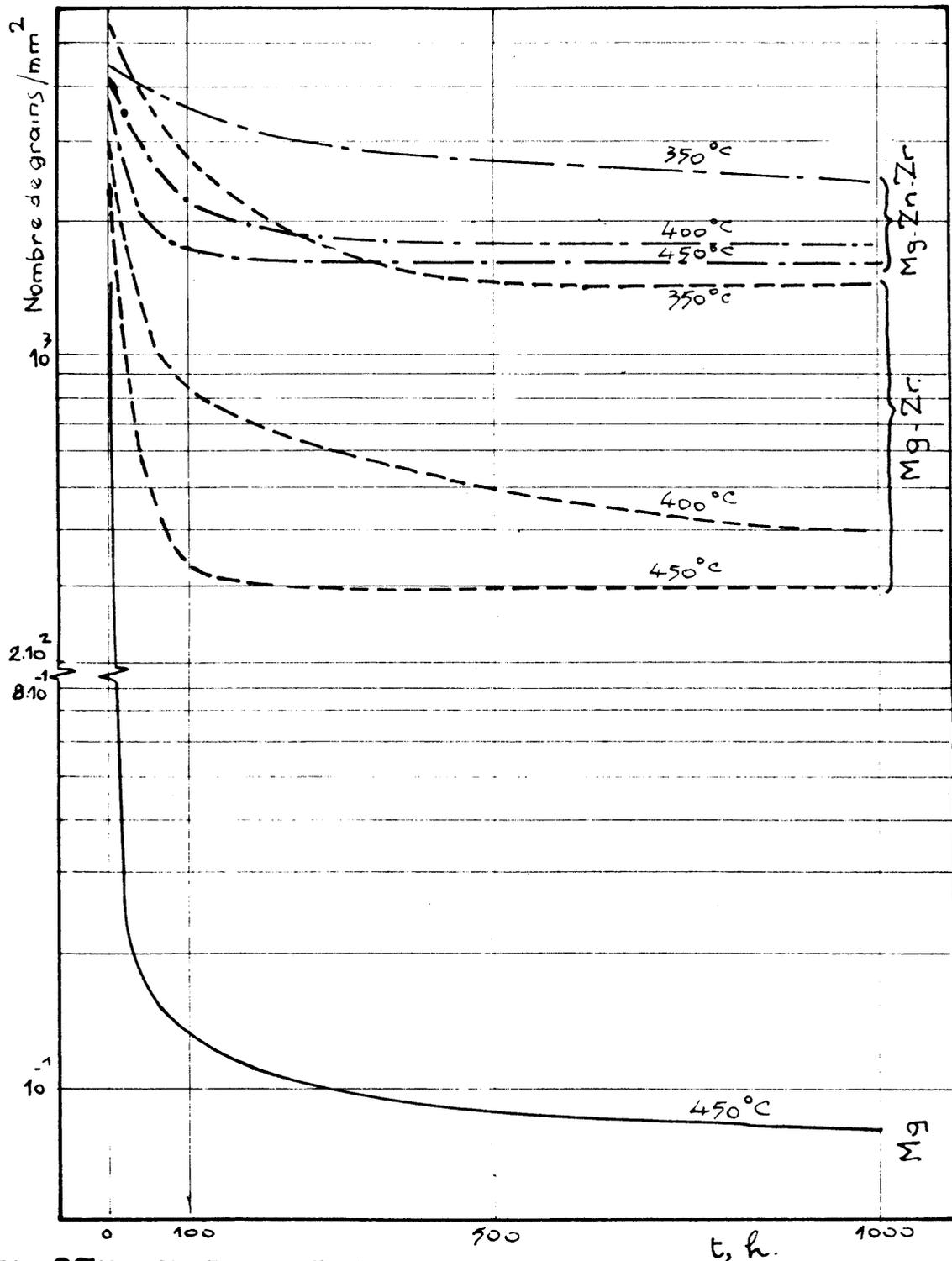


Fig. 27. Mg, Mg-Zr, Mg-Zn-Zr Variation du nombre de grains par mm<sup>2</sup>, en fonction de la température et du temps de recuit

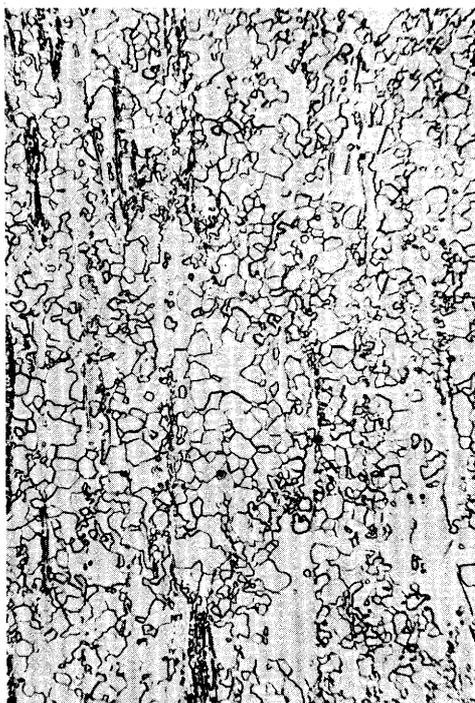


Figure 28a : Micrographie (x 150)  
état brut de filage.

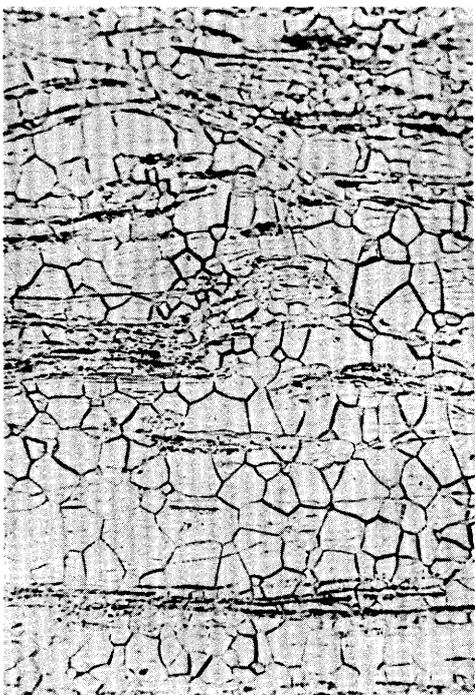


Figure 28b : Micrographie (x 150)  
après 1000 h à 350 °C.

Figure 28 Mg-Zr Evolution micrographique par maintien prolongé  
à température élevée.

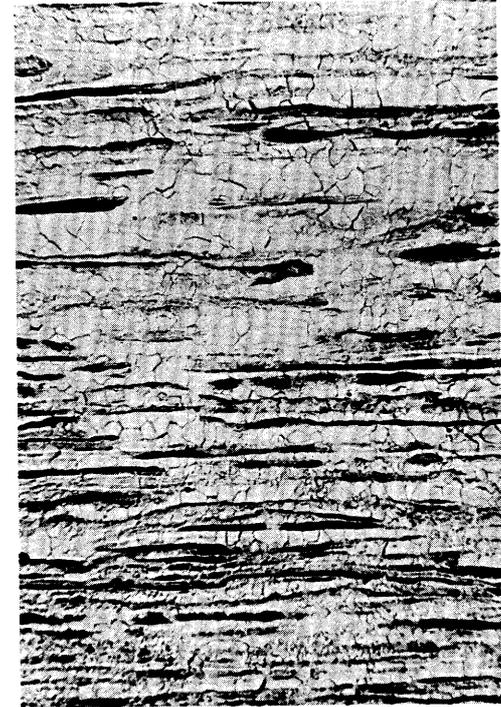


Figure 29a : Micrographie (x 150)  
état brut de filage.



Figure 29b : Micrographie (x 150)  
après 1000 h à 350 °C .

Figure 29 Mg-Zn-Zr Evolution micrographique par maintien  
prolongé à température élevée.

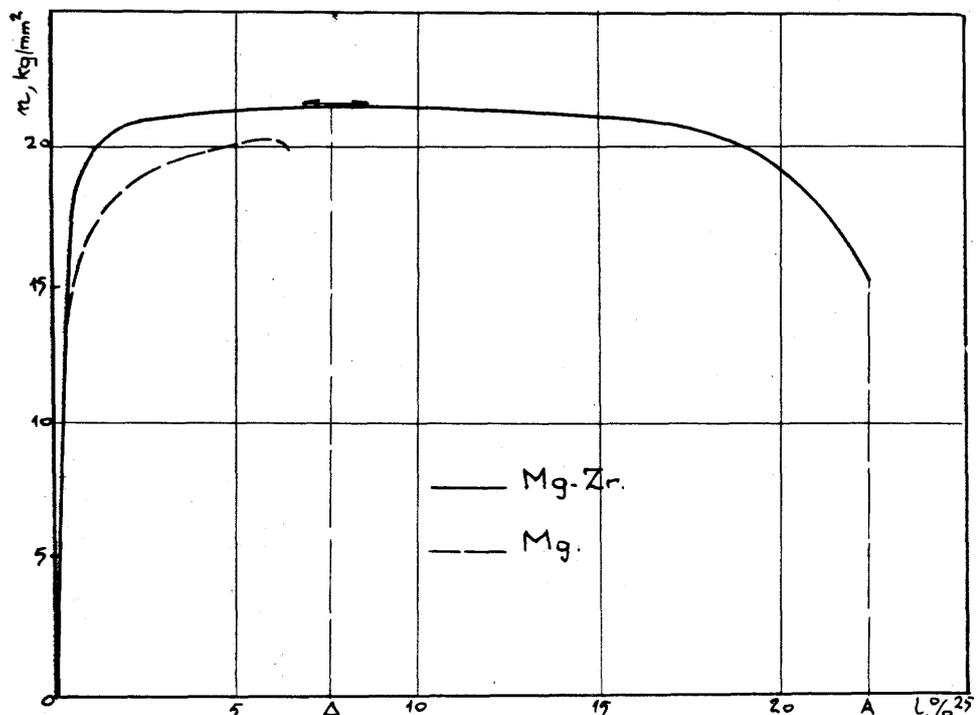


Figure 30 Mg, Mg-Zr Diagrammes de traction comparatifs à la température ambiante.

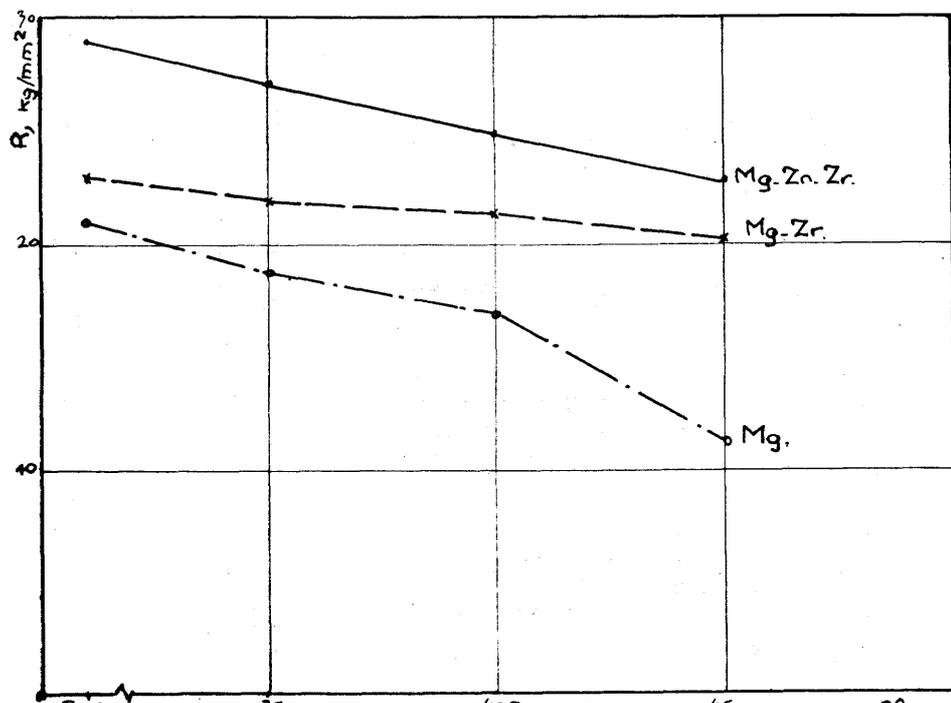


Fig. 31. Mg, Mg-Zr, Mg-Zn-Zr Variation de la charge de rupture à la température ambiante, après un recuit de 100 h à 350, 400 et 450° C.

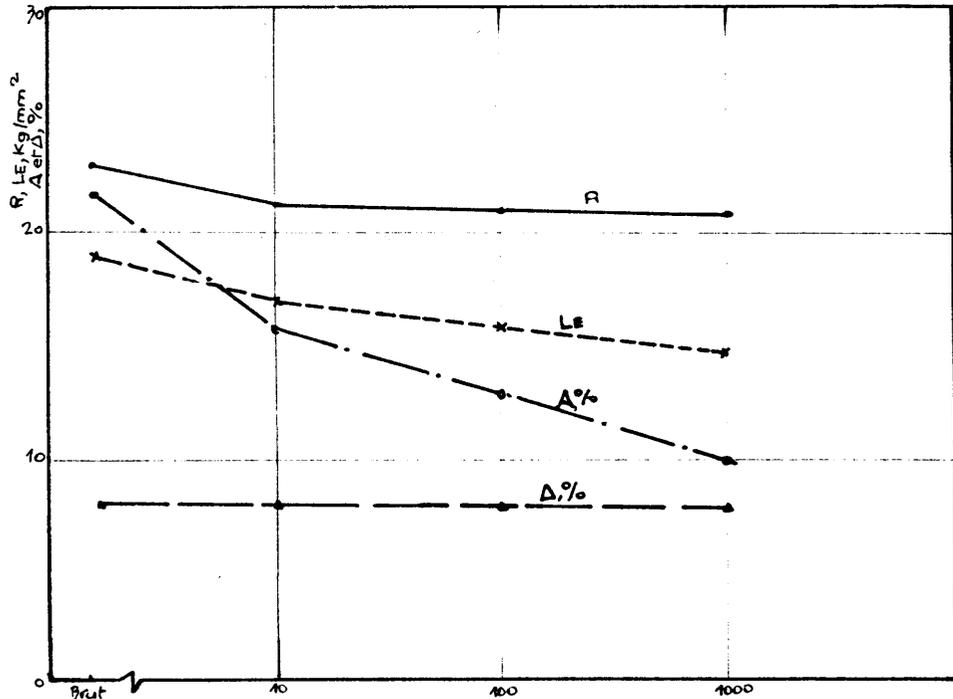


Fig. 22. Mg-Zr Variation des caractéristiques mécaniques de traction à la température ambiante (R, LE, A %, Δ %), en fonction du temps de recuit à 400°C

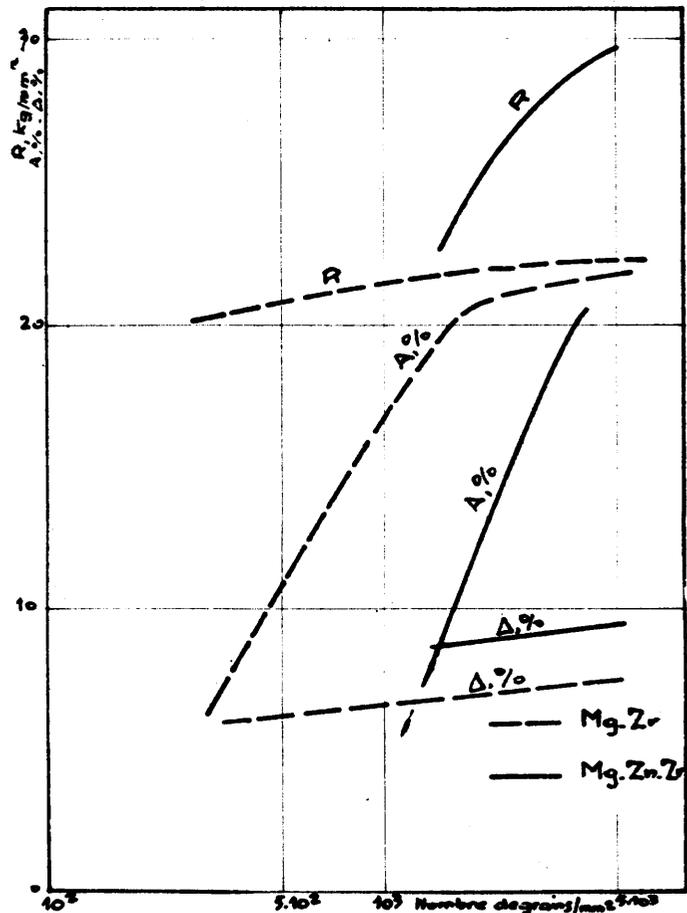


Fig. 33. Mg-Zr, Mg-Zr-Zn Variation des caractéristiques de traction à la température ambiante (R A%, Δ%), en fonction du nombre de grains/mm².

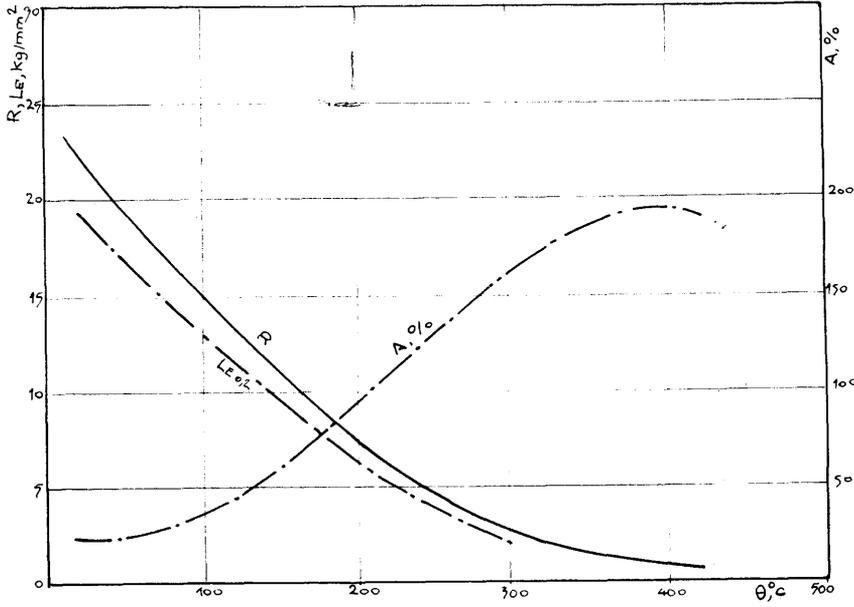


Figure 34 Mg-Zr

Variation de la charge de rupture (R), de la limite élastique à 0,2% (LE), et de l'allongement à rupture (A%), en fonction de la température.

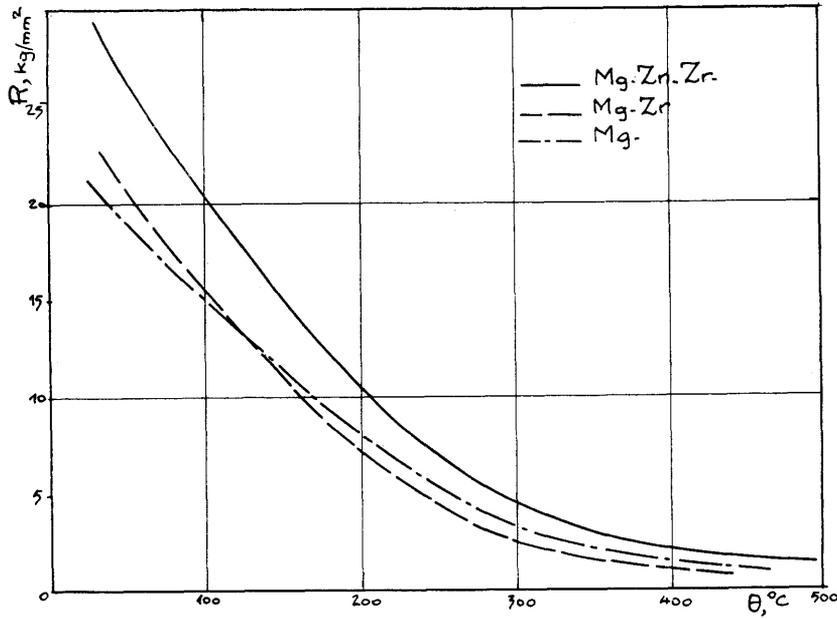


Figure 35 Mg-Zr-Zr, Mg-Zr, Mg

Variation des charges de ruptures en fonction de la température.

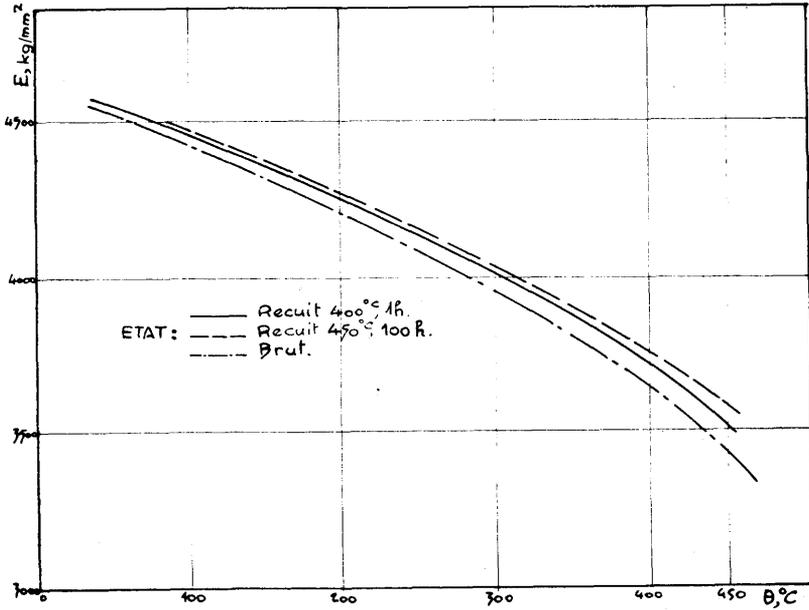


Figure 36 Mg-Zr

Variation du module d'élasticité avec la température et le traitement thermique.

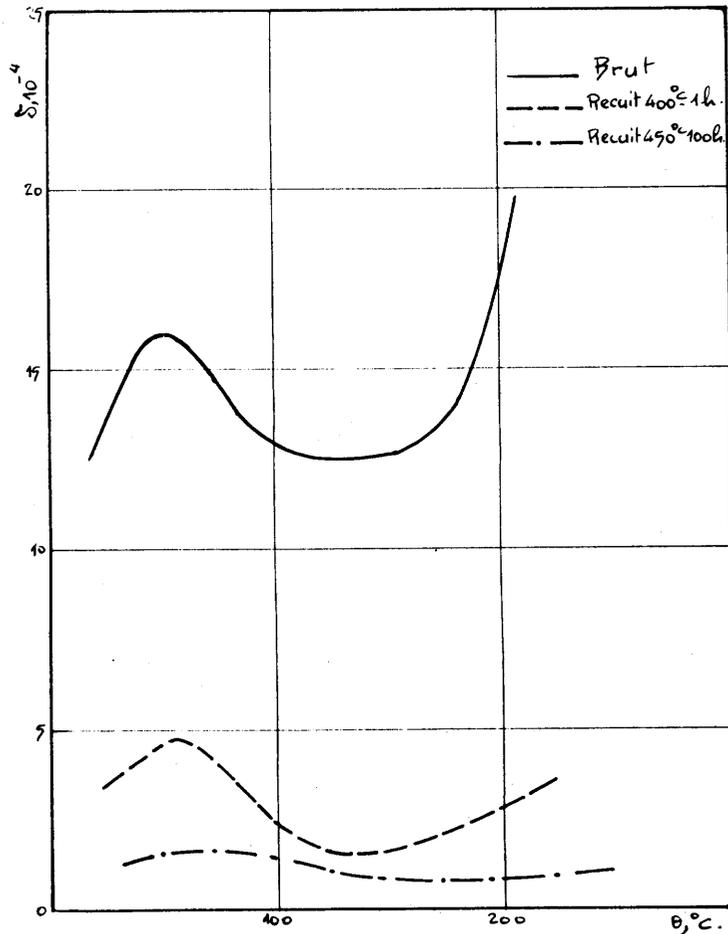


Fig 37 Mg-Zr Variation du décrément d'amortissement (frottement interne) en fonction de la température et du traitement thermique.

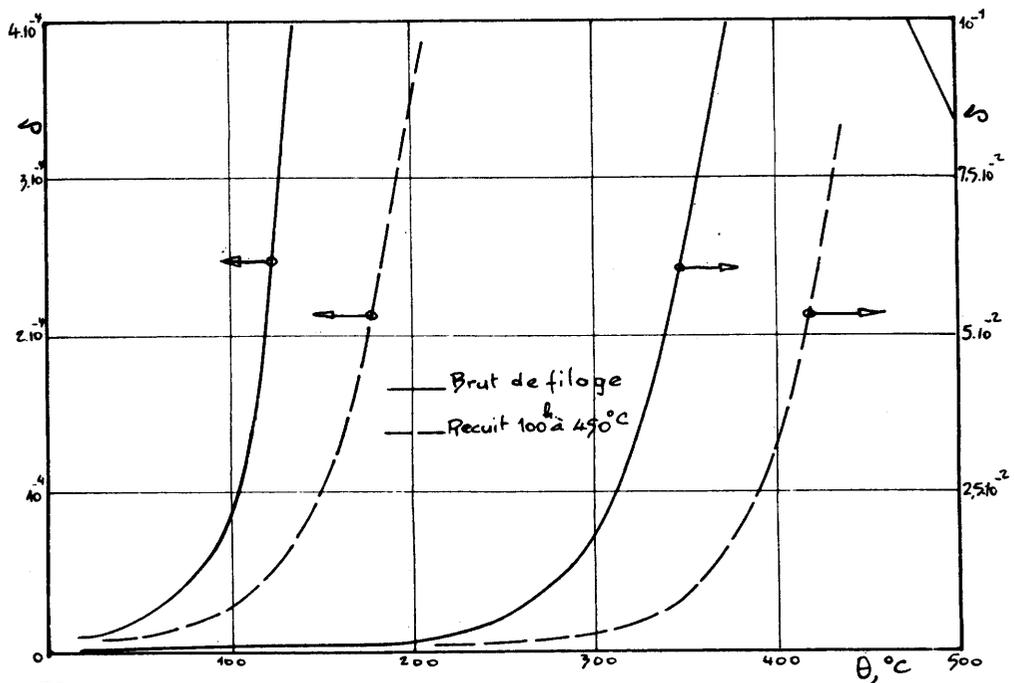


Fig 38 Mg-Zn-Zr Variation du décrément d'amortissement (frottement interne) en fonction de la température.

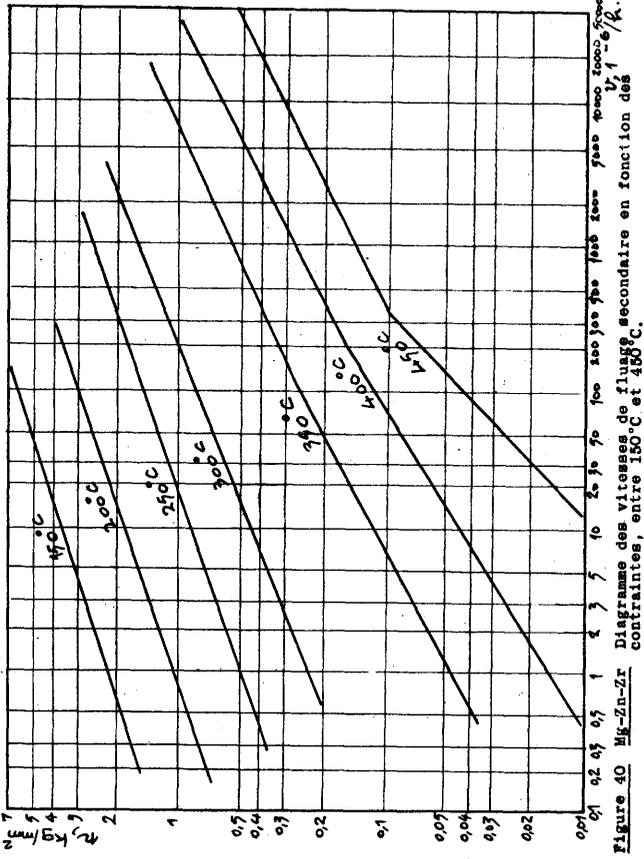


Figure 40 Mg-Zn-Zr Diagramme des vitesses de fluage secondaire en fonction des contraintes, entre 150°C et 450°C.

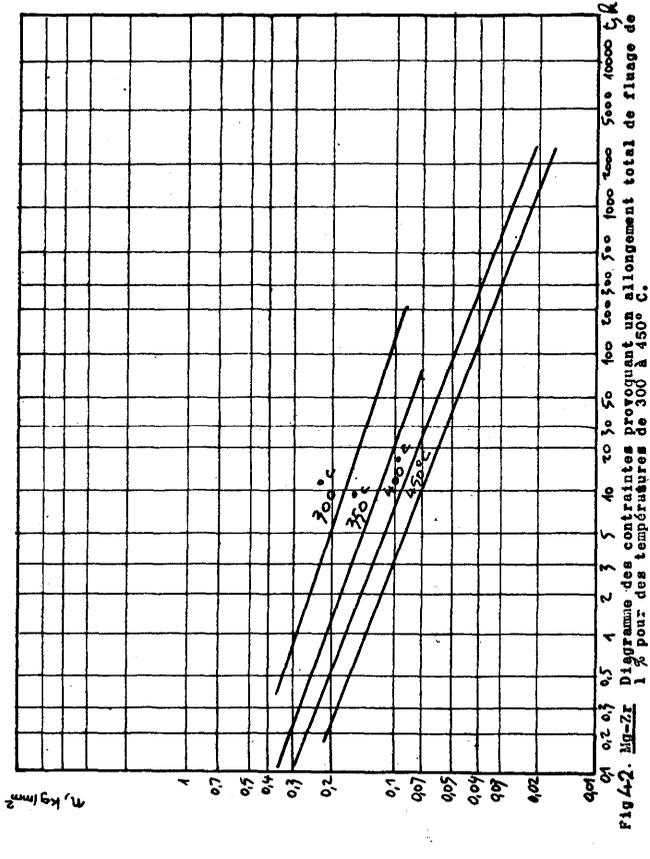


Figure 42 Mg-Zr Diagramme des contraintes provoquant un allongement total de fluage de 1% pour des températures de 300 à 450°C.

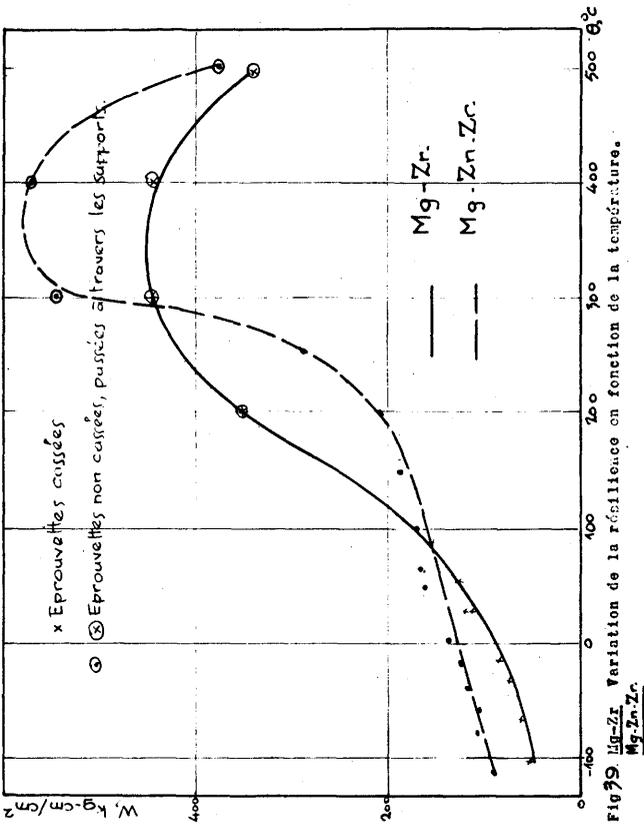


Figure 41 Mg-Zr Variation de la résilience en fonction de la température.

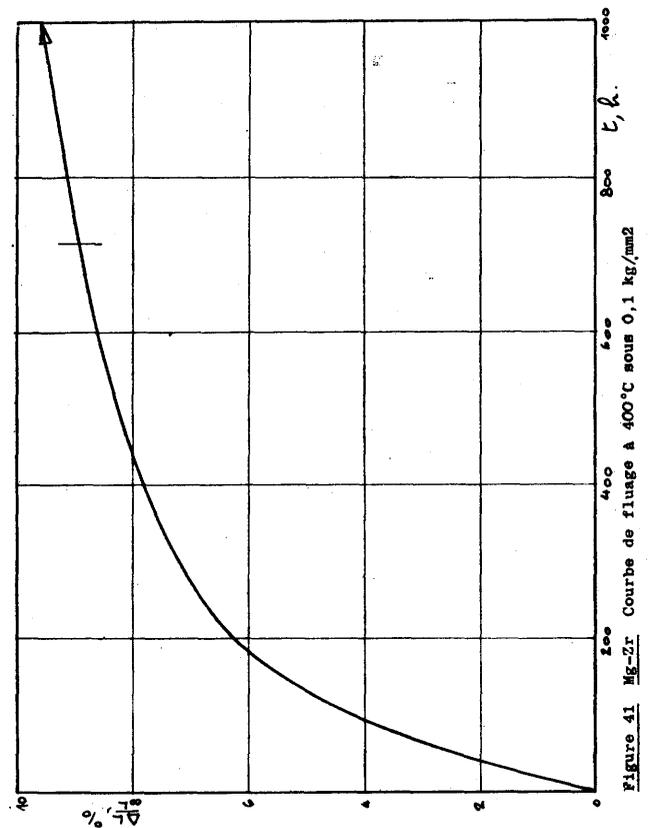
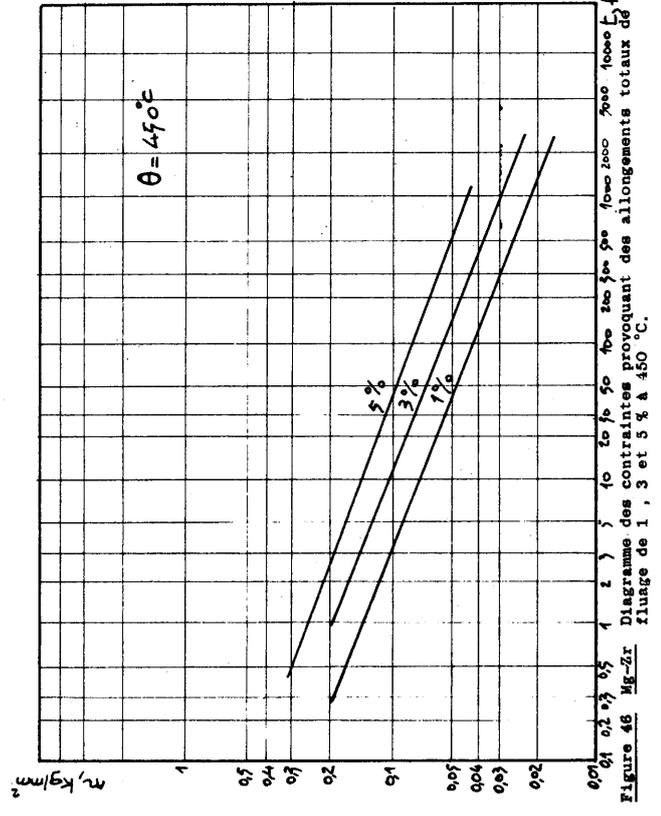
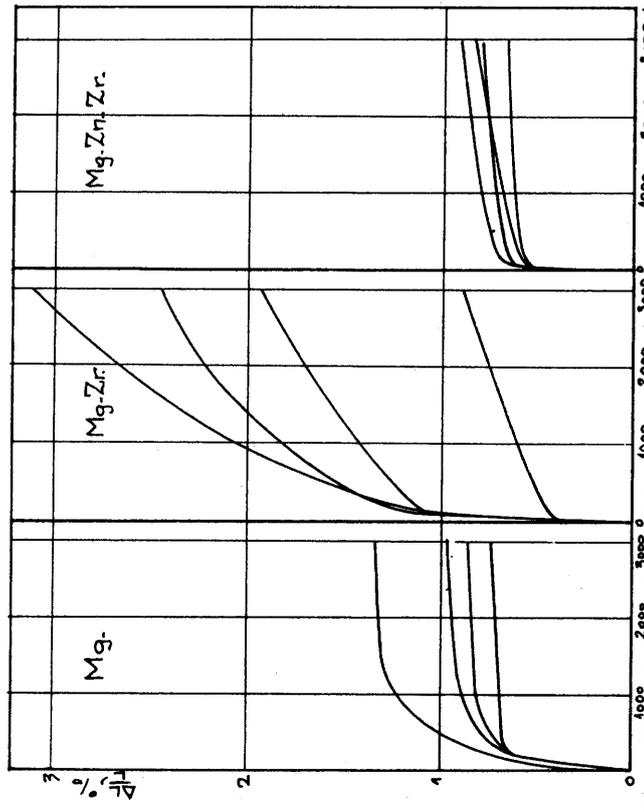
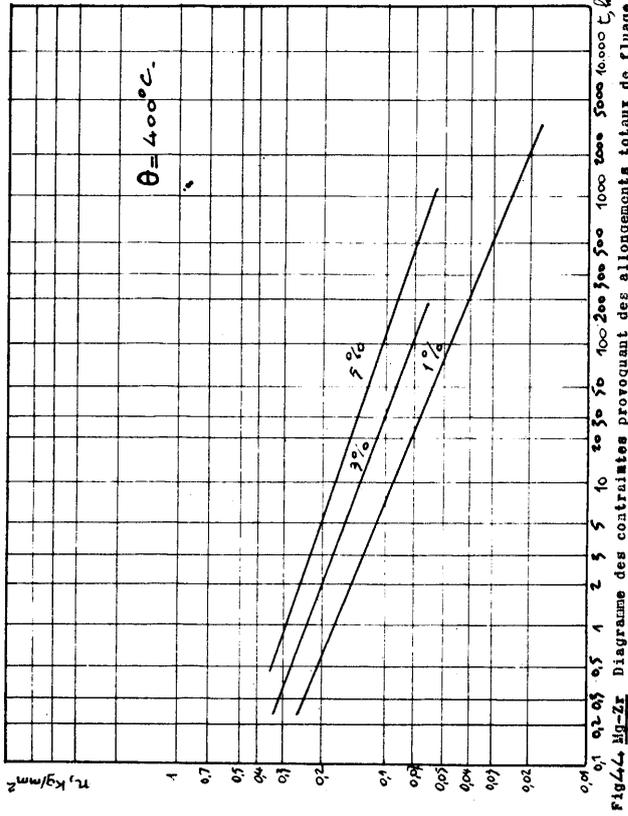
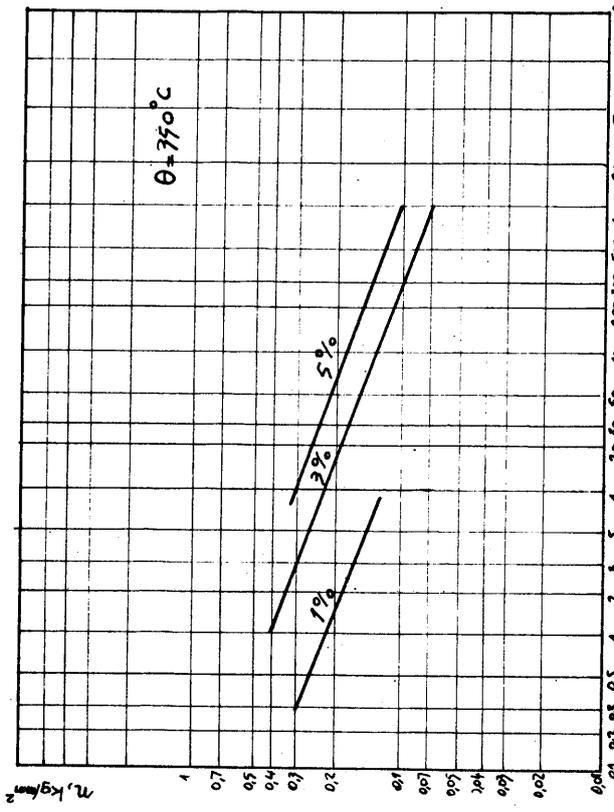


Figure 42 Mg-Zr Courbe de fluage à 400°C sous 0,1 kg/mm2



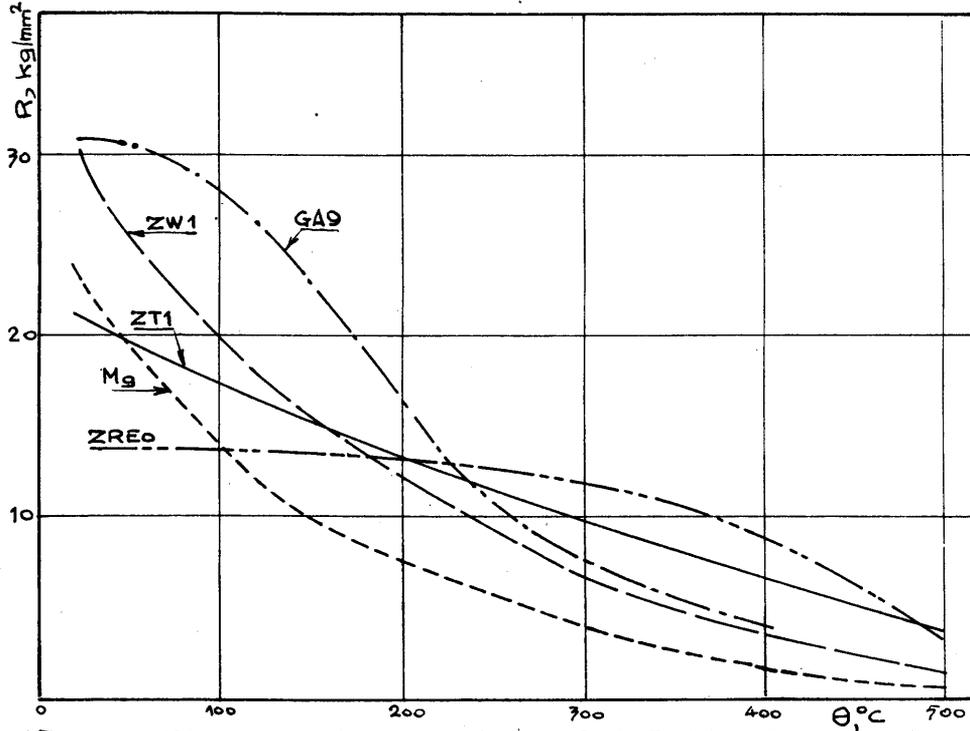


Fig.47 : Mg et alliages commerciaux (corroyés ou coulés). Variation des charges de rupture en fonction de la température.

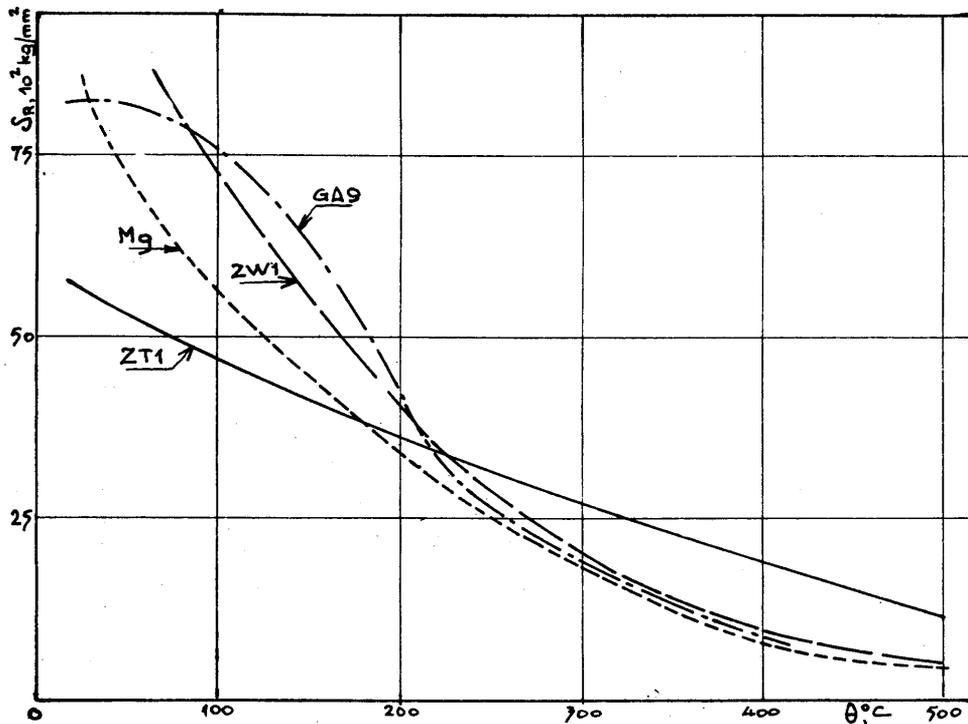


Fig.48 : Mg et alliages commerciaux (corroyés ou coulés). Variation des "forces spécifiques de rupture" en fonction de la température.



Figure 49b : Micrographie (x 650)  
Alliage Mg-4 Ce brut de filage  
(sens longitudinal)



Figure 49a : Micrographie (x 650)  
Alliage Mg-0,4 Ce. Etat brut  
de filage. (sens longitudinal)

Figure 49. Alliage Mg-Ce Evolution micrographique en  
fonction du pourcentage de Cérium.

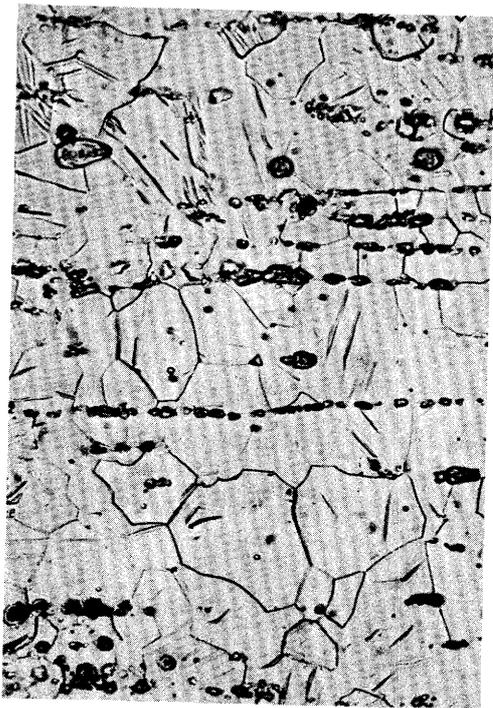


Figure 50a : Micrographie (x 650)  
Brut de filage (sens longitudinal)



Figure 50b : Micrographie (x 650)  
Après mise en solution et  
refroidissement lent.  
(sens longitudinal)

Figure 50. Alliages Mg-Ce. Alliage Mg -1,8%Ce. Effet  
d'un traitement de mise en solution.

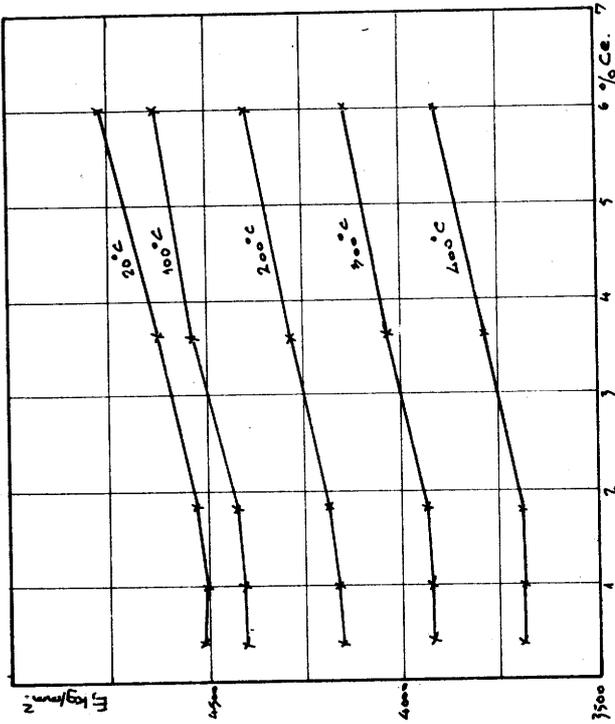


Figure 52. Alliage Mg-Ce. Variation du module d'élasticité (après vieillissement de 4 h à 200°C - 15) en fonction de la teneur en Cérium, pour des  $\theta$  de 20 à 400°C.

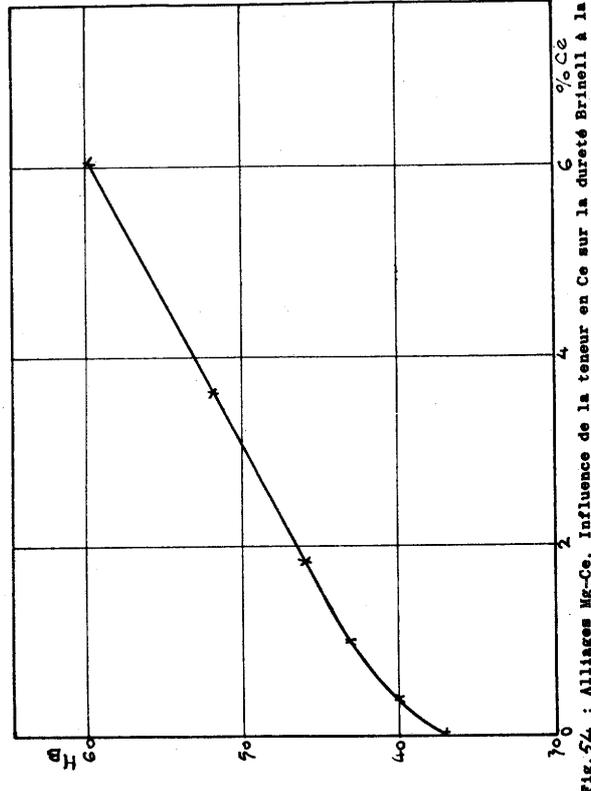


Fig. 54 : Alliage Mg-Ce. Influence de la teneur en Ce sur la dureté Brinell à la température ambiante, à l'état brut de filage.

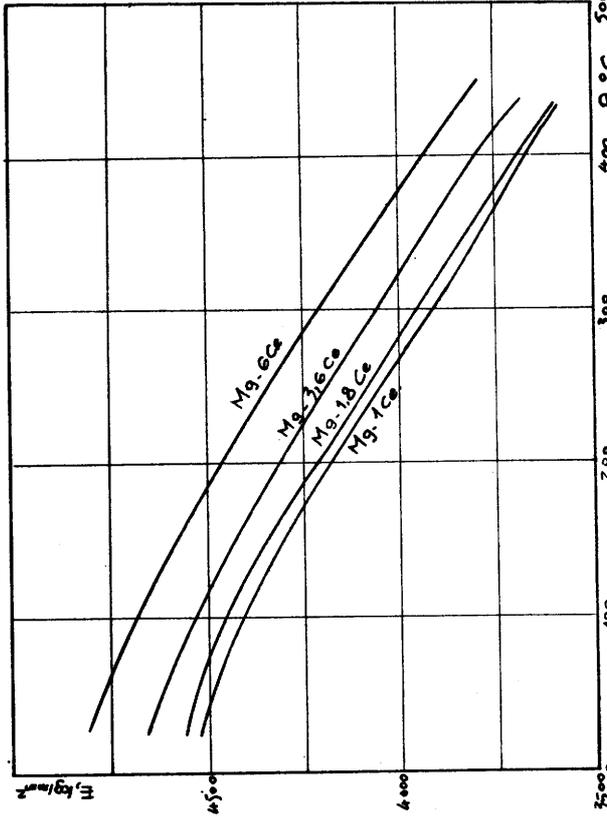


Figure 51. Alliage Mg-Ce. Variation du module d'élasticité en fonction de la température pour différentes teneurs en Cérium (état brut de filage).

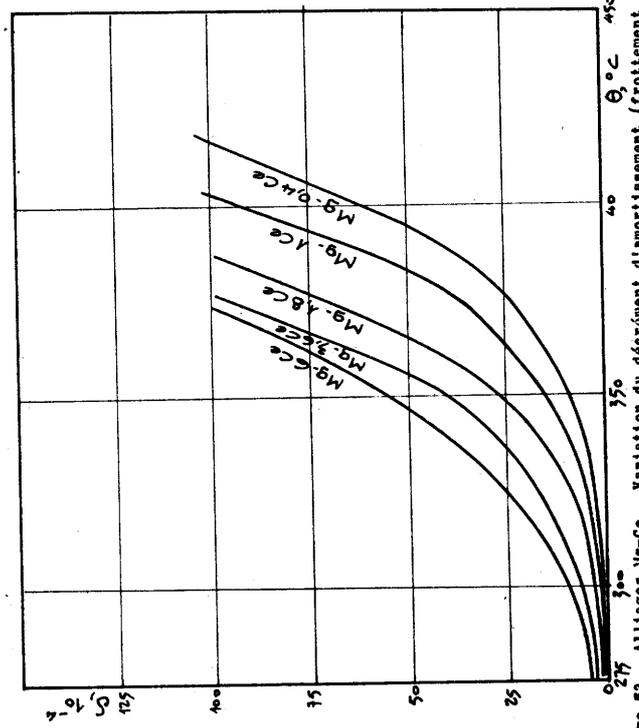


Figure 53. Alliage Mg-Ce. Variation du coefficient d'amortissement (frottement interne) en fonction de la température (après vieillissement de 4 h à 200°C - 15).

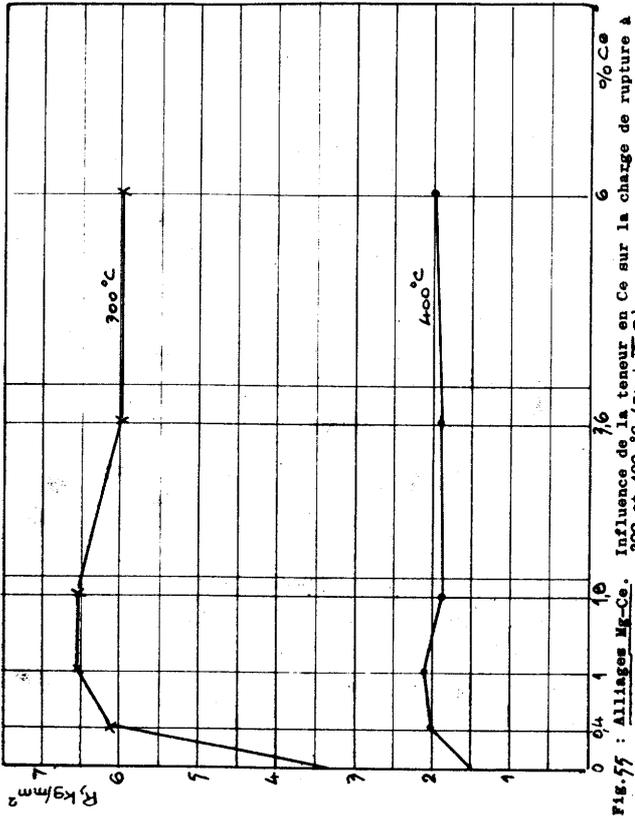


Fig. 56 : Alliages Mg-Ce. Influence de la teneur en Ce sur les allongements totaux de fluage à la 100ème, 300ème et 1000ème heure.

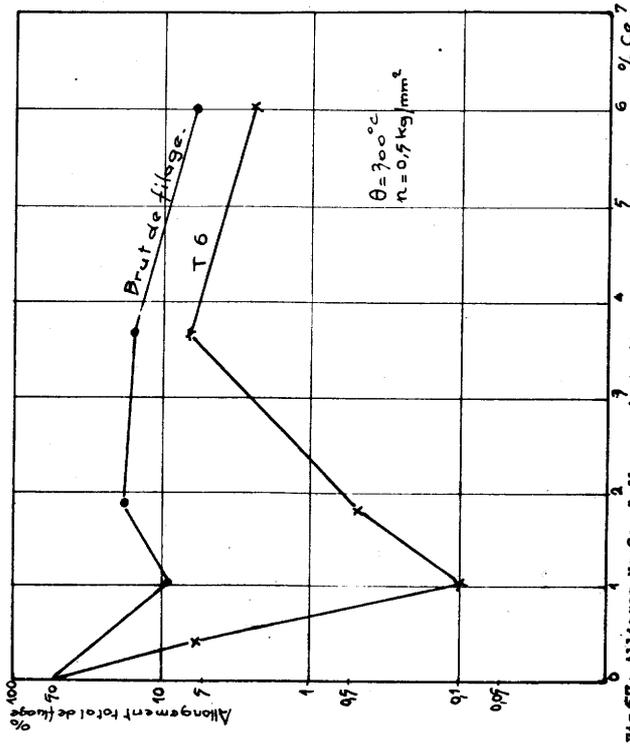
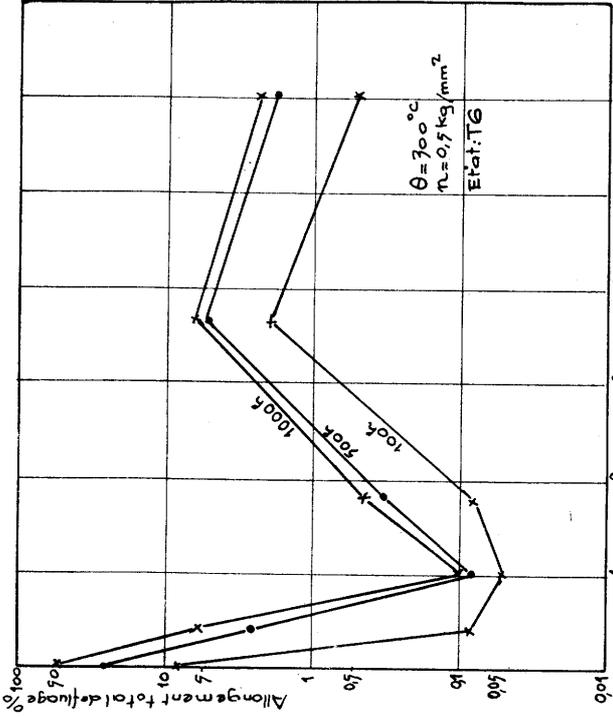


Fig. 57 : Alliages Mg-Ce. Influence du traitement thermique sur la variation, en fonction de la teneur en Ce, de l'allongement total de fluage à la 1000ème heure.

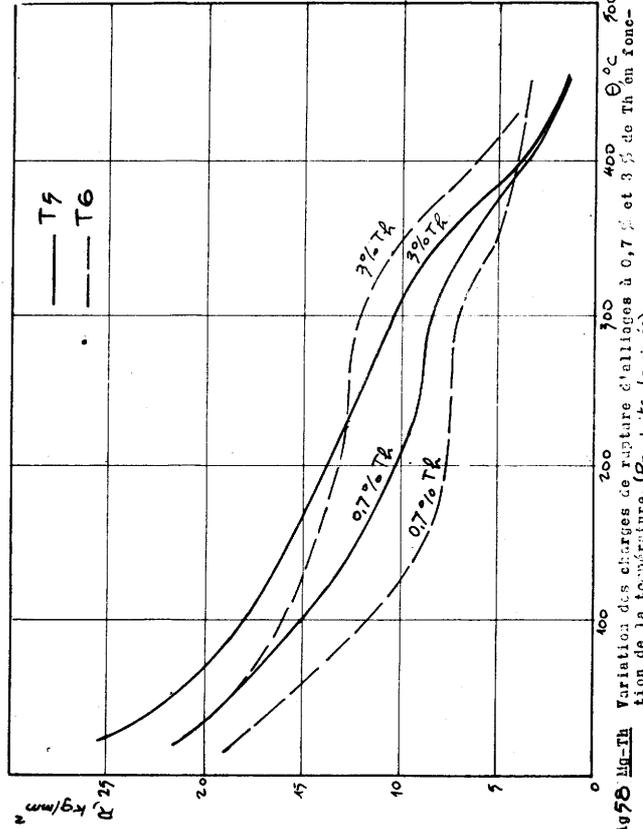


Fig. 58 Mg-Th Variation des charges de rupture d'alliages à 0,7 % et 3 % de Th en fonction de la température. (Produits laminés).

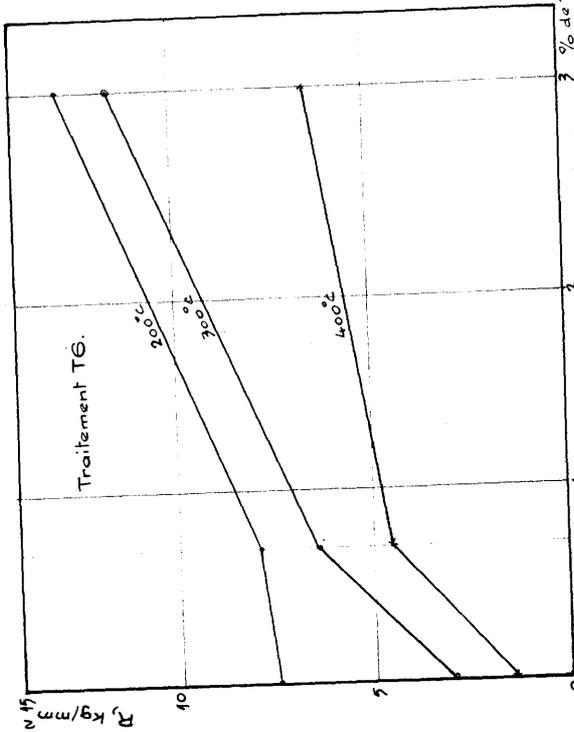


Fig. 60 Mg-Th Variation des charges de rupture à 200, 300, 400° C en fonction de Th %

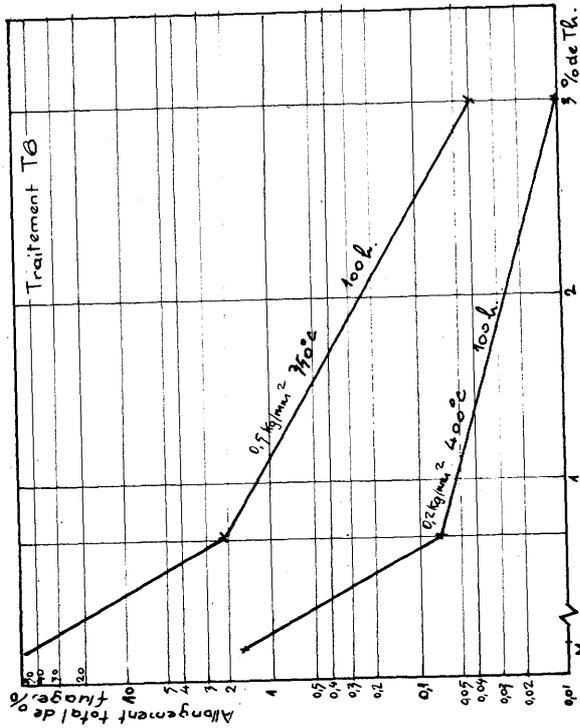


Fig. 62 Mg-Th Variation de l'allongement total de fluage en 100 h à 400° C sous 0,2 et 0,7 kg/mm² en fonction de Th % (Mg non allié et alliages à 0,7 et 3 % Th).

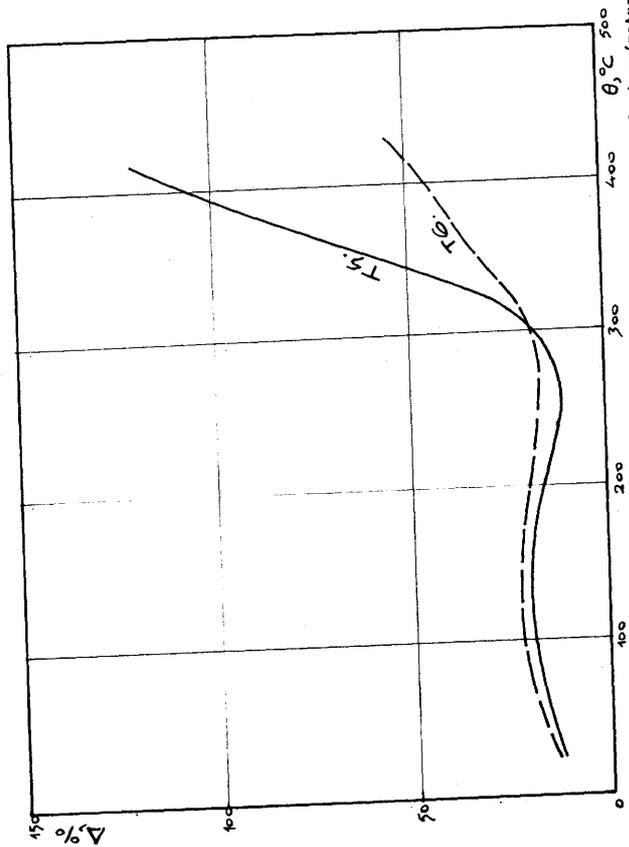


Figure 59 Mg-Th Variation des allongements à rupture en fonction de la température d'un alliage à 3 % de Th.

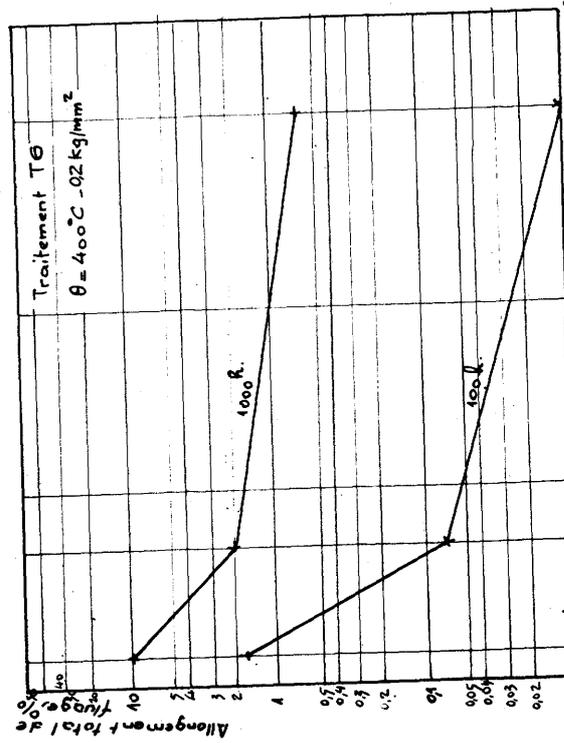


Fig. 61 Mg-Th Variation de l'allongement total de fluage en 100 h et 1000 g à 400° C sous 0,2 kg/mm² et 1000 g en fonction de Th % (Mg non allié et alliages à 0,7 et 3 % Th).



Figure 63a : Micrographie. (x 650)  
Etat brut de laminage  
(sens longitudinal)

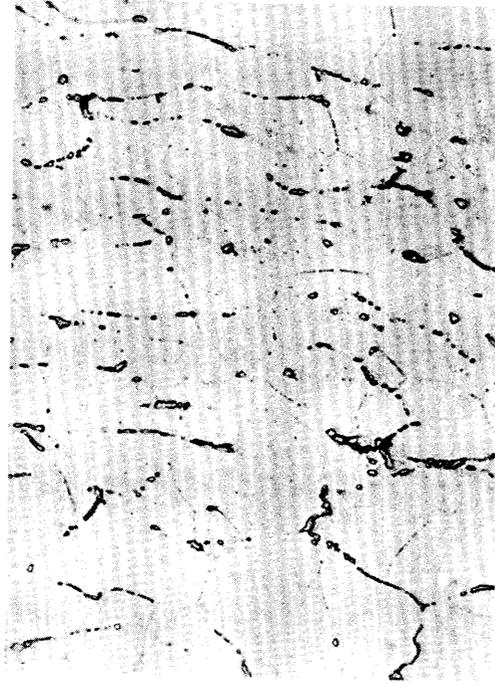


Figure 63b : Micrographie (x 650)  
Après mise en solution et trem-  
pe (T6) (sens longitudinal)

Figure 63 Alliage Mg - 3 % Th Effet d'un traitement de  
mise en solution (T6).

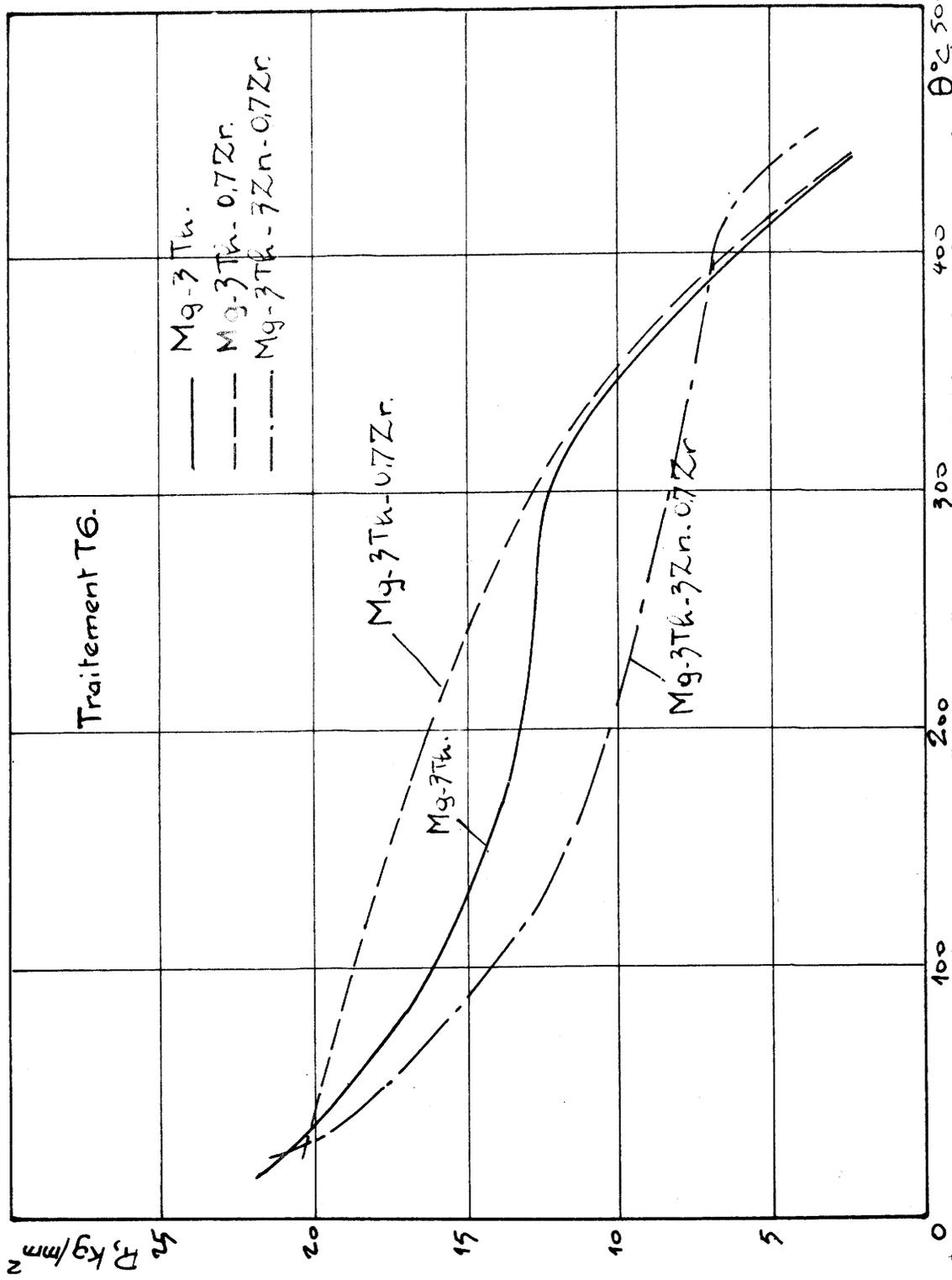


Fig 64. Alliages Mg-Th Influence du Zn et du Zr sur la variation des charges de rupture en fonction de la température d'un alliage Mg-3 Th.



Figure 65a : Micrographie (x 650)  
Après traitement T5  
(sens longitudinal)

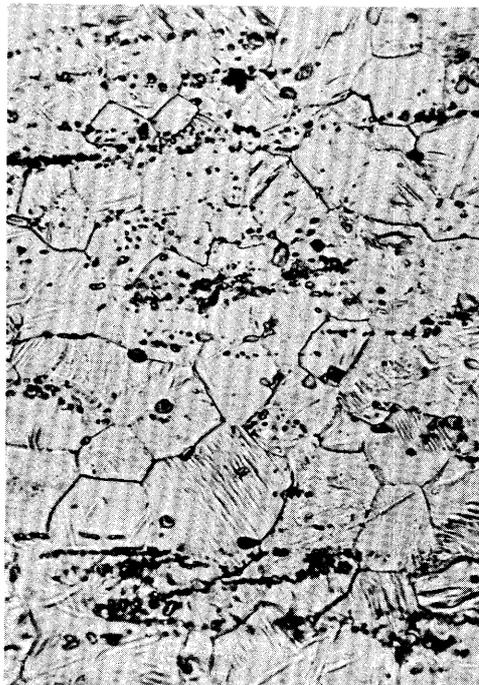


Fig. 65b : Micrographie (x 650)  
après traitement T6  
(sens longitudinal)

Figure 65 Alliage Mg - 3% Th - 0,7% Zr Evolution micro-  
graphique après différents traitements thermiques.

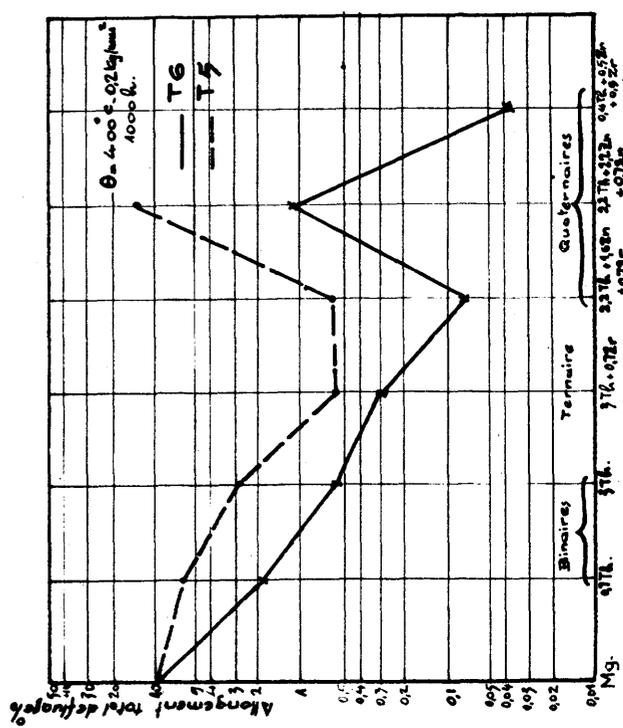
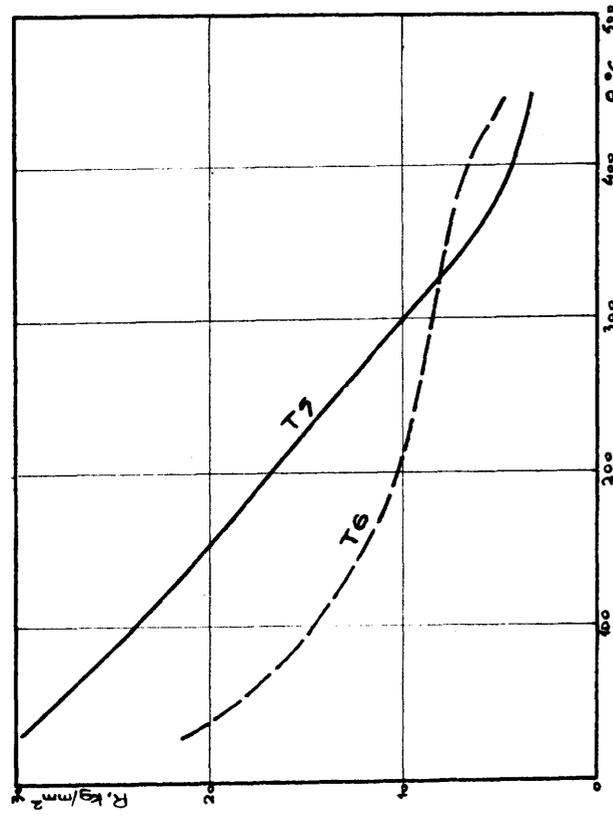
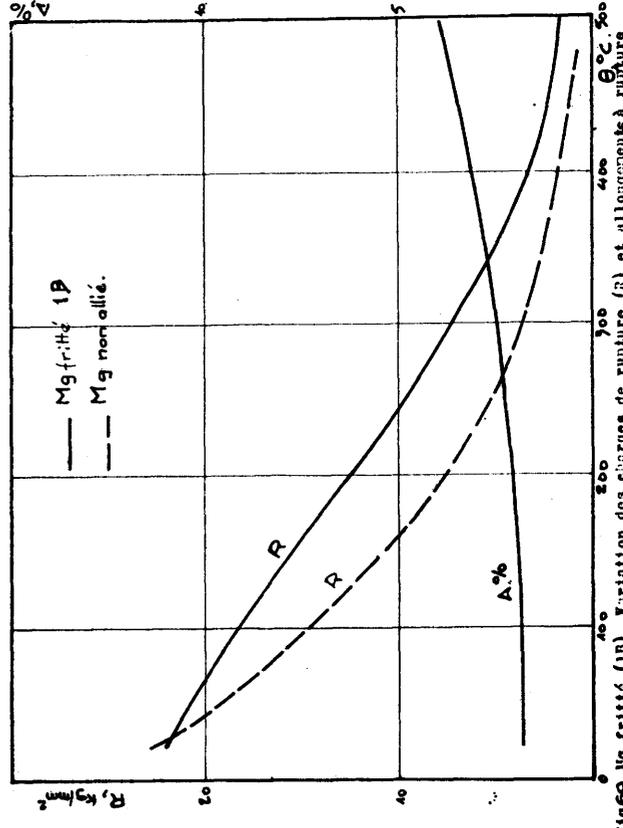
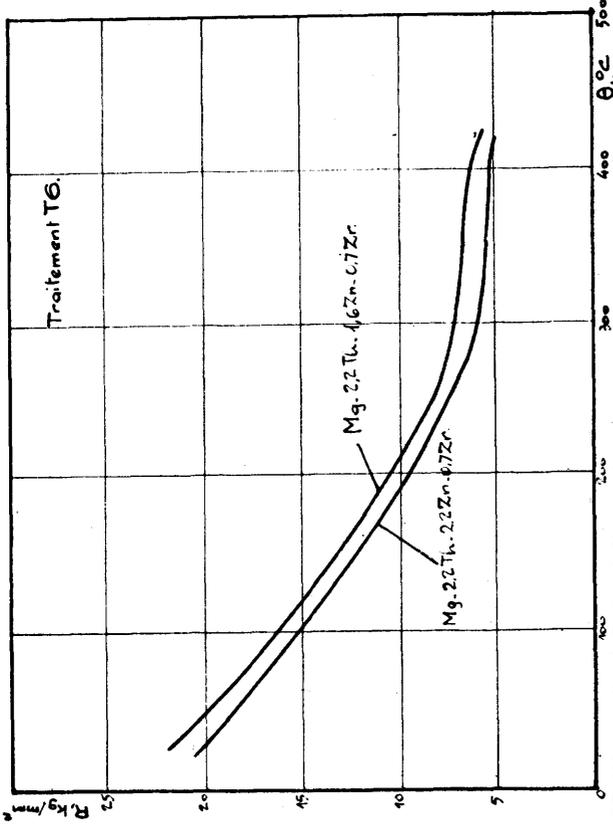
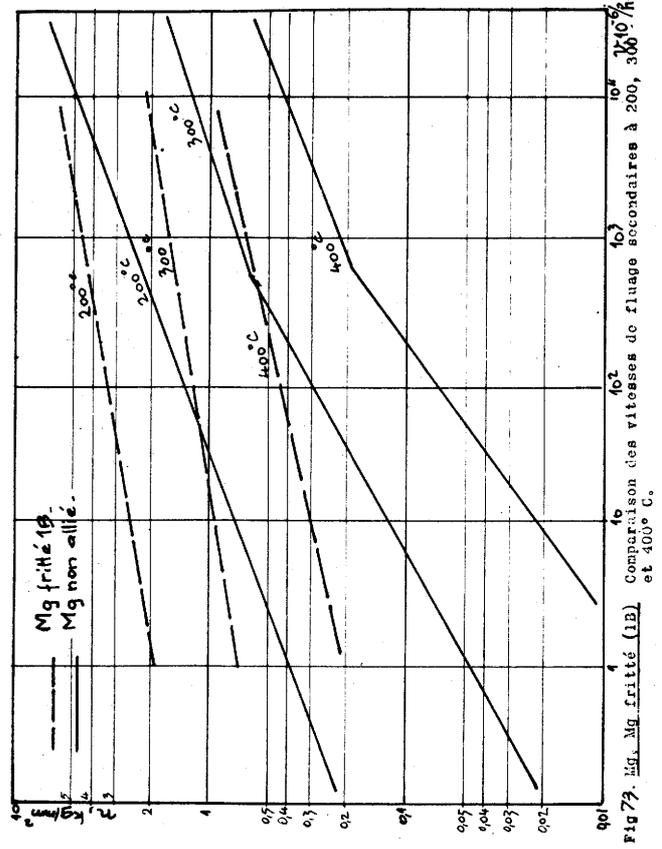
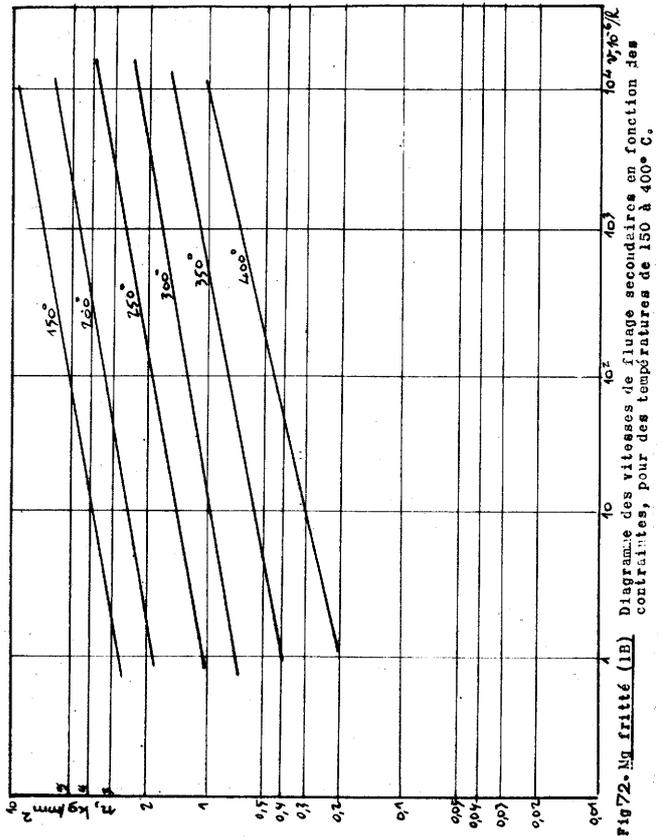
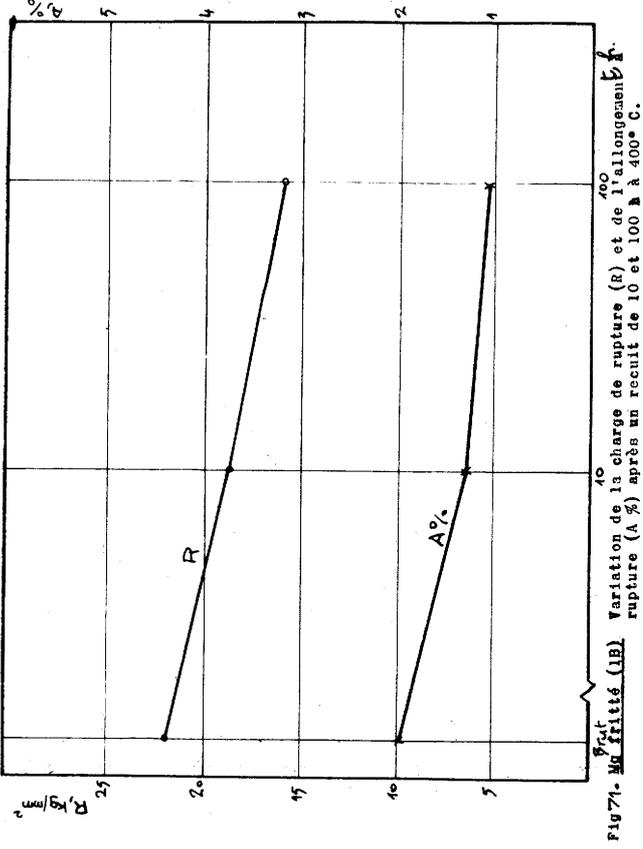
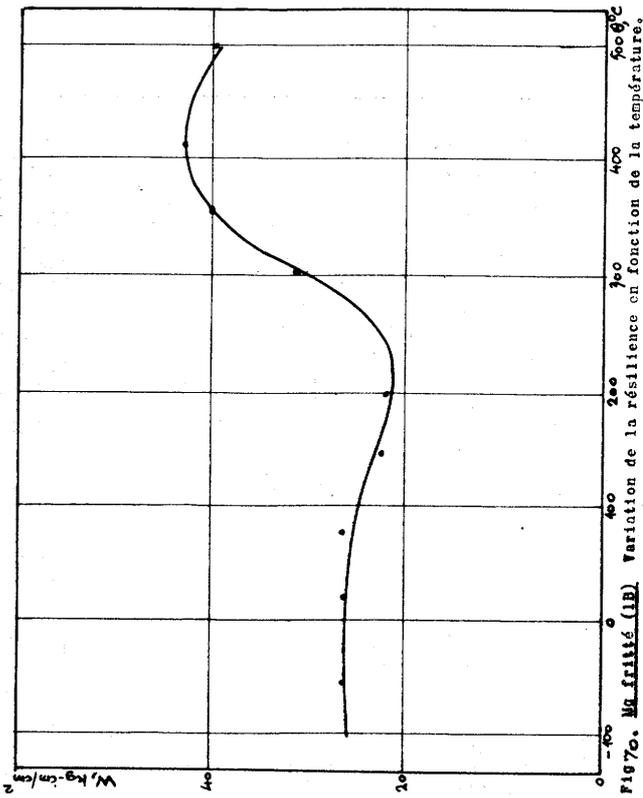


Fig. 68: Mg-4.00Zn-0.02Zr Variation de l'allongement total de l'alliage Mg-4.00Zn-0.02Zr à 400° C sous 0,2 kg/mm<sup>2</sup> en fonction du traitement thermique.



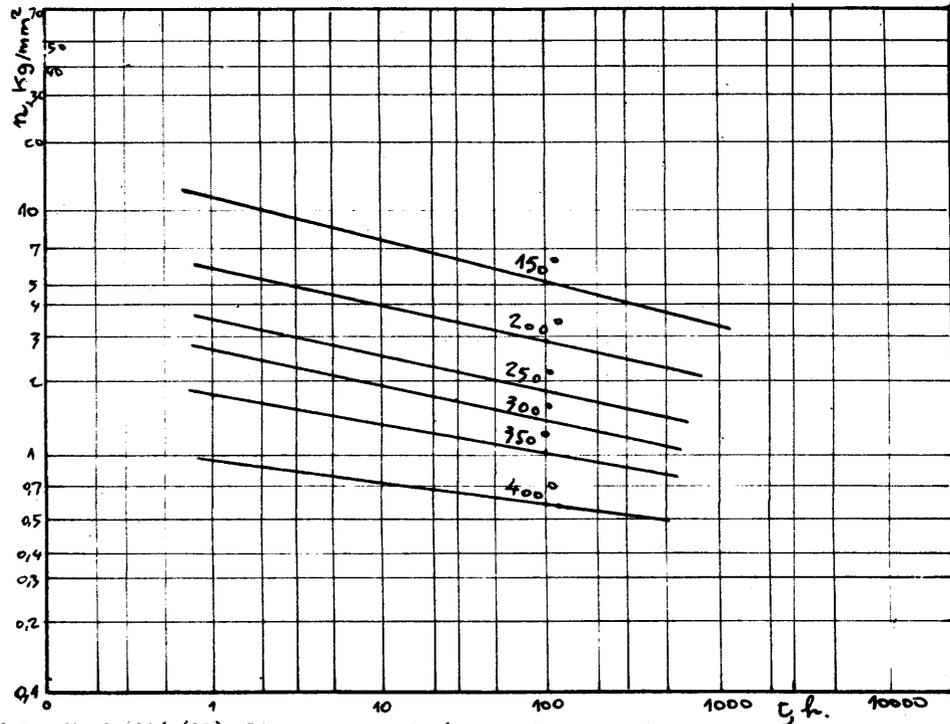


Fig 74. Mg fritté (1B) Diagramme des durées de vie en fonction des contraintes, pour des températures de 150 à 400° C.

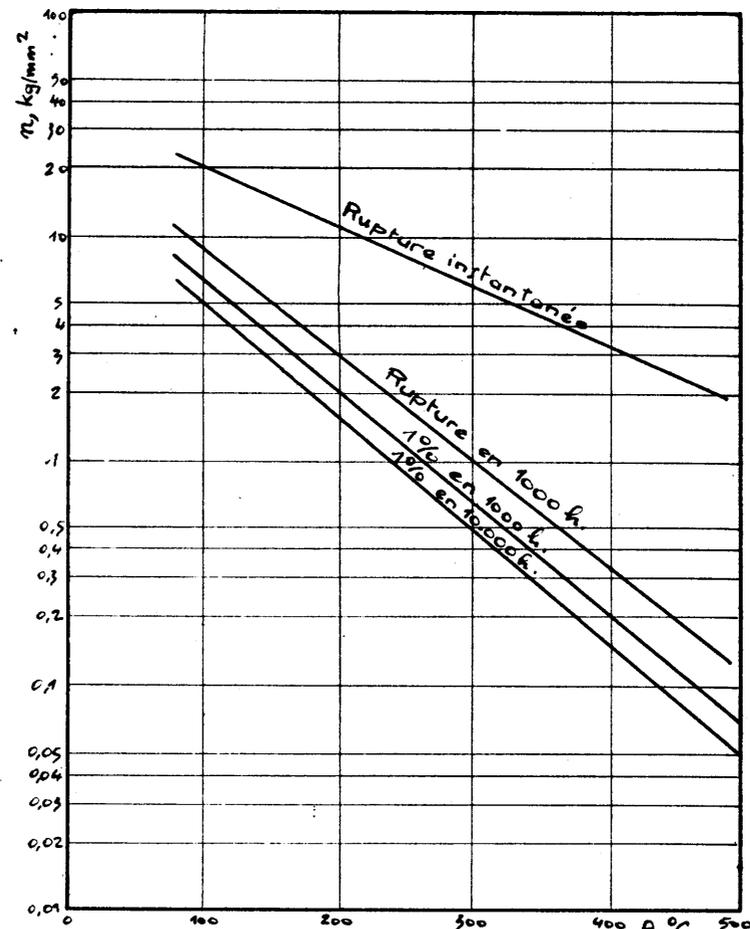
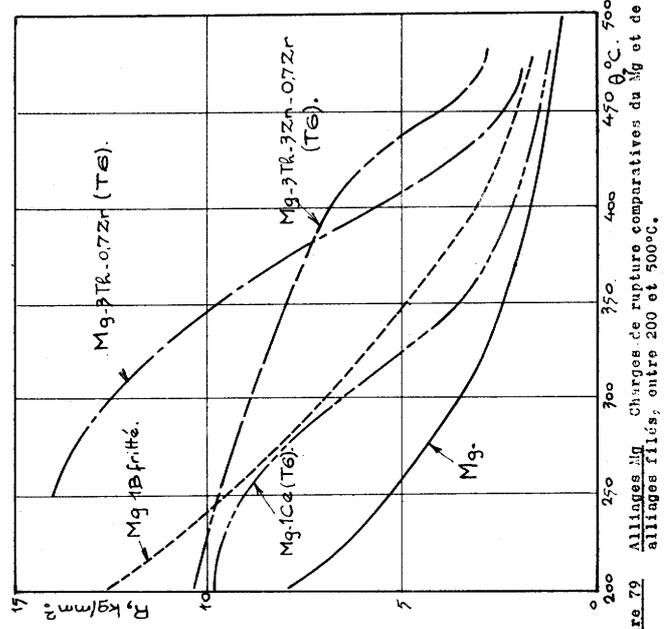
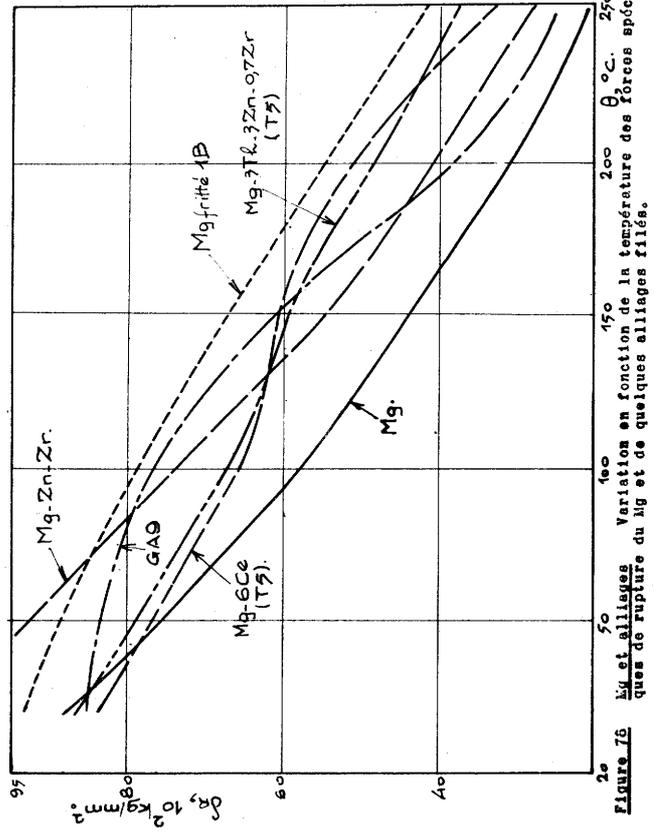
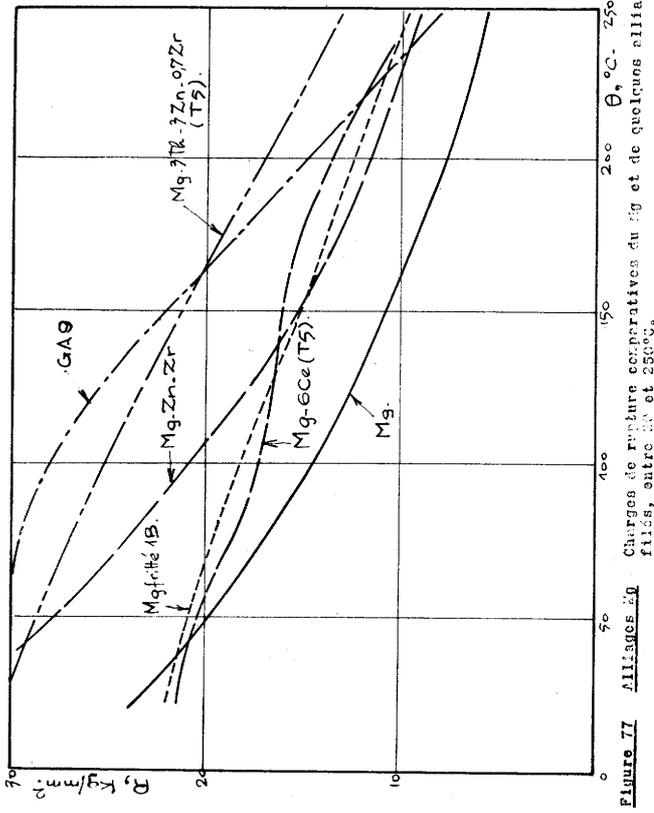
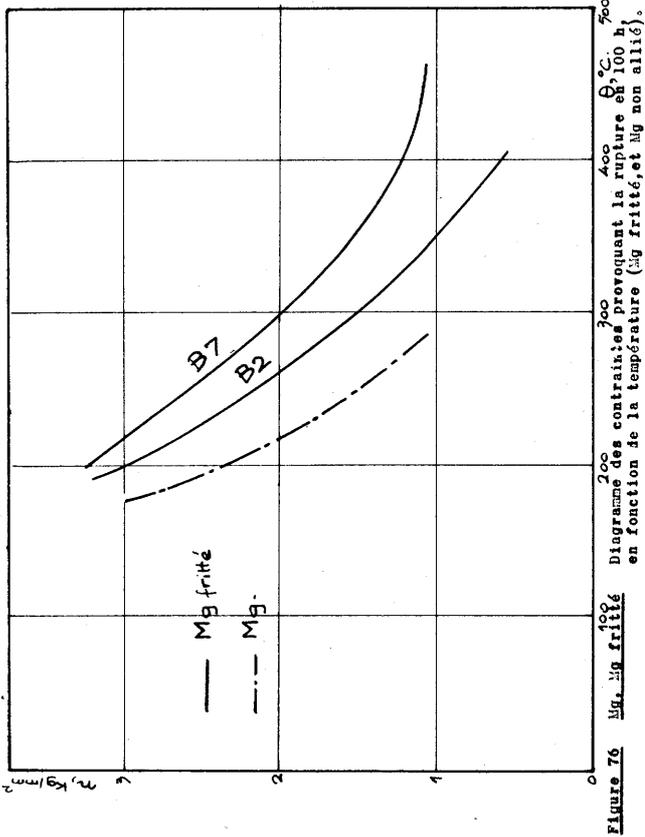
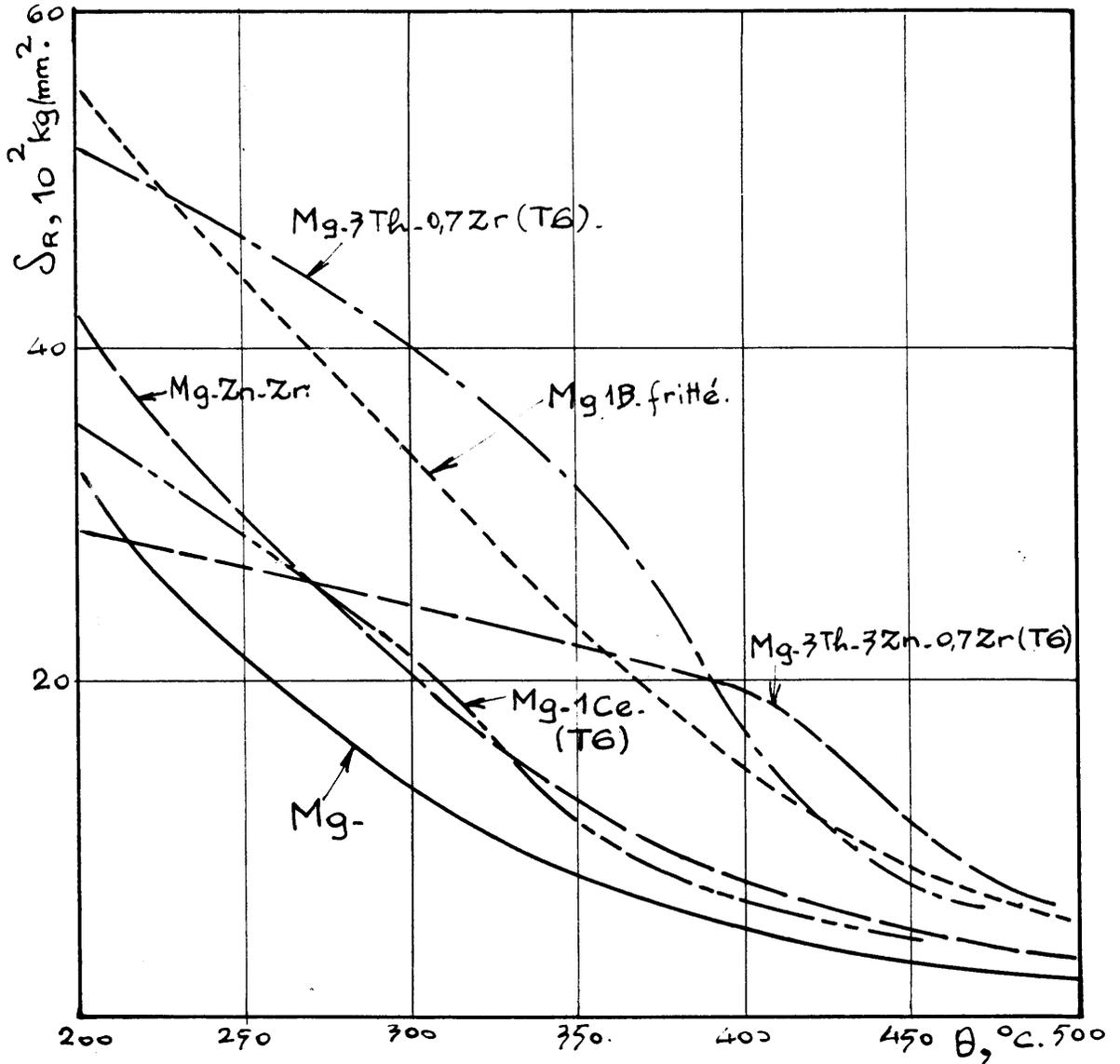


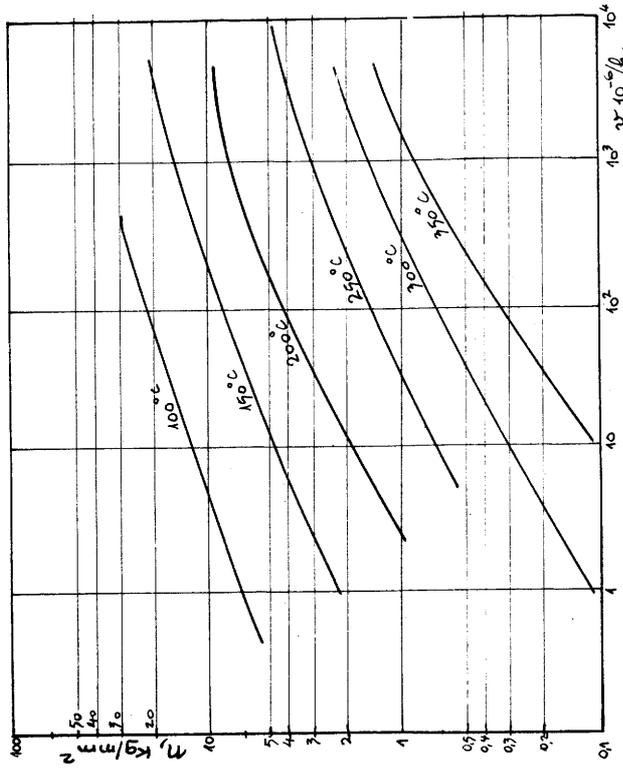
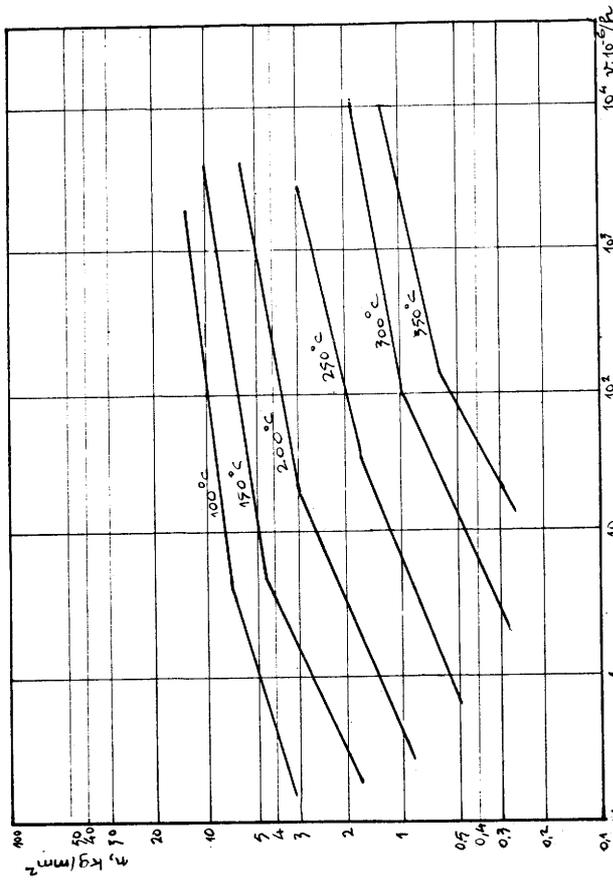
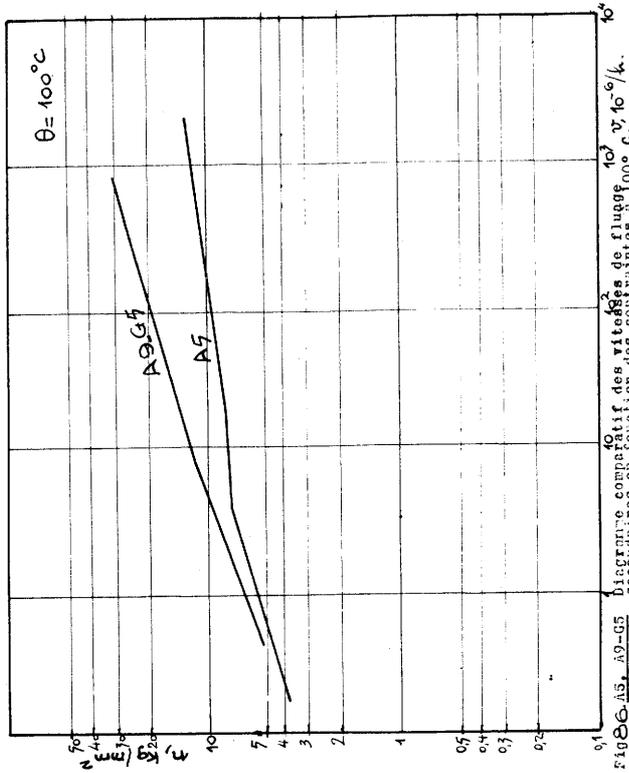
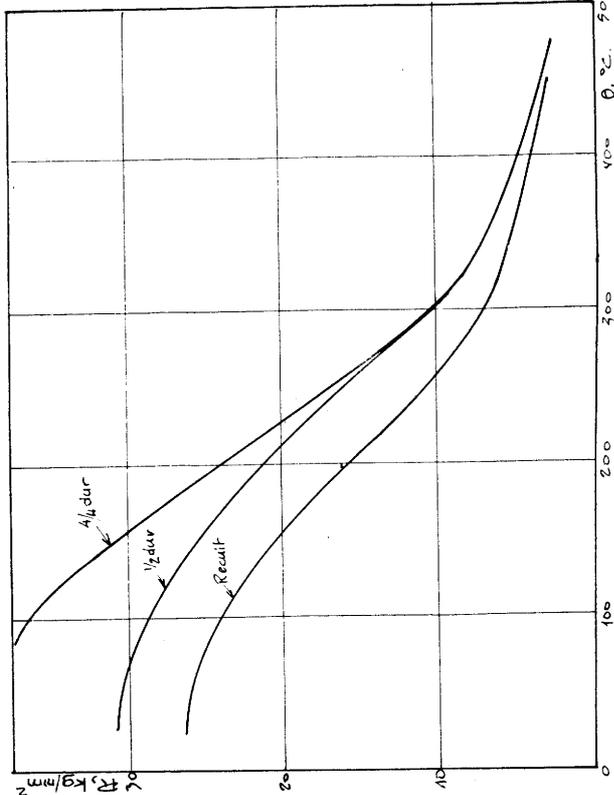
Figure 75 Mg fritté (1B) Diagramme des contraintes provoquant la rupture en 1000 h, et des allongements de 1% en 1000 h et 1% en 10000 h, en fonction de la température.





**Figure 80** Alliages Mg Forces spécifiques de rupture comparatives du Mg et de quelques alliages filés, entre 200 et 500°C.





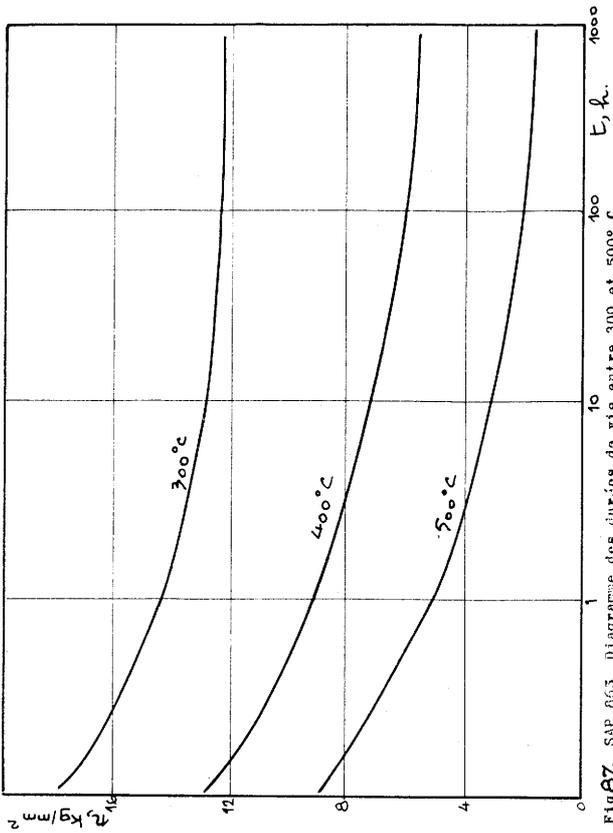


Fig. 87. SAP 865 Diagramme des durées de vie entre 300 et 500° C.

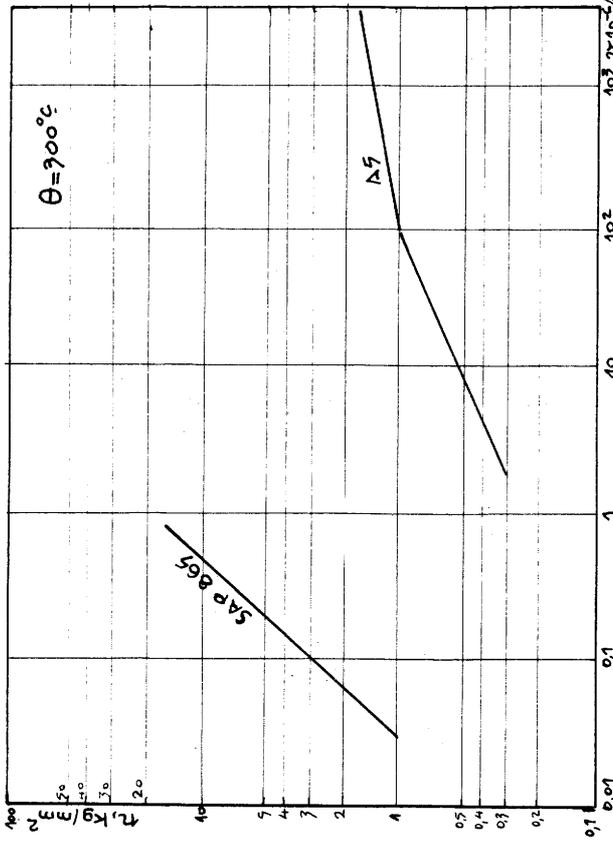


Fig. 88. A5, SAP 865 Diagramme comparatif des vitesses de fluage secondaires en fonction des contraintes à 300° C.

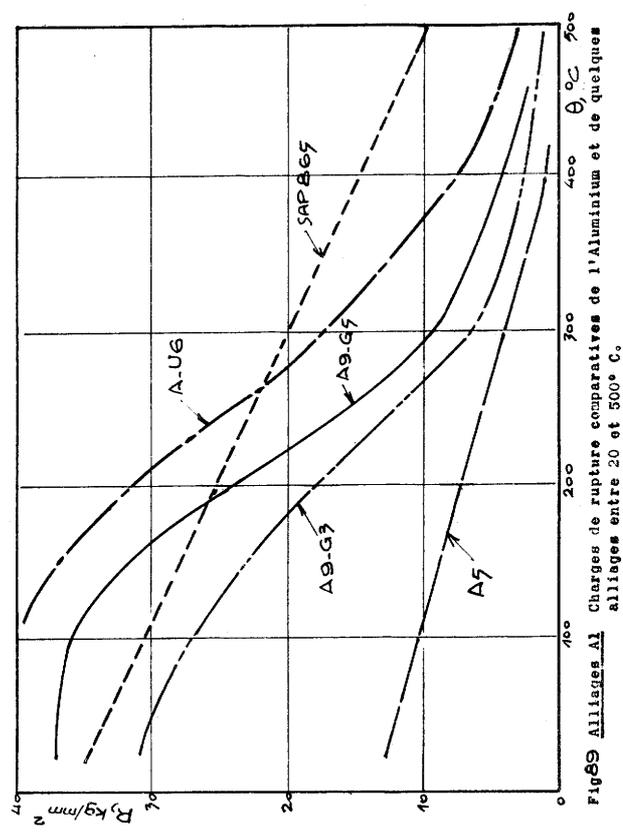


Fig. 89. Alliages Al Charges de rupture comparatives de l'Aluminium et de quelques alliages entre 20 et 500° C.

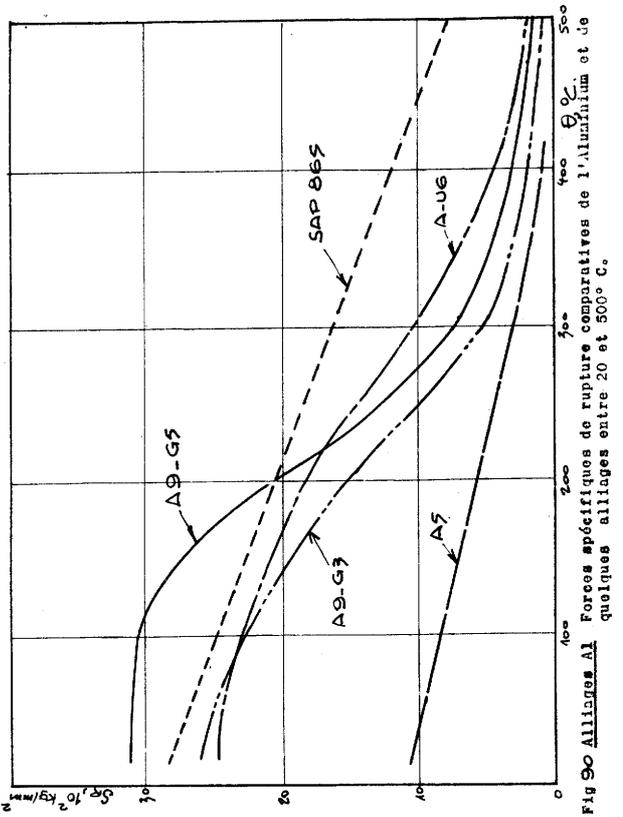


Fig. 90. Alliages Al Forces spécifiques de rupture comparatives de l'Aluminium et de quelques alliages entre 20 et 500° C.

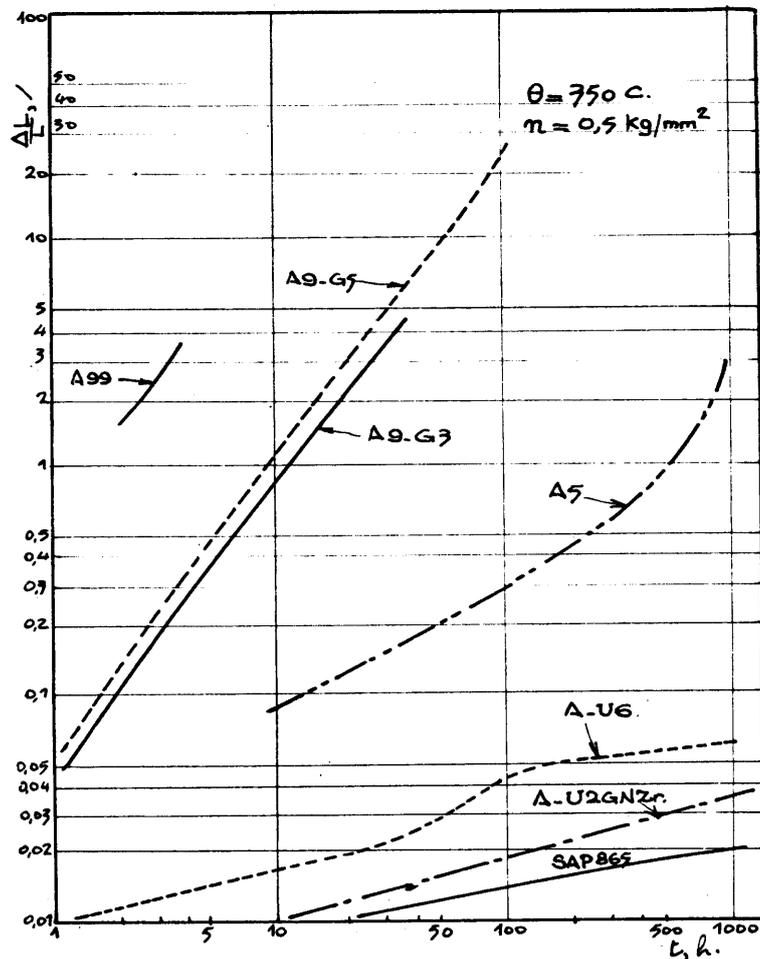


Figure 91 Alliages Al Allongement en fonction du temps, par fluage, de l'Aluminium et de quelques alliages à 350°C sous 0,5 kg/mm<sup>2</sup>.

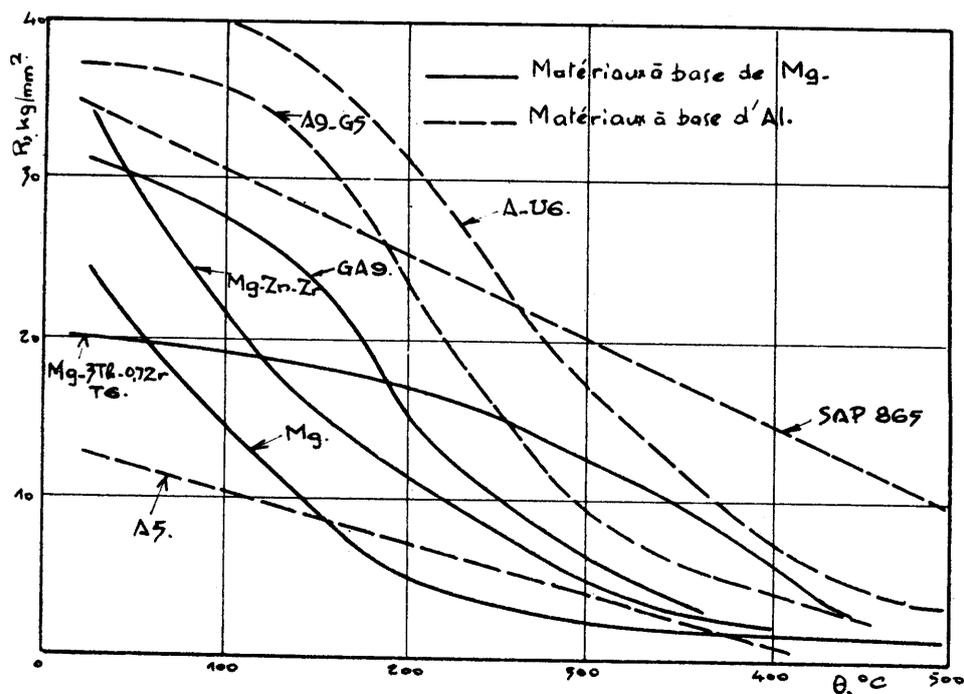


Figure 92 Alliages Mg et alliages Al Charges de rupture comparatives entre 20 et 500°C.

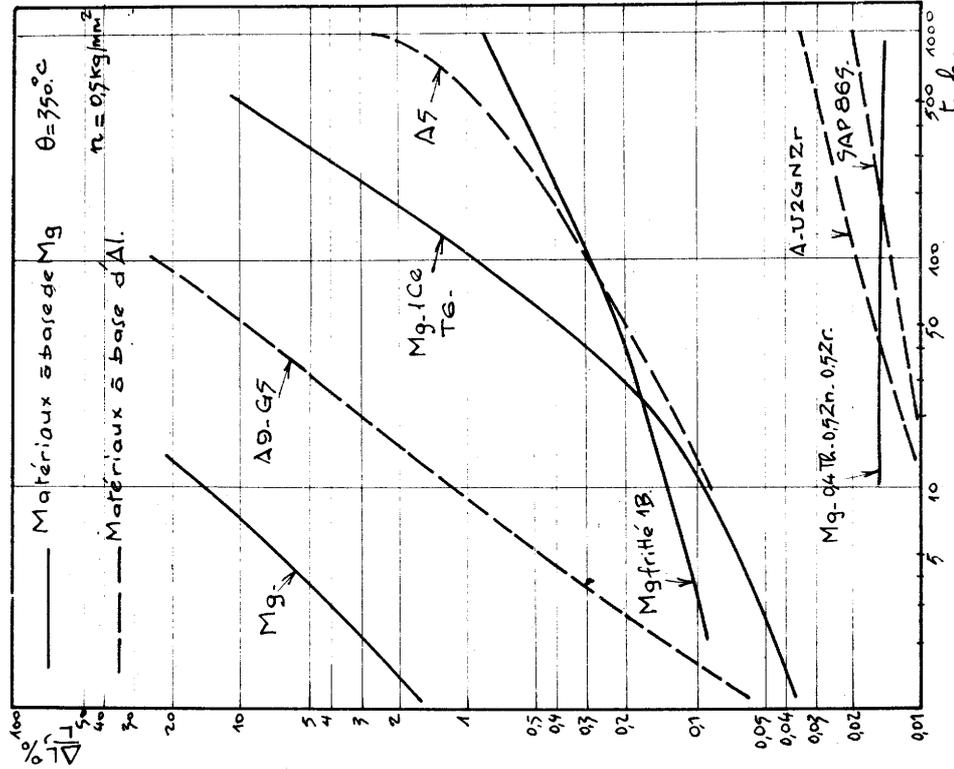


Figure 94 Alliages Mg et alliages Al Comparaison des variations, en fonction du temps, de l'allongement total par fluage à  $350^\circ\text{C}$ , sous  $0,5 \text{ kg/mm}^2$ .

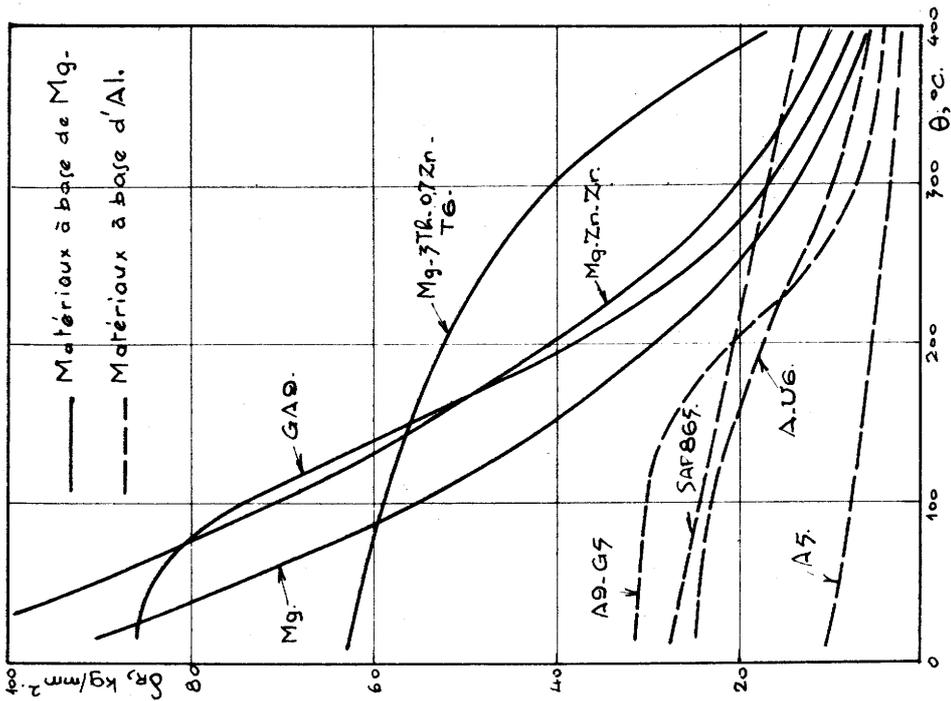


Figure 93 Alliages Mg et alliages Al Forces spécifiques de rupture comparatives entre 20 et  $500^\circ\text{C}$ .

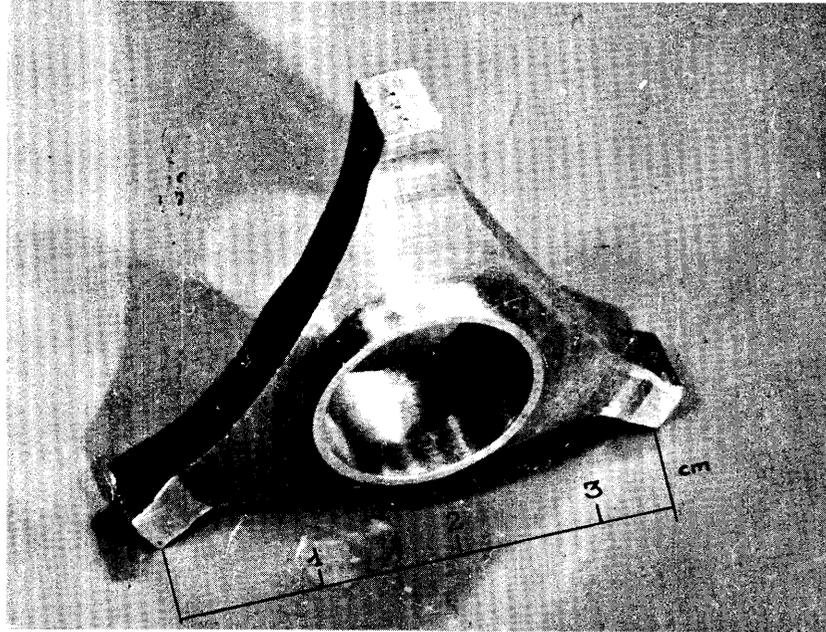
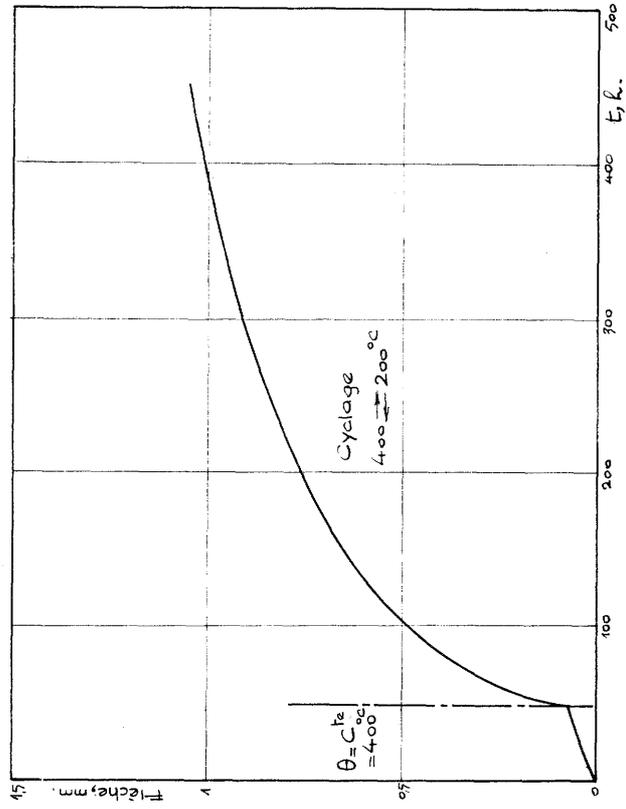
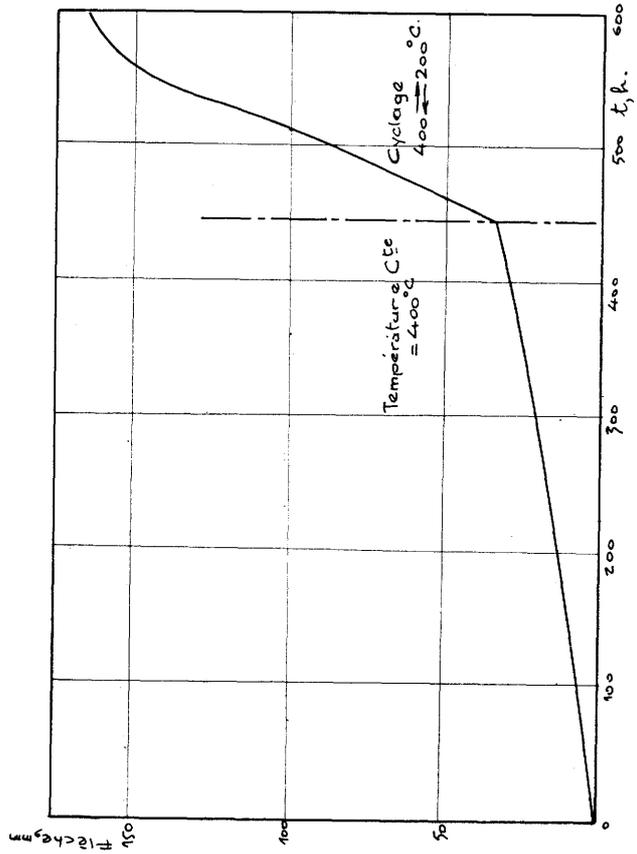
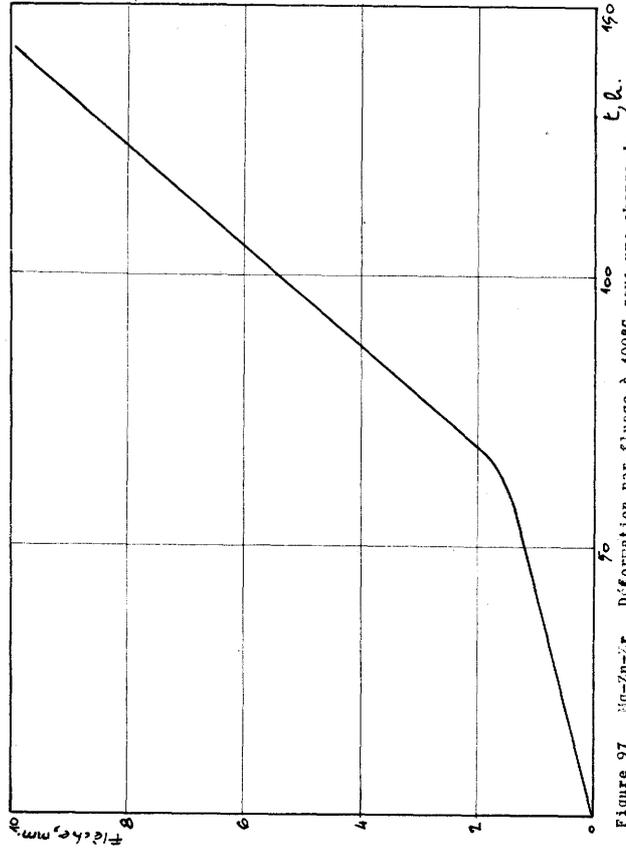
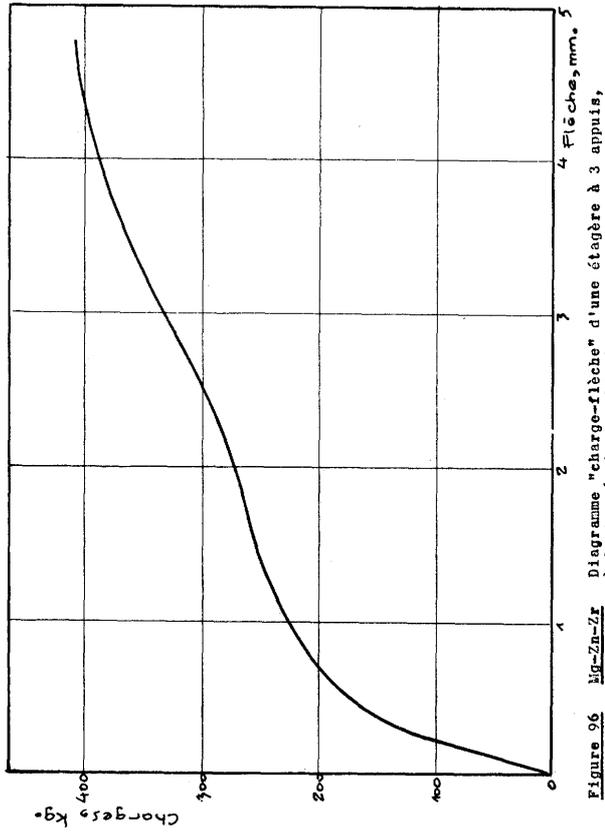
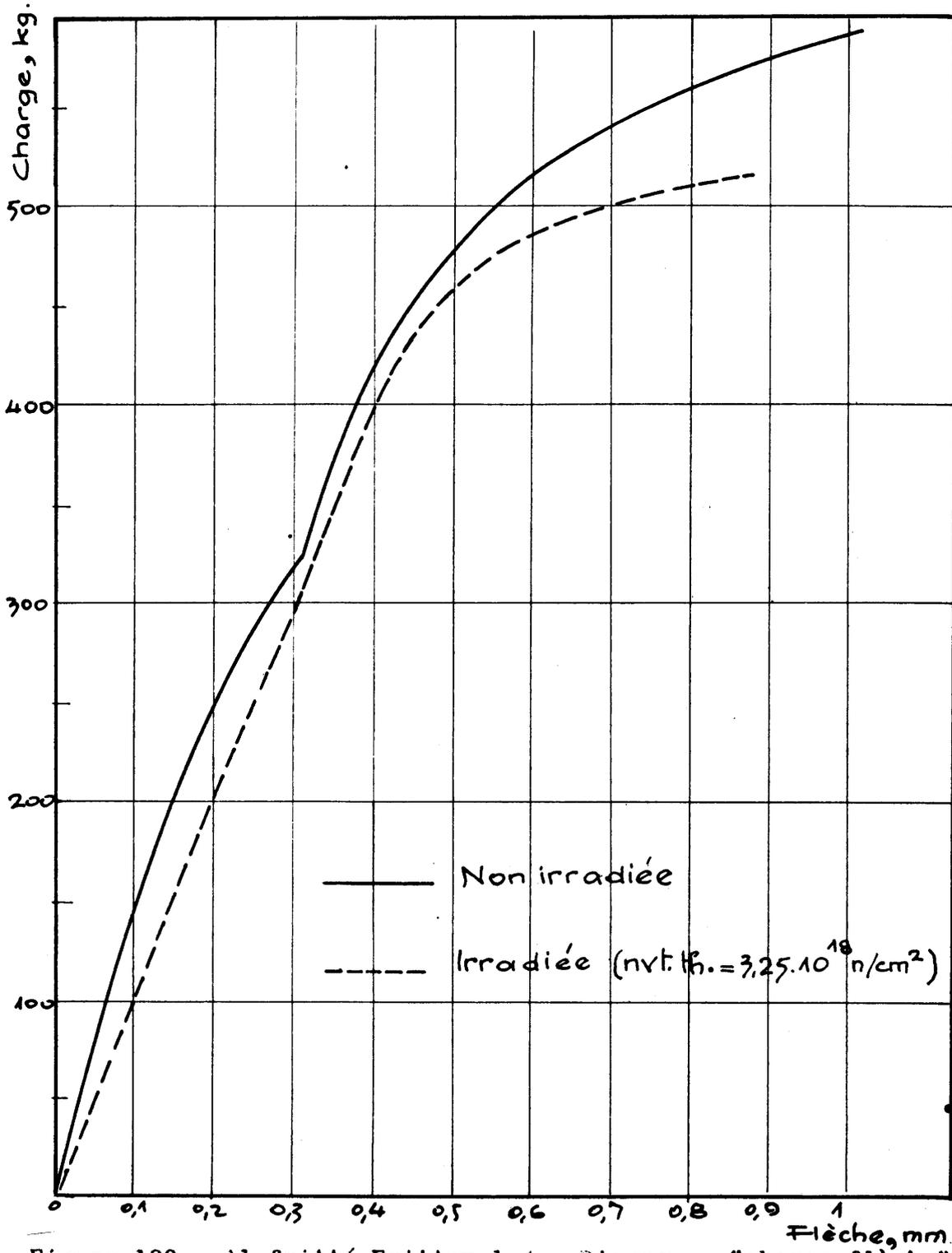


Figure 95      Etagère à 3 branches.





**Figure 100** Al fritté Frittoxal 4 Diagramme "charge-flèche" de rosaces à 6 appuis, l'une non irradiée, l'autre faiblement irradiée.

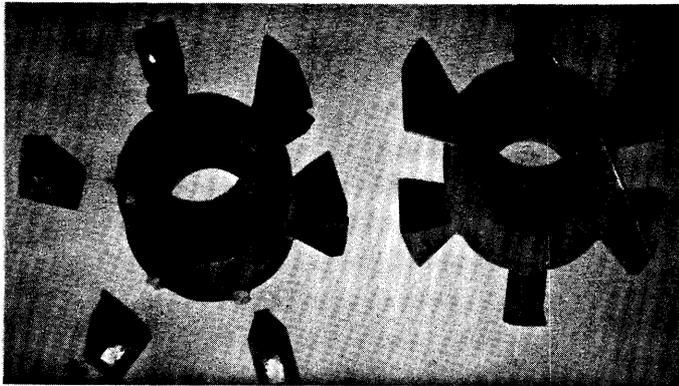


Figure 101a : Rosaces non irradiées  
à l'état initial (bas)  
ou rompue après mise  
en charge lente à la  
température ambiante  
(haut)

cf. diagramme de la Figure 100

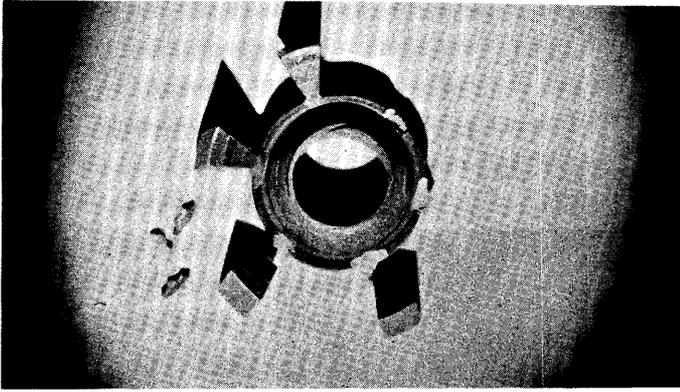


Figure 101b : Rosace fortement irradiée  
(nvth =  $16,5 \cdot 10^{19}$  n/cm<sup>2</sup>)  
rompue en pile.

Figure 101 Aluminium fritté Frittoxal 4 Photographies de rosaces  
à 6 appuis.



Figure 102a : Cassure d'une rosace après mise en charge lente à l'ambiante (correspondant à Figures 100 et 101a)



Figure 102b : Cassure d'une rosace rompue en pile après forte irradiation (correspondant à Figure 101b)

Figure 102 : Aluminium fritté Frittoral 4 Photographies (x 40) obtenues par la technique des répliques, de fragments rompus de rosaces.

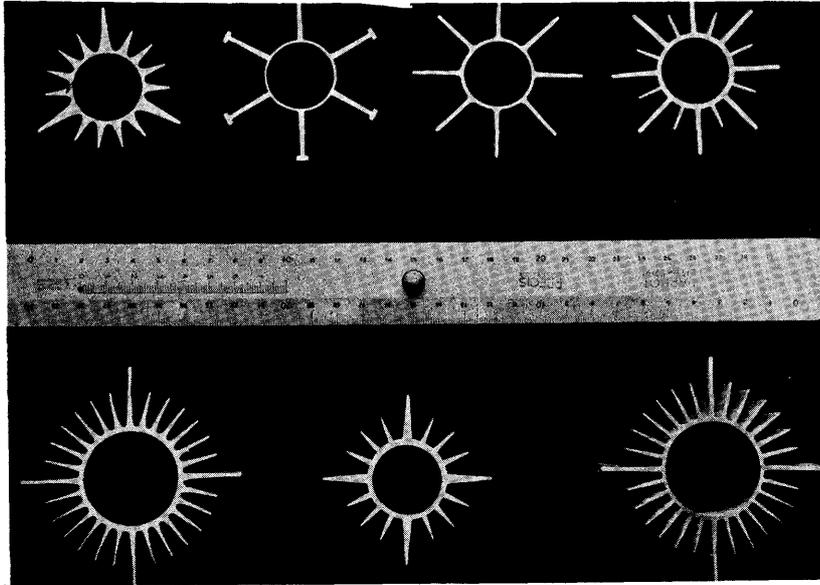


Figure 103 Mg et Alliages  
Types de sections de tubes à ailettes, réalisés par la Société "Tréfileries et Laminoirs du Havre".

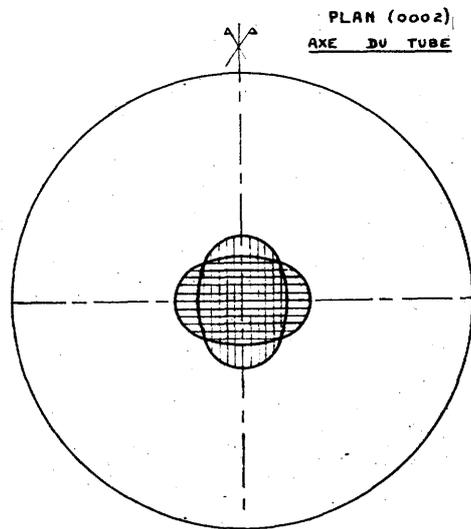


Figure 104 Mg  
Figure de pôles sur tube lisse filé.

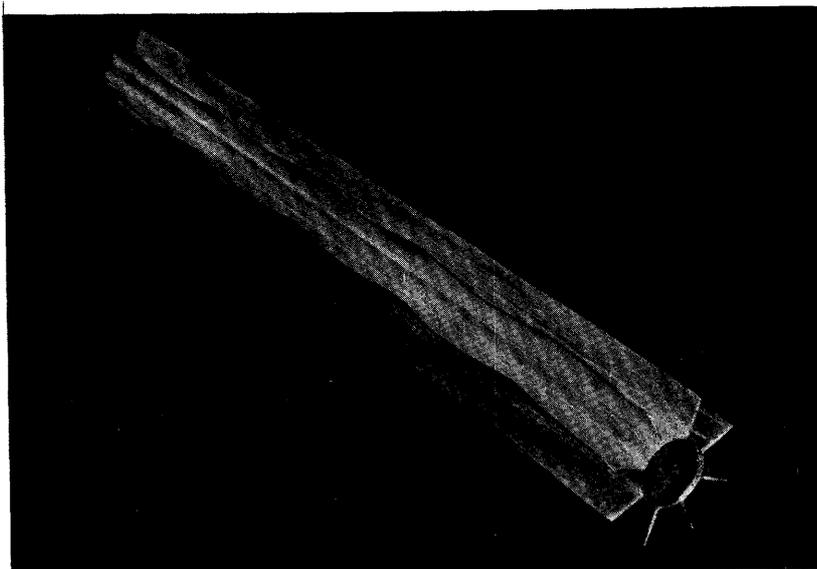
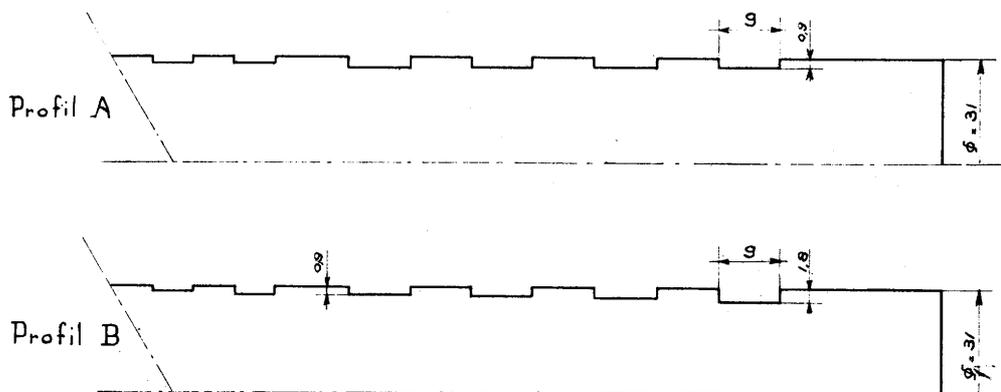
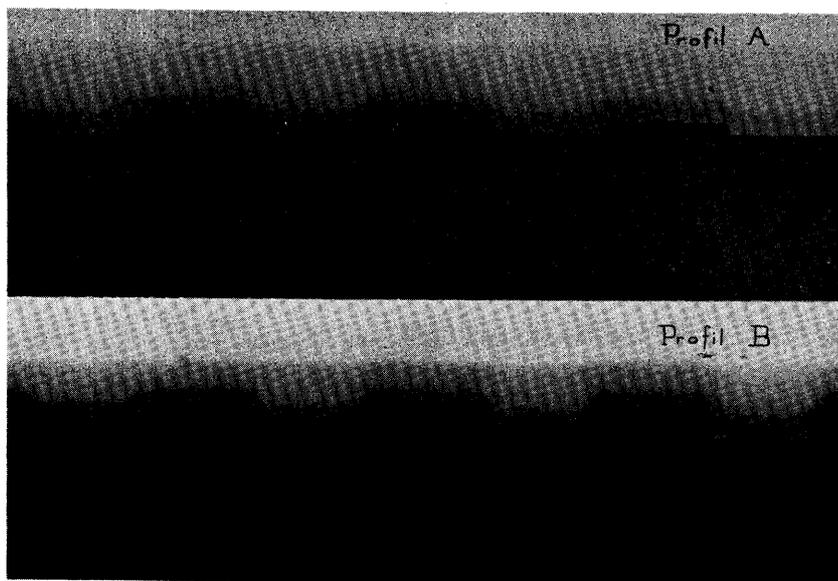


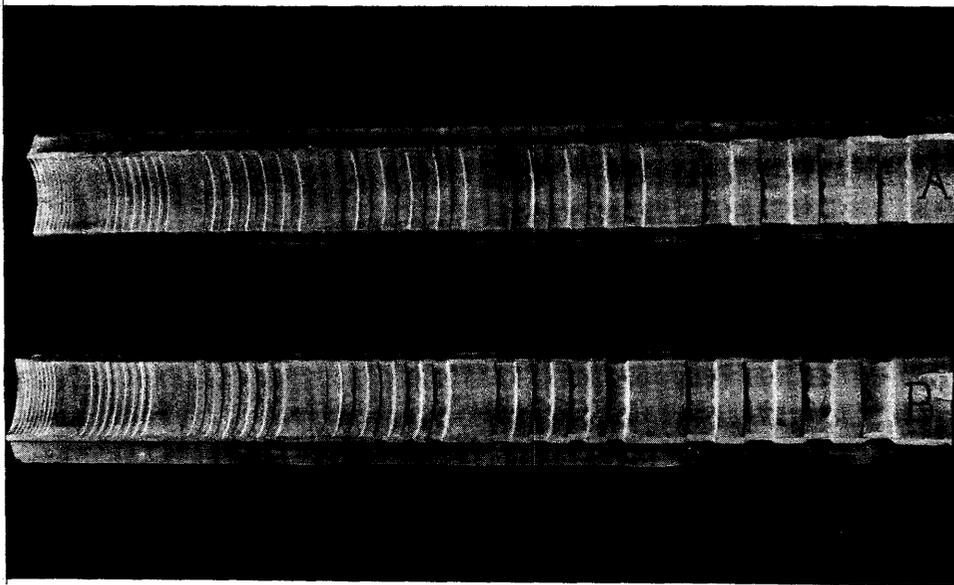
Figure 105 Mg  
Exemple d'ondulation d'ailettes par déformation à froid.



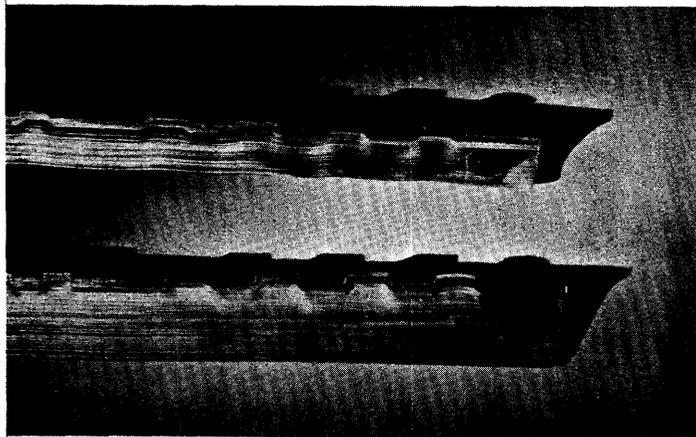
**Figure 106 :** Profils (échelle 1,5) des barreaux d'épreuve utilisés pour essais d'aptitude de gaines à la déformation.



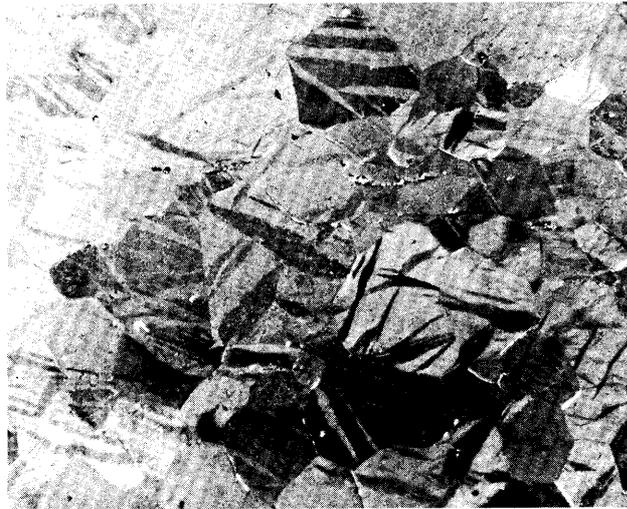
**Figure 107** Radiographie aux Rayons X (x 3) du remplissage des gorges (largeur 9 mm) de barreaux profils A et B, après gainage hydrostatique à froid d'un tube à ailettes (profil G<sub>2</sub>) en alliage Mg-Zr. Vues prises au droit d'une petite ailette.



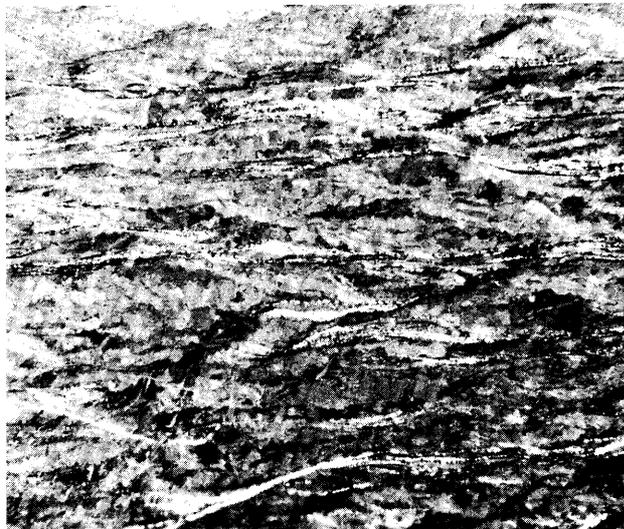
**Figure 108** Vue intérieure de fragments de gaines à ailettes, en alliage Mg-Zr après gainage hydrostatique à froid sur barreaux de profils A (Haut) et B (bas), et découpage à la fraiseuse.



**Figure 109** Section longitudinale (échelle 1) du droit d'une petite et d'une grande ailette, après gainage à froid d'un alliage Mg-Zr brut de filage.



Brut de filage.



Après 100 h à 450°C.

Figure 110 Mg-Zr Structure micrographique (x. 150)  
du métal d'ailette, dans deux états dif-  
férents.

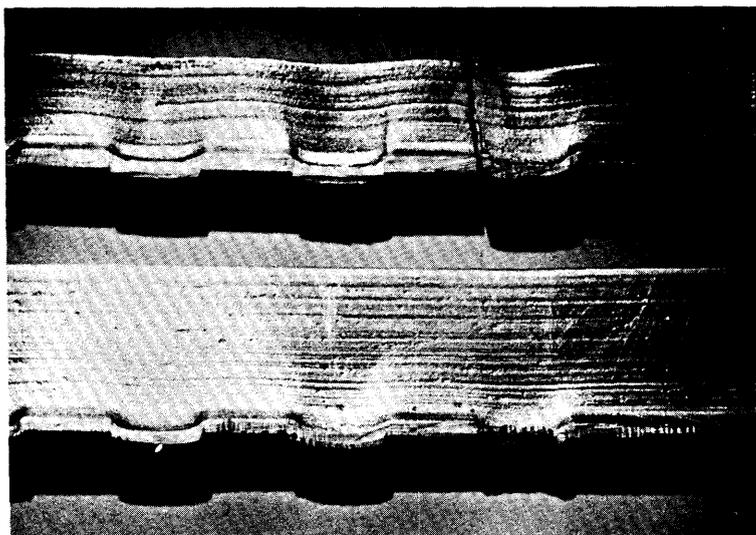


Figure 111 Section longitudinale (x 1,5) au droit d'une petite et d'une grande ailette, après gainage à froid d'un alliage Mg-Zr ayant subi un traitement préalable de 100 h à 450°C.

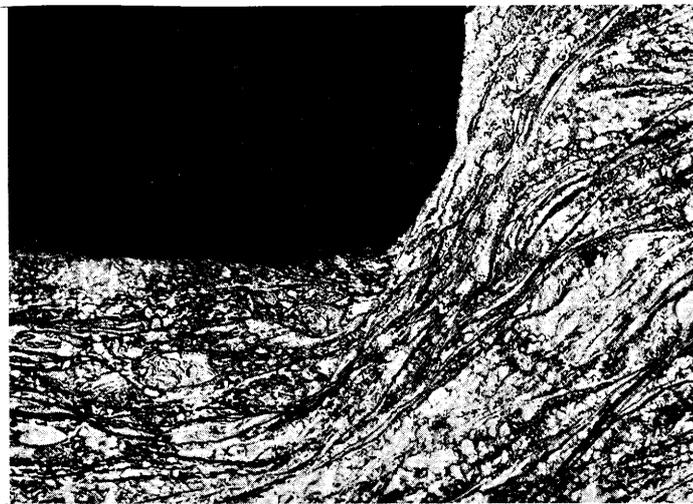
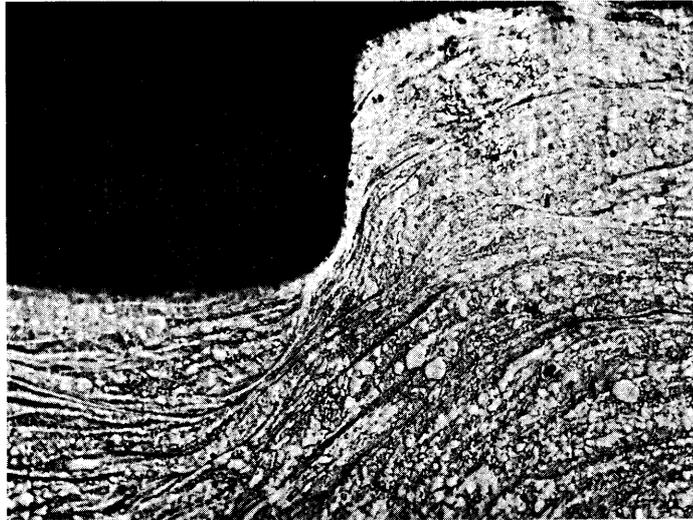
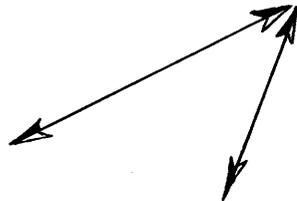
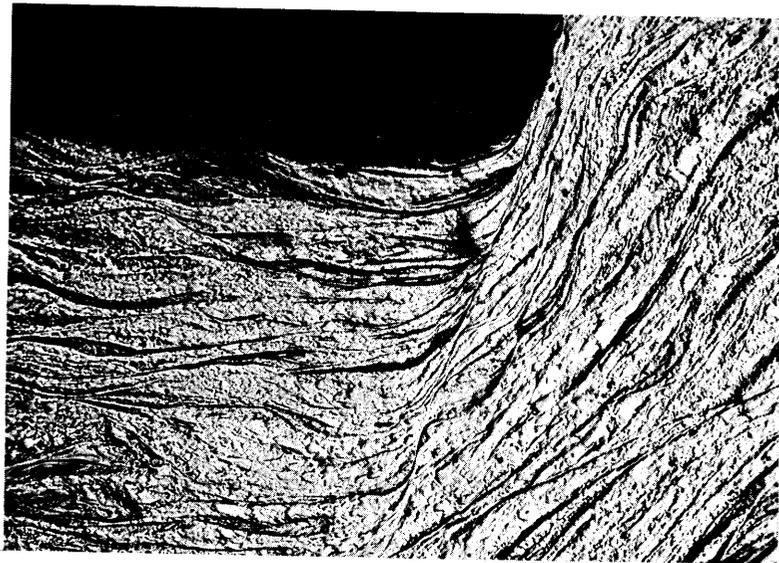


Figure 112 Mg-Zr Micrographies (x 150) après gainage hydrostatique à froid. Etat initial brut de filage. Vues prises au droit des arêtes.

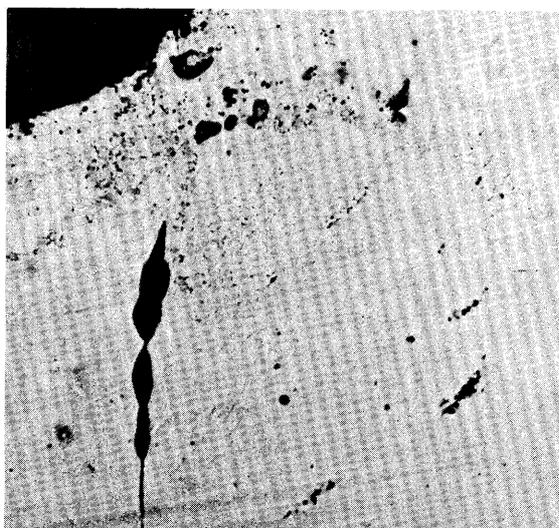
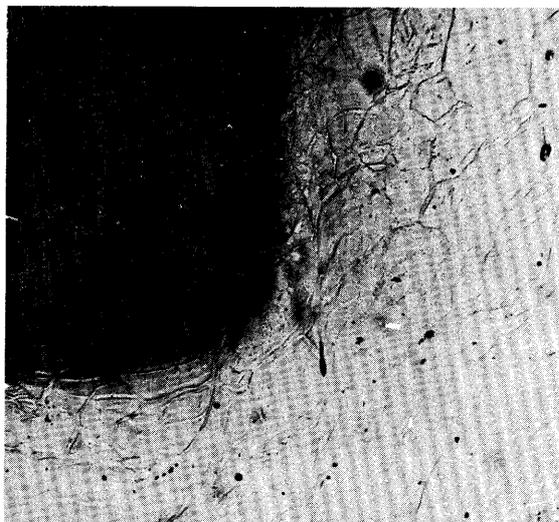
Dimensions des gorges :

Vue du haut au droit d'une	)	largeur 3 mm
grande ailette :	)	profondeur 0,3 mm
Vue du bas au droit d'une	)	largeur 6 mm
petite ailette :	)	profondeur 0,6 mm



lignes de cisaillement

Figure 113 Mg-Zr Micrographie (x 150) au droit  
d'une petite ailette après gainage hydrostatique à froid. Etat initial :  
brut de filage. Vue prise au droit de  
l'arête d'une gorge de :  
- largeur : 9 mm  
- profondeur : 0,9 mm.



**Figure 114** Mg-Zr Micrographies (x 150) au droit  
d'une petite ailette, après gainage hydrostatique à froid.  
Traitement avant gainage :  
100 h à 450° C.  
Noter la présence de fissures  
ne débouchant pas.

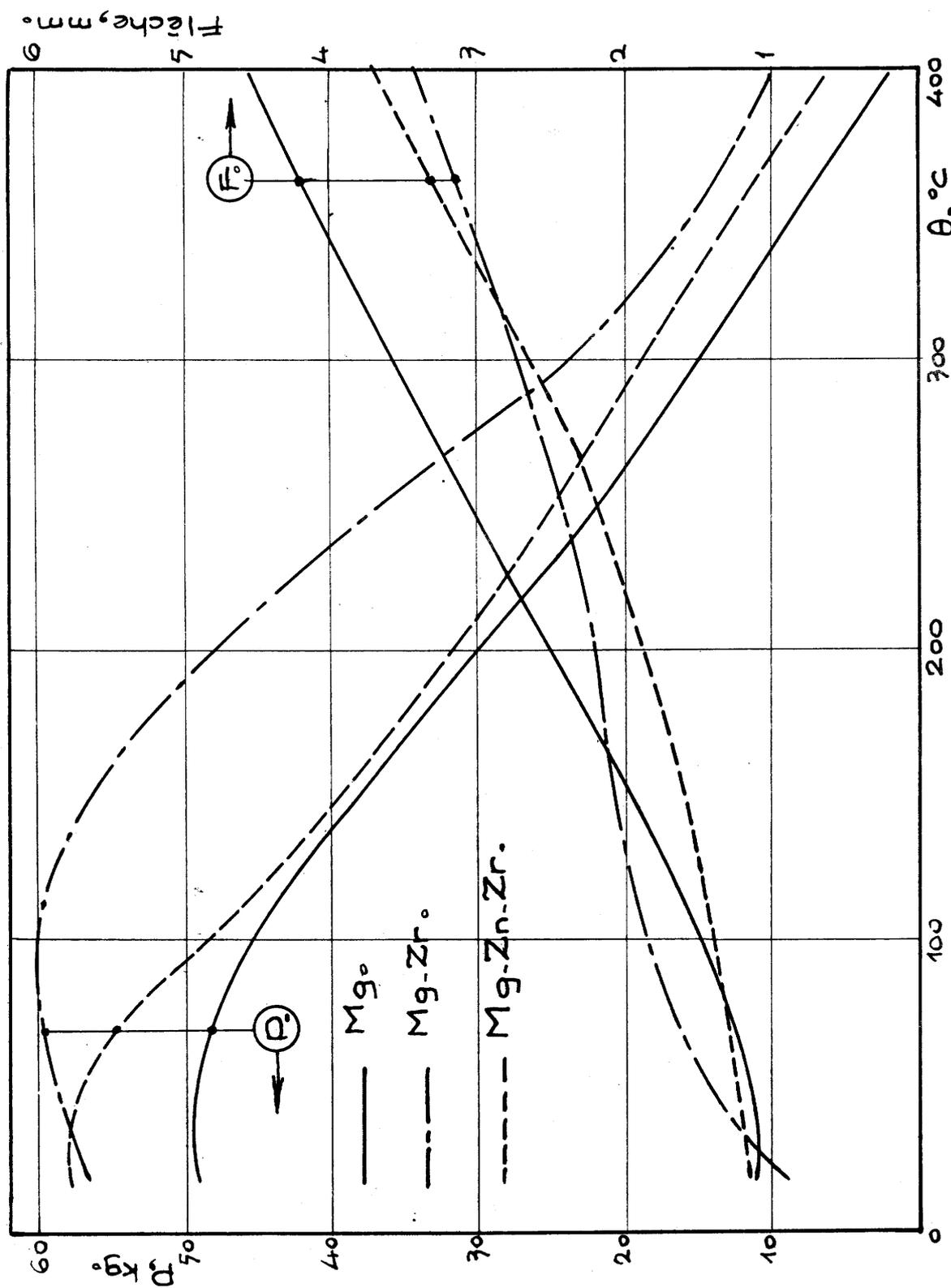


Figure 115 Mg, Mg-Zr, Mg-Zn-Zr. Variation en fonction de la température des charges P provoquant la rupture, et des flèches F atteintes à l'instant de la rupture, par pénétration d'un poinçon (voir texte).

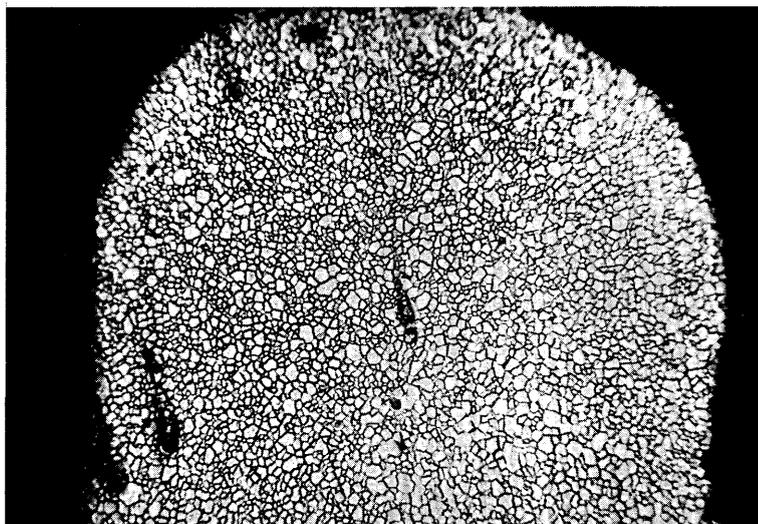


Figure 116 Mg Micrographie (x 80) d'une même extré-  
mité d'ailette :  
- en haut : à l'état brut de filage  
- en bas : après traitement de  
170 h à 400°C.

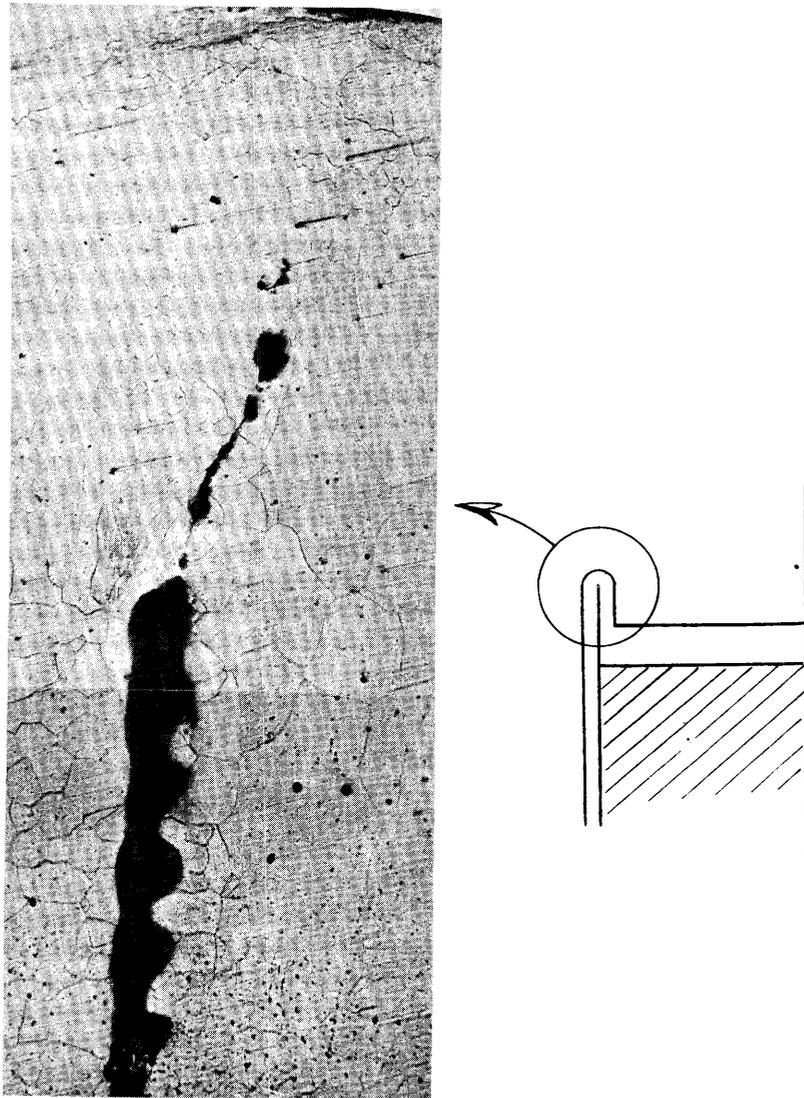
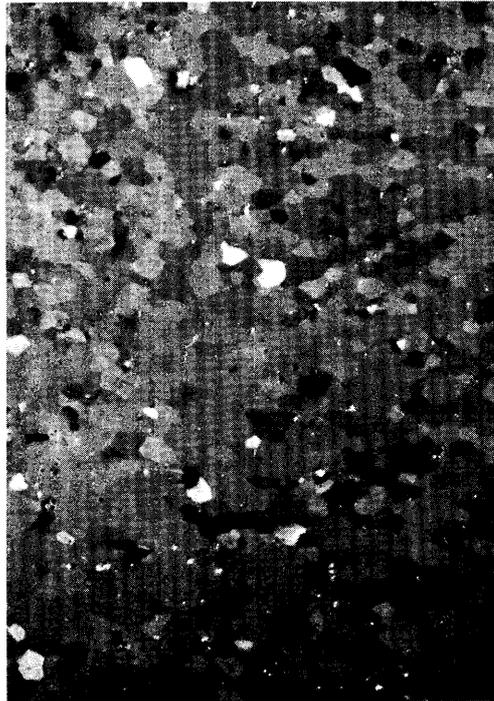
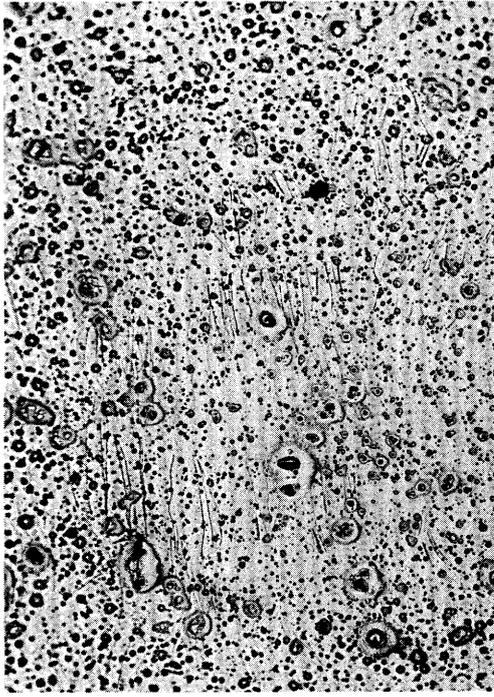


Figure 117 Soudure Mg Exemple d'une soudure de mauvaise qualité.

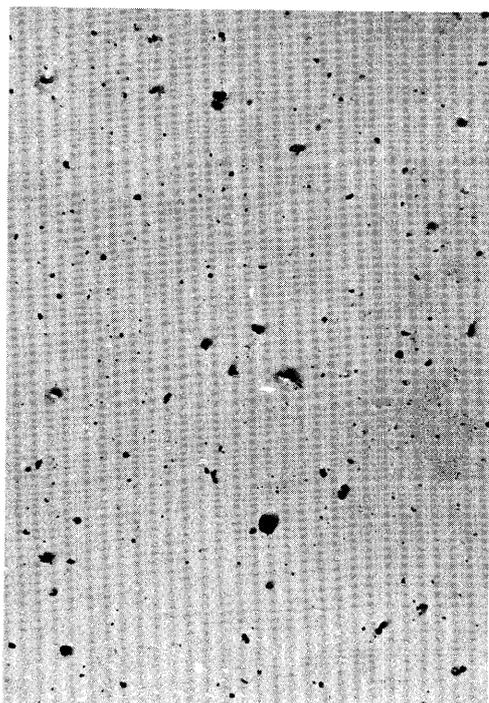


(x 150) Lumière polarisée  
Soudure à cristallisation hétérogène  
( $\phi$  grain = 15-70  $\mu$ ). Peu d'oxyde et  
de précipités. Aucune précipitation  
dans les joints de grains.

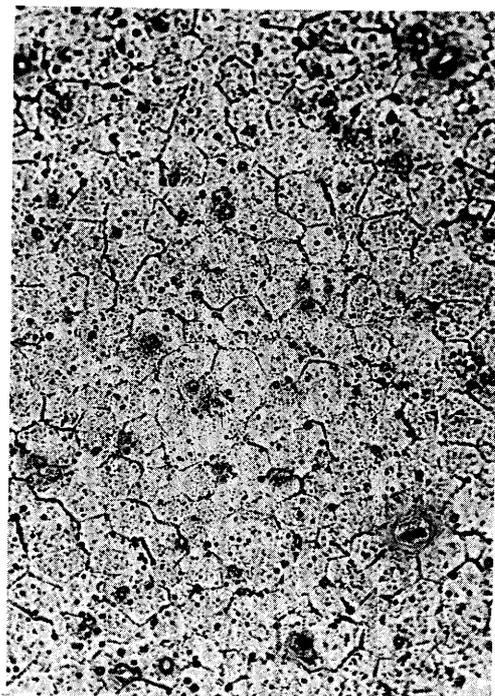


(x 450) Lumière ordinaire  
Soudure traitée sous CO<sub>2</sub> à 410°C pendant  
1 mois.  
Léger grossissement du grain et nombreux  
précipités.

Figure 118 Mg-Zr Micrographie d'une région soudée (à l'Argon-Arc).



(x 150) Lumière ordinaire  
Soudure à grains très fins ( $\phi$  15-20  $\mu$ )  
Peu de précipitations et d'oxyde.  
Pas de précipité dans les joints de grains.



(x 450) Lumière ordinaire  
Soudure traitée sous CC2 à 410°C, pendant  
1 mois. Nombreux précipités dans les grains  
et les joints.

Figure 119 Mg-Zn-Zr Micrographies dans une région soudée (à l'Argon-Arc)

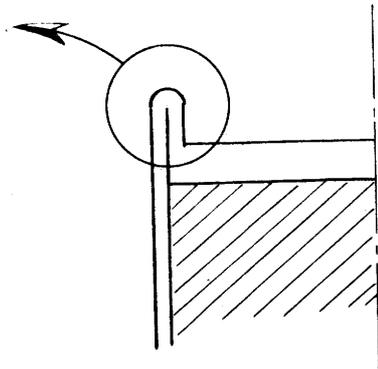
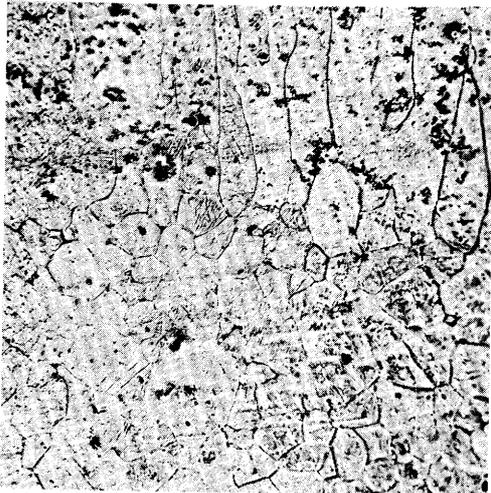
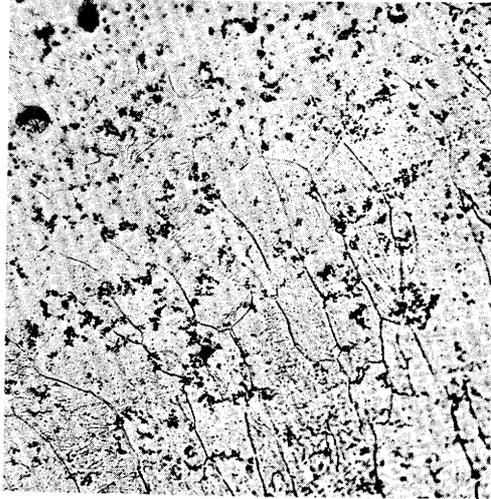


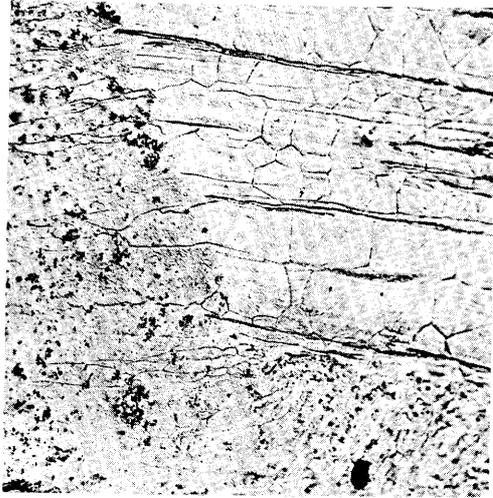
Figure 120    Soudure mixte Mg/Mg-Zr.



Vue de la jonction entre l'al-  
liage Mg - 1% Ce et la zone  
fondue.



Micrographie de la zone  
fondue. On observe de  
nombreuses précipitations.

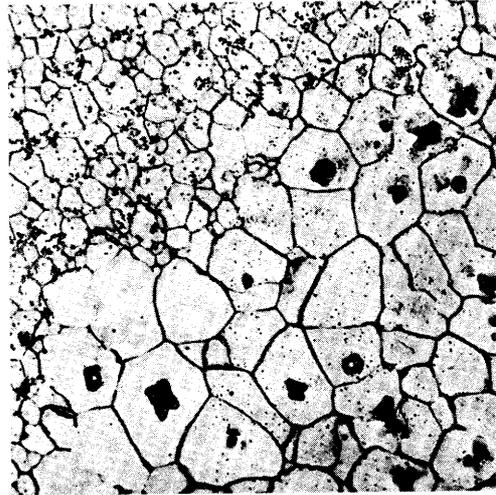


Vue de la jonction entre l'al-  
liage Mg-Zr et la zone fondue.

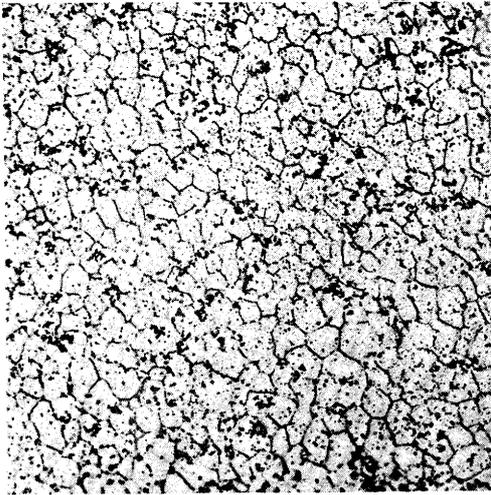
Figure 121

Soudure mixte Mg-Zr/Mg-1% Ce

Micrographies (x 150) de la zone  
soudée à l'Argon-arc).



Vue de la liaison du ZrTi avec la zone fondue. Bonne jonction.

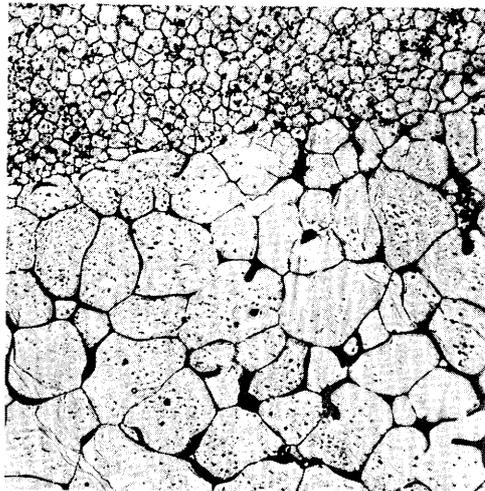


Micrographie de la zone fondue. Structure homogène avec précipitation par paquets.

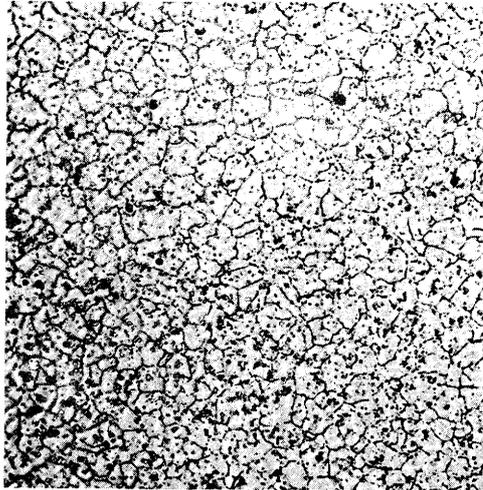


Vue de la liaison de l'alliage Mg-Zr avec la zone fondue. La jonction est moins bonne.

Figure 122 Soudure mixte Mg-Zr/ZrTi (à l'Argon-arc) (ZrTi = 3% Th, 2,5% Zn, 0,7% Zr).



Vue de la jonction entre l'al-  
liage ZREO et la zone fondue  
On note dans le premier un  
grain assez gros avec précipi-  
tation d'eutectique aux joints



Micrographie de la zone  
fondue. Structure cris-  
talline homogène avec  
fins précipités aux joints  
de grains.



Vue de la jonction de l'al-  
liage binaire Mg-Zr avec la  
zone fondue. Bonne interpé-  
nétration des structures.

Figure 123

Soudure mixte. Mg-Zr/ZREO . Micrographies (x 150) de la zone  
soudée (à l'Argon-arc) (ZREO = 2,5 à 4 % Terres Rares,  
0,5% Zr, 0,7% Zr.)

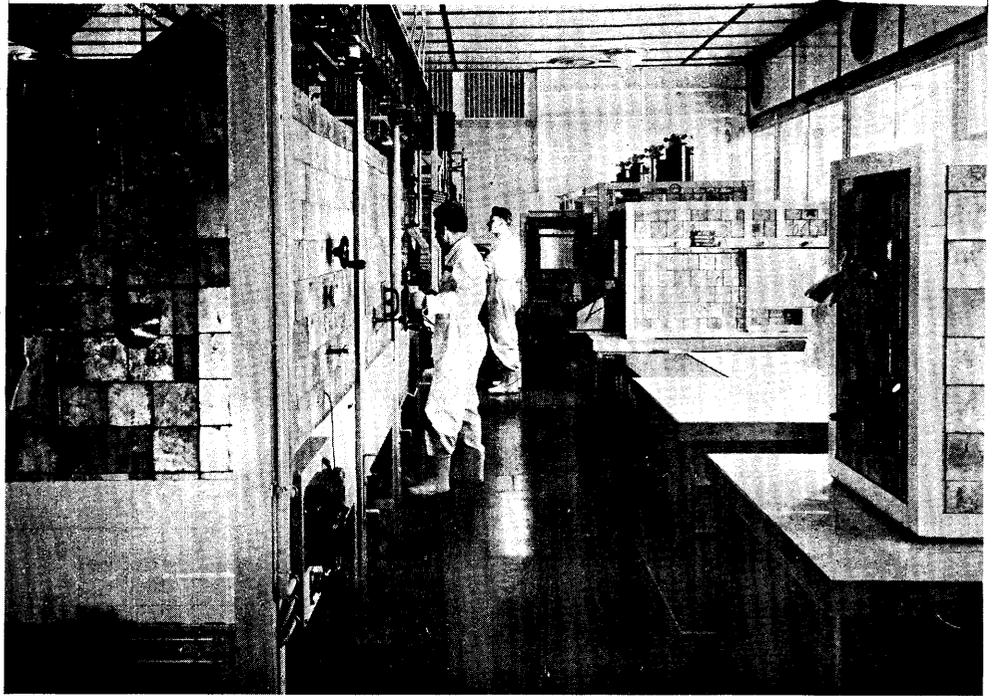


Figure 124. Vue partielle du laboratoire d'essais de matériaux "chauds".

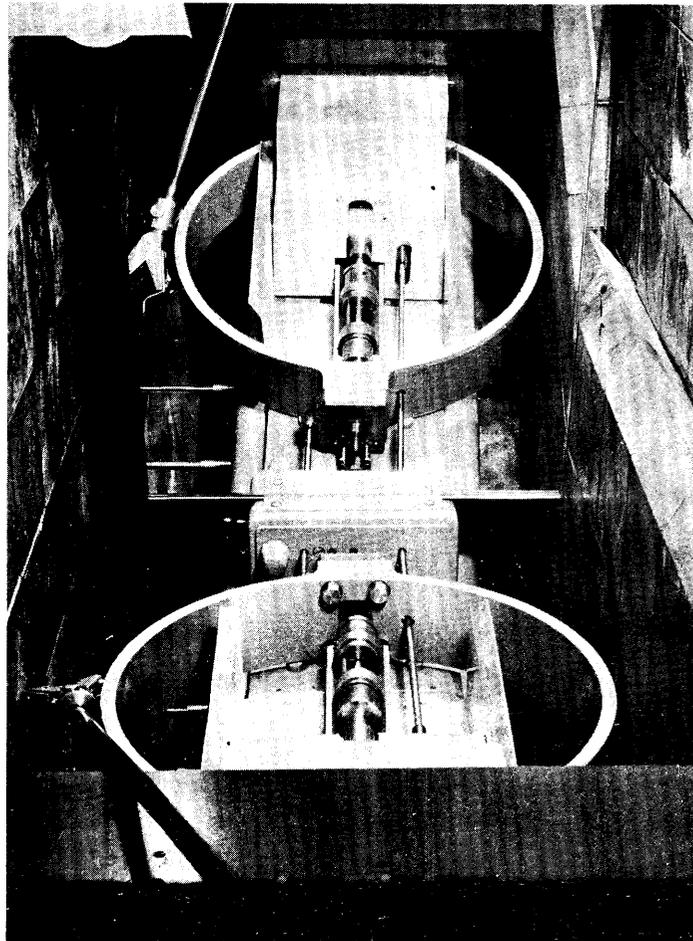


Figure 125. Enceinte de la machine de traction à enregistrement graphique. Vue intérieure (directe et par renvoi de miroir).

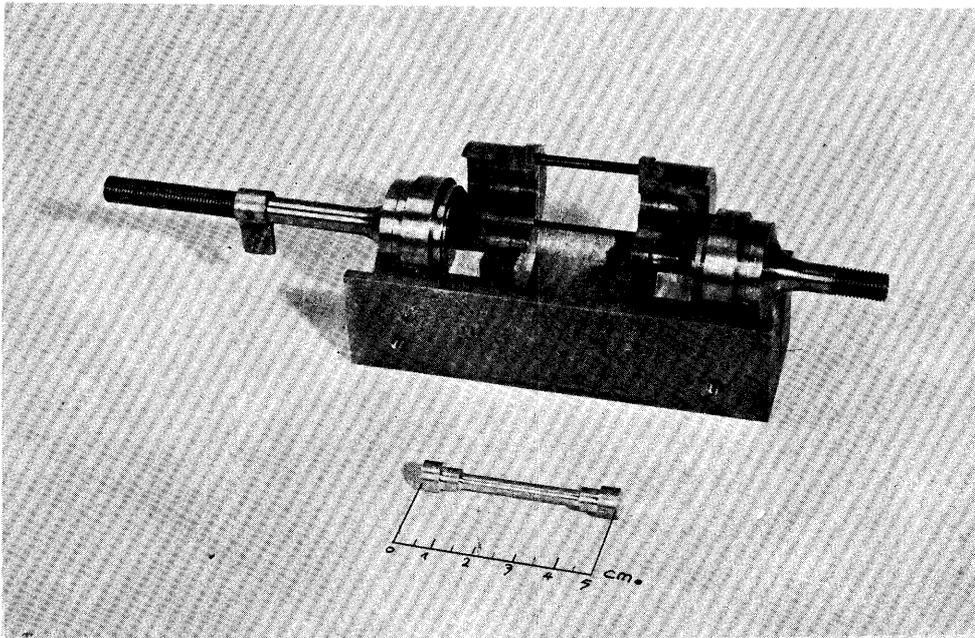


Figure 126. Têtes d'amarrages des éprouvettes de traction pour la machine à enregistrement graphique.

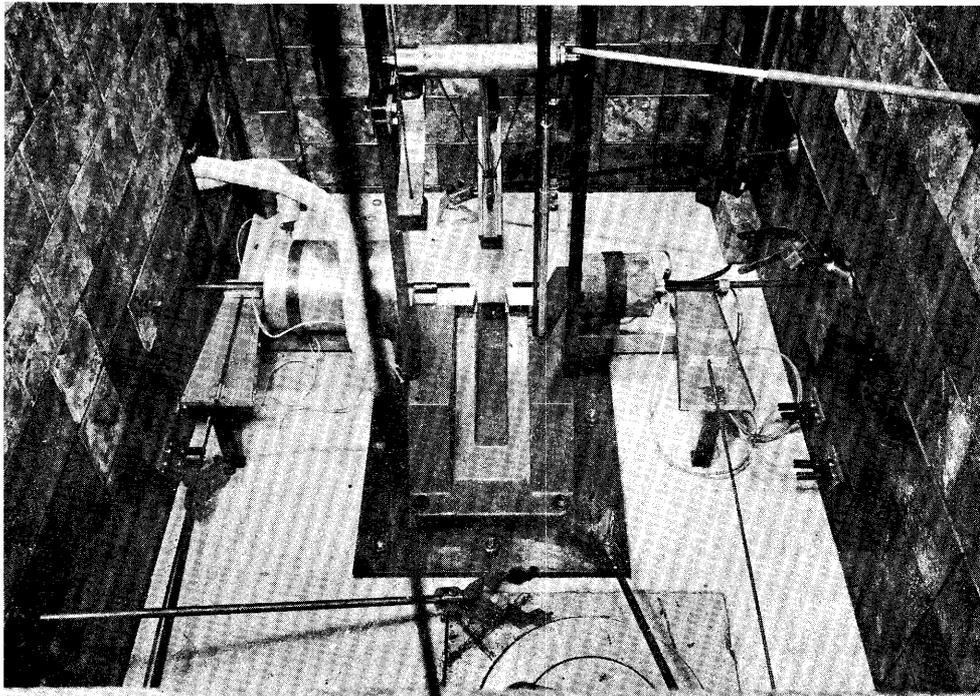


Figure 127. Vue intérieure de l'enceinte du mouton-pendule de 3 kgm : chambre froide, four, plateaux de présentation des éprouvettes.

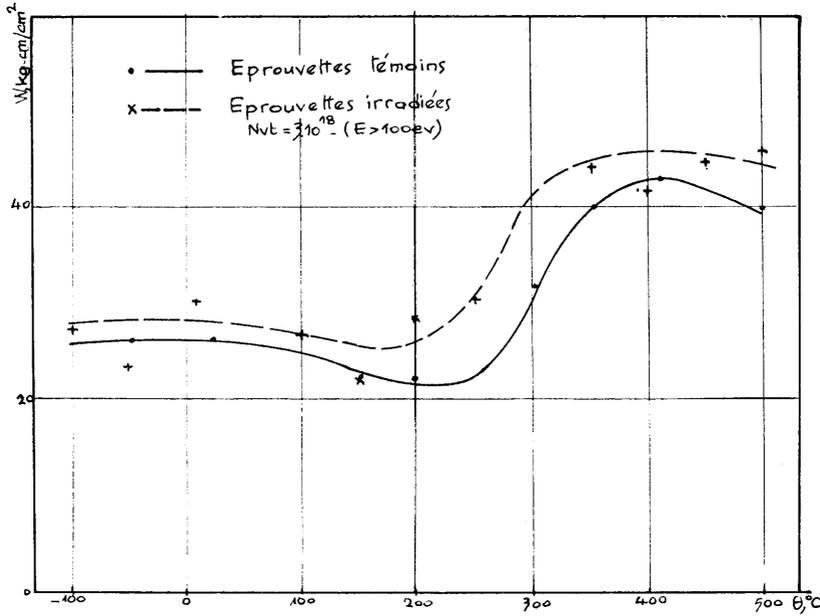


Figure 128 Mg  
Influence de l'irradiation sur le diagramme de traction.

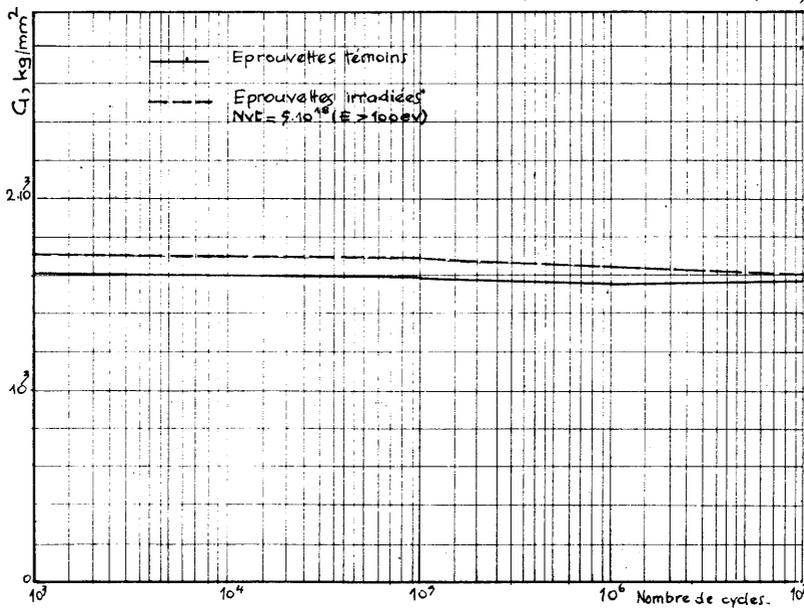


Figure 129 Zn.  
Influence de l'irradiation sur le diagramme de traction.

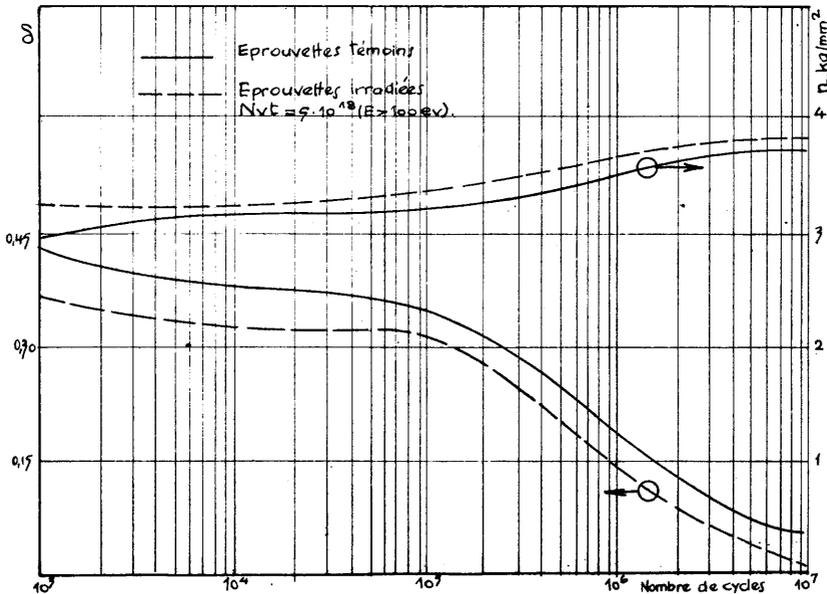


Figure 130 Mg fritté (1.B)  
Influence de l'irradiation sur la charge de rupture en fonction de la température.

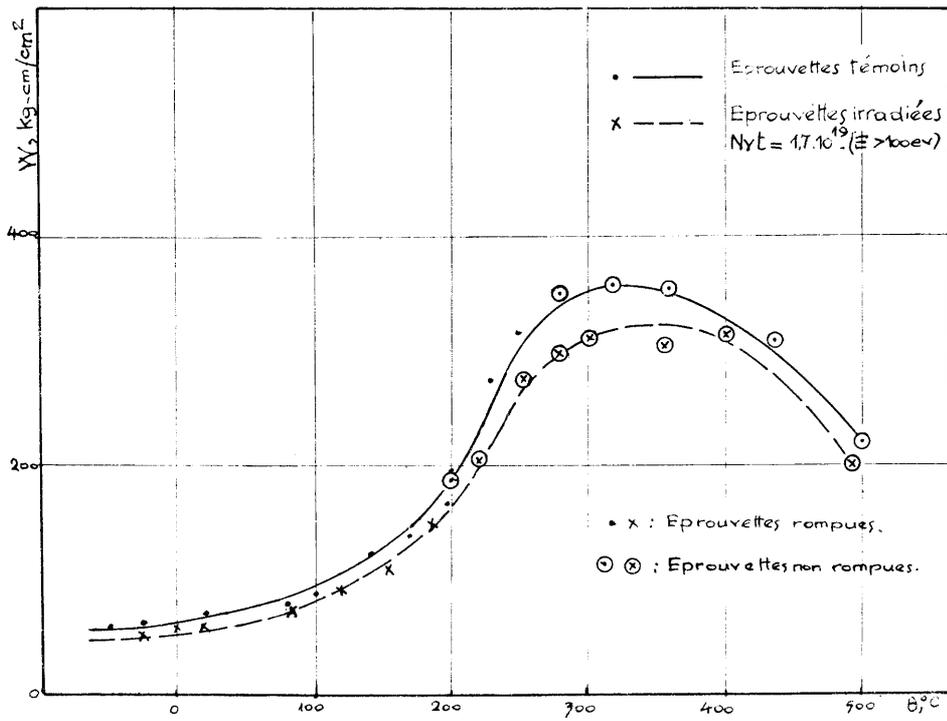


Fig 131 Mg Influence de l'irradiation sur la résilience en fonction de la température.

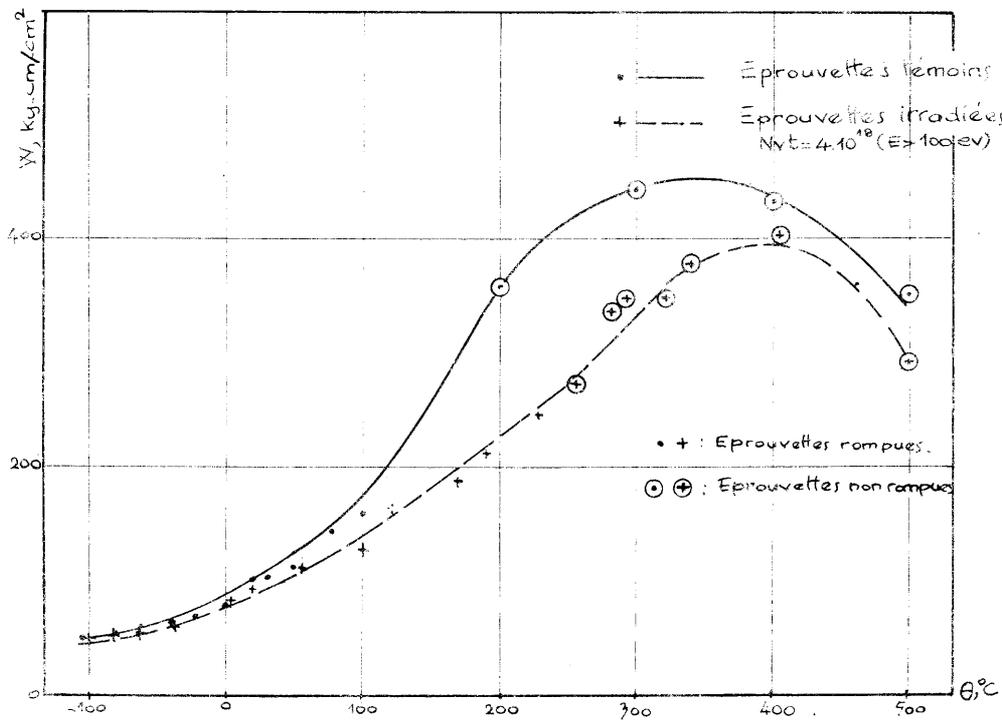
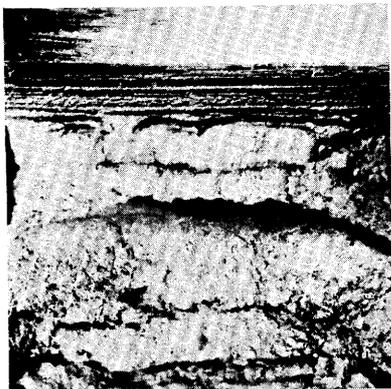


Fig 132 Mg-Sr. Influence de l'irradiation sur la résilience en fonction de la température.

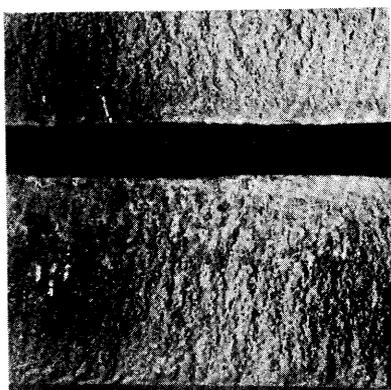
Température d'essai + 400°C



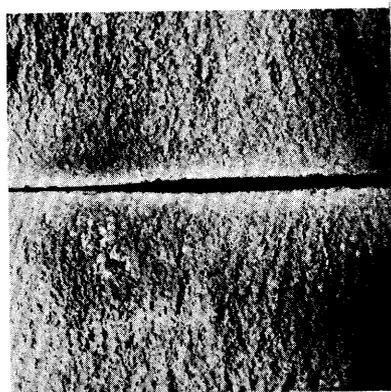
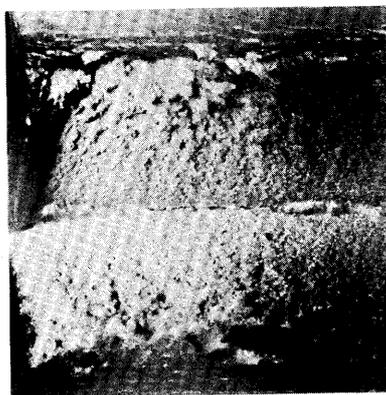
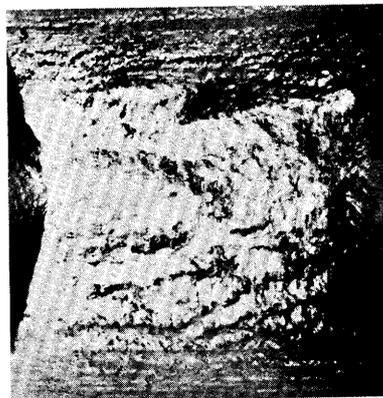
Température d'essai + 200°C



Température d'essai - 60°C



Eprouvettes témoins



Eprouvettes irradiées nvt =  $4.10^{18}$  ( $E > 100$  ev)  
Photos de cassures d'éprouvettes de résilience.

Fig. 133 Mg-Zr

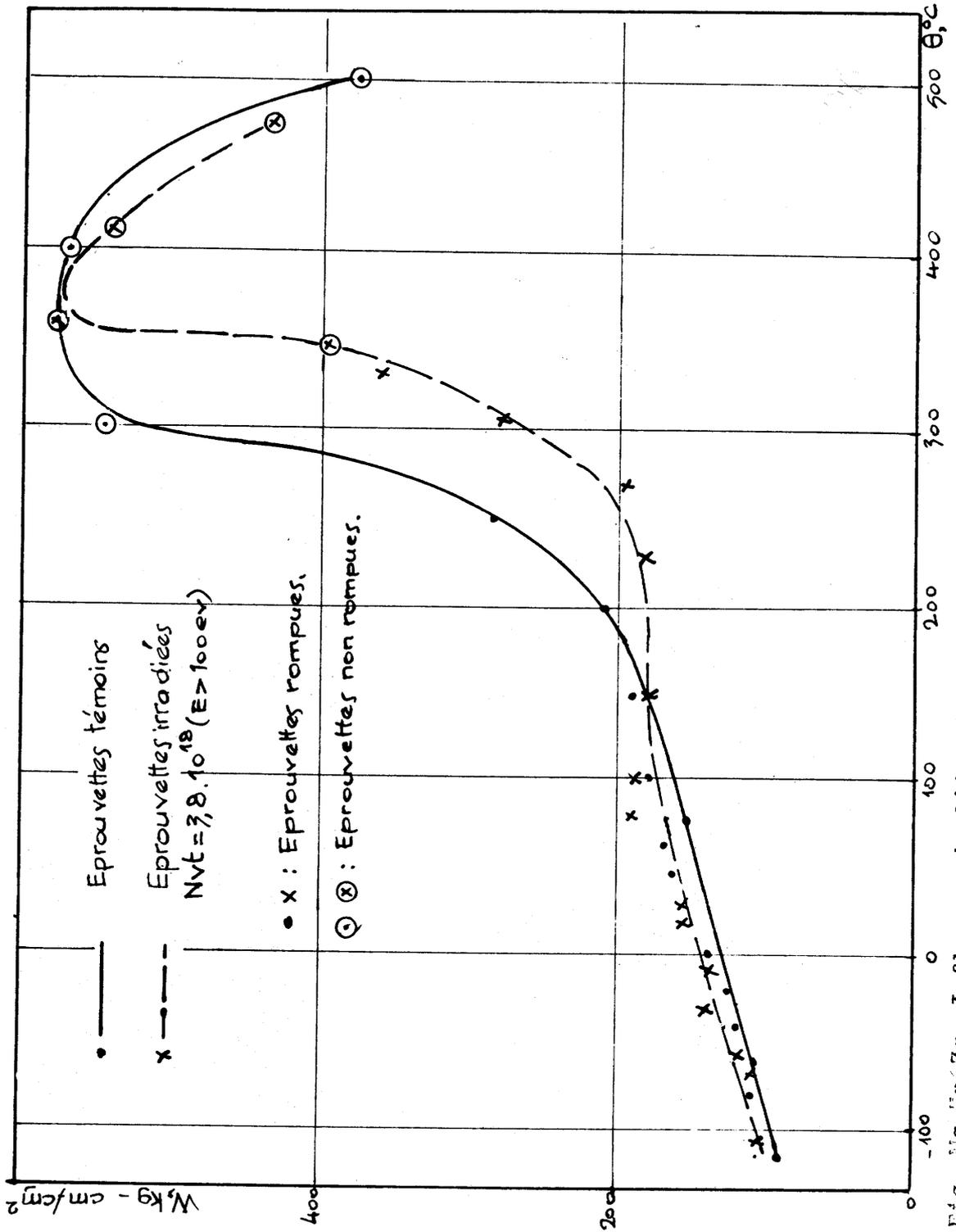
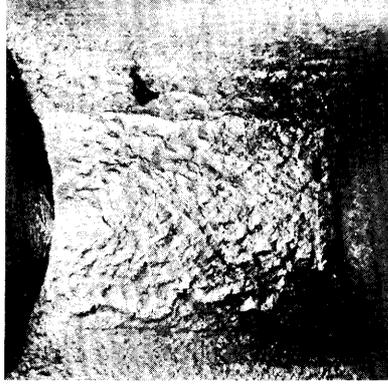


FIG. 10-ER-Zr Influence de l'irradiation sur la résilience en fonction de la température.

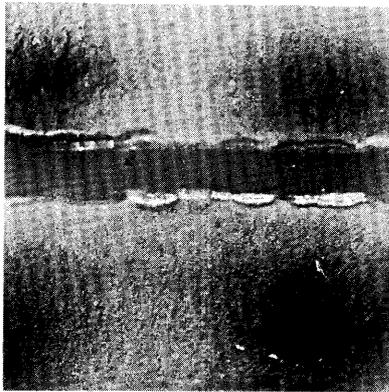
Température d'essai + 400°C



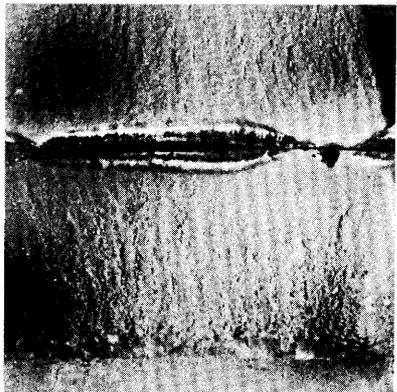
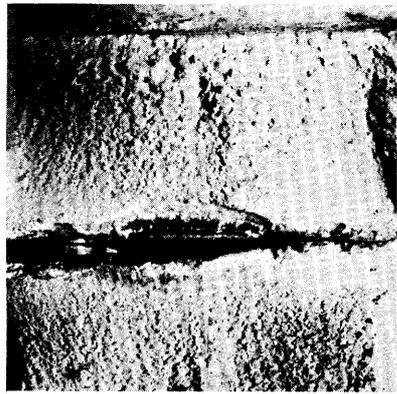
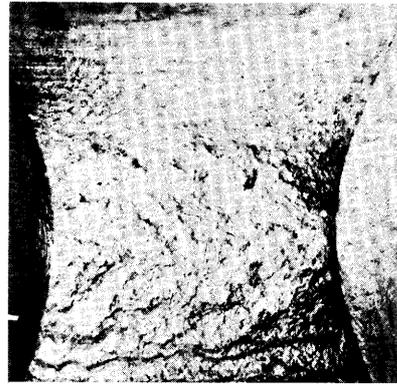
Température d'essai + 250°C



Température d'essai - 100°C



anionèj æeʃevuorqE



Eprouvettes irradiées nvt =  $3.10^{18}$  ( $E > 100$  ev)

Fig. 135 Mg-Zn-Zr Photos de cassures d'éprouvettes de résilience.

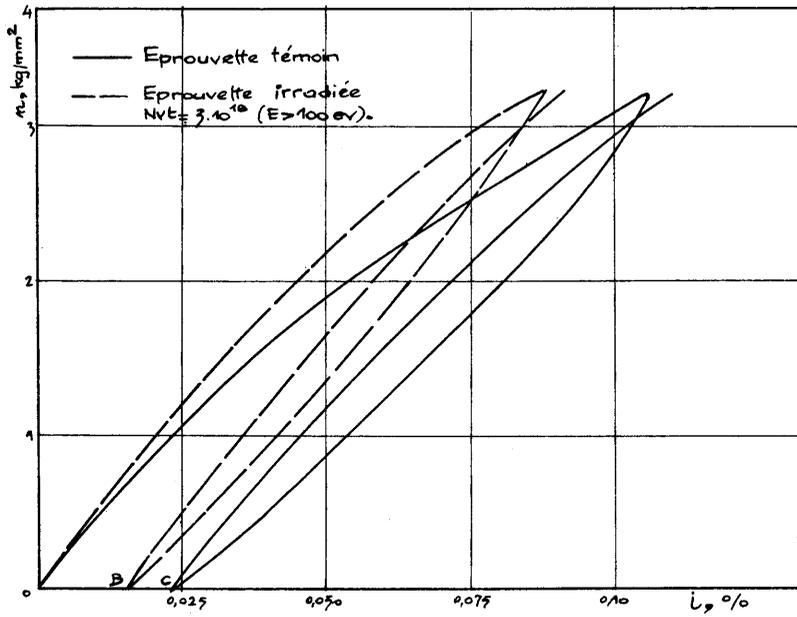


Fig. 136 Ne fritté (I.B)  
Influence de l'irradiation sur la résilience en fonction de la température.

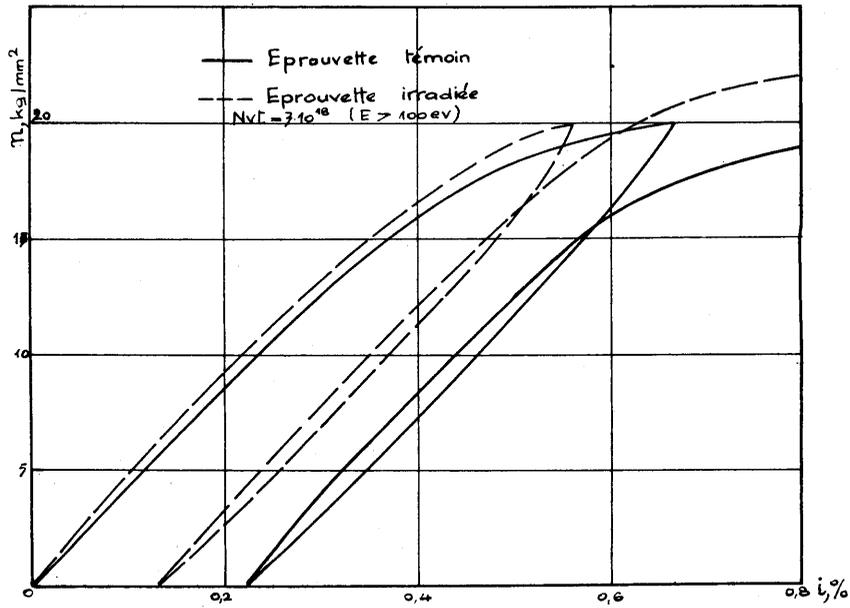


Fig. 137 ZW.1.  
Influence de l'irradiation sur le module de rigidité en fonction du nombre de cycles (torsions alternées).

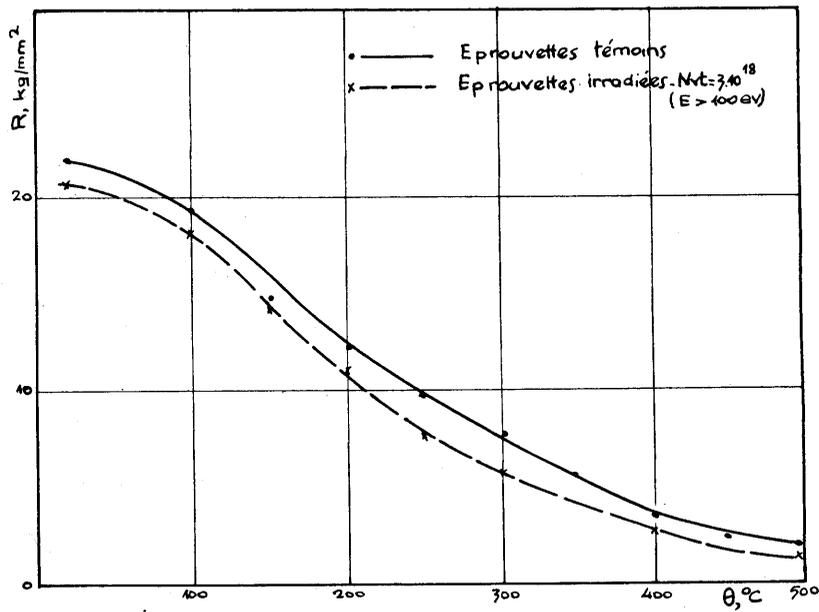


Fig. 138 ZW.1.  
Influence de l'irradiation sur la contrainte maximum de cisaillement et le frottement interne en fonction du nombre de cycles.

Tableau I - Compositions des alliages Mg.Zr. et Mg.Zn.Zr étudiés.

Composants Alliage	Zn. %	Zr. %	Mn. %	Fe. %	Ni. %	Cu. %	Si. %	Pb. %	Sn. %	Cd. %	Hf. %	Mg.
Mg.Zr.		0,6	0,002	0,001	0,001	0,0001	0,005	0,003	0,001	0,00005	0,011	le reste
Mg.Zn.Zr.	0,9	0,6	0,002	0,001	0,001	0,001	0,005	0,003	0,001	0,0001	0,0012	le reste

Tableau II Influence de l'irradiation sur la dureté de l'Aluminium A5 et de l'Alliage A9G5.

Matériau	NYE (E > 100eV)	Nombre de mesures	Dureté moyenne	Limite de confiance F=0,95	Variation sur la valeur moyenne
A5	Non irradié 2,2.10 <sup>18</sup>	60	H <sub>B5,15</sub> : 22,5	22,3 - 22,7	} +4,4%
		39	" : 23,5	23,3 - 23,7	
A9G5	Non irradié 2,2.10 <sup>18</sup>	80	H <sub>B5,15</sub> : 55,8	55,4 - 56,1	} +3,4%
		80	" : 57,7	57,3 - 58,1	
A9G5	Non irradié 2,7.10 <sup>18</sup>	50	H <sub>V5,15</sub> : 56,3	55,8 - 56,8	} +6,5%
		50	" : 60	59,6 - 60,2	

Tableaux III et IV Influence de l'irradiation sur la dureté de l'aluminium fritté SAP 865

Nvt (E > 100ev)	Nombre de mesures	Dureté moyenne HV <sub>5-15</sub>	Limite de confiance (P=0,95)	Variation sur valeur moyenne
Non irradiée	150	97,1	96,8 - 98	+ 4%
2,2 . 10 <sup>18</sup>	150	101	100,8 - 101,4	

N° épreuve	Nombre de mesures	Nvt. (E > 100ev)	Dureté moyenne HV <sub>5-15</sub>	Limite de confiance	Variation moyenne %
1	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	97,8 100,7	96,7-99 99-102,3	+ 3%
2	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	98,7 101,6	97,4-100 100,7-102,7	+ 3
3	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	95 92,7	92,9-96,8 97,4-100	+ 3,9
4	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	96,7 101,6	95,3-98,1 100,6-102,7	+ 5
5	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	97,8 99,7	95-100 98,7-100,7	+ 1,9
6	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	97,8 101	96,8-98,7 100-102	+ 3,3
7	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	92,6 99,7	90,8-94,3 98,1-101,3	+ 7,6
8	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	90,6 99	88-94,3 98,1-100	+ 9,2
9	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	88,9 101	86,2-91,7 99,7-102,3	+ 13,6
10	10	Non irradié 1. 10 <sup>19</sup>	95,9 101	94,3-97,6 99,7-102,3	+ 5,4

Tableau V Influence de l'irradiation sur  
les caractéristiques mécaniques  
du Magnésium.

$$Nvt = 2,9 \cdot 10^{18} (E > 100 \text{ eV})$$

Caractéristiques	Non irradié	Irradié	Variation %
R kg/mm <sup>2</sup>	20,6 21,3	21,6 20,6	
moyenne	20,9	20,6 20,9	0
L <sub>E</sub> kg/mm <sup>2</sup>	3 3	3,2 3,3	
moyenne	3	3,2 3,2	+ 7,6
A %	14 14	6,5 10	
moyenne	14	10 8,8	- 37
Module d'élasticité E kg/mm <sup>2</sup>	4550 4360	4550 4550	
m:	4405	4400 4500	non significative
Energie dissipée au cours d'un cycle charge-décharge W 10 <sup>3</sup> J/cm <sup>3</sup>	1,77 1,67	1,20 1,04	
m:	1,72	1,03 1,09	- 35

Tableaux VI, VII et VIII Influence de l'irradiation sur les caractéristiques mécaniques du Mg-Zr.

Nvt ( $E > 100\text{eV}$ )	R $\text{kg/mm}^2$	LE $\text{kg/mm}^2$	A%
0	$22,6 \pm 0,1$	$18,7 \pm 0,1$	$25,0 \pm 0,6$
$3,2 \cdot 10^{18}$	$23,3 \pm 0,1$	$20,3 \pm 0,3$	$22,3 \pm 0,9$
Variations%	+3,1	+8,5	-10,8.

Nvt (Thermiques)	R $\text{kg/mm}^2$	LE $\text{kg/mm}^2$	A%
0	$20,9 \pm 0,3$	$16,6 \pm 0,8$	$19,0 \pm 1,3$
$8,3 \cdot 10^{19}$	$23,2 \pm 0,3$	$18,9 \pm 0,7$	$17,5 \pm 1,2$
Variations%	+11	+17,8	-8

Nvt ( $E > 100\text{eV}$ )	R $\text{kg/mm}^2$	LE $\text{kg/mm}^2$	A%	Striction %	Module d'élasticité $\text{kg/mm}^2$
0	$23 \pm 0,2$	$15 \pm 0,8$	$26,6 \pm 1,4$	$45,1 \pm 3,0$	4.080
$3,2 \cdot 10^{18}$	$23,9 \pm 0,5$	$17,5 \pm 0,7$	$25,9 \pm 2,8$	$35,5 \pm 7,3$	4.443
Variations%	+3,9	+16,6	non significative	-21	+9

Tableau  $\bar{X}$  Influence de l'irradiation sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage ZW1.

Nvt E > 100ev.	Charge de rupture kg/mm <sup>2</sup>	Allongement %	Striction %	Limite élastique kg/mm <sup>2</sup>	Module d'élasticité kg/mm <sup>2</sup>	Energie dissipée au cours d'un cycle	Allongement permanent sous 20kg/mm <sup>2</sup>
0	28,4 28 27,8	17,8 18,3 20	45,7 47,3 49,8	20 20 20	4.500 4.500 4.500	22,8.10 <sup>3</sup> J/cm <sup>2</sup> 22,4 19,9	0,210 % 0,182 0,210
Moyenne	28,1	18,7	46,9	20	4.500	20,3	0,200
3,3.10 <sup>18</sup>	28,2 28,4 28,9	17,8 17,1 18,3	34,7 36,7 44	20,8 20,6 21,4	4.500 4.500 4.500	19,5 16,5 19,1	0,122 0,135 0,122
Moyenne	28	17,8	38,4	20,9	4.500	18,7	0,126
Variations %	0	-4,7	-18	+4,5	0	-8	-3,7

Tableau  $\bar{X}$  Variations des caractéristiques élastiques de l'aluminium fritté SAP 865 après irradiation: Nvt = 1.10<sup>19</sup> (E > 100 ev)

Nombre de cycles d'alternance		10 <sup>4</sup>	10 <sup>5</sup>	10 <sup>6</sup>	10 <sup>7</sup>
Module de rigidité kg/mm <sup>2</sup>	Avant irr. <sup>19</sup>	3410	3416	3396	3410
	Après irr. <sup>19</sup>	3160	3155	3115	3115
	Variation %	-7,8	-7,7	-8,4	-8,7
Contrainte maxi. de cisaillement kg/mm <sup>2</sup>	Avant irr. <sup>19</sup>	6,35	6,34	6,32	6,34
	Après irr. <sup>19</sup>	5,56	5,45	5,90	5,87
	Variation %	-12,4	-14	-6,6	-7,4

-----