

LEHMANN J.

Rapport CEA 920.

Alliages uranium-molybdène de 0,5 à 3 pour cent en poids de molybdène.

Sommaire. — Les différentes caractéristiques ont été déterminées sur les alliages 0,5-1-1,5-2 et 3 %, en poids de molybdène, à l'état brut de coulée : aspect micrographique, structure cristalline, coefficients de dilatation, caractéristiques mécaniques, comportement au cyclage thermique et aux traitements thermiques.

Les courbes de transformations au cours de refroidissements continus à des vitesses allant de 2,5 à environ 200 °C/mm ont été établies à l'aide d'une méthode dilatométrique (alliages 1,2 et 3 %).

Les courbes TTT ont été tracées pour les alliages 0,5 et 1 % et les points M_s déterminés pour les alliages 2 et 3 %. Ceci a permis de mettre en évidence différents résultats de transformation, s'opérant soit par germination et diffusion, soit par cisaillement (deux martensites : ϵ' et ϵ'' pour l'alliage à 1 %, une martensite à structure de bandes pour les alliages 2 et 3 %).

1958

32 pages

LEHMANN J.

Rapport CEA 920.

Uranium-molybdenum alloys containing 0,5 to 3 per cent by weight of molybdenum.

Summary. — The following properties have been determined in the new cast state for uranium alloys containing 0,5, 1,0, 1,5, 2,0 and 3,0 per cent of molybdenum : micrographical aspect crystalline structure, thermal expansion, the mechanical characteristics, behaviour when subjected to cyclic temperature variations, and heat treatment.

The transformation curves have been established for continuous cooling at rates varying between 2,5 and 200 °C per minute, using a dilatation method for the alloys containing 1,0, 2,0 and 3,0 per cent Mo.

T.T.T. curves have been traced for the 0,5 and 1,0 per cent Mo alloys and the M_s points determined for the alloys containing 2,0 and 3,0 per cent Mo. In this way it has been possible to show the different results of transformation, brought about either by nucleation and diffusion or by shear—the alloy containing 1 per cent Mo, give two martensites ϵ' and ϵ'' and the alloys containing 2 and 3 per cent Mo give one martensite with a band structure.

1958

PRÉSIDENCE DU CONSEIL
COMMISSARIAT A
L'ÉNERGIE ATOMIQUE

ALLIAGES URANIUM-MOLYBDÈNE

de 0,5 à 3 %

en poids de molybdène

Caractéristiques générales
Cinétiques de transformation

par

Madame J. LEHMANN

Rapport CEA n° 920

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

DÉPARTEMENT DE MÉTALLURGIE ET DE CHIMIE APPLIQUÉE

Service de Technologie

ALLIAGES
URANIUM-MOLYBDÈNE
de 0,5 à 3 %
en poids de molybdène

Caractéristiques générales
Cinétiques de transformation

par

Madame J. LEHMANN

Rapport CEA n° **920**

SEPTEMBRE 1958

RÉSUMÉ

Les différentes caractéristiques ont été déterminées sur les alliages 0,5 — 1 — 1,5 — 2 et 3 % en poids de molybdène, à l'état brut de coulée :

aspect micrographique, structure cristalline, coefficients de dilatation, caractéristiques mécaniques, comportement au cyclage thermique et aux traitements thermiques.

Les courbes de transformations au cours de refroidissements continus à des vitesses allant de 2,5 à environ 200 °C/minute ont été établies à l'aide d'une méthode dilatométrique (alliages 1—2 et 3 %).

Les courbes TTT ont été tracées pour les alliages 0,5 et 1 % et les points Ms déterminés pour les alliages 2 et 3 %. Ceci a permis de mettre en évidence différents résultats de transformation, s'opérant soit par germination et diffusion, soit par cisaillement (deux martensites : α' et α'' pour l'alliage à 1 %, une martensite à structure de bandes pour les alliages 2 et 3 %).

TABLE DES MATIÈRES

I. INTRODUCTION.

II. FABRICATION DES ALLIAGES DE 0,5 A 3 % EN POIDS DE Mo.

III. CARACTÉRISTIQUES DES ALLIAGES BRUTS DE COULÉE.

1. Aspect micrographique.
2. Structure cristalline.
3. Coefficients de dilatation.
4. Caractéristiques mécaniques.

IV. CARACTÉRISTIQUES APRÈS TRAITEMENTS THERMIQUES.

1. Traitements de longue durée.
2. Cyclage thermique.

V. AFFINAGE DE GRAIN DE L'ALLIAGE A 0,5 % DE Mo.

VI. ÉTUDE DES TRANSFORMATIONS.

1. Appareillage.
2. Alliages U-Mo 0,5 %.
3. Alliages U-Mo 1 %.
 - a) Courbes de transformation en refroidissement continu.
 - b) Détermination des points Ms.
 - c) Interprétation des résultats.
4. Alliages U-Mo 2 %.
 - a) Courbes de transformation en refroidissement continu.
 - b) Détermination du point Ms.
5. Alliages U-Mo 3 %.
 - a) Courbes de transformation en refroidissement continu.
 - b) Détermination du point Ms.

VII. CONCLUSIONS.

1. Mécanisme des transformations.
2. Conclusions générales.

INTRODUCTION

Le présent travail a eu pour but la détermination des propriétés physiques des alliages de 0,5 à 3 % en poids de molybdène et l'établissement des courbes de transformation. Une étude générale antérieure [1] a montré les propriétés intéressantes de certains de ces alliages, au point de vue comportement à la fatigue thermique.

Les premiers travaux sur le diagramme U-Mo ont été faits par P. C. L. PFEIL [2], P. C. L. PFEIL et J. D. BROWN [3], C. W. TUCKER [4] et enfin, le diagramme des figures 1 et 2 a été publié par H. A. SALLER, F. A. ROUGH et D. A. VAUGHAN [5]. Ce diagramme présente une zone de solubilité solide en phase γ très large, qui s'étend jusqu'à environ 22 % en poids à 1 285 °C. La solubilité en phase γ décroît avec la température, pour atteindre 13 à 15 % vers 575–605 °C.

Un composé intermétallique se situe dans la zone de concentration 15–17 % de Mo, au dessous de 605 °C.

En phase β , la solubilité solide maximum est de 0,4 à 0,5 % à 658 °C et décroît rapidement lorsque la température s'élève jusqu'à 760 °C. A 658 °C, et pour la concentration 0,4–0,5 %, il existe un point eutectoïde correspondant à la transformation $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$.

En phase α , la solubilité est d'environ 0,2 % à 600 °C et décroît légèrement avec la température. De 0,5 à 2,5 % s'étend la zone de stabilité des phases $\beta + \gamma$ et au delà de 2,5 %, il y a passage direct de γ à $\alpha + \gamma$. A 575 °C et environ 12 % de Mo se trouve un point eutectoïde : $\gamma \rightarrow \alpha + \epsilon$.

Nous avons préparé des alliages de concentrations 0,5 — 1 — 1,5 — 2 et 3 % en poids. Un certain nombre de caractéristiques ont été déterminées sur ces alliages à l'état brut de coulée et une étude des transformations a été faite sur les alliages de teneur 1 — 2 et 3 %.

II. FABRICATION DES ALLIAGES DE 0,5 A 3 % EN POIDS DE MOLYBDENE

Les alliages sont préparés par fusion sous vide à 1 450 °C, dans un appareillage décrit antérieurement [6]. La coulée en chute s'effectue par percement d'une membrane placée au fond du creuset de fusion. Seize barreaux de \varnothing 30 et L = 390 mm sont coulés simultanément. L'uranium utilisé provient du Bouchet et contient entre 80 et 200 ppm de Fe, Ni, Cr, Mn, environ 100 ppm de Si et 100 ppm de C. Le molybdène employé est sous forme de pastilles frittées de densité 8 et de pureté 99,9 % (oxygène mis à part). Après fusion sous vide, le taux de carbone augmente à 150-250 ppm, malgré le brasquage d'alumine à l'intérieur du creuset.

Les barreaux sont ensuite gammagraphiés pour localiser les retassures et porosités éventuelles et permettre le prélèvement d'éprouvettes parfaitement saines.

Les analyses chimiques effectuées sur les extrémités des barreaux ont donné les résultats ci-dessous :

Désignation de l'alliage	% Mo donné par analyse chimique	
	Haut du barreau	Bas du barreau
U-Mo 0,5	0,57 \pm 0,02	0,54 \pm 0,02
U-Mo 1	1 \pm 0,05	
U-Mo 2	2,05 \pm 0,1	2,02 \pm 0,1
U-Mo 3	3,10 \pm 0,1	3,04 \pm 0,1

Pour les traitements thermiques, on utilise des pastilles de 30 g maximum prélevées par tronçonnage de barreaux.

Les échantillons métallographiques sont polis mécaniquement ; les conditions de polissage électrolytique et d'attaque sont ensuite adaptées, suivant la teneur en molybdène et le traitement thermique subi :

— pour les échantillons bruts de coulée :

Polissage au bain de *Mott* [7] PO_4H_3 50 cm³, SO_4H_2 100 cm³,
 H_2O 100 cm³
 Oxydation ménagée sous pression partielle d'oxygène,
 (10⁻² mm Hg)
 1 000 V-15 mA [8]

— pour les structures aciculaires fines :

Polissage au bain de *Mott*,
 Attaque nitrique-acétique 50/50 - 20 secondes et plus suivant le cas.
 Examen avec l'objectif à contraste interférentiel à 2 ondes polarisées.

Sur certains échantillons, l'analyse radiocristallographique a été effectuée, à l'aide des appareils « Goniomètre Geco ou Cristallobloc », rayonnement K α du cuivre. (Groupe Rayons X du Service de Technologie).

III. CARACTERISTIQUES DES ALLIAGES BRUTS DE COULÉE

1° Aspects Micrographiques.

L'alliage à 0,5 % présente une structure à grains α hétérogènes, peu différente de celle de l'uranium non allié. A l'intérieur des grains, on observe une décomposition eutectoïde à lamelles très espacées (Fig. 3 et 4).

Les alliages à 1 — 1,5 — 2 et 3 % présentent une structure à grains anguleux très fins (environ 20 μ), avec une décomposition eutectoïde à lamelles très fines et très serrées ; celles-ci montrent plusieurs directions différentes à l'intérieur d'un même grain. (Fig. 5, 6, 7, 8 et 9).

2° Structure cristalline.

L'analyse radiocristallographique a montré, pour tous ces alliages à l'état brut de coulée, l'existence des phases α et γ [9]. Le refroidissement dans les moules de coulée ne permet pas à la transformation $\gamma \rightarrow \alpha + \varepsilon$ de se produire ; celle-ci n'a été observée que pour des refroidissements très lents : 0,7 à 2 °C/mn [10].

3° Coefficients de dilatation.

L'enregistrement des courbes dilatométriques a été effectué jusqu'aux températures 690 à 780 °C suivant le cas, avec une vitesse de chauffage et de refroidissement de 1,6 °C/mn. Les éprouvettes ont subi préalablement un traitement à 900 °C-15 mn, suivi d'un refroidissement à 2,5 °C/mn.

Désignation de l'alliage	α_m $\left(\begin{array}{l} 300\text{ °C} \\ 25\text{ °C} \end{array} \right)$	α_m $\left(\begin{array}{l} 400\text{ °C} \\ 25\text{ °C} \end{array} \right)$	α_m $\left(\begin{array}{l} 500\text{ °C} \\ 25\text{ °C} \end{array} \right)$	α_m $\left(\begin{array}{l} 550\text{ °C} \\ 25\text{ °C} \end{array} \right)$
U-Mo 0,5	15,85 . 10 ⁻⁶	16,3 . 10 ⁻⁶	17,55 . 10 ⁻⁶	18,1 . 10 ⁻⁶
U-Mo 1	15,80 . 10 ⁻⁶	16,51 . 10 ⁻⁶	17,3 . 10 ⁻⁶	17,65 . 10 ⁻⁶
U-Mo 2	15,24 . 10 ⁻⁶	15,88 . 10 ⁻⁶	16,47 . 10 ⁻⁶	16,9 . 10 ⁻⁶
U-Mo 3	14,38 . 10 ⁻⁶	15,2 . 10 ⁻⁶	15,9 . 10 ⁻⁶	15,9 . 10 ⁻⁶
U non allié	16,2 . 10 ⁻⁶	17 . 10 ⁻⁶	17,9 . 10 ⁻⁶	

Les résultats ci-dessus montrent que pour tous les alliages, le coefficient de dilatation croît avec la température. Ce comportement est identique à celui de l'uranium. De plus, le coefficient de dilatation s'abaisse lorsque la concentration en Mo augmente.

Un allongement rémanent de 0,15 à 0,25 % est décelé sur tous les enregistrements, sauf pour le 3 %.

Une courbe dilatométrique est reproduite figure 10.

4° Caractéristiques mécaniques.

Dureté.

Les mesures de dureté Vickers sous charge de 40 kg à la température ambiante ont donné les résultats ci-dessous :

U non allié	200
U-Mo 0,5 %	304
U-Mo 1 %	314
U-Mo 2 %	340
U-Mo 3 %	341

Traction.

Les caractéristiques mécaniques en traction ont été déterminées par le groupe Essais des Matériaux [11] sur les alliages 0,5 - 1 et 2 % bruts de coulée, depuis la température ambiante jusqu'à 900 °C. Ces caractéristiques à la température ambiante sont reportées sur le tableau ci-dessous, ainsi que certaines valeurs publiées dans la littérature.

Ces caractéristiques à la température ambiante sont très supérieures à celles de l'uranium non allié.

La résistance à la rupture et la limite élastique jusqu'à 550-600 °C sont également plus élevées que celles de l'uranium non allié ; elles atteignent approximativement les mêmes valeurs pour les trois alliages. Au-dessus de 600 °C, les charges de rupture diminuent très rapidement, les alliages sont en phases ($\beta + \gamma$) ou γ , et la phase γ leur confère une très grande plasticité. Les courbes de tractions sont portées figure 45. [11]

Résilience.

Les déterminations faites par le groupe Essais des Matériaux [15] montrent que, de la température ambiante jusqu'à 500 °C, l'alliage à 0,5 % de Mo subit un accroissement de résistance au choc. Ceci est confirmé par ZUKAS [10] pour les alliages 0,5 et 1 %. D'après ce dernier, quelle que soit la température d'essai, la résilience est abaissée par tout traitement thermique antérieur.

Caractéristiques mécaniques U-Mo.

Nature du Matériau	R kg/mm ²		E à 0,2 % kg/mm ²		A % Résultats Technologie	Σ % Résultats Technologie
	Résultats Technologie	Résultats publiés	Résultats Technologie	Résultats publiés		
U non allié	43	41 à 73	20	14 à 28	5	9
U-Mo 0,5	87,7	* 70 à 128	42	* 33 à 65	5,8	6
U-Mo 1	88,5	* 97	44,7	* 50	6,6	6,65
U-Mo 2	93,3	* 92	49	* 56	2,6	2,6
U-Mo 3		** 102		** 70		

* E. G. Zukas [10] et [12].
** F. E. Bowman [13].
** M. B. Waldron, R.C. Burnett, S.F. Pugh [14].

IV. CARACTÉRISTIQUES APRÈS TRAITEMENTS THERMIQUES

1° Traitements de longue durée.

Chacun de ces alliages a subi des traitements à 450 °C et 550 °C pendant des temps croissant jusqu'à 1 700 heures, et les alliages à 1 % et 2 % ont subi, de plus, des traitements à 600 °C pendant 170 heures. Les résultats sont groupés dans le tableau suivant (voir page 11).

A 450 °C, après 1 700 heures, on n'observe aucune évolution de ces alliages et il en est de même pour l'alliage à 0,5 % à 550 °C.

Après 500 heures à 550 °C, il apparaît sur l'alliage à 1 % une fine globulisation de l'eutectoïde et un faible grossissement du grain (croissance de 20 à 60 μ). On n'observe plus l'évolution entre 500 et 1 700 heures (Fig. 11 et 12).

L'alliage à 2 % subit à 550 °C un épaississement des lamelles de décomposition (Fig. 13), alors que l'alliage à 3 % montre une très importante coalescence (Fig. 14).

Le traitement à 600 °C, 170 heures produit sur l'alliage à 1 % un début de sphéroïdisation et sur l'alliage à 2 % un élargissement des lamelles de décomposition, le grain restant fin dans les deux cas.

2° Cyclage thermique.

Le cyclage a été effectué sur des échantillons de 5 × 5 mm, de longueur 50 mm, par chauffage en 10 minutes à 520 °C et refroidissement à la température ambiante en 2 minutes ; 1 000 cycles.

Concentration en Mo		0,5 %	1 %	2 %	3 %
450 °C	500 h	Pas de changement	Très peu de changement. Lamelles un peu moins rectilignes. Le grain reste fin.	Pas de changement	Pas de changement
	1 000 h	Pas de changement	Pas d'évolution entre 500 h et 1 000 h	Pas de changement	Pas de changement
	1 700 h	Pas de changement	Début de sphéroïdisation. Le grain reste fin.	Pas de changement	Pas de changement
550 °C	500 h		Début de globulisation fine. Le grain subit un faible grossissement.	Léger élargissement des lamelles. Le grain reste fin.	
	1 000 h	Pas de changement	Identique à 500 h. La globulisation n'évolue pas. Grain de 60 à 80 μ	Élargissement des lamelles produisant une faible coalescence. Le grain reste fin.	Coalescence très importante. Le grain reste fin mais hétérogène.
	1 700 h	Pas de changement	Globulisation plus avancée. Grain de 60 à 80 μ	Identique à ci-dessus	Identique à ci-dessus.
600 °C	170 h		Début de sphéroïdisation. Le grain reste fin.	Élargissement des lamelles. Le grain reste fin.	

Les résultats sont groupés dans le tableau ci-dessous, et une note a été attribuée à chaque alliage (notation, référence [16]) :

Désignation de l'alliage	Allongement %	Flèche %	Fissures %	Etat de Surface	Note sur 20
U-Mo 0,5	+ 0,5	0,4	0	aucune déformation	19
U-Mo 1	+ 0,5	0,4	0	— —	19
U-Mo 1,5	— 0,2	0,4	0	— —	19
U-Mo 2	— 0,5	0	0	— —	19
U-Mo 3	— 1,2	0,4	0	— —	17,5
U non allié	+ 0,8	8	25	Peau d'orange très importante.	3 à 5

Les examens micrographiques ont été effectués sur une section des échantillons cyclés : la structure de l'alliage à 0,5 % a peu varié, sauf en quelques plages recristallisées en grains de 5 à 10 μ et l'eutectoïde présente un début de globulisation.

Sur l'alliage à 1 %, on note un début de globulisation et un léger grossissement du grain, alors que les alliages à 2 et 3 % ne sont pas affectés.

Ces résultats montrent l'excellente tenue au cyclage entre 20 et 520 °C de tous les alliages de 0,5 à 3 % de Mo : très faible variation de longueur, très faible flèche, absence complète de déformations de surface.

V. ÉTUDE DES TRANSFORMATIONS

Nous avons effectué les tracés des courbes de transformation au cours de refroidissements continus à différentes vitesses, à l'aide d'une méthode dilatométrique par laquelle on enregistre les contractions accompagnant les transformations.

Cette méthode diffère de celle, plus classique, employée par DAVENPORT et BAIN [17] pour l'étude des transformations dans les aciers et par WHITE [18] pour l'étude des alliages uranium-chrome ; dans celle-ci, on mesure les variations de longueur en fonction du temps au cours de trempes isothermes.

Nous avons employé un appareillage dilatométrique horizontal sous vide ; la mise en température de l'échantillon se fait par déplacement d'un four et l'enregistrement donne les courbes $\Delta l = f(t)$. Nous avons modifié cet appareillage afin d'obtenir directement les courbes $\Delta l = f(\theta)$ au cours de refroidissements à des vitesses allant de 2,5 à 280 °C/mn.

Ces enregistrements donnent la possibilité d'établir les courbes de transformation en refroidissement continu. Celles-ci, ainsi que les résultats des examens micrographiques des échantillons dilatométriques, permettent de connaître les modes de transformation et de choisir les vitesses de refroidissement donnant la structure la plus favorable.

Des courbes similaires ont été tracées par DOLDON [19] pour l'étude d'un alliage à 0,2 % de Mo et comparées aux courbes TTT classiques ; ces dernières sont déplacées dans un domaine de température un peu plus élevé.

Ce fait a été également constaté sur les aciers. Les courbes TTT sont établies dans des conditions très particulières de trempes isothermes et ne sont valables en toute rigueur que dans ces conditions, alors que les courbes en refroidissement continu présentent l'avantage d'être directement utilisables dans les conditions mêmes des traitements à appliquer [20].

Par ailleurs, nous avons établi les tracés des courbes TTT pour les alliages 0,5 et 1 % et déterminé les points de début de transformation martensitique Ms, en opérant des trempes étagées de 950 °C ou de 700 °C dans la zone < 658 °C. Dans certains cas, les déterminations ont été faites par microscopie électronique et par rayons X.

1° Appareillage.

a) Dilatométrie.

Nous avons transformé un ancien dilatomètre optique Chevenard, en plaçant sous vide secondaire toute la partie mécanique : échantillon, poussoirs, triangle optique -- et en remplaçant le report de dilatation entre éprouvette et poussoir par un tube bifilaire de quartz par lequel un thermocouple Pt-Pt/Rh de diamètre 15/100 est introduit à 1 mm de l'échantillon (Fig. 15 et 16). Un suiveur de spot SEFRAM donne une lecture directe de l'enregistrement par l'intermédiaire d'une cellule photo-électrique mobile, couissant sur un support portant un scripteur (Fig. 17). Cet appareil délivre des informations en fonction du temps par déroulement du papier à vitesse réglable. Il a été modifié également, de façon à tracer directement les courbes $\Delta l = f(\theta)$ en asservissant le déroulement du papier à la température (modification réalisée par le Département d'Electronique).

Par un montage potentiométrique, la f.e.m. du thermocouple est en opposition avec une f.e.m. étalon ; leur différence, amplifiée, commande un moteur entraînant le déroulement du papier ; sur l'axe du moteur est placé un potentiomètre destiné à remettre au zéro la différence des deux f.e.m. et à permettre l'arrêt du moteur lorsqu'un palier de température est atteint (schéma, Fig. 46).

Le dispositif dilatométrique est fixe et, pour porter l'éprouvette en température, on déplace un four qui vient emboîter le porte-échantillon.

Le refroidissement s'effectue à différentes vitesses : 2,5 à 280 °C/mn, soit par régulation du four pour les vitesses lentes, soit par soufflage d'un violent courant d'air sur le tube dilatométrique pour les vitesses les plus rapides. Dans tous les cas, la vitesse moyenne de refroidissement est ensuite déterminée. Des pointés de temps sont effectuées et permettent de déterminer les débuts et fins de transformations.

Les éprouvettes dilatométriques (25 mm de longueur et 3,8 mm de diamètre) ont subi au préalable, un traitement d'homogénéisation à 900 °C pendant 24 heures, suivi de trempe à l'huile.

b) Traitements thermiques.

Les traitements de trempes isothermes ont été faits soit dans des fours sous vide permettant une trempe à l'huile ou en bain Pb-Bi, soit dans des fours à bains de sels.

Les échantillons ont subi un traitement d'homogénéisation identique à celui des éprouvettes dilatométriques.

2° Alliages U-Mo 0,5 %.

La courbe TTT a été établie par la méthode de trempe étagée à partir de 900 °C (Fig. 52). Cette courbe présente un double C et le point Ms est situé à 360 °C ; dans la zone supérieure, la transformation s'effectue par germination et croissance et la structure est à grains réguliers et équiaxes, leur taille moyenne est 120 μ à 500 °C, 50 à 70 μ à 550 °C et 40 à 50 μ à 600 °C (Fig. 18).

Sur de petits échantillons traités dans ces conditions on n'observe pas de fissuration.

Dans la zone inférieure à 360 °C, la transformation a lieu par cisaillement, des trempes étagées produisent de larges plaquettes α dans une matrice β (Fig. 19), lorsque la trempe isotherme est prolongée au delà de la fin de la transformation, on observe un grossissement de ces plaquettes qui présentent alors l'aspect de grains α aux contours déchiquetés ; des trempes directes à l'eau ou à l'huile conduisent à des plaquettes plus fines se développant à la température ambiante dans la matrice β , celle-ci est très fissurée par suite du changement de volume qui accompagne la transformation $\beta \rightarrow \alpha$ à la température ambiante (Fig. 20).

3° Alliages U-Mo 1 %.

a) Courbes de transformation en refroidissement continu.

D'après le diagramme d'équilibre, l'alliage à 1 % de Mo comporte un domaine de stabilité des deux phases β et γ entre 730 et 658 °C.

Sur les courbes dilatométriques, on observe un abaissement des températures de début et fin de transformation d'autant plus important que la vitesse de refroidissement est plus grande (Tableau I).

La figure 47 reproduit une des courbes dilatométriques-types obtenues pour les vitesses comprises entre 2,5 et 150 °C/mn ; on y distingue deux changements de pente distincts, correspondant à la contraction qui accompagne chacune des transformations : $\gamma \rightarrow \beta + \gamma$ et $\beta + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$.

La figure 48 correspond à un enregistrement dilatométrique aux vitesses de refroidissement supérieures à 150 °C/mn ; il n'apparaît plus qu'un seul changement de pente étalé sur une plage de 180 °C. Ceci correspond au chevauchement des deux phénomènes : la transformation $\beta + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ ayant débuté avant que la transformation $\gamma \rightarrow \beta + \gamma$ ne soit terminée.

Les deux transformations se traduisent par une contraction globale de 0,25 %. Le tracé des courbes en refroidissement continu a été fait en portant les températures de début et fin de transformation en fonction du temps (l'origine des temps correspond au début de refroidissement à partir de 900 °C, (Fig. 49)).

Le nez de la courbe en C : $\gamma \rightarrow \beta + \gamma$ se situe à environ 550 °C et celui de la courbe en C : $\beta + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ est au-dessous de 450 °C.

Les examens micrographiques des éprouvettes dilatométriques montrent une décomposition eutectoïde lamellaire d'autant plus fine que la vitesse de refroidissement est plus grande ; pour les vitesses de refroidissement 2,5 et 5 °C/mn, on constate une globulisation de l'eutectoïde (Fig. 21, 22 et 23).

Les phases identifiées à l'aide des rayons X correspondent aux structures cristallines α et γ , sauf dans le cas de l'échantillon ayant subi le refroidissement

à 2,5 °C/mn où n'est décelée que la phase α .

b) Détermination des points Ms.

Des trempes isothermes de durée variable (10 secondes à 1 heure) sont groupées en deux catégories :

— Traitements à 950 °C pendant 5 minutes, suivis de trempe à différentes températures dans les zones $\beta + \gamma$, $\alpha + \gamma$, $\alpha + \varepsilon$ et suivies soit de trempe à l'eau, soit de trempe à l'huile ;

— Traitements à 700 °C pendant 15 minutes, suivis de trempes à différentes températures dans les zones $\alpha + \gamma$ et $\alpha + \varepsilon$ et suivies soit de trempe à l'eau, soit de trempe à l'huile. Les résultats sont groupés dans les tableaux II et III, et les divers aspects micrographiques consécutifs à ces trempes sont décrits ci-dessous :

1) Une structure α' formée de très fines aiguilles enchevêtrées de 5 à 10 μ .

Elle est observée lorsqu'on trempe de 950 °C à n'importe quelle température entre 640 et 400 °C ou par trempe directe de 950 °C en bain d'huile (Fig. 24). On l'observe également en même temps que la phase β par trempe étagée à partir de 700 °C dans la zone : 640–400 °C (trempe eau ou trempe huile) (Fig. 25).

Cette structure est le résultat d'une transformation martensitique. Dans le cas des trempes de 950 °C en bain d'huile, elle apparaît accompagnée de zones de décomposition ($\alpha + \gamma$) d'aspect étoilé, disposées de part et d'autre des anciens joints γ (Fig. 26 et 27).

La microscopie électronique révèle un aspect général de martensite et des zones de décomposition ($\alpha + \gamma$) constituées par des lamelles de 0,1 μ d'épaisseur (Fig. 28) [21].

2) Une structure α'' constituée par de longues aiguilles dont les bords sont souvent frangés.

Elle est produite par trempes étagées à partir de 700 °C dans la zone de température inférieure à 350 °C (Fig. 29). La proportion de phase α'' est d'autant plus grande que la température de trempe est plus basse.

La phase α'' est parfois décelée, en faible quantité, sur les bords de l'échantillon dans des cas de trempe de 950 °C dans la zone de température inférieure à 350 °C (Fig. 30 et 31). La structure α'' provient d'une transformation martensitique, on ne l'observe jamais en présence de la structure α' ; par contre, on la trouve le plus souvent en présence d'une matrice constituée par les phases γ et α .

L'analyse radiocristallographique ne montre aucune différence entre α , α' et α'' .

3) Une structure de décomposition ($\alpha + \gamma$).

Elle est observée après des trempes isothermes de 700 °C à 620 et 550 °C pendant 30 à 60 minutes : c'est une structure lamellaire (Fig. 32 et 33).

La microscopie électronique montre la décomposition en très fines lamelles de 0,1 à 0,2 μ pour les échantillons ayant subi une trempe isotherme de 1 000 °C à 620 °C (Fig. 34) [22]. Ces lamelles ultra-fines, groupées parallèlement, forment chacune des lamelles visibles au microscope optique.

De plus, la décomposition ($\alpha + \gamma$) accompagne la structure α'' par trempe de 950 °C ou 700 °C dans la zone de température : 350 °C - ambiante.

4) *La phase β retenue en présence de la phase α' .*

Il y a rétention de β à l'ambiante par trempe étagée de 700 °C dans la zone 640-400 °C. Par trempe directe à l'ambiante, on ne conserve jamais cette phase.

c) *Interprétation des résultats.*

Les résultats (tableaux II et III) nous ont permis d'établir le tracé de la courbe TTT (Fig. 53) et de donner les différentes interprétations ci-dessous.

1° La transformation $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ s'opère selon deux mécanismes : germination et croissance, ou cisaillement. Dans le premier cas, on observe une décomposition lamellaire ($\alpha + \gamma$), notamment après les refroidissements étudiés pour le tracé des courbes de transformation. Dans le second cas, il y a formation d'une structure α'' martensitique. La transformation $\beta \rightarrow \alpha''$ est fonction de l'abaissement de température et se produit par trempe de 700 °C dans la zone inférieure à 350 °C. Le point Ms est situé à 350 °C environ.

2° La transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ peut s'opérer de même, soit par germination et croissance : $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$, soit par cisaillement : $\gamma \rightarrow \alpha'$. Le point Ms est situé à 530 °C environ.

3° Par trempe de 950 °C, la transformation $\gamma \rightarrow \beta$ peut être partiellement supprimée et remplacée par une transformation directe $\gamma \rightarrow \alpha'$. Il semble toutefois qu'il n'y ait pas suppression totale de la transformation $\gamma \rightarrow \beta$, car par trempe étagée au-dessous de 350 °C, on observe quelque fois une faible quantité de α'' sur les bords de l'échantillon.

Les schémas de la page 17 illustrent l'interprétation que nous donnons de ces différentes transformations.

4° *Alliages U-Mo 2 %.*

a) *Courbes de transformation en refroidissement continu.*

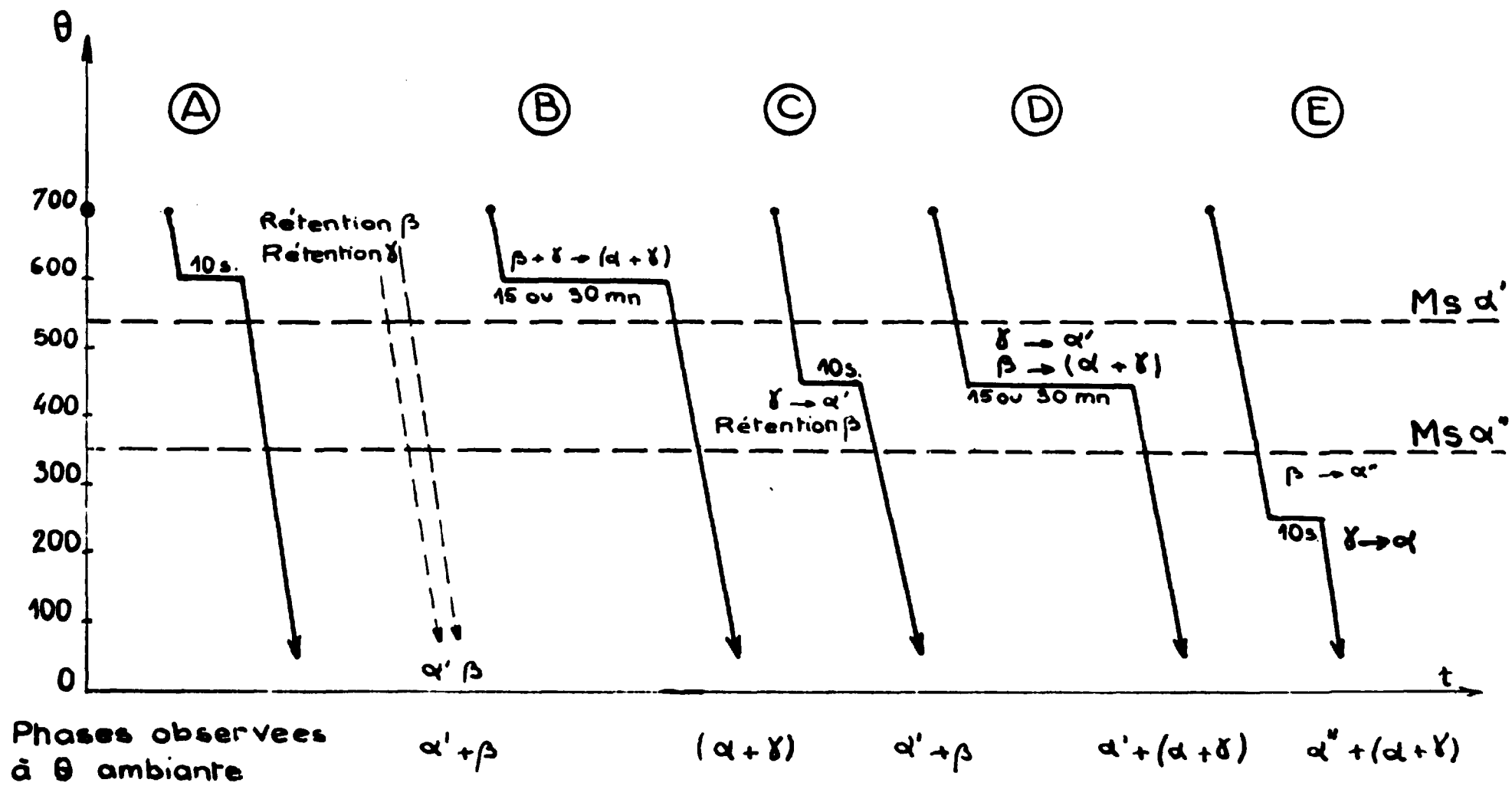
Chacune des courbes dilatométriques ne présente qu'un seul changement de pente : sur le diagramme d'équilibre, la teneur 2 % de Mo est située très près de l'extrémité du domaine $\beta + \gamma$; avec une proportion de phase β très faible, la contraction relevée correspond donc à la transformation $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$.

Sur le tableau IV sont portées les températures de transformation et les hystérésis correspondantes et sur la figure 51 la courbe de transformation en refroidissement continu établie avec des vitesses allant de 2,5 à 180 °C/mn.

Les micrographies effectuées sur les éprouvettes de dilatométrie montrent une structure lamellaire ($\alpha + \gamma$) de plus en plus fine lorsque la vitesse de refroidissement croît de 2,5 à 30 °C/mn. On note également une phase coalescée (probablement γ) au voisinage des joints γ sur les éprouvettes refroidies à 2,5 — 5 et 10 °C/mn (Fig. 35).

Lorsque la vitesse de refroidissement est supérieure à 100 °C/mn, on observe la structure lamellaire au voisinage des joints γ (mise en évidence par polissage au bain de Mott et examen en lumière ordinaire), mais l'aspect général est celui d'une structure à grains α déchiquetés (visible après oxydation ménagée).

Cette structure α est accompagnée sur certaines plages de quelques aiguilles martensitiques (Fig. 36, 37 et 38).



Dans ce dernier cas, nous formons l'hypothèse selon laquelle la transformation suivrait le même mécanisme que celui régissant la formation de bainite dans certains aciers : le premier stade étant le rejet de ferrite hors de l'austénite, le constituant α ainsi formé est une solution solide ayant même concentration en carbone que l'austénite ; le second stade est le rejet de cémentite et la formation des lamelles ultra-fines qui constituent la bainite [23].

Dans l'alliage 2 % de Mo, la phase α comparable au constituant α proviendrait d'une transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ par germination et croissance ; elle serait sursaturée et sujette à une décomposition ($\alpha \rightarrow \gamma$) ultérieure.

Pour des vitesses de refroidissement supérieures, il se produit une transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ martensitique.

b) Détermination du point M_s .

Les résultats sont groupés dans le tableau V. Nous avons pu distinguer trois types de structure :

— une structure de décomposition ($\alpha + \gamma$) lamellaire obtenue par trempe isotherme entre 640 et 500 °C ;

— une structure de bandes produites uniquement par trempe à l'eau glacée ; (Fig. 39)

— une structure de bandes quadrillées en présence de grains α disposés aux joints γ , produite par trempe à l'huile et trempe isotherme dans la zone de température 500 °C - ambiante (Fig. 40 et 41). L'aspect micrographique est difficile à observer et n'est visible qu'après oxydation ménagée puis examen en lumière polarisée.

Les structures de bandes ou de bandes quadrillées résultent de la transformation martensitique $\gamma \rightarrow \alpha'$ et le point M_s est situé à 500 °C environ.

5° Alliage U-Mo 3 %.

a) Courbes de transformation en refroidissement continu.

Les enregistrements dilatométriques présentent un seul changement de pente correspondant à la contraction accompagnant la transformation $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$. Celle-ci à l'équilibre s'effectue à 658 °C.

Sur le tableau VI sont portées les températures des transformations et les hystérésis correspondantes et sur la figure 52 la courbe de transformation en refroidissement continu établie avec des vitesses allant de 2,5 à 180 °C/mn.

Cette courbe est semblable à celle de l'alliage à 2 %. On constate pour la vitesse de 180 °C/mn un abaissement considérable (312 °C) de la zone de stabilité de la phase γ . Les micrographies des éprouvettes de dilatométrie montrent pour les vitesses 2,5 et 5 °C/mn une décomposition partielle ($\alpha + \gamma$) près des joints γ et pour les vitesses allant de 10 à 180 °C/mn une structure α identique à celle décelée sur le 2 % pour des vitesses supérieures à 100 °C/mn ; d'après l'hypothèse que nous avons formulée, nous pensons qu'il s'agit de la même structure α sursaturée (Fig. 42 et 43).

b) Détermination du point M_s .

Les résultats des trempes directes à l'eau, huile ou air, ainsi que ceux des trempes étagées, sont groupés dans le tableau VII.

Nous observons deux aspects différents :

— la structure de décomposition ($\alpha - \gamma$) lamellaire obtenue par trempe isotherme au-dessus de 450 °C ;

— une structure de bandes quadrillées, obtenue par trempes isothermes au-dessous de 450 °C et par trempe à l'ambiante ; l'aspect micrographique de cette structure est beaucoup plus facile à mettre en évidence que dans le cas du 2 % (Fig. 44) : il est voisin de celui observé par P. C. L. PFEIL [24] dans un alliage U-Nb à 14,2 % at. de Nb et par W.A. BOSTROM et E. K. HALTEMAN [25] dans un alliage U-Mo à 4 % pds de Mo (« γ transformed structure »). Cet aspect diffère légèrement de celui des structures de bandes de type In.Tl remarquées dans les alliages U-Ti [26], U-Al, U-Sn [27].

La structure de bandes quadrillées provient de la transformation martensitique $\gamma \rightarrow \alpha'$ et le point Ms est situé entre 425 et 450 °C.

VII. CONCLUSIONS

1° A l'état brut de coulée, les alliages U-Mo de 0,5 à 3 % de Mo possèdent de bonnes propriétés mécaniques et une excellente résistance à la fatigue thermique. Sur ces deux points, les valeurs relevées pour tous ces alliages sont très voisines. Ceci est dû à la présence de la décomposition lamellaire ($\alpha + \gamma$) finement répartie.

La taille du grain, qui atteint 500 μ pour l'alliage à 0,5 % et qui n'est que de 20 μ pour les alliages à 1 % et plus, ne joue aucun rôle important sur ces propriétés.

Les alliages à 0,5 — 1 — 2 % de Mo possèdent, de plus, une bonne stabilité à 550 °C.

2° Les tracés des courbes de transformation en refroidissement continu et les examens micrographiques correspondants nous ont permis de déterminer quelle était la vitesse de refroidissement (entre 800 °C et 300 °C) donnant la structure la plus favorable.

— Pour l'alliage à 1 %, la vitesse la plus favorable se situe entre 10 et 60 °C/mn. Un refroidissement trop lent (2,5 à 5 °C/mn) favorise une décomposition ($\alpha + \gamma$) plus grossière, et un refroidissement trop rapide, sans améliorer la structure, risquerait d'introduire des contraintes internes importantes au cours d'une transformation $\beta + \gamma \rightarrow \alpha - \gamma$ s'opérant avec une forte hystérésis (celle-ci est de 90° pour une vitesse de 60 °C/mn).

— Pour l'alliage à 2 %, la vitesse optimum est de 30 °C/mn. Une vitesse plus lente favorise la coalescence et une vitesse trop rapide produit la transformation de γ en α sursaturé ; cette phase α est probablement instable et susceptible d'une décomposition ultérieure dans des conditions mal connues.

— Pour l'alliage à 3 %, il semble nécessaire, pour obtenir une structure stable, d'effectuer la transformation à faible vitesse : 2 à 5 °C/mn, afin d'éviter la formation de la phase α sursaturée.

3° Le tracé des courbes TTT a permis d'établir que pour les alliages, les transformations peuvent s'effectuer selon deux mécanismes : soit par cisaillement, soit par germination et diffusion.

Nous avons différencié pour l'alliage à 1 %, une martensite α' provenant d'une transformation directe $\gamma \rightarrow \alpha$, et une martensite α'' provenant d'une transformation $\beta \rightarrow \alpha$.

Pour les alliages à 2 et 3 %, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ par cisaillement donne des structures de bandes ou de bandes quadrillées d'un type voisin de celui des structures In-Tl. La température M_s de début de transformation martensitique $\gamma \rightarrow \alpha'$ s'abaisse lorsque la concentration en molybdène croît.

Nous avons observé deux types de transformation s'opérant par germination et diffusion ; la décomposition lamellaire : $(\beta + \gamma)$ ou $\gamma \rightarrow (\alpha + \gamma)$, et, pour les alliages à 2 et 3 %, dans des conditions de refroidissement bien déterminées, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ sursaturé.

Le tableau ci-dessous résume l'ensemble de ces résultats :

Alliage % Mo	Transformations par germination et diffusion	Transformations par cisaillement	M_s
0,5	$\gamma \longrightarrow \beta + \gamma$ $\beta + \gamma \longrightarrow \alpha + \gamma$	$\beta \longrightarrow \alpha''$	360 °C
1	$\gamma \longrightarrow \beta + \gamma$ $\beta + \gamma \longrightarrow \alpha + \gamma$	$\beta \longrightarrow \alpha''$ $\gamma \longrightarrow \alpha'$	350 °C 530 °C
2	$\gamma \longrightarrow \alpha + \gamma$ $\gamma \longrightarrow \alpha$ sursaturé	$\gamma \longrightarrow \alpha'$	500 °C
3	$\gamma \longrightarrow \alpha + \gamma$ $\gamma \longrightarrow \alpha$ sursaturé	$\gamma \longrightarrow \alpha'$	425-450 °C

Nous remercions particulièrement Messieurs M. ENGLANDER et P. THOME de l'aide apportée par leurs discussions à la rédaction de ce rapport, Messieurs A. WINOGRADZKI et N. AZAM pour les examens radiocristallographiques et la microscopie électronique et B. BOUDOURESQUES pour les déterminations des caractéristiques mécaniques.

Nous remercions également Messieurs M. BOULEAU, J. VAISSIERE et J. AYROLLES pour leur importante contribution au travail expérimental de cette étude.

Additifs à appareillage de dilatométrie

Les vitesses moyennes de refroidissement sont déterminées hors des zones correspondant aux transformations.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] M. ENGLANDER. *Contribution à l'étude des matériaux combustibles nucléaires à base d'uranium métallique*. Thèse, 1957. — Rapport CEA n° 776.
- [2] P. C. PFEIL. *The constitution of uranium-molybdenum alloys*. J. Inst. Metals, 1950, 77, 553.
- [3] P. C. L. PFEIL, J. D. BROWN. *Superlattice formation in uranium-molybdenum alloys*. AERE M/R 1333, 1954.
- [4] C. W. TUCKER. J. Inst. Metals, 1950, 78, 760.
- [5] H. A. SALLER, F. A. ROUGH, D. A. VAUGHAN. *The constitutional diagram of uranium rich U-Mo alloys*. BMI-72, 1951.
- [6] J. A. STOHR. *Fusion de l'uranium sous vide*. Note CEA n° 212.
- [7] M. ENGLANDER, J. LANIESSE, J. A. STOHR. Rapport intérieur CEA n° 1, 1950.
- [8] B. W. MOTT, H. R. HAINES. *Métallurgia*, mai 1951, 215.
- [9] A. WINOGRADZKI, G. DURET. *Comptes-rendus d'essais* (Sce Technologie), références : VII-93 de janvier 1958, VII-114 d'avril 1958, VII-118 de mai 1958.
- [10] E. G. ZUKAS. *Transformation Kinetics and Mechanical Properties of 0.5 and 1.0 w % molybdenum-uranium alloys*. NESC-16, March 1957.
- [11] Groupe « Essais des Matériaux ». — Service de Technologie. Caractéristiques mécaniques en traction d'alliages U-Mo. C.R. n° B-166 et B-180, mars 1957.
- [12] E. G. ZUKAS. *Mechanical properties of low Mo-U alloys*. AECD — 4250, mai 1956.
- [13] Fred E. BOWMAN. *Low molybdenum alloys as potential high temperature reactor fuels*. NESC-12, March 1957.
- [14] M. B. WALDRON, R. C. BURNETT, S. F. PUGH (AERE). *The mechanical properties of U-Mo alloys*. Preprint n° 115. AIME, Dec. 1955.
- [15] Groupe « Essais des Matériaux » — Service Technologie. Résilience sur les alliages U-Mo à basse teneur en molybdène. C. R. n° B-188, juin 1957.
- [16] H. AUBERT. *Compte-rendu d'essai* (Sce Technologie), référence C-72, juin 1956.
- [17] E. S. DAVENPORT, E. C. BAIN. *Transformation of austenite at constant sub-critical temperatures*. Transactions AIME, 1930, 90, 117.
- [18] D. W. WHITE. *Transformation Kinetics in U-Cr alloys*. J. of Metals, 1955 7, 1221.
- [19] R. BOLDON. *Transformation hysteresis in U- $\frac{1}{4}$ at. % Mo alloys* IGR TN/C 370, 1956.
- [20] G. DELBART et A. CONSTANT. *Courbes de transformation des aciers de fabrication française*. Publications IRSID.
- [21] N. AZAM. C. R. d'essais n° K-40 de mars 1957 (Sce Technologie).

- [22] N. AZAM. C. R. d'essais n° K-54 de mai 1957 (Sce Technologie).
 - [23] R. F. MEHL, A. DUBE. *The Eutectoid Reaction*. « Phase Transformation in Solids ». (page 579).
 - [24] P. C. L. PFEIL, J. D. BROWN, G. K. WILLIAMSON. *The uranium-niobium alloy system in the solid state*. AERE M/R, 2498.
 - [25] W. A. BOSTROM, E. K. HALTEMAN. *The metastable γ phase in uranium-base molybdenum alloys*. NESC-12, March 1957.
 - [26] A. G. KNAPTON. *The system uranium-titanium*. J. Inst. of Metals, 1954-55 83, 497.
 - [27] J. LEHMANN et H. AUBERT. *Divers aspects micrographiques de l'uranium en phase α* . Communication au Symposium sur la Recristallisation. CEA, juin 1957.
-

TABLEAU I : U-Mo 1 %

Vitesse de Refroidissement	Température transform. $\gamma \rightarrow \beta + \gamma$			Température transform. $\beta + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma$			Aspect Micrographique
	Début	Fin	Hysté - résis	Début	Fin	Hysté - résis	
2,5	701°	675°	30°	600°	576°	58°	Décomposition en lamelles espa- cées.
5	684°	648°	46°	577°	550°	81°	— — —
10	675°	658°	55°	589°	548°	69°	Décomposition lamellaire. Grains: 30-50 μ .
60	648°	633°	82°	568°	512°	90°	Décomposition lamellaire. Grains : 20 μ .
150	644°	606°	86°	539°	476°	119°	
200	554°		176°		376°		
-250	535°		195°		355°		
285	513°		217°		358°		
220 (à partir 760°)				442°	370°	216°	Décomposition lamellaire d'au- tant plus fine que la vitesse de refroidissement est plus grande.

700 °C – 15 mn

TABLEAU II

TRAITEMENTS $\beta + \gamma$ + trempe isotherme + trempe huile

Température trempe isotherme	Temps		Aspect micrographique	Rayons X
	≤ 1 mn	> 1 mn		
600 °C	10 s	15 mn	$\alpha' + \beta$ $\alpha + \gamma$	$\alpha + \beta$
550 °C	10 s	30 mn	$\alpha' + \beta$ $\alpha + \gamma$	
500 °C	10 s	30 mn	$\alpha' + \beta$ $\alpha' + (\alpha + \gamma)$	
450 °C	10 s	30 mn	$\alpha' + \beta$ $\alpha' + (\alpha + \gamma)$	
400 °C	10 s		$\alpha' + \beta$	$\alpha + \beta$
350 °C	10 s		$\alpha' + \beta$	
250 °C	10 s		$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
20 °C			$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	

700 °C - 15 mn

TABLEAU III

TRAITEMENTS $\beta + \gamma +$ trempe isotherme + trempe eau

Température trempe isotherme	Temps		Aspect micrographique	Rayons X
	≤ 1 mn	> 1 mn		
600 °C	10 s		$\alpha' + \beta$	$\alpha + \beta$
		5 mn	$\alpha' + \beta$	
		15 mn	$\alpha + \gamma$	
		30 mn	$\alpha + \gamma$	
550 °C	10 s		$\alpha' + \beta$	$\alpha + \beta$
		5 mn	$\alpha + \gamma$	
		15 mn	$\alpha + \gamma$	$\alpha + \gamma$
500 °C		5 mn	$\alpha' + (\alpha + \gamma)$	$\alpha + \gamma$
		15 mn	$\alpha' + (\alpha + \gamma)$	
450 °C		5 mn	$\alpha' + (\alpha + \gamma)$	
		15 mn	$\alpha' + (\alpha + \gamma)$	
400 °C	10 s		$(\alpha' \text{ ou } \alpha) + \beta$	
350 °C	10 s		$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
		3 mn	$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
		15 mn	$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
		30 mn	$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
		60 mn	$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
		120 mn	$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
300 °C	10 s		$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
250 °C	10 s		$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
100 °C	10 s		$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	
0 °C			$\alpha'' + (\alpha + \gamma)$	α
- 50 °C			α''	
- 180 °C			α''	

TABLEAU IV : U-Mo 2 %

Refroidissement moyen entre la θ max. et la fin complète de transformation	Température de début de transformation	Température de fin de transformation	Abaissement du point de transformation (684 °C)	Aspect micrographique
2,5 °C/mn	597 °C	568 °C	87 °C	Décomposition ($\alpha + \gamma$) grossière. Phase coales- cée aux joints γ .
5 °C/mn	579 °C	540 °C	105 °C	Décomposition assez grossière. Une phase coalescée aux joints γ .
10 °C/mn	569 °C	533 °C	115 °C	Décomposition ($\alpha + \gamma$) fine. Phase coalescée aux joints γ .
30 °C/mn	526 °C	479 °C	158 °C	Décomposition ($\alpha + \gamma$) très fine.
65 °C/mn	472 °C	415 °C	212 °C	Décomposition ($\alpha + \gamma$) incomplète.
115 °C/mn	446 °C	354 °C	238 °C	Décomposition ($\alpha + \gamma$) aux joints γ . Joints γ épais. Phase α sursaturée.
180 °C mn	428 °C	327 °C	256 °C	Décomposition ($\alpha + \gamma$) aux joints γ . Quelques aiguilles. Phase α sursaturée.

950 °C - 5 mn

TABLEAU V (U-Mo 2 %)

TRAITEMENTS γ + trempe isotherme + trempe eau ou huile

Température trempe isotherme	Temps	Aspect micrographique
620 °C	60 mn	Décomposition lamellaire.
600 °C	30 mn	Décomposition lamellaire.
550 °C	30 mn	Décomposition lamellaire.
525 °C	30 mn	Décomposition lamellaire.
500 °C	30 mn 60 mn	Structure de bandes. Structure de bandes.
450 °C	30 mn	Structure de bandes.
400 °C	30 mn	Structure de bandes.
trempe huile		Structure de bandes + petits grains α aux joints γ .
trempe eau		Structure de bandes.

TABLEAU VI : U-Mo 3 %

Refroidissement moyen entre la θ max. et la fin complète de transformation	Température de début de transformation	Température de fin de transformation	Abaissement du point de transformation. (658 °C)	Aspect micrographique
2,5 °C/mn	553 °C	521 °C	105 °C	Décomposition lamellaire ($\alpha + \gamma$). Grain très fin.
5 °C/mn	529 °C	484 °C	129 °C	Décomposition lamellaire ($\alpha + \gamma$) non complète. Grain fin.
10 °C/mn	527 °C	483 °C	131 °C	Décomposition lamellaire ($\alpha + \gamma$) non complète. Grain fin.
12 °C/mn	517 °C	473 °C	141 °C	
20 °C/mn	505 °C	463 °C	153 °C	Décomposition lamellaire partielle. Grains aciculaires α .
50 °C/mn	470 °C	421 °C	188 °C	
100 °C/mn	429 °C	366 °C	229 °C	Décomposition lamellaire par- tielle. Grains aciculaires α : phase α sursaturée.
108 °C/mn	416 °C	329 °C	242 °C	Décomposition lamellaire par- tielle. Grains aciculaires α : phase α sursaturée.
180 °C/mn	346 °C	245 °C	312 °C	Décomposition lamellaire, au voisinage des joints γ . Phase α sursaturée.

950 °C - 5 mn

TABLEAU VII (U-Mo 3 %)

TRAITEMENTS γ + trempe isotherme + trempe eau ou huile

Température trempe isotherme	Temps		Aspect micrographique
	≤ 1 mn	> 1 mn	
640 °C	10 s	3 mn	Structure de bandes. Structure de bandes.
600 °C	10 s	15 mn	Structure de bandes. Décomposition lamellaire.
550 °C	10 s	3 mn	Structure de bandes. Décomposition lamellaire.
500 °C	10 s	30 mn	Structure de bandes. Décomposition lamellaire.
450 °C	10 s	30 mn	Structure de bandes. Décomposition ultra-fine.
400 °C	10 s	30 mn 60 mn	Structure de bandes. Structure de bandes. Structure de bandes.
350 °C	10 s	30 mn	Structure de bandes. Structure de bandes.
250 °C	10 s		Structure de bandes.
Trempe air			Structure de bandes.
Trempe huile			Structure de bandes.
Trempe eau			Structure de bandes.

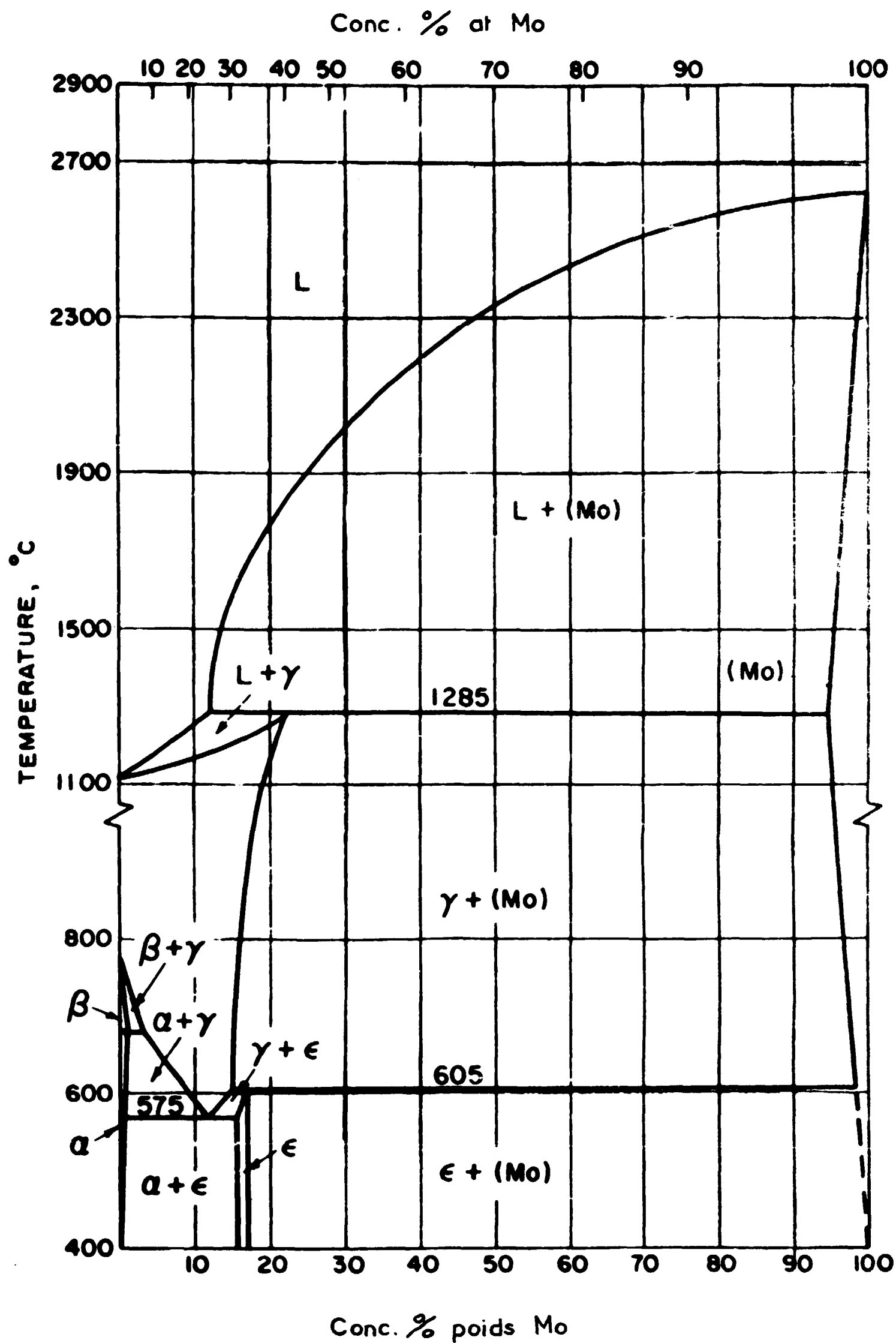


Fig.1 Diagramme Uranium_Molybdène [5]

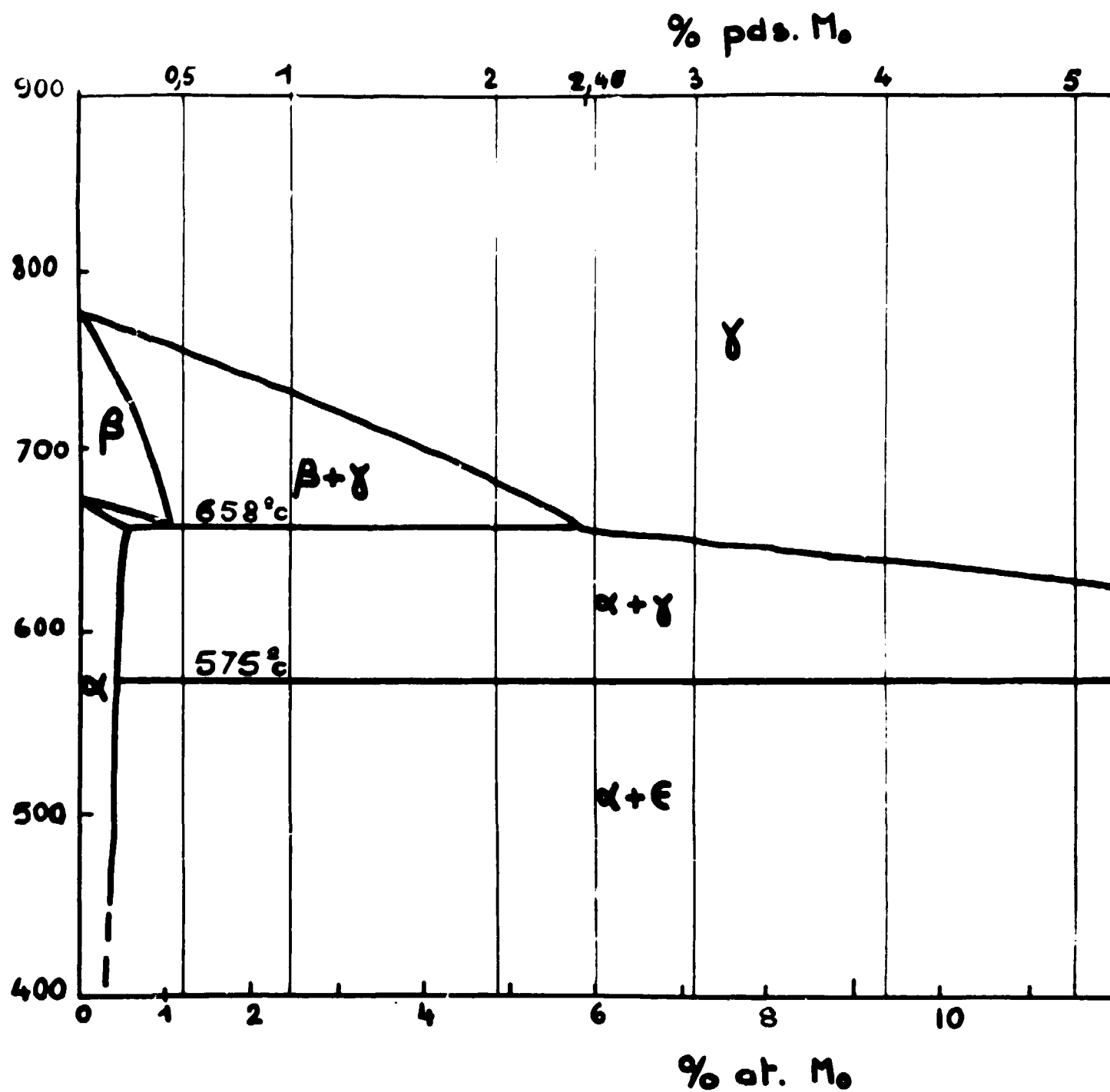


DIAGRAMME U-Mo (faibles teneurs) [5]

fig.2



× 150 l.p.

4719

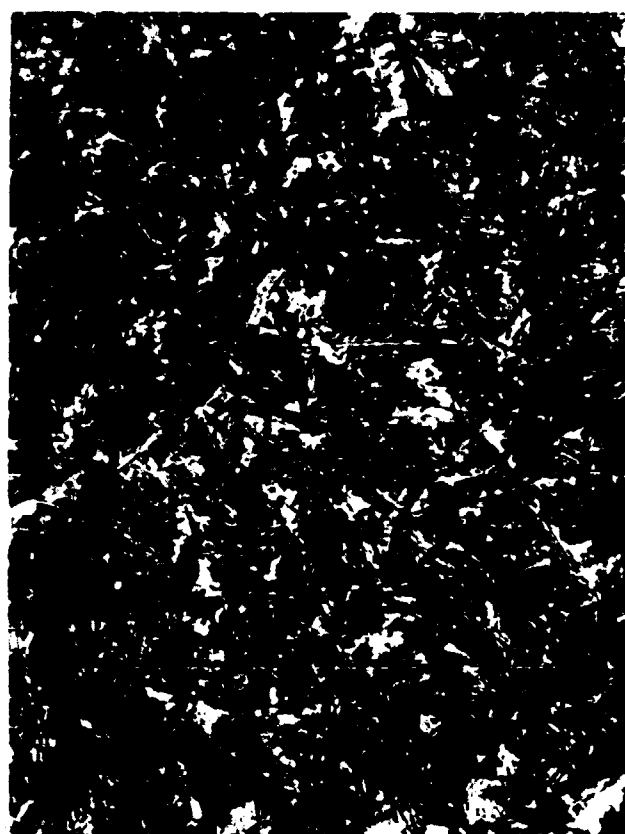
Fig. 3
U-Mo 0,5 % - brut de coulée.



× 450 .l.o.

8172

Fig. 4
U-Mo 0,5 % - brut de coulée.



× 450 .l.o.o.

7987

Fig. 5
U-Mo 1 % - brut de coulée.



× 850 .c.i.

9535

Fig. 6
U-Mo 1 % - brut de coulée.



× 450 .l.p.

Fig. 7

U-Mo 2 % - brut de coulée.

8221

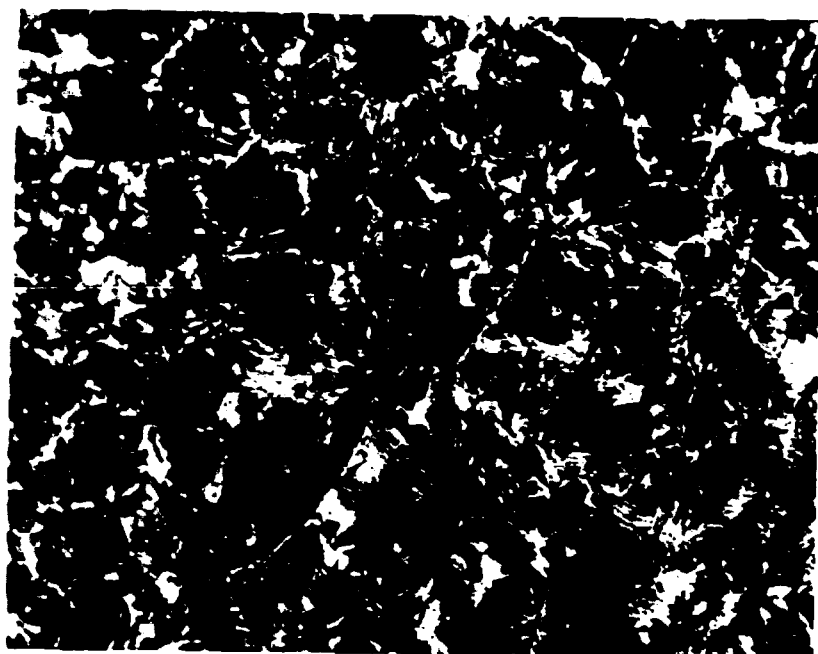


× 450 .l.p.

Fig. 8

U-Mo 2 % - brut de coulée.

8176



× 450 .l.p.

Fig. 9

U-Mo 3 % - brut de coulée.

8224

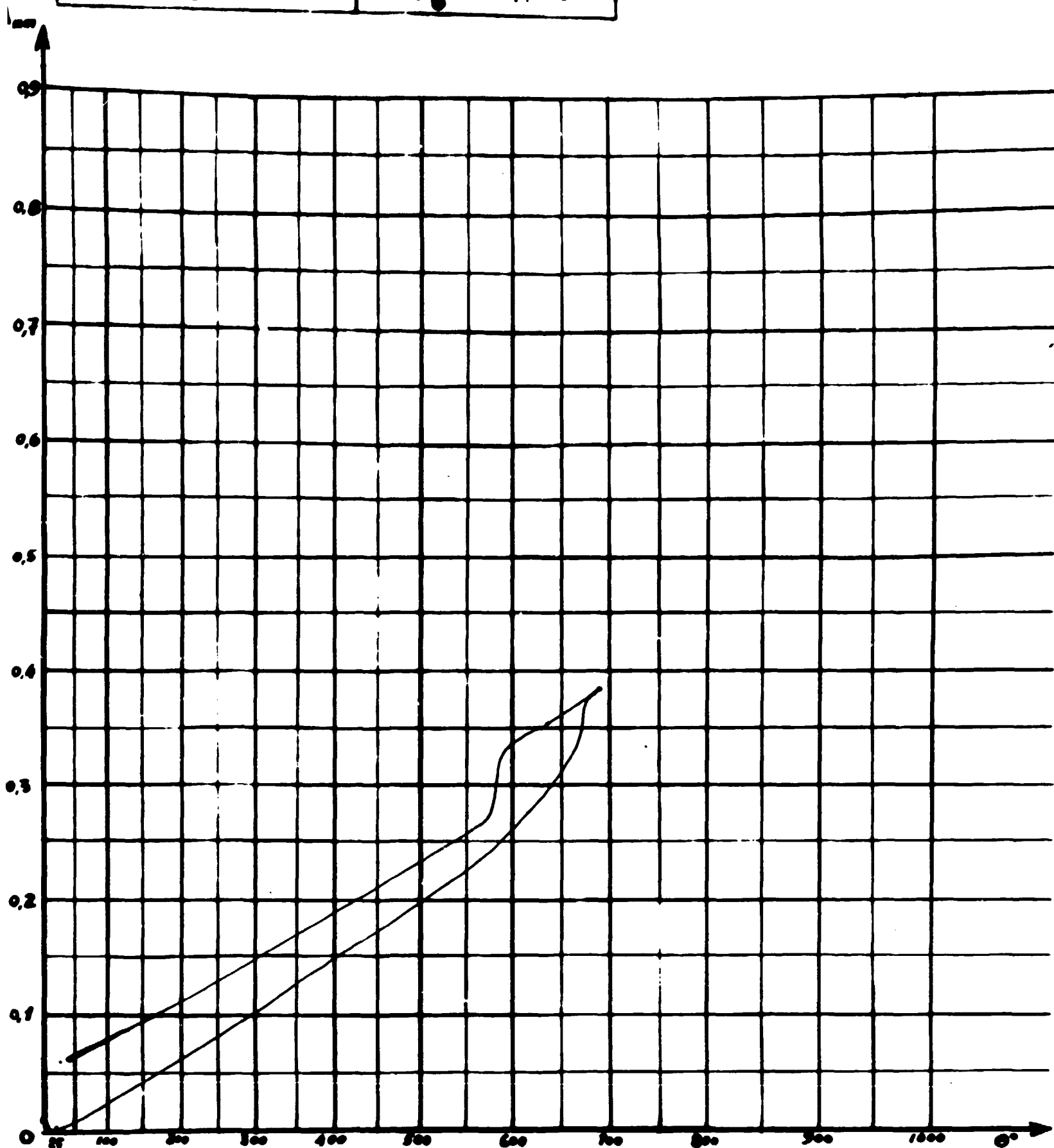
Dilatometre Bollenrath

Essai N°: 362

$\theta_0 = 24^\circ$

$L_0 = 24,98$

Fig. 10



$$\Delta L]_{\theta_0}^{\theta} = \frac{A_{\theta} - A_{\theta_0}}{L_0} + 0,55 \cdot 10^{-6} (\theta - \theta_0)$$

$$\alpha_m]_{\theta_0}^{\theta} = \frac{\Delta L]_{\theta_0}^{\theta}}{\theta - \theta_0}$$

Matériau: UMo 1%

Le

N° BIG 30.007



Fig. 11

U-Mo 1 % - traité 1 000 h. à 550° C.

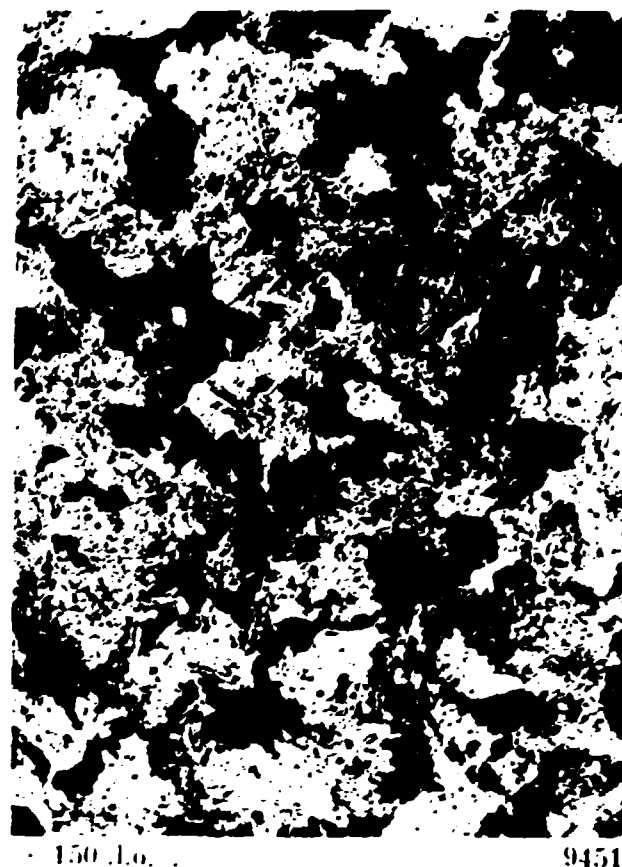


Fig. 12

U-Mo 1 % - traité 1 000 h. à 550° C.



Fig. 13

U-Mo 2 % - traité 1 000 h. à 550° C.



Fig. 14

U-Mo 3 % - traité 1 000 h. à 550° C.

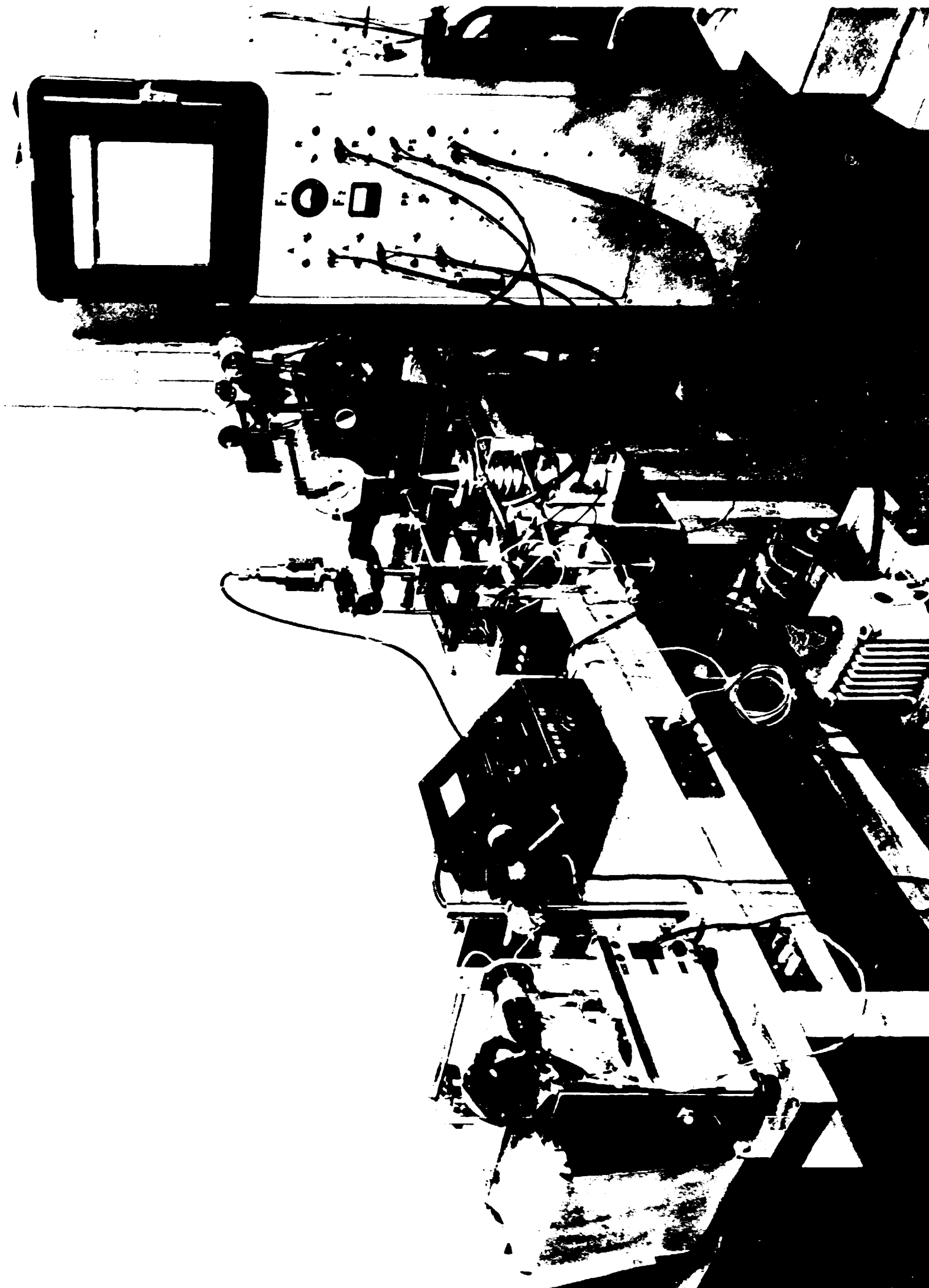


Fig. 15 Dilatomètre (ensemble de l'appareillage).

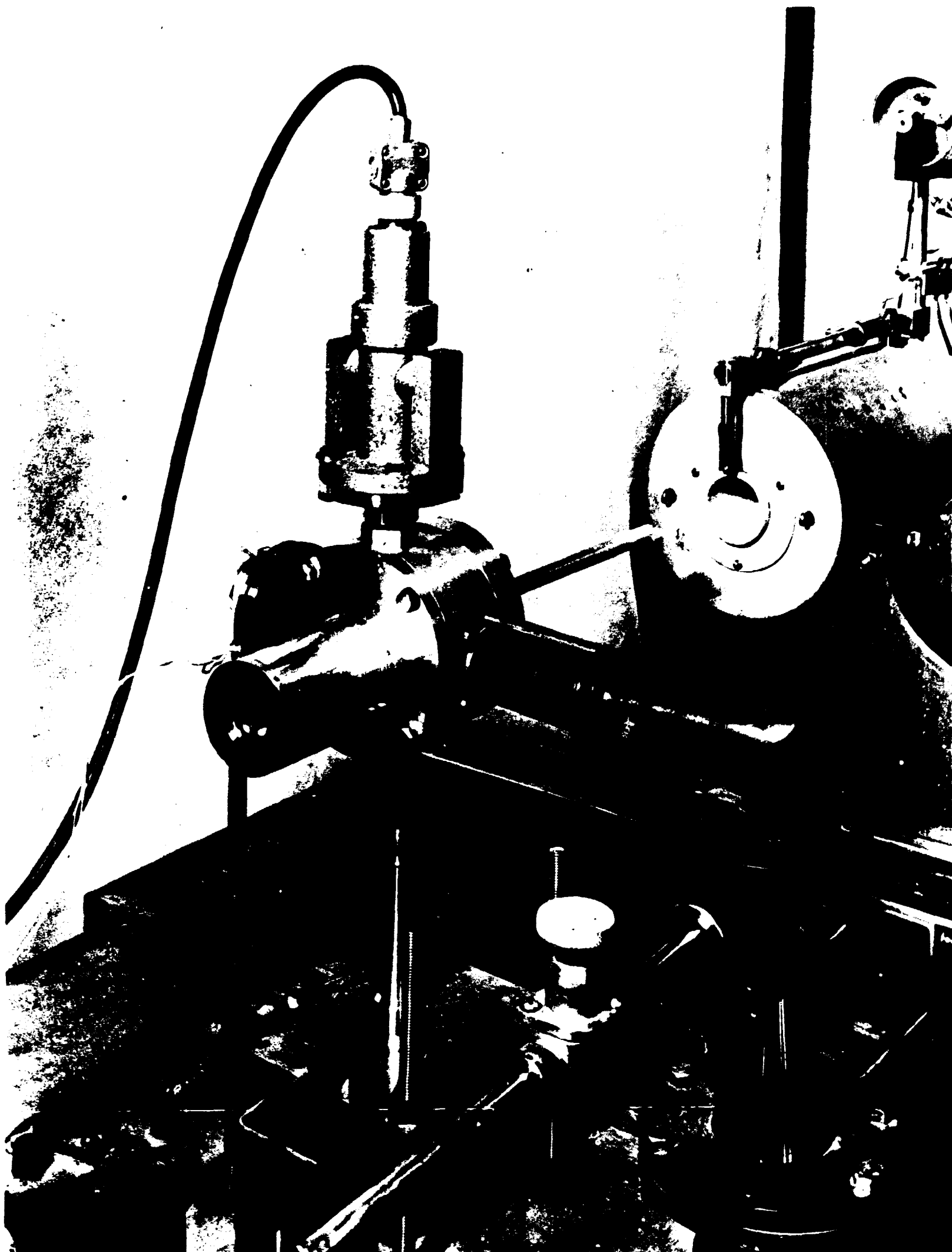


Fig. 16 Dilatomètre (tête d'amplification sous vide).

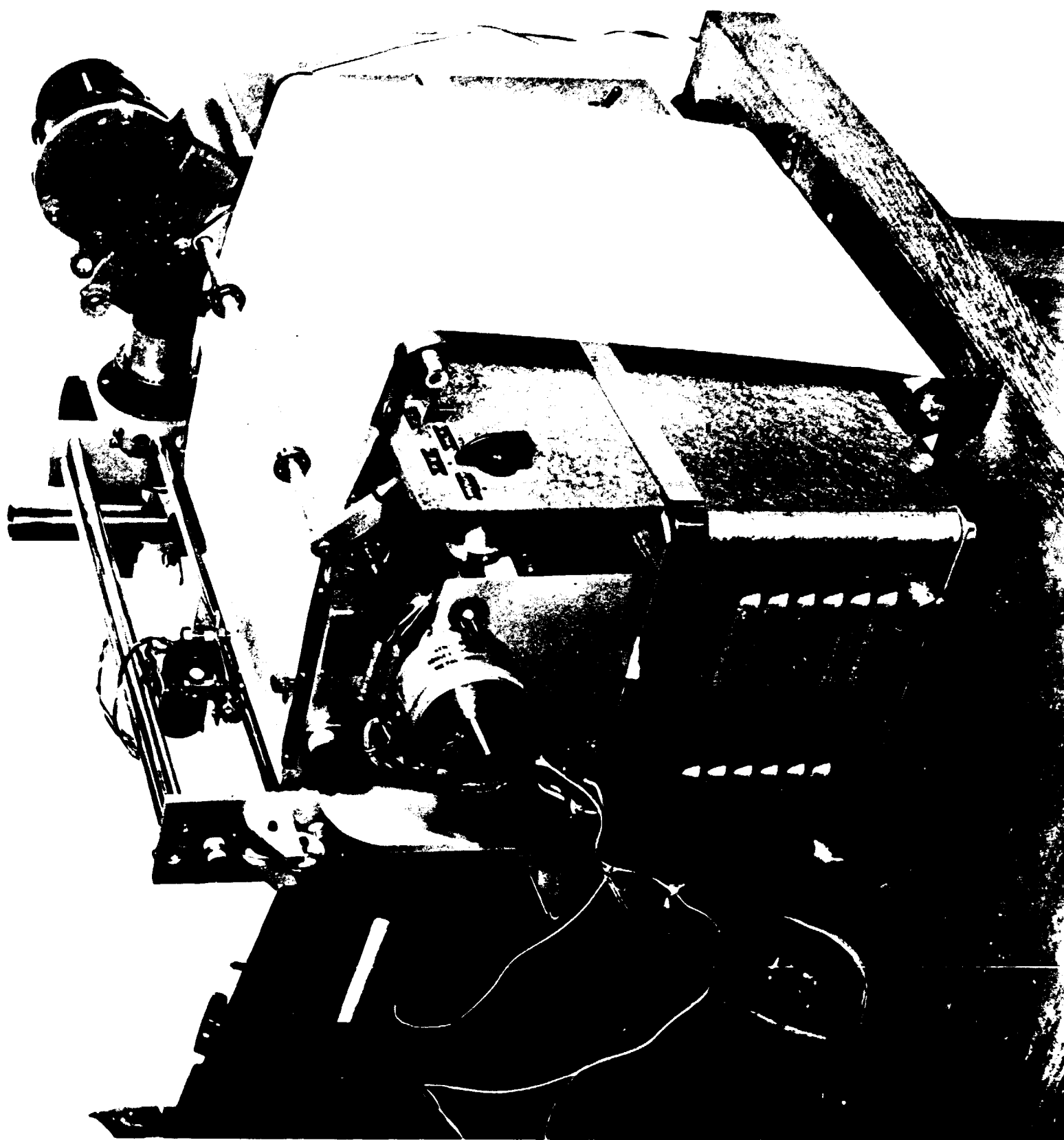
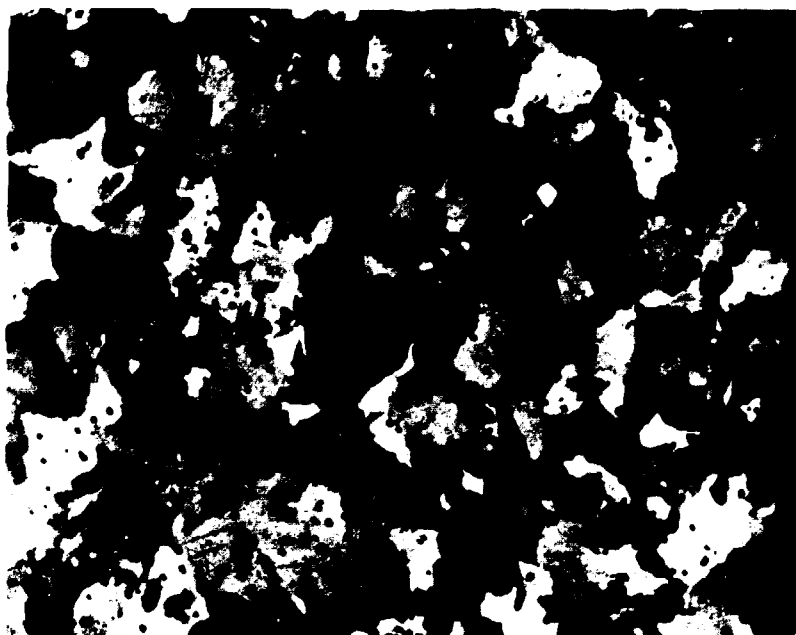


Fig. 17 Dilatomètre (suiveur de spot « SEFRAM » modifié).



× 150 .l.p.

Fig. 18

U-Mo 0,5 %
900° C-24 h - T. 550° C-5 mn.
 α

9935



× 150 .l.p.

Fig. 19

U-Mo 0,5 %
900° C-24 h - T. 300 C°-5 mn. - T.H.
 $\alpha'' + \beta$

10.329

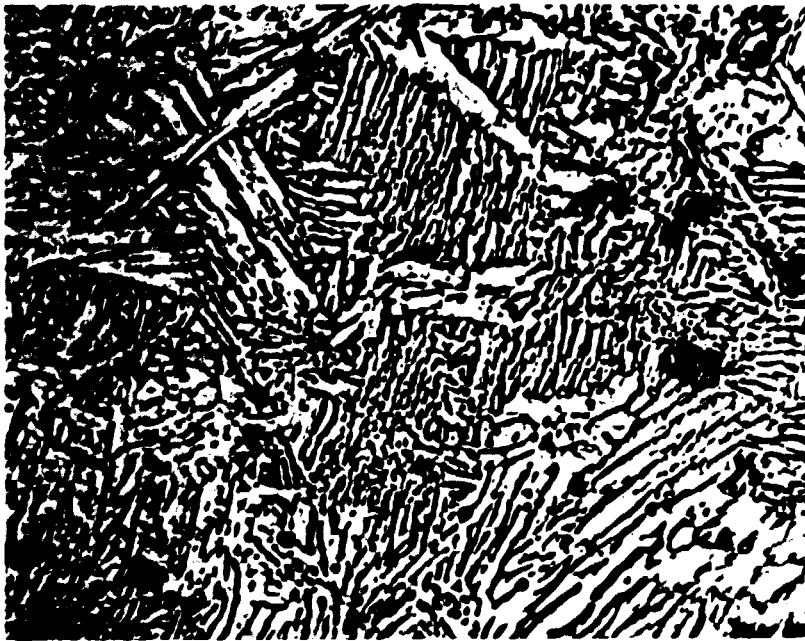


× 150 .l.o.

Fig. 20

U-Mo 0,5 %
900° C-24 h - T. Eau
 $\alpha'' + \beta$

8289



× 850 .l.o.

Fig. 21

U-Mo 1 %

Eprouvette dilatométrique

traitée à 900° C.

Refroidissement : 2,5 °C/mn.

($\alpha + \gamma$)

8025



× 850 .l.o.

Fig. 22

U-Mo 1 %

Eprouvette dilatométrique

traitée à 900° C.

Refroidissement : 60° C/mn.

($\alpha + \gamma$)

8028



× 850 .l.o.

Fig. 23

U-Mo 1 %

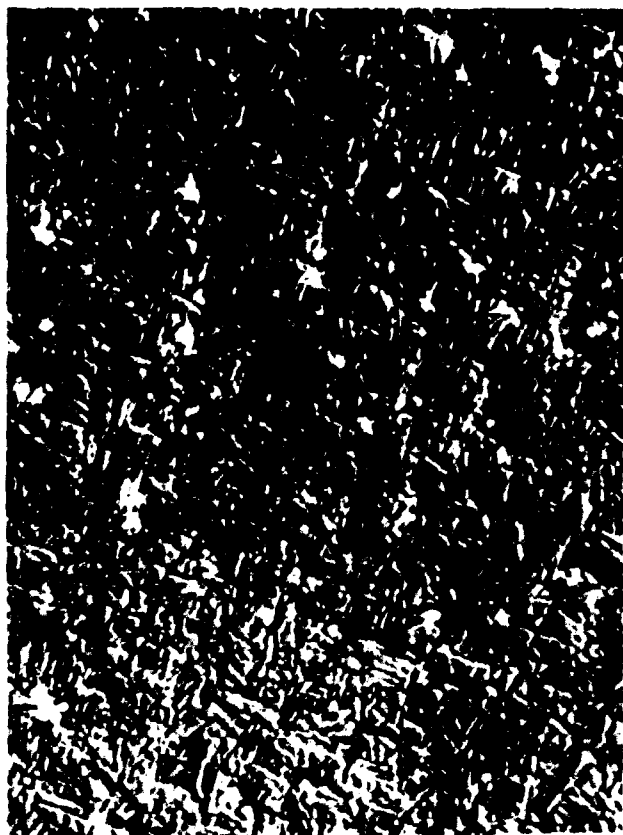
Eprouvette dilatométrique

traitée à 900° C.

Refroidissement : 285° C/mn.

($\alpha + \gamma$)

8032



× 450 i.p.

9496

Fig. 24

U-Mo 1 %

950°-5 mn. T. 600°-10 sec. T. Eau

α'



× 150 i.p.

8024

Fig. 25

U-Mo 1 %

700°-15 mn, T. 600°-5 mn. T. Eau

$\alpha' + \beta$



× 450 i.p.

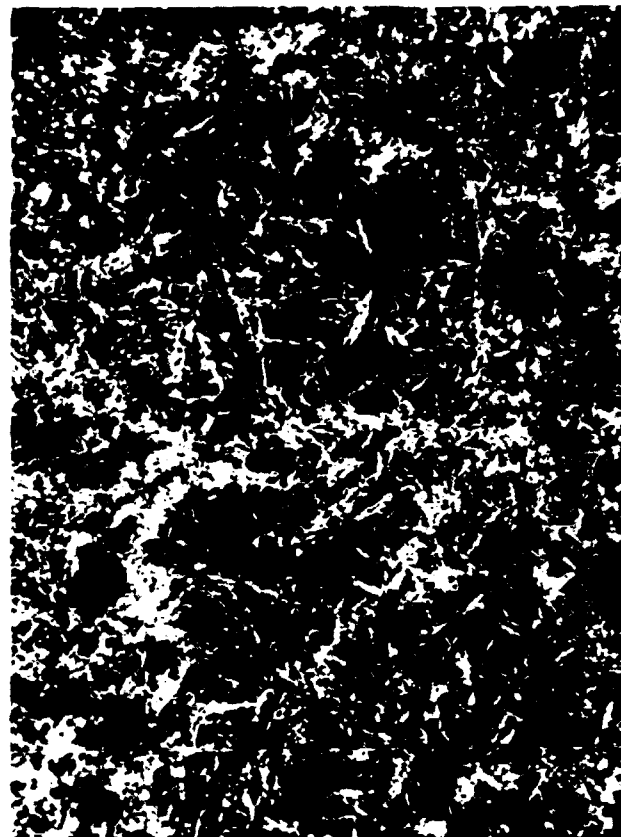
7999

Fig. 26

U Mo 1 %

950°-24 h. T. Huile

$\alpha' + (\alpha + \gamma)$



× 450 i.o.o.

7995

Fig. 27

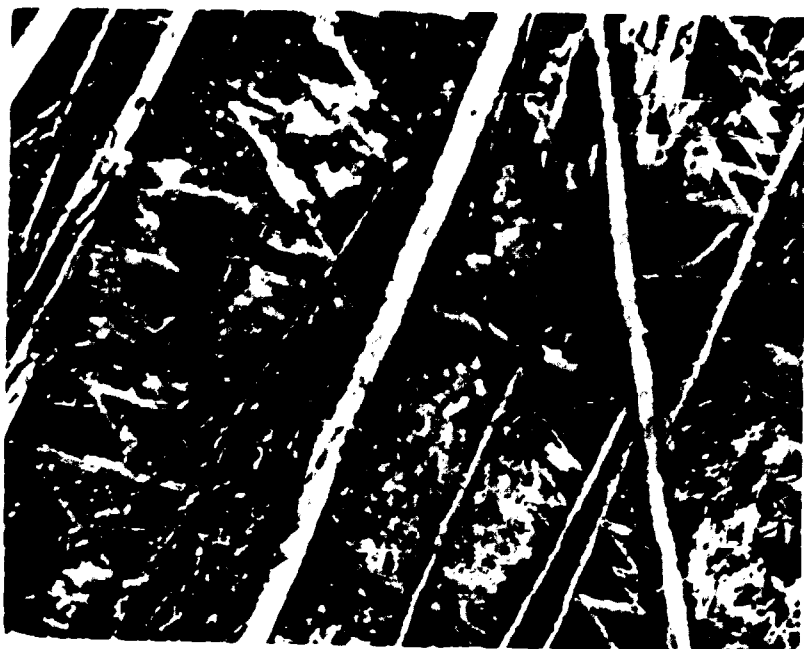
U Mo 1 %

950°-24 h. T. Huile

$\alpha' + (\alpha + \gamma)$

Fig. 28 M.E. — 1 000^x 15 mn. — Trempe à l'huile — U Mo 1 %.





× 1400 .e.i.

Fig. 29

U-Mo 1 %
700° C.-15 mn. T. 250° C.-10 sec. T. Eau
 $\alpha'' + (\alpha + \gamma)$

9566

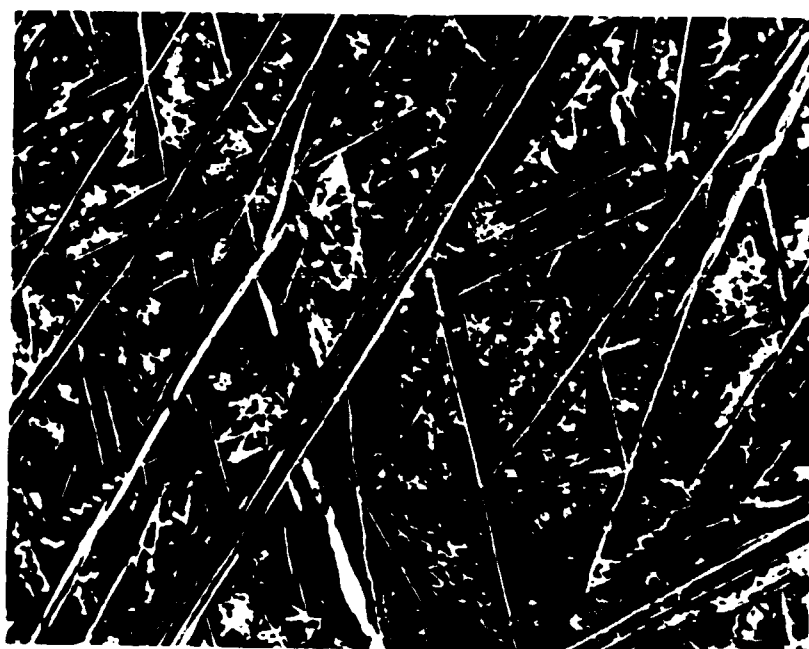


× 150 .l.p.

Fig. 30

U Mo 1 %
950° C.-5 mn. T. 350° C.-3 mn. T. Huile
 $(\alpha + \gamma) + \alpha''$

8451



× 450 .l.o.

Fig. 31

U-Mo 1 %
même traitement que fig. 30
(bord de l'échantillon).

8457

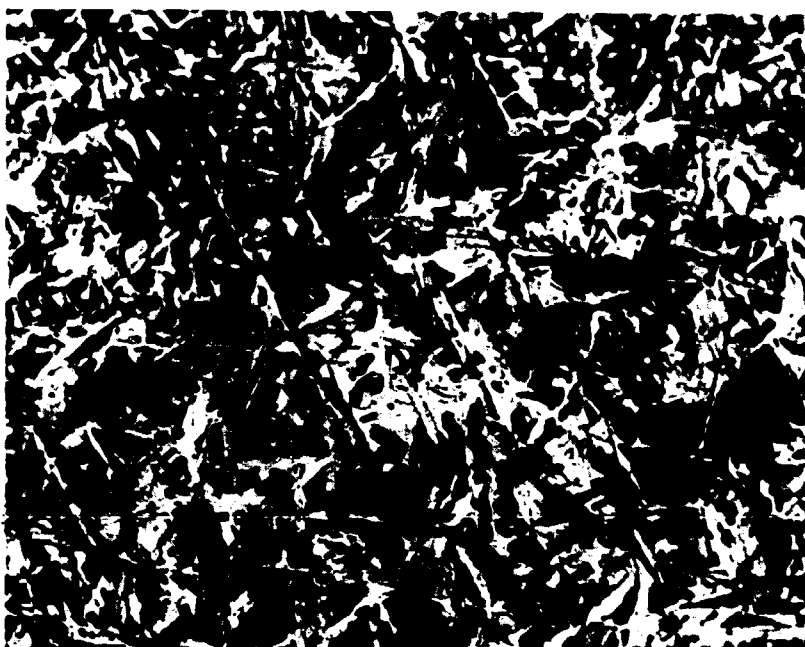


$\times 450$ l.o.

Fig. 32

U-Mo 1 %
 700°-5 mn. T. 640°-3 mn. Ref. air.
 Décomposition ($\alpha + \gamma$)

8007



$\times 150$ l.o.o.

Fig. 33

U-Mo 1 %
 700°-5 mn. T. 620°-1 h. T. Huile
 Décomposition ($\alpha + \gamma$)

6147

Fig. 74 1 000 \times 15 mn. — Trempe à 620 $^{\circ}$ 1 h. — Trempe à l'huile — U Mo 1 %.





× 450 .l.o.

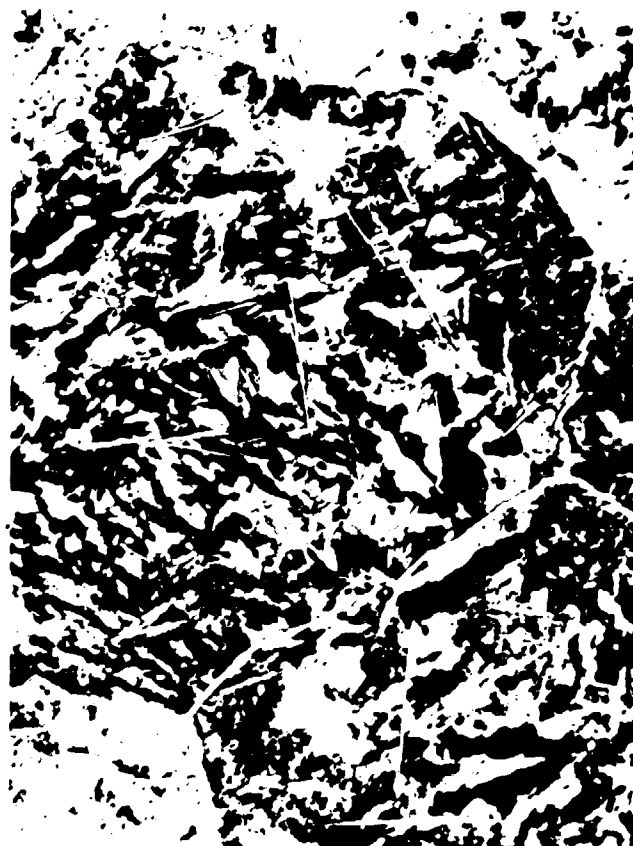
9444

Fig. 35

U-Mo 2 %

Eprouvette dilatométrique
traitée à 900° C.

Refroidissement : 5° C/mn.



× 450 .l.o.

9601

Fig. 36

U-Mo 2 %

Eprouvette dilatométrique
traitée à 900° C.

Refroidissement : 180° C/mn.



× 150 .l.p.

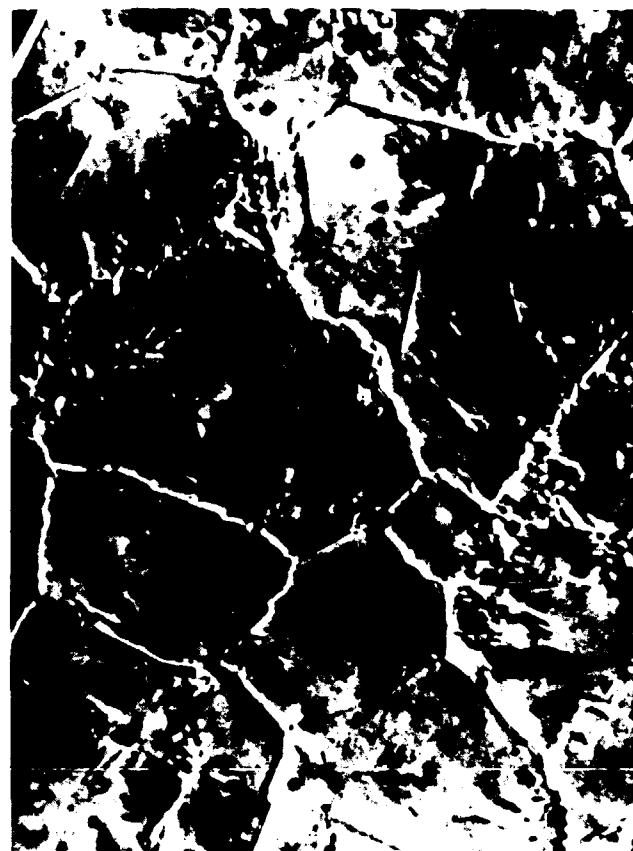
9591

Fig. 37

U-Mo 2 %

Eprouvette dilatométrique
traitée à 900° C.

Refroidissement : 180° C/mn.



× 450 .c.i.

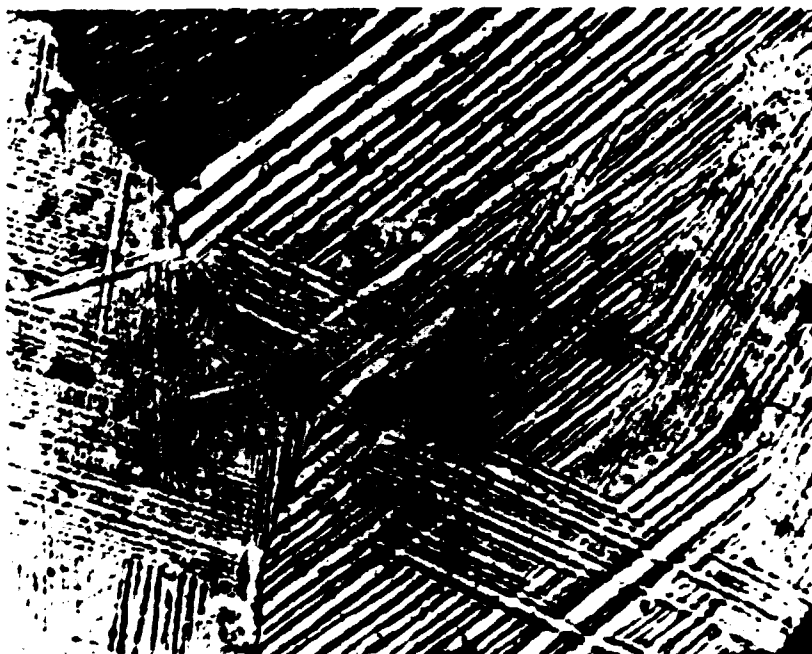
9592

Fig. 38

U-Mo 2 %

Eprouvette dilatométrique
traitée à 900° C.

Refroidissement : 180° C/mn.

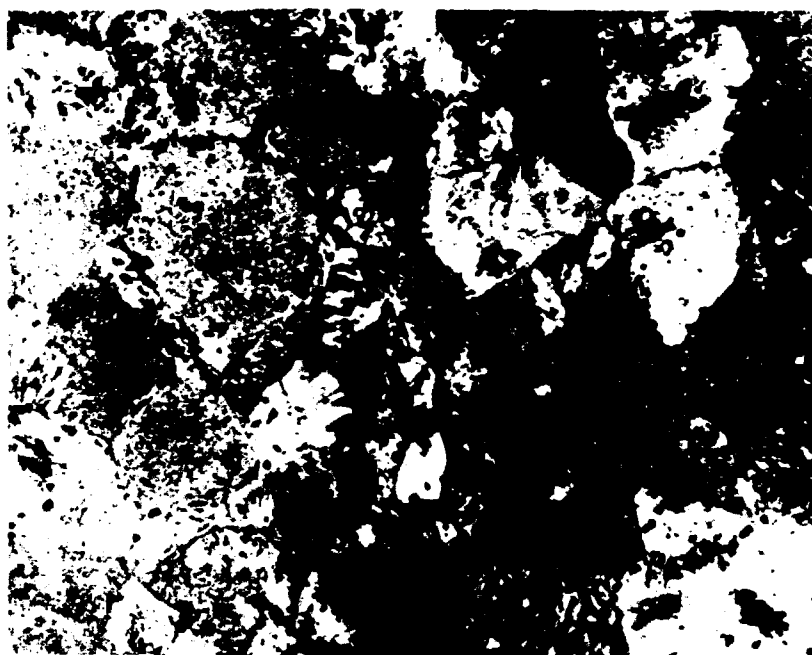


x 450 J.p.o.

Fig. 39

U-Mo 2 %
900°-24 h. T. Eau.

8293

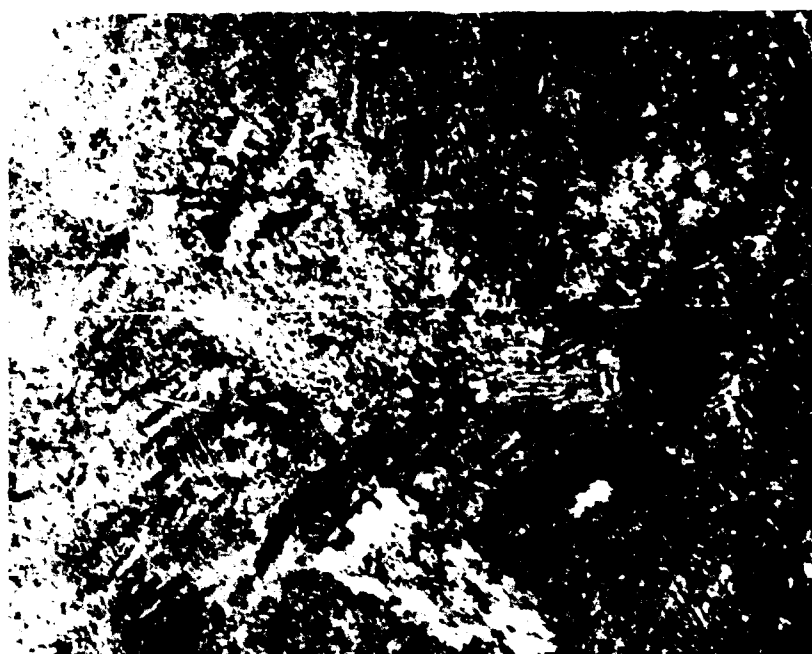


x 450 J.p.o.

Fig. 40

U-Mo 2 %
900°-24 h. T. Huile.

8264

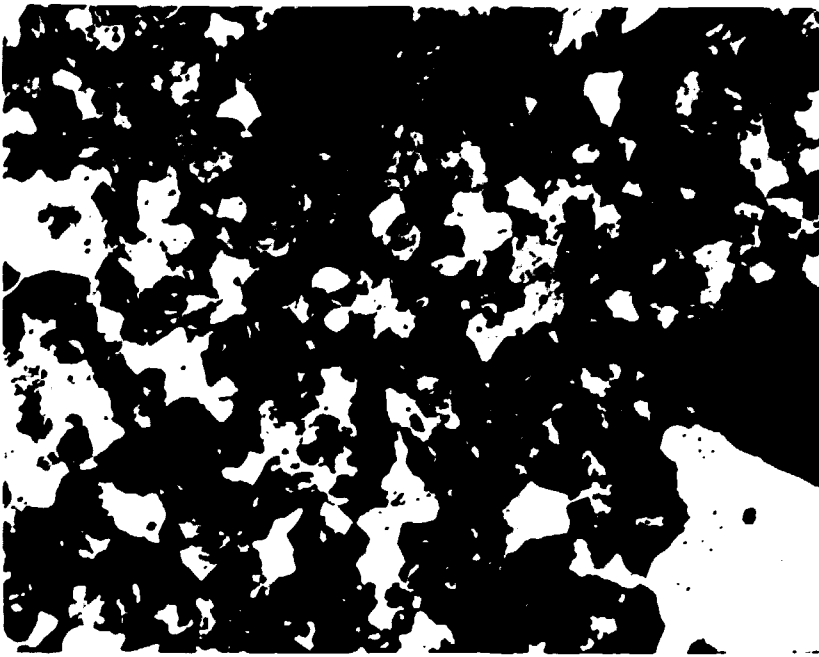


x 450 J.p.o.

Fig. 41

U-Mo 2 %
900°-24 h. T. Huile.

8265

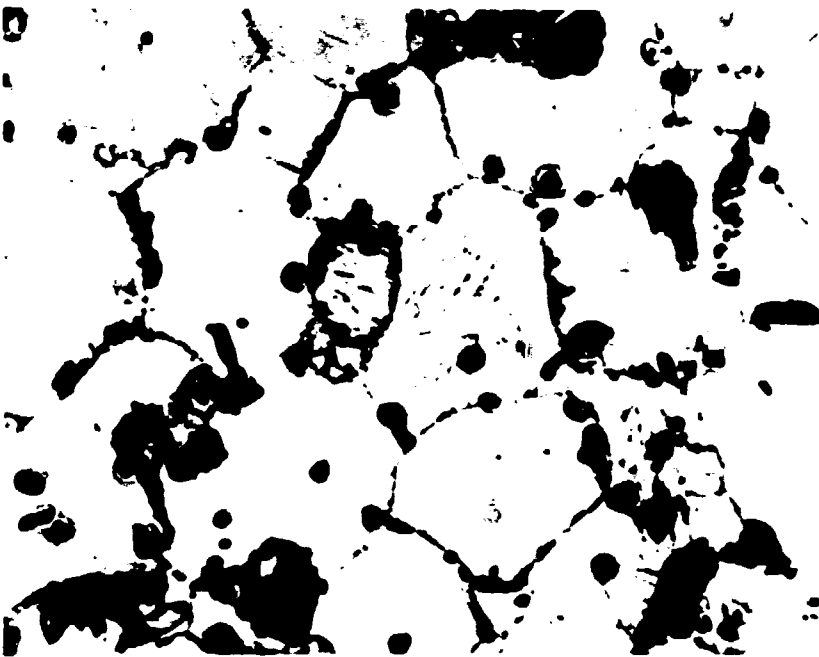


× 150 L.O.O.

Fig. 42

U-Mo 3 %
Eprouvette dilatométrique
traitée à 900° C.
Refroidissement : 180° C/mn.

9629

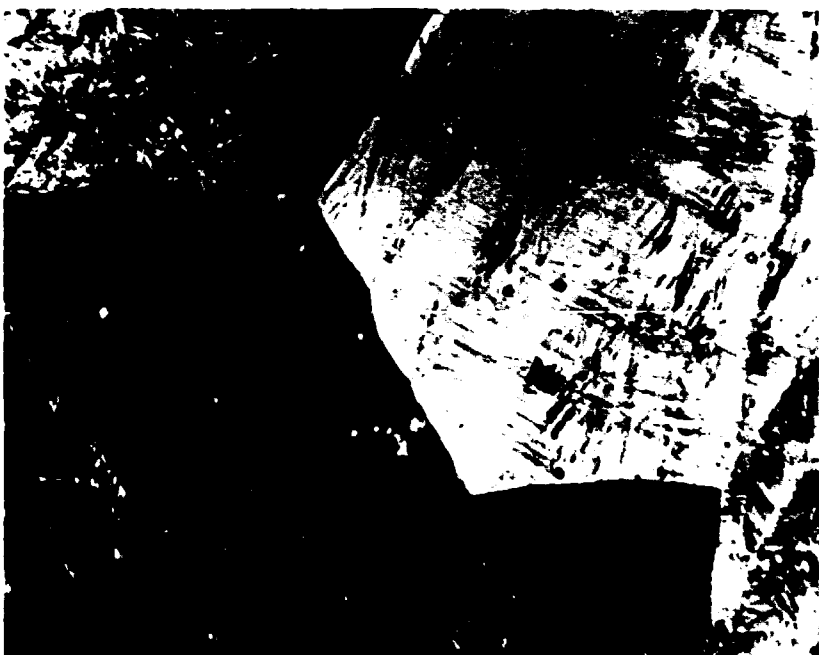


× 850 L.O.

Fig. 43

U-Mo 3 %
Eprouvette dilatométrique
traitée à 900° C.
Refroidissement : 180° C/mn.

9643

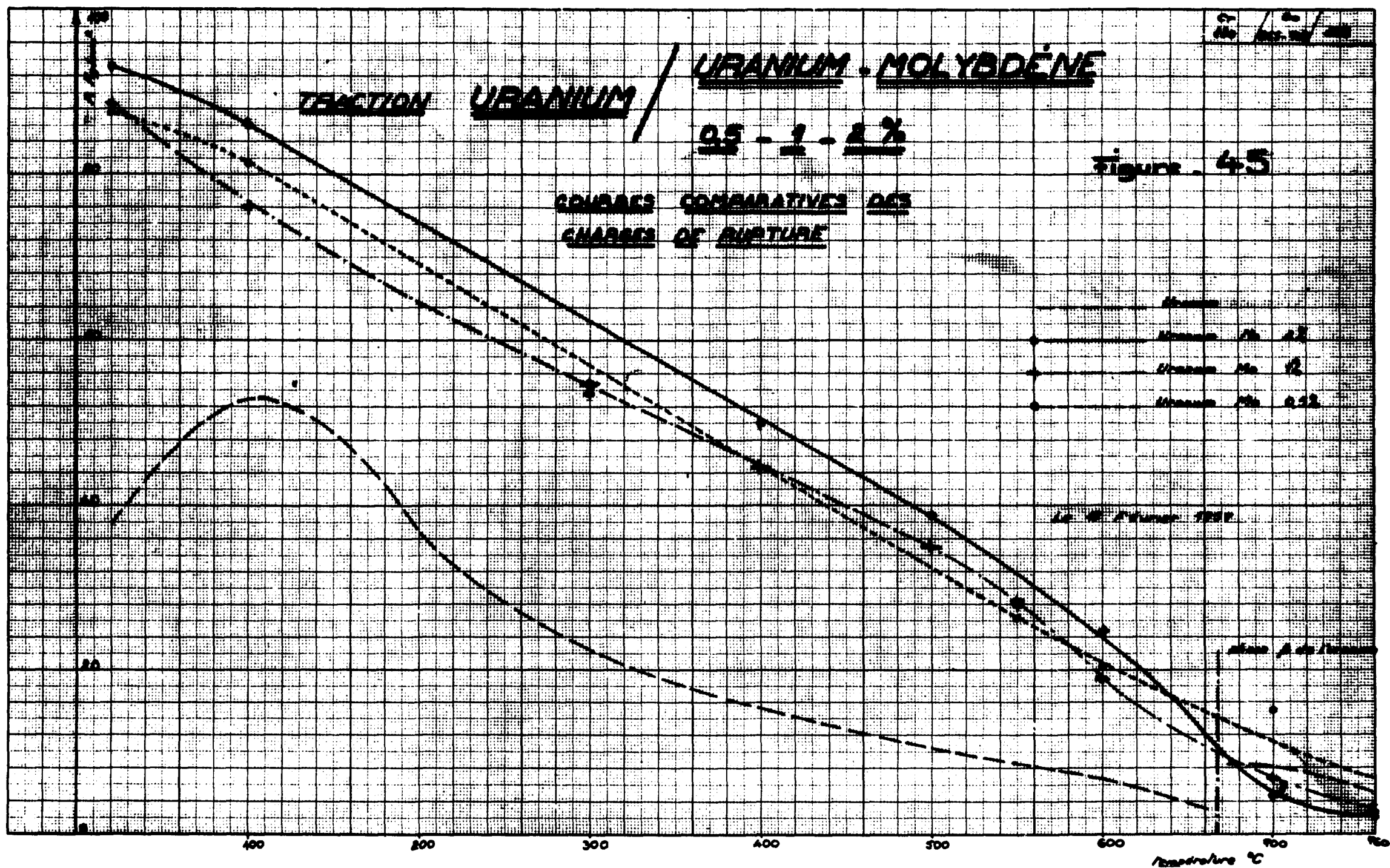


× 450 L.O.O.

Fig. 44

U-Mo 3 %
900°-24 h. T. Huile.

8229



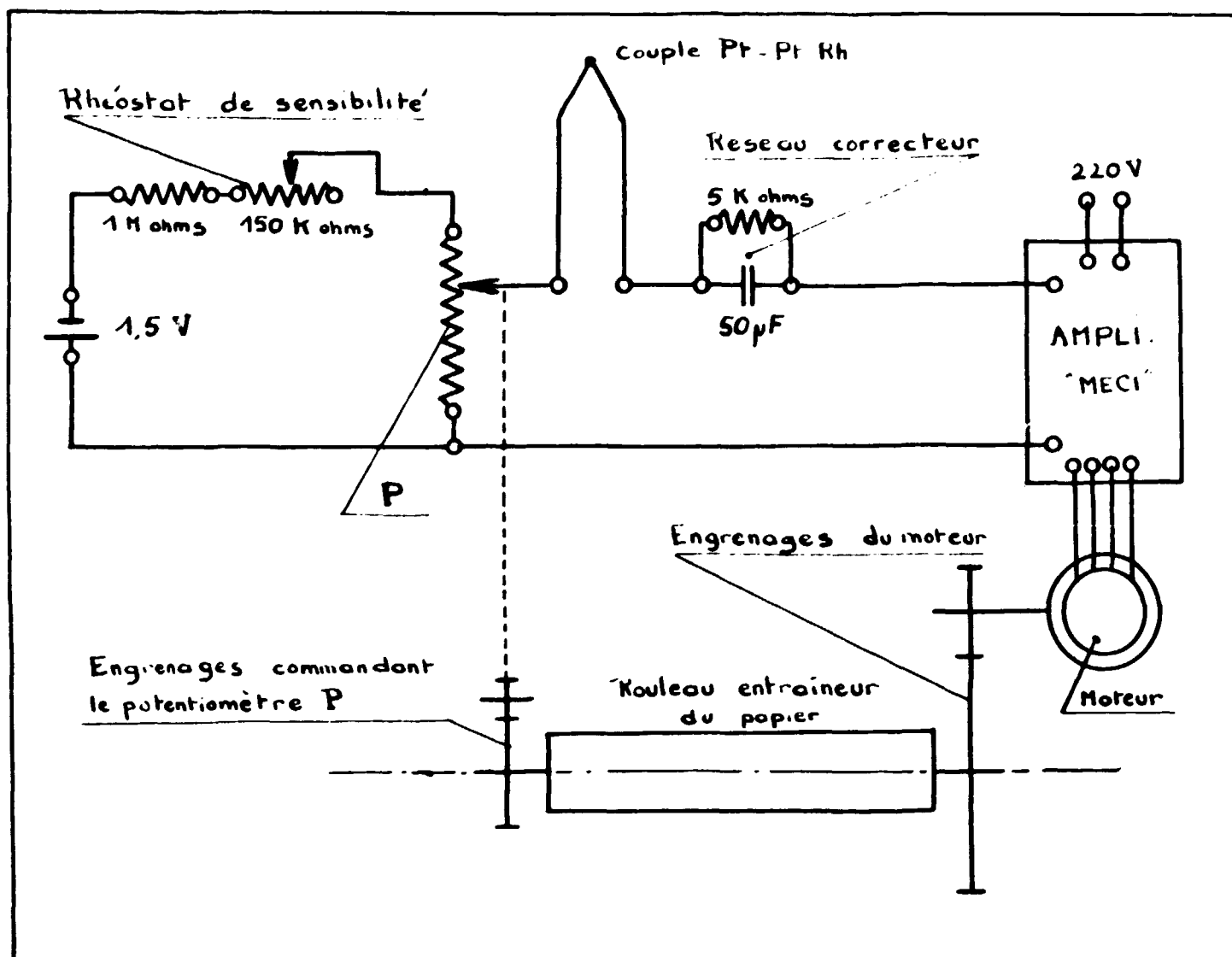
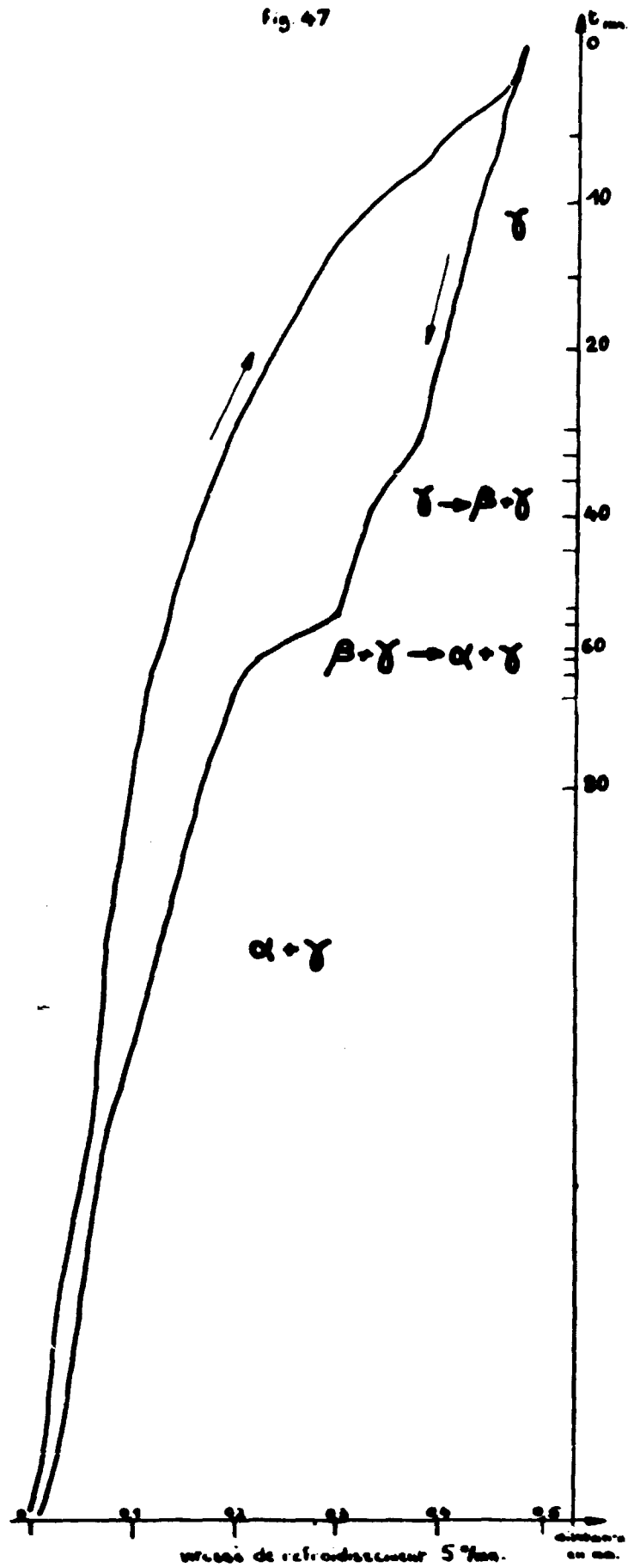


Fig. 46

Shéma électrique du dispositif d'enregistrement des courbes $\Delta l = f(\theta)$.

ALLIAGE U Mo 1%
fig. 47



ALLIAGE U 1% Nb 1%
fig 48

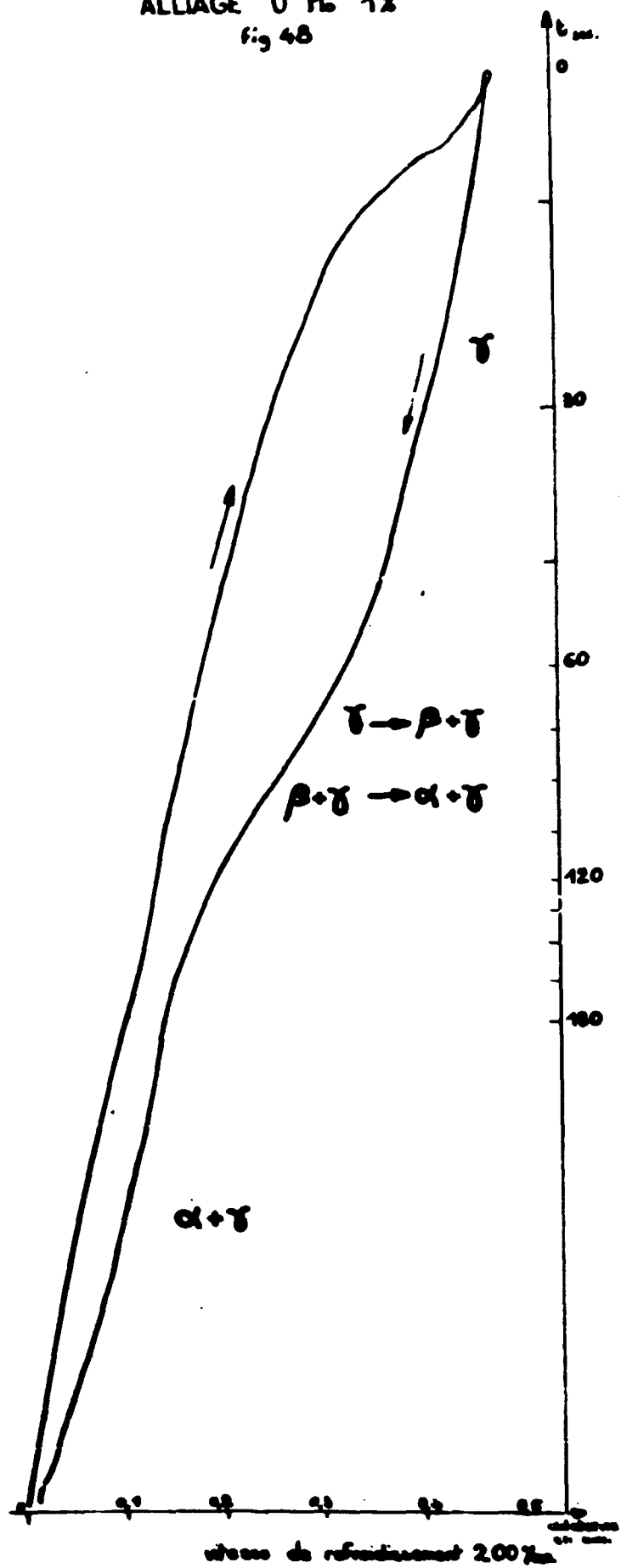


Fig. 49 - Courbes de transformation en refroidissement continu

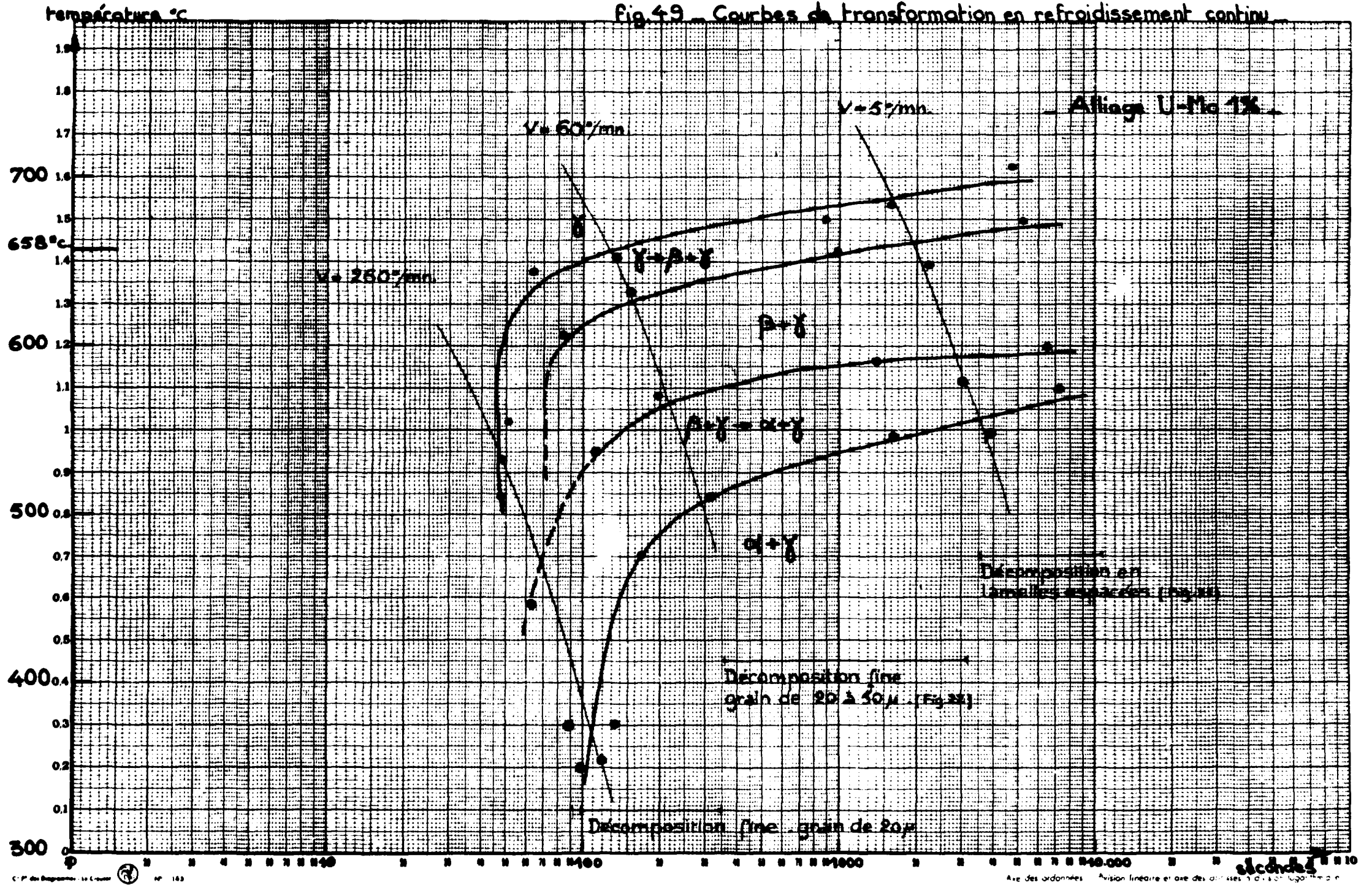


fig 50 Courbes de transformation en refroidissement continu

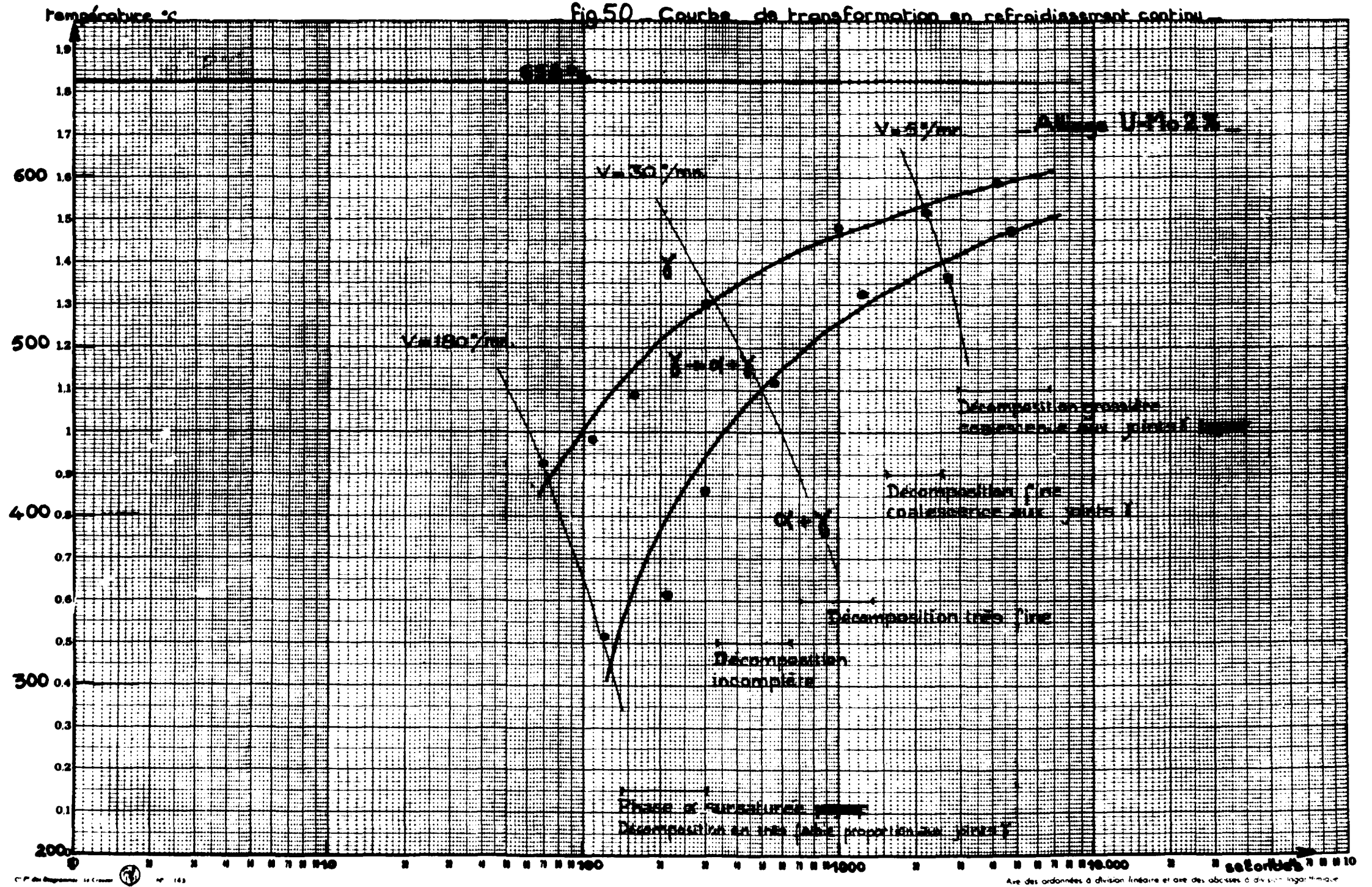
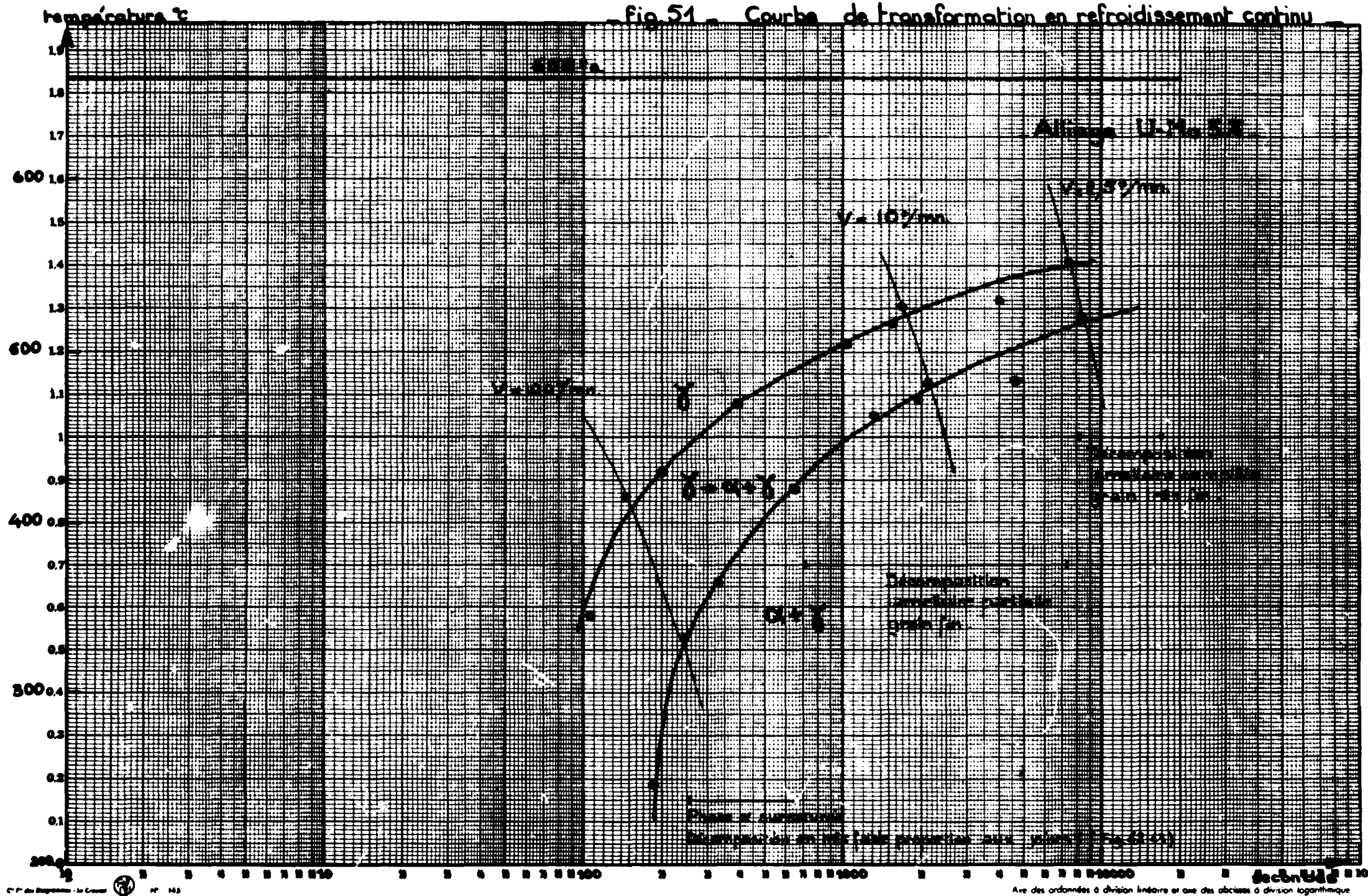


Fig. 51 - Courbe de transformation en refroidissement continu



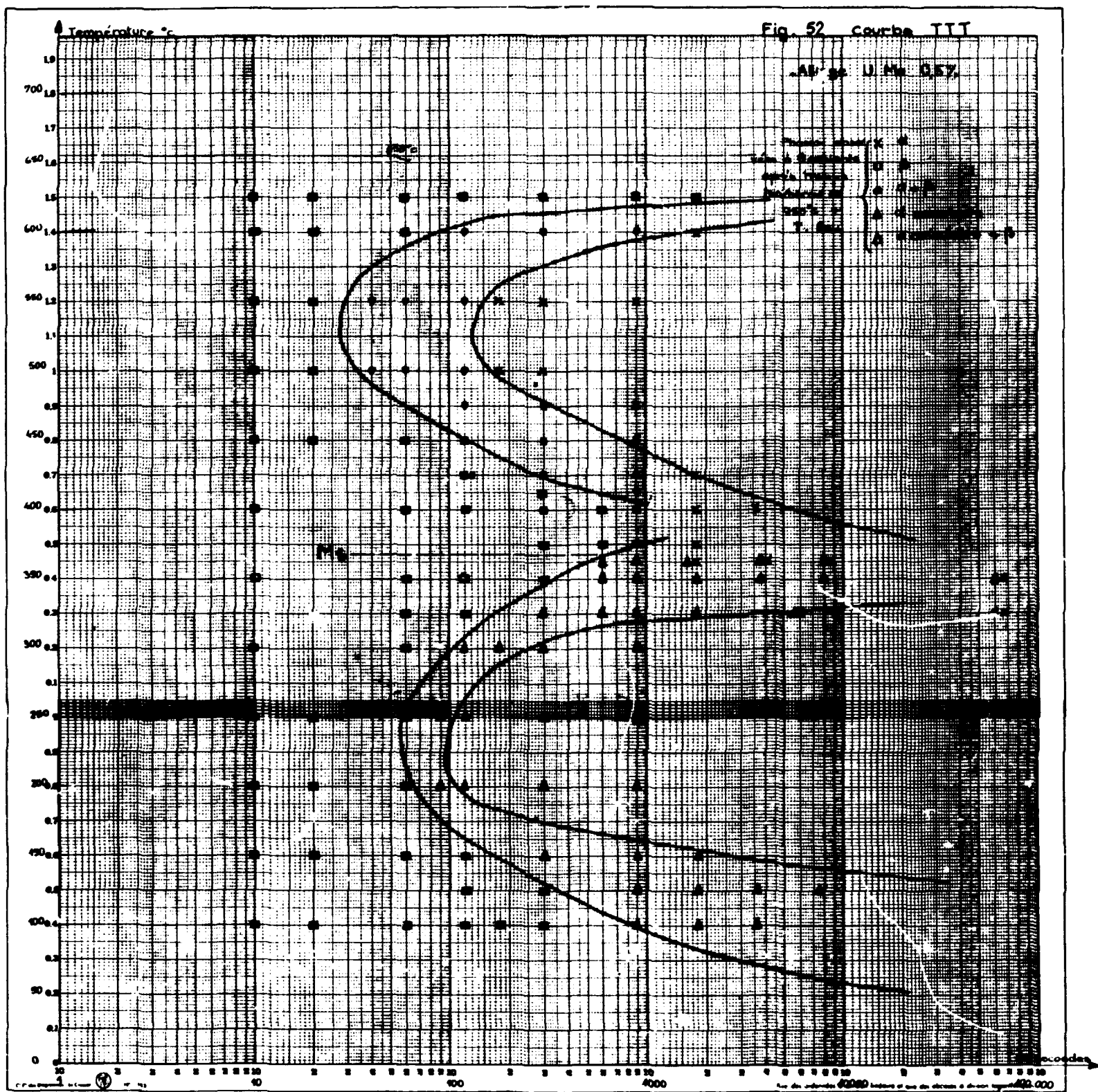
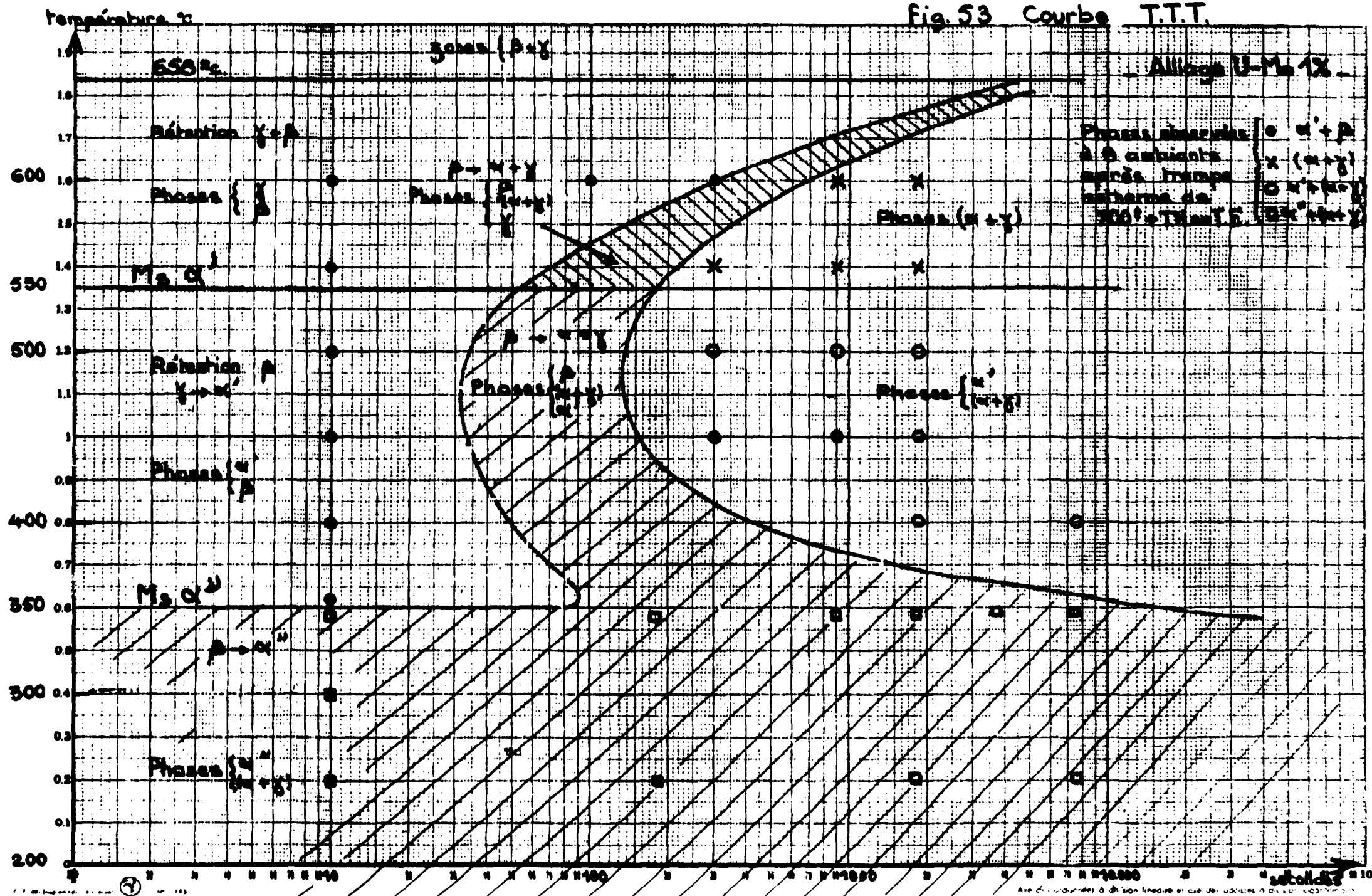


Fig. 53 Courbe T.T.T.



FIN