

COMMISSARIAT A L'ENERGIE ATOMIQUE

6.1

**CONTRIBUTION A L'ETUDE
DE LA PROPAGATION
DU FRONT DE SOLIDIFICATION
DANS DES LINGOTS D'URANIUM
COULES DANS UN MOULE EN GRAPHITE**

*par**Roger COTTIN***SOUS-DIRECTION DES RECHERCHES**

Centre d'Etudes de Valduc

Rapport CEA-R-4179**1971**J^a**SERVICE CENTRAL DE DOCUMENTATION DU C.E.A**

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

We regret that some of the pages in the microfiche copy of this report may not be up to the proper legibility standards, even though the best possible copy was used for preparing the master fiche.

PLAN DE CLASSIFICATION DES RAPPORTS ET BIBLIOGRAPHIES CEA

- | | | | |
|------|---|------|---|
| 1. | APPLICATIONS INDUSTRIELLES DES ISOTOPES ET DES RAYONNEMENTS | 8. | PHYSIQUE |
| 2. | BIOLOGIE ET MEDECINE | 8. 1 | Accélérateurs |
| 2. 1 | Biologie générale | 8. 2 | Electricité, électronique, détection des rayonnements |
| 2. 2 | Indicateurs nucléaires en biologie | 8. 3 | Physique des plasmas |
| 2. 3 | Médecine du travail | 8. 4 | Physique des états condensés de la matière |
| 2. 4 | Radiobiologie, radioagronomie | 8. 5 | Physique corpusculaire à haute énergie |
| 2. 5 | Médecine nucléaire | 8. 6 | Physique nucléaire |
| 3. | CHIMIE | 8. 7 | Optique, électronique quantique |
| 3. 1 | Chimie générale et organique, Chimie physique | 8. 8 | Physique atomique et moléculaire |
| 3. 2 | Chimie analytique | 9. | PHYSIQUE THEORIQUE ET MATHÉMATIQUES |
| 3. 3 | Procédés de séparation | 10. | PROTECTION ET CONTROLE DES RAYONNEMENTS, TRAITEMENT DES EFFLUENTS |
| 3. 4 | Radiochimie | 10.1 | Protection sanitaire |
| 4. | ETUDES DU DOMAINE DE L'ESPACE | 10.2 | Contrôle des rayonnements |
| 5. | GÉOPHYSIQUE, GÉOLOGIE, MINÉRALOGIE ET MÉTÉOROLOGIE | 10.3 | Traitement des effluents |
| 6. | MÉTALLS, CÉRAMIQUES ET AUTRES MATÉRIAUX | 11. | SÉPARATION DES ISOTOPES |
| 6. 1 | Fabrication, propriétés et structure des matériaux | 12. | TECHNIQUES |
| 6. 2 | Effets des rayonnements sur les matériaux | 12.1 | Mécanique des fluides, techniques du vide et des hautes pressions |
| 6. 3 | Corrosion | 12.2 | Transferts thermiques, techniques du froid et de la chaleur |
| 7. | NEUTRONIQUE, PHYSIQUE ET TECHNOLOGIE DES RÉACTEURS | 12.3 | Mécanique, outillage |
| 7. 1 | Neutronique et physique des réacteurs | 12.4 | Contrôle des matériaux |
| 7. 2 | Refroidissement, protection, contrôle et sécurité | 13. | UTILISATION ET DÉVELOPPEMENT DE L'ÉNERGIE ATOMIQUE |
| 7. 3 | Matériaux de structure et éléments classiques des réacteurs | 13.1 | Centres d'études nucléaires, laboratoires et usines |
| | | 13.2 | Divers (documentation, administration, législation, etc.) |
| | | 14. | ÉTUDES ÉCONOMIQUES ET PROGRAMMES |

La diffusion, à titre d'échange, des rapports et bibliographies du Commissariat à l'Énergie Atomique est assurée par le Service Central de Documentation du CEA, CEN-Saclay, B.P. n° 2, 91 - Gif-sur-Yvette (France).

Ces rapports et bibliographies sont également en vente à l'unité auprès de la Documentation Française, 31, quai Voltaire, 75 - PARIS (VII^e).

Reports and bibliographies of the Commissariat à l'Énergie Atomique are available, on an exchange basis, from the Service Central de Documentation du CEA, CEN-Saclay, B.P. n° 2, 91 - Gif-sur-Yvette (France).

Individual reports and bibliographies are sold by the Documentation Française, 31, quai Voltaire, 75 - PARIS (VII^e).

CEA-R-4170 - COTTIN Roger

CONTRIBUTION A L'ETUDE DE LA PROPAGATION DU FRONT
DE SOLIDIFICATION DANS DES LINGOTS D'URANIUM COULES DANS UN
MOULE EN GRAPHITE

Summary. - La méthode proposée pour matérialiser un front de solidification consiste à modifier le métal se trouvant encore à l'état liquide à l'aide d'un élément d'addition appelé "traceur". D'après les résultats expérimentaux, nous avons déterminé le modèle de solidification pour un lingot d'uranium de faible diamètre, coulé dans une lingotière en graphite. L'influence de la température sur la solidification verticale et transversale a été mise en évidence par l'étude du profil du front de solidification obtenu lors des essais. La présence d'un gradient thermique dans une lingotière a pour effet d'augmenter la valeur de l'angle du V de solidification pour ne laisser apparaître que la solidification verticale. Expérimentalement nous avons déterminé les courbes isochrones à la température de solidification pour une pièce hémisphérique en uranium.

1971

105 p.

Commissariat à l'Energie Atomique - France

CEA-R-4179 - COTTIN Roger

THE PROPAGATION OF A SOLIDIFICATION FRONT DURING THE CASTING
OF URANIUM INGOTS IN GRAPHITE MOULDS

Summary. - The solidification process was studied by adding a tracer to the liquid metal. A model was developed from the results for a small uranium ingot cast in a graphite mould. The effect of temperature on the vertical and transverse solidification was investigated by observing the position of the solidification fronts in a number of tests. A thermal gradient in the mould makes the transverse solidification negligible and leads to a solidification front normal to the axis of the ingot. The casting of a uranium hemisphere in a graphite mould was studied using this method and the corresponding isochrones at the solidification temperature determined.

1971

106 p.

Commissariat à l'Energie Atomique - France

- Rapport CEA-R-4179 -

Centre d'Etudes de Valduc
Sous-Direction des Recherches

CONTRIBUTION A L'ETUDE DE LA PROPAGATION
DU FRONT DE SOLIDIFICATION DANS DES LINGOTS D'URANIUM
COULES DANS UN MODULE EN GRAPHITE

par

Roger COTTIN

Mémoire présenté en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur C.N.A.M.

- Juillet 1971 -

REMERCIEMENTS

J'exprime ma gratitude à Messieurs les Professeurs B. HOCHREID, J. COURNOY, L. GUILLET et FERRY de la chaire de Métallurgie, ainsi qu'à Messieurs les Professeurs GUINIER, SALMON, FOURNIER et GENTIL dont j'ai eu l'honneur de suivre les disciplines,

Je remercie vivement Monsieur P. LAURENT, Directeur du Centre d'Etudes de Bruyères-le-Châtel du Commissariat à l'Energie Atomique et Monsieur C. BERNADAT, Chef de l'annexe "Recherches" du Centre de Valduc, qui ont autorisé cette étude, ainsi que Messieurs RAPIN, Chef du service de Métallurgie Appliquée et C. VERGNE, Chef de la Section Technologie Uranium qui m'ont permis d'effectuer ces travaux dans leurs laboratoires,

Je remercie Messieurs G. DEFRETIN et R. REISSE pour leurs conseils et les encouragements qu'ils m'ont prodigués tout au long de cette étude,

J'adresse toute ma reconnaissance aux Ingénieurs et Agents qui ont contribué à l'exécution de ce travail,

SOMMAIRE

INTRODUCTION

Première partie : SOLIDIFICATION DES LINGOTS

I, 1 - SOLIDIFICATION

- I, 1, 1 - Généralités,
- I, 1, 2 - Front de solidification,
- I, 1, 3 - Structure de solidification,

I, 2 - VITESSE DE SOLIDIFICATION

- I, 2, 1 - Déterminations mathématiques,
- I, 2, 2 - Méthodes expérimentales,
- I, 2, 3 - Résultats,

I, 3 - CONCLUSION

Deuxième partie : MATERIALIZATION DU FRONT DE SOLIDIFICATION SUR DES LINGOTS D'URANIUM,

II, 1 - PRINCIPALES PROPRIETES THERMIQUES DES MATERIAUX

- II, 1, 1 - Propriétés de l'uranium,
- II, 1, 2 - Propriétés du graphite,

II, 2 - CONDITIONS DES ESSAIS

- II, 2, 1 - Préparation du creuset et du moule,
- II, 2, 2 - Conduite de la fusion,

II, 3 - MATERIALIZATION DU FRONT DE SOLIDIFICATION : METHODE

- II, 3, 1 - Traceur,
- II, 3, 2 - Préparation du lingot,
- II, 3, 3 - Examen macrographique,

II, 4 - SOLIDIFICATION D'UN LINGOT D'URANIUM

- II, 4, 1 - Modèle de solidification,
- II, 4, 2 - Solidification verticale,
- II, 4, 3 - Solidification transversale,

II, 5 - APPLICATION DE LA METHODE SUR UNE PIECE HEMISPHERIQUE

- II, 5, 1 - Conduite de la fusion,
- II, 5, 2 - Résultats expérimentaux,

II, 6 - CONCLUSION

CONTRIBUTION A L'ETUDE DE LA PROPAGATION DU FRONT DE SOLIDIFICATION DANS LES LINGOTS D'URANIUM COULES DANS UN MOULE EN GRAPHITE

INTRODUCTION

Actuellement, l'industrie recherche par des moyens technologiques de plus en plus perfectionnés, à obtenir des produits finis ou semi-finis ayant des caractéristiques mécaniques élevées. En fonderie, cette règle ne fait pas défaut et l'"art" du fondeur d'autrefois devient aujourd'hui une science.

La qualité d'une pièce de fonderie dépend, avant tout, de la solidification du métal lui-même. Les différentes techniques utilisées pour obtenir une pièce saine ne peuvent être efficaces qu'à partir du moment où nous connaissons la cinétique de la solidification du métal liquide, pour une géométrie donnée. Pour chaque métal ou alliage la connaissance des phénomènes de solidification est un atout important pour le choix des paramètres de fonderie tels que, la section de la pièce, la température du métal, la vitesse de coulée, le gradient thermique du moule et sa nature.

Dans cette voie, de nombreux travaux ont été effectués principalement sur des métaux ou alliages les plus utilisés dans l'industrie (acier - fonte - alliages légers...). Par contre pour l'uranium, utilisé principalement comme combustible nucléaire, les publications scientifiques sont peu nombreuses [1] [2]. Cette présente étude a un double objectif : mettre au point une méthode qui matérialise la progression du front de solidification et étudier le modèle de solidification d'un lingot cylindrique en uranium.

La première partie se limite à passer en revue les études qui ont été faites jusqu'à présent sur le problème de la solidification des lingots. Il faut noter que les techniques employées avec les différents résultats obtenus concernent plus particulièrement de gros lingots en acier ou en fonte coulés dans des moules en sable.

La seconde partie, après sélection d'un "traceur" approprié qui est un alliage uranium-fer, décrit la méthode permettant de matérialiser le front de solidification. Des résultats obtenus nous avons déterminé les courbes isochrones à la température de solidification pour un lingot d'uranium de 55 millimètres de diamètre.

PREMIERE PARTIE

SOLIDIFICATION DES LINGOTS

I.1 - SOLIDIFICATION

I.1.1. Généralités

La solidification peut être représentée comme le grossissement d'un cristal par additions successives d'atomes ou de molécules. A la température d'équilibre (point de fusion) le nombre d'atomes qui se soudent à la surface est égal au nombre d'atomes qui se détachent. Pour que la solidification ait lieu il faut un écart par rapport à la température d'équilibre, ce qui conduit à maintenir la température de l'interface au-dessous de la température d'équilibre. La quantité de chaleur, libérée par la solidification à l'interface, doit donc être évacuée en permanence par conduction dans le solide ou dans le liquide.

La vitesse de solidification est donc réglée par la vitesse d'évacuation de la chaleur latente de fusion, qui conditionne la structure de solidification d'un lingot ou d'une pièce de fonderie.

I.1.2. Front de solidification

Au cours de la solidification, l'interface existant entre le liquide et le solide, s'appelle le front de solidification et varie avec la nature du métal coulé. La structure et la qualité des pièces de fonderie dépendent, en partie, de la vitesse de déplacement de ce front de solidification.

A - Cas d'un métal pur ou alliages eutectiques.

Le métal se solidifie à température constante et il existe une seule température pour laquelle la température est celle de solidification. On obtient une solidification sous forme de dendrites qui grossissent de part et d'autre, de la ligne isotherme donnant une solidification en couche mince.

B - Cas d'un alliage

Considérons un alliage binaire, de concentration C_0 en soluté, situé dans la portion du diagramme d'équilibre représenté dans la figure 1. Dans ce cas, le coefficient de ségrégation k_0 est inférieur à 1 et vérifie les relations suivantes :

$$k_0 = \frac{C_s}{C_l} = \frac{C_0}{C_f} < 1$$

A un instant, t , de la solidification, cet alliage présente une différence de composition entre le solide et le liquide. A la température T_0 , les premiers cristaux solides sont pauvres en soluté par rapport au liquide environnant. Cette différence conduit à une répartition du soluté

de part et d'autre de l'interface, comme l'indique la figure 1 bis,

A l'interface où la concentration en soluté est plus importante, la température de solidification est plus faible. A des distances plus éloignées, la température de solidification du liquide augmente pour atteindre finalement celle donnée par la courbe du liquidus du diagramme d'équilibre pour la concentration C_0 de l'alliage. Par suite de la variation du point de solidification en fonction de la distance par rapport à l'interface, la figure 2 représente la courbe de la température du liquidus. Si l'on considère les droites a, b, c et d qui sont les distributions expérimentales des températures possibles du liquide dans la région voisine de l'interface, nous pouvons observer un écart ΔT de la température. Cet écart, ou, degré de surfusion dû à la différence locale de la concentration près de l'interface, est appelé "surfusion constitutionnelle".

Ainsi dans le cas où le gradient thermique est élevé (courbe a) la "surfusion" constitutionnelle n'existant pas, nous pouvons obtenir un interface liquide-solide plan ou lisse. Par contre, si le degré de "surfusion constitutionnelle" est élevé, nous observons le développement des dendrites au niveau de l'interface.

1.1.3. Structure de solidification

Dans ce paragraphe, nous examinerons sommairement comment se présente le grain d'une pièce de fonderie épaisse ou d'un gros litot, lorsqu'on coule un métal ou un alliage dans un moule (figure 3).

En général la structure primaire présente trois zones, qui sont :

- une zone trempée (A)
- une zone basaltique (B)
- une zone équiaxe (C)

A - Zone trempée :

En supposant que la température du moule est très inférieure au point de fusion du métal, celui-ci au contact avec le moule est très rapidement refroidi au-dessous de la température du liquidus. Cette vitesse extrêmement grande à la paroi, provoque la formation d'une multitude de petits cristaux très fins et orientés au hasard. Dans cette première phase la surfusion est suffisante pour faire germer un grand nombre de cristaux. L'épaisseur de cette zone dépend des propriétés thermiques du moule et de l'épaisseur de métal liquide.

B - Zone basaltique :

La zone trempée s'étant formée, le gradient de température, dans la région en train de se solidifier, devient plus faible, ainsi que le gradient de température au-delà du front de solidification.

A l'endroit où le métal se solidifie, la surfusion est nettement plus faible que précédemment, et la vitesse de germination a donc considérablement diminué. Il en résulte que dans le solide formé, les cristaux dont l'axe dendritique est perpendiculaire aux isothermes vont en s'élargissant aux dépens des autres. Au fur et à mesure que le front de solidification avance, les cristaux obliques ne croîtront plus que latéralement pour épuiser le liquide restant ; alors que les cristaux orientés perpendiculairement à la paroi du moule vont croître à la fois longitudina-

Ainsi la forme générale de l'expression mathématique de la solidification d'une pièce peut s'écrire :

$$D = q \sqrt{t}$$

où D : épaisseur de la couche solidifiée

q : constante de solidification dépendant des caractéristiques thermiques du métal et du moule

t : temps de la solidification

Il faut remarquer que cette équation $D = q \sqrt{t}$ est une forme généralisée du temps de solidification d'une pièce, en ayant posé un certain nombre d'hypothèses qui ne sont pas toutes réalisées dans la pratique.

Cependant on peut retenir que l'épaisseur solidifiée est proportionnelle à la racine carrée du temps en première approximation, CHWORINOFF propose la "règle des modules" selon laquelle le temps de solidification d'une pièce coulée est proportionnel au carré du rapport de son volume à sa surface en contact avec le moule.

$$T = \left(\frac{V}{S} \right)^2 \times \text{constante.}$$

I. 2. 2. Méthodes expérimentales

La théorie conduit à des résultats intéressants mais limités seulement à une connaissance approximative des temps de solidification. Par le calcul classique et avec certaines hypothèses, il n'est possible que de traiter le cas du refroidissement à l'état liquide de milieux unidimensionnels : plaques, cylindres, sphères. Aussi certaines méthodes expérimentales rendent inutiles les hypothèses restrictives qu'impose le calcul classique et permettent de calculer ou de déterminer le temps de solidification, ainsi que la répartition des températures à chaque instant et en chaque point du métal.

Les méthodes principales, utilisées pour déterminer la progression de la solidification, sont au nombre de quatre :

- méthode du renversement
- analyse thermique
- méthodes analogiques
- méthode par addition d'un élément radioactif.

I. 2. 2. 1. Méthode du renversement

Cette méthode fut la première utilisée pour étudier la solidification des lingots. Après remplissage de la lingotière, la solidification du métal commence en donnant au cours du refroidissement une phase solide et une phase liquide quantitativement fonction du temps mesuré après la coulée.

La méthode consiste à éliminer par renversement du moule, la quantité de liquide restante au bout d'un temps t , après le remplissage de la lingotière. Le lingot ainsi obtenu après refroidissement est découpé au chalumeau suivant une section longitudinale. Après surfacage de cette section on mesure les épaisseurs solidifiées aux différents niveaux du lingot.

L'ensemble des points donne la courbe du front de solidification à l'instant t du renversement. Par répétition de cette opération à des temps différents, il est possible de suivre l'évolution du front de solidification dans un lingot, jusqu'à sa solidification complète.

1. 2. 2. 2. Analyse thermique

Cette méthode consiste à enregistrer la température du métal en différents points du lingot. Ces mesures se font avec des thermocouples en platine, platino-rhodié, dont la soudure chaude est protégée du métal. A l'aide d'un ou plusieurs enregistreurs de température (MECI, ACB ...), la température du métal peut être suivie en fonction du temps. Pour un alliage, la température de solidification se remarque par un changement de pente des courbes $\theta = f(t)$ ou bien par un palier dans le cas d'un métal pur ou d'un alliage eutectique.

Cette méthode nécessite un soin tout particulier dans la confection et la mise en place des thermocouples. Cependant elle présente l'avantage de donner en un seul essai un certain nombre de courbes isochrones du lingot, aux différentes températures. Par contre le nombre de points mesurés est limité, et, par suite, la courbe de la progression du front de solidification entre deux points est entachée d'une incertitude dans son tracé.

1. 2. 2. 3. Méthodes analogiques

Ces méthodes sont basées sur les analogies de forme existant entre les équations qui régissent la diffusion de la chaleur et celles des circuits électriques à résistance-capacité. Entre le système thermique et le système électrique correspondant, il existe des analogies.

La loi de Fourier est la réplique de la loi d'Ohm en électricité, dans le cas des courants continus, c'est-à-dire comme ici, en régime permanent. On a :

$$I : \frac{dQ}{dt} = \lambda S \frac{dV}{dx} \text{ (loi d'Ohm)}$$

$$\text{et } \frac{dQ}{dt} = \lambda S \frac{d\theta}{dx} \text{ (loi de Fourier)}$$

Le tableau II donne les équivalences où le flux de chaleur équivaut au courant et la densité de flux à la densité de courant.

Cette méthode a l'avantage, d'une part de permettre des enregistrements graphiques des phénomènes et, d'autre part de travailler en temps réduits par rapport à celui du phénomène thermique. L'appareil présente ses résultats sous forme de courbes donnant la répartition de températures dans la pièce et dans le moule en fonction du temps.

Par ces calculateurs analogiques il est possible d'étudier l'influence des divers facteurs (température de coulée - épaisseur de sable - effets de refroidisseurs, ...).

Il existe différents types de calculateur dont les principaux sont : [8]

- le calculateur de BEUKEN à circuit capacité-résistance (développé par PASCHKIS)
- le calculateur de LIEBMAN à circuit de résistances
- le calculateur de MOORE à circuits hydrauliques.

1. 2. 2. 4. Eléments radioactifs

La méthode consiste à introduire une petite quantité d'un élément radioactif dans la

tête d'un lingot, un certain moment après la coulée. Cet élément radioactif se disperse très rapidement dans l'ensemble du métal encore liquide dans la lingotière. Le lingot une fois refroidi est découpé à la scie suivant une section longitudinale axiale ; puis on effectue un rabotage fin sur cette section pour obtenir un état de surface convenable.

Cette préparation de surface étant faite, on dispose sur celle-ci un ou plusieurs films en vue d'utiliser la technique autoradiographique. Cette technique tire parti de l'impression d'une émulsion photographique par le rayonnement β d'un radionucléide, permettant ainsi de délimiter de façon précise la position de front de solidification au moment de l'introduction du radiotraceur.

Pour pouvoir être utilisable, un traceur radioactif doit réunir un certain nombre de qualités :

- Sa période doit être suffisamment longue.
- Son activité spécifique (exprimée en CURIES par gramme) doit être élevée pour que la quantité totale ajoutée soit très faible.
- Sa production doit être facile.
- Ses rayonnements de désintégration doivent être faciles à détecter.

Dans l'étude de la solidification des lingots d'acier KOHN on utilise comme élément traceur, l'Iridium 192 dont la période est de 75 jours. Si le temps écoulé entre le moment de l'introduction et le moment où l'on peut disposer des sections examinées n'est pas long on peut utiliser l'Or 198 dont la période est de seulement 60 heures.

1. 2. 3. Résultats expérimentaux des travaux effectués,

Dans ce paragraphe, nous passons en revue quelques travaux concernant les vitesses de solidification dans des lingots de section cylindrique ou carrée.

1. 2. 1. Travaux de FIELD (1927) [9]

Il démontre mathématiquement que l'épaisseur solidifiée à partir de la paroi du moule est directement proportionnelle à la racine carrée du temps après la coulée :

$$D = K \sqrt{t}$$

où D : représente l'épaisseur en mm

t : le temps en minutes

K : est une constante qui dépend de la forme et des dimensions du moule, de la température de l'acier avant sa coulée, de la composition chimique, . .

D'après ses calculs, FIELD obtient une valeur de 2,68 pour K, en supposant que l'épaisseur du moule est infiniment grande et que l'acier liquide se trouve à sa température de solidification.

1. 2. 3. 2. Travaux de NELSON (1934), CHIPMAN et FONDERSMITH (1937)

Nelson [10] puis Chipman et Fondersmith [11] utilisant la méthode du renversement, effectuent des travaux sur des lingots de plusieurs dimensions afin de vérifier l'expression mathématique trouvée par Field.

Partant d'un acier à 1 % de carbone, élaboré au four électrique et ayant une surchauffe de 50°C, Nelson utilise deux séries de lingots, l'une de 330 x 330 mm de section et l'autre de 430 x 430 mm. Le résultat de ces travaux le conduit à considérer deux vitesses de solidification : une vitesse de solidification transversale (figure 5) qui représente l'épaisseur solidifiée à partir des parois du moule et une vitesse de solidification verticale représentée par la hauteur d'acier solide à partir du fond du moule (figure 6).

Nelson donne une expression de la solidification qui est de la forme :

$D = K \sqrt{\frac{t}{2}}$ où K est une valeur comprise entre 2,34 et 3,53 cm/mn) ou $\frac{1}{2}$; les différences étant dues aux variations de dimensions et de forme du moule.

Chipman et Fondersmith donnent pour la solidification des lingots rectangulaires de 460 x 1 000 mm de section la relation :

$$D = 2,23 \sqrt{t} - 3,0$$

Ceci avec de l'acier à 0,1 % de carbone, coulé à 50°C au dessus du point de solidification (D en centimètres et t en minutes).

1.2.3.3. Travaux de SPRETNAK (1947) [12]

Plus récemment, la solidification des lingots d'acier fut étudiée par Spretnak en utilisant deux méthodes :

- La méthode du renversement
- et la méthode par analogie électrique sur des lingots de 155 x 155 mm et 510 x 580 mm de section.

Les résultats obtenus sur des lingots de 155 x 155 mm de section montrent que la courbe de la solidification transversale est constituée de deux paraboles. La pente de la première correspond à une valeur de K constante et celle de la seconde parabole varie avec le degré de surchauffe du métal liquide (figure 7).

Ces deux parties de la courbe correspondent respectivement à la solidification dans la zone basaltique et la zone équilaxe. Spretnak a déterminé l'expression du point d'intersection de ces deux parties de courbe en fonction du degré de surchauffe du métal liquide :

$$t = 0,0082 T_B \quad \text{où } t : \text{ temps de l'intersection en minutes}$$

$$T_B : \text{ } ^\circ\text{C de la surchauffe.}$$

Le point d'intersection des paraboles traduit la fin de la cristallisation basaltique dans le lingot.

Partant de cette expression, Spretnak détermine approximativement l'épaisseur de la zone basaltique en fonction de la surchauffe :

$$\text{Pour un acier SAE 4340, dans un lingot de 155 x 155 mm}$$

$$D_c = 2,03 \sqrt{0,0082 T_B} \quad \text{où } D_c : \text{ épaisseur de la zone basaltique (cm)}$$

$$T_B : \text{ } ^\circ\text{C de surchauffe.}$$

Lorsque la structure primaire du lingot est composée des deux zones basaltique et équilaxe, le temps total de la solidification semble indépendant du degré de surchauffe de l'acier (Figure 8).

Il étudie aussi la vitesse de solidification verticale en utilisant la méthode par analogie électrique. Cette vitesse est en relation avec l'importance du cône de solidification qui se situe à la base inférieure des lingots lors de la solidification et qui varie avec la nature du matériau utilisé pour le fond de la lingotière.

Pour des lingots de 155 x 155 mm de section coulés avec de l'acier (SAE 4340) à deux températures différentes (1565°C et 1635°C), la vitesse de la solidification verticale a pour expression :

$$D = 2,36 t^{0,76} \quad \text{acier à } 1565^{\circ} \text{ C}$$

$$D = 2,02 t^{0,76} \quad \text{acier à } 1635^{\circ} \text{ C}$$

(les unités étant le cm et la minute).

Chipman et FonderSmith, puis Spretnak ont ainsi montré que les résultats des essais de Nelson sont mieux représentés par une équation de la forme $D = K \sqrt{t} - B$ que par l'équation $D = K \sqrt{t}$ utilisée par l'auteur.

1. 2. 3. 4. Travaux de PASCHKIS (1953) [13]

Pour étudier la solidification dans des lingots cylindriques et rectangulaires Paschkis utilise un modèle à capacité-résistance en employant la méthode du calculateur de Beuken. Les courbes des distributions de température dans une section longitudinale et dans une section transversale située à mi-hauteur, sont identiques à celles relevées expérimentalement.

Les résultats comparés de Paschkis et de Spretnak montrent également que l'expression de l'épaisseur de la zone solidifiée d'un lingot, exprimée en fonction du temps, correspond au front du liquidus et non à celui du solidus.

Les calculs effectués par l'auteur montrent que par suite de la dimension de la largeur du front de solidification, la vitesse linéaire de ce front doit augmenter lorsque le centre du lingot se solidifie.

1. 2. 3. 5. Travaux de MARBURG (1953) [14]

À la même époque, Marburg emploie la méthode du renversement sur des lingots, de 810 x 810 mm de section, coulés à son Métallurgical Département of Homestead-Works. L'acier utilisé, contenant 0,83 % de carbone et 2 % de nickel, est coulé à une température de l'ordre de 1485°C dans un moule chauffé à 150 - 200°C.

Les résultats de ces essais montrent que la vitesse de solidification transversale a pour équation la forme suivante :

$$D = 2,36 \sqrt{t} - 1,27 \quad (\text{cm}/\text{mn} \frac{1}{2})$$

Comparant les résultats obtenus avec ceux de Nelson, il en déduit que la valeur de K, et par suite, la vitesse de solidification, décroît quand les dimensions du lingot augmentent.

Il étudia la vitesse de solidification verticale pour divers lingots dont les résultats sont donnés dans la figure 9. Au début de la solidification, celle-ci suit la loi parabolique, mais vers le stade final, la pente de la courbe augmente. Marburg étudie, en particulier, dans les différents types de lingot, les courbes des vitesses de solidification transversale et verticale accé-

lérée par suite des effets d'angle du fond du moule. La figure 10 représente ces courbes correspondant à un lingot de 810 x 810 de section, avec les différents instants où la solidification transversale accélérée se produit en fonction de la hauteur du lingot.

A l'aide des différents résultats expérimentaux trouvés, Marburg détermine les zones de solidification transversale et verticale accélérée pour un lingot de 810 x 810 mm de section; zones qui sont représentées dans la figure 11.

1. 2. 3. 6. Travaux de KOHN (1964) [15] [16]

Au cours de ces dernières années, l'utilisation d'éléments radioactifs a permis à Kohn d'étudier la cinétique de la solidification, dans des lingots dont la taille varie de 1,2 tonnes à 60 tonnes. Les résultats obtenus sont en accord avec ceux que l'on peut déduire par la méthode mathématique.

Entre autre, l'étude autoradiographique de la solidification des lingots, a permis de mettre en évidence la présence des courants de convection au sein du métal encore liquide dans la lingotière. Ces courants de convection descendant le long de la paroi de métal déjà solide.

Au moyen de ces différents essais, KOHN constate que la chute des cristaux joue un rôle important au cours de la solidification de la région inférieure des lingots. Ceux-ci s'accumulent suivant un talus conique, modifiant les conditions de solidification, provoquant l'existence de zones à structure de cristallisation différente et la formation de divers types de ségrégations et d'hétérogénéités. La solidification verticale observée par la méthode du renversement serait la conséquence de la formation de métal pâteux, par suite de l'accumulation progressive de cristaux libres tombés à l'intérieur de la région liquide.

La solidification d'un lingot n'est pas seulement conditionnée par le régime thermique d'évacuation des calories hors du lingot, mais aussi par des phénomènes physiques tels que l'existence de courant de convection et la chute de cristaux libres.

1. 3. - CONCLUSION

Pour étudier expérimentalement la propagation du front de solidification, nous proposons la méthode utilisant un traceur. Etant donné que l'uranium est un métal qui s'élabore sous vide, la méthode du renversement ne peut se pratiquer par suite de difficultés d'ordre technologiques.

L'analyse thermique renseigne sur la valeur du temps de solidification pour un point donné de la pièce, mais ne permet pas de tracer d'une façon continue la forme du front de solidification.

Dans notre cas, la matérialisation du front de solidification peut se faire par un traceur soit radioactif ou chimique. Dans cette présente étude, nous avons choisi un alliage à base de fer comme traceur chimique.

DEUXIEME PARTIE

MATERIALIZATION DU FRONT DE SOLIDIFICATION SUR DES LINGOTS D'URANIUM

II.1 - PRINCIPALES PROPRIETES THERMIQUES DES MATERIAUX

Le problème de la solidification conduit à la résolution d'une "équation de chaleur" dans laquelle interviennent les propriétés des milieux en présence. Afin de pouvoir comparer les résultats expérimentaux avec la théorie mathématique nous donnons, dans ce chapitre, les propriétés thermiques de l'uranium et du graphite.

II.1.1. Propriétés de l'uranium [17] (Voir annexe 1)A - Masse volumique :

Parmi les métaux, l'uranium possède l'une des masses volumiques les plus élevées. A la température ambiante, avec de l'uranium provenant de pièces de fonderie, cette valeur est de l'ordre de $18,78 \text{ g. cm}^3$. Au dessus du point de fusion 1130°C , elle n'est plus que de $16,63 \text{ g. cm}^3$ ce qui traduit une augmentation de volume lors du passage de l'état solide à l'état liquide de l'ordre de 27% . La figure 12 montre les variations de la masse volumique de l'uranium en fonction de la température (d'après GROSSE et KIRCHENBAUM).

B - Chaleur massique :

Les chaleurs massiques, C_p , sont très sensibles aux impuretés initialement contenues dans le métal ou à la contamination durant l'expérience.

MOORF et KELLY indiquent qu'avec un uranium à 99,71 %, les chaleurs massiques atomiques dans les différentes phases peuvent s'exprimer par les relations : (figure 13)

$$\text{En phase } \alpha \quad C_p = 3,15 + 8,44 \cdot 10^{-3} T + 0,80 \cdot 10^{-5} T^2$$

$$\text{En phase } \beta \quad C_p = 10,38$$

$$\text{En phase } \gamma \quad C_p = 9,10$$

A l'état liquide, entre 1142°C et 1306°C , LEVINSON trouve la valeur suivante :

$$C_p = -13,15 + 16,17 \cdot 10^{-3} T \text{ cal. mo}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$$

C - Conductibilité thermique :

L'uranium métallique est mauvais conducteur de la chaleur à la température ambiante. Il faut atteindre des températures de l'ordre de 700°C pour qu'il présente la même conductibilité thermique que le fer à la température ordinaire (figure 14).

D - Chaleur latente de fusion :

La mesure de la chaleur latente est rendue extrêmement difficile en raison de la forte réactivité du métal fondu vis-à-vis des creusets en graphite ou réfractaire. Cette difficulté entraîne des estimations allant du simple au double pour la valeur de la chaleur latente de fusion suivant les auteurs.

JACOBS et KATZ donnent une valeur de $4700 \pm 200 \text{ cal. (at. g)}^{-1}$, SAVAGE l'estime à $2900 \pm 300 \text{ cal. (at. g)}^{-1}$ et la dernière valeur trouvée par LEVINSON est de $1990 \pm 130 \text{ cal. (at. g)}$.

II. 1. 2. Propriétés du graphite [18]

A - Masse volumique :

En métallurgie, suivant les propriétés demandées au graphite, on utilise l'une des nombreuses qualités existantes. Dans le cas de la fusion de l'uranium, les qualités du type CS et A. T. J. sont les plus employées et correspondent respectivement à une masse volumique apparente de $1,67$ à $1,75 \text{ g. cm}^{-3}$ et $1,70$ à $1,80 \text{ g. cm}^{-3}$.

La masse volumique trouvée du graphite est de l'ordre de $2,22$ à $2,25$; on voit donc que le graphite courant contient une porosité de l'ordre de 20 à 25% .

B - Chaleur massique :

À la température ambiante elle est de l'ordre de $0,17 \text{ cal. (g.}^\circ\text{C)}^{-1}$ à la température de fusion de l'uranium (1130°C).

La figure 15 représente la variation de la chaleur massique en fonction de la température, d'après une étude de Spence.

C - Conductibilité thermique :

	SENS DU GRAIN	SENS TRANSVERSAL
Qualité CS	$0,44 \text{ cal. (s cm}^\circ\text{C)}^{-1}$	$0,34 \text{ cal. (s cm}^\circ\text{C)}^{-1}$
Qualité ATJ	$0,27 \text{ cal. (s cm}^\circ\text{C)}^{-1}$	$0,21 \text{ cal. (s cm}^\circ\text{C)}^{-1}$

Cette conductibilité calorifique décroît avec la température, elle est grossièrement proportionnelle à l'inverse de la température.

La figure 16 donne la courbe des variations de la conductibilité thermique en fonction de la température, d'après une étude de Powell et Schofield.

II. 2 - CONDITIONS DES ESSAIS.

II. 2. 1. Préparation du creuset et du moule

L'uranium liquide réagissant très rapidement avec le graphite solide en formant des carbures d'uranium, il est nécessaire d'éviter tout contact du métal avec ce matériau. Pour cela on dépose sur la surface intérieure du creuset et de la lingotière une couche d'oxyde inerte vis-à-vis de l'uranium (figure 17).

Le revêtement est réalisé par projection d'oxyde fondu dans la flamme d'un chalumeau oxyacétylénique. Le zirconate de calcium, la zirconite stabilisée à la chaux ou encore l'alumine donnent un revêtement d'environ $0,30 \text{ mm}$ d'épaisseur dont l'adhérence est correcte jusqu'à des températures de $1\ 500^\circ\text{C}$.

II. 2. 2. Conduite de la fusion

Les lingots cylindriques utilisés pour l'étude du front de solidification sont coulés par gravité dans un four à inducteur sous vide type Alcatel (figure 18).

Le système de pompage se compose d'une pompe à palettes à deux étages, d'une vitesse de pompage de 100 m^3 par heure à 1 mm de mercure et d'une pompe moléculaire à flux de vapeur d'huile dont le débit est de 2 500 litres par seconde à 10^{-4} mm de mercure.

La figure 19 montre la disposition du creuset et de la lingotière à l'intérieur de l'enceinte sous vide.

A - Chauffage du métal :

La charge d'uranium, fondue et portée jusqu'à sa température de coulée dans un creuset en graphite, est chauffée par induction. Ce mode de chauffage présente quelques inconvénients lorsqu'on travaille sous vide par suite des amorçages qui se produisent entre la "masse" et les spires de l'inducteur. En effet, d'après la loi de PASCHEM, la décharge électrique s'amorce facilement dans la gamme des pressions de l'ordre de 10^{-1} mm de mercure; Pour pallier ce défaut, nous avons déposé au pistolet une mince couche d'alumine sur l'inducteur pour augmenter le potentiel de claquage.

Une canne pyrométrique comprenant un couple thermoelectrique en platine-platine rhodié 10% permet de suivre la température du bain. De plus nous utilisons pour le contrôle un pyromètre optique monochromatique.

B - Chauffage du moule :

La lingotière située au niveau inférieur de la cuve du four de fusion est préchauffée l'aide d'un résistor en graphite.

Du fait des propriétés thermiques et surtout du bon pouvoir émissif du graphite (0,77 à 0,90), ce matériau convient très bien à la fabrication d'éléments chauffants [19]. Les figures 20 - 21 - 22 représentent quelques types de résistors pouvant servir au chauffage d'un moule.

L'alimentation électrique se fait en courant continu sous une tension relativement faible (50 volts dans notre cas).

La lingotière peut être chauffée à sa partie supérieure et portée à ce niveau à une température voisine de $1\ 050^\circ\text{C}$. Dans ce cas la coulée du métal se fait dans une lingotière chaude. La présence de ce gradient thermique donne une solidification dirigée du métal du "piéd" vers la "tête" du lingot. Cette manière de procéder constitue une des méthodes pour diriger la solidification d'une pièce de fonderie.

C - Remplissage du moule.

Le basculement du creuset est commandé par un réducteur dont l'arbre rapide est entraîné par un moteur électrique à vitesse variable. Un rhéostat permet à la volonté de l'utilisateur de sélectionner une gamme relativement grande de vitesses de coulée.

La figure 23 montre le bras basculant, support du creuset, qui se trouve à l'intérieur du four.

D - Introduction de l'élément d'addition.

Au début de l'étude le mode d'introduction de l'élément d'addition pose quelques difficultés. La nature de l'addition étant déterminée les conditions d'introduction doivent répondre , aux critères suivants :

a) - l'élément d'addition doit être introduit à l'état liquide pour faciliter sa diffusion dans l'uranium contenu dans le moule.

b) - la température de l'élément doit être la même, sinon voisine de celle du métal de base, car sans cette condition la solidification du lingot se trouve perturbée lors de son introduction dans la lingotière,

c) - Possibilité d'introduction en cours de remplissage du moule par suite des grandes vitesses de solidification des lingots dans les dimensions choisies.

Dans de telles conditions, le sas d'addition existant sur le four ne peut répondre au problème. La difficulté fut tournée en aménageant un petit réservoir cylindrique dans le creuset (figure 23bis). Ainsi la température de l'élément d'addition est la même que celle de l'uranium. De plus, en déterminant convenablement le volume de matière introduit dans ce réservoir, nous pouvons procéder à une introduction d'addition dès les premières secondes qui suivent le début du remplissage du moule.

Par suite du faible diamètre de ce réservoir, il est nécessaire de briser ou bien d'enlever la couche superficielle d'oxydes formée à la surface du bain. Cette opération se fait à l'aide de la canne pyrométrique que l'on plonge dans le réservoir juste avant la coulée.

II.3 - MATERIALISATION DU FRONT DE SOLIDIFICATION PAR UN TRACEUR-METHODE

Dans la première partie, nous avons décrit quelques méthodes employées pour étudier la solidification. Dans le but de matérialiser le front de solidification, nous avons utilisé une méthode dont le principe consiste à modifier, à l'aide d'un élément d'addition appelé "traceur" la partie de métal se trouvant encore à l'état liquide dans la lingotière à un instant donné en cours de solidification.

En U. R. S. S., la mise au point d'une méthode basée sur l'introduction de sulfure de fer dans l'acier, permet de prendre des empreintes BAUMANN sur des coupes longitudinales et transversales.

En coulée continue, afin de déterminer la profondeur du puits liquide, on verse dans la lingotière du plomb fondu. La position de ce plomb est ensuite repérée par découpe du lingot [20].

II.3.1. Traceur

A - Choix du traceur :

Pour la détermination du front de solidification, le traceur doit remplir les conditions suivantes :

a) - les propriétés physico-chimiques de la substance utilisée doivent assurer une bonne solubilité dans l'uranium.

b) - la quantité d'élément introduit doit être suffisamment faible pour ne pas perturber l'évolution de la solidification et en particulier les données thermiques.

c) - dans le cas d'une coupe longitudinale, les milieux non modifiés et modifiés doivent apparaître distinctement par macrographie.

Une série de dix lingots de 56 millimètres de diamètre et 300 mm de hauteur ont été coulés en utilisant différents éléments. Un premier choix s'est porté sur des éléments à bas point de fusion, tels que : le plomb, l'étain, puis le cuivre dont la température de fusion est inférieure à celle de l'uranium. Ces éléments à l'état pur n'ont donné aucun résultat par suite du temps de diffusion trop long par rapport à la rapidité de l'évolution du phénomène à observer.

La présence de courants de convection [16] au voisinage de l'interface solide liquide, mentionnée par les auteurs, a laissé entrevoir la possibilité d'utiliser des produits réfractaires fins: ont divisés tels que l'alumine ou la silice. Malheureusement les dimensions réduites des lingots et de plus la masse volumique élevée de l'uranium ne nous ont pas permis d'obtenir de bons résultats avec ce type d'addition.

L'utilisation du soufre comme élément d'addition présente des avantages mais son point d'ébullition (444°C) est un inconvénient majeur.

Devant ces difficultés, nous nous sommes orientés vers des alliages mères à base d'uranium ayant un point de fusion aussi bas que possible. Des alliages tels que : l'uranium-nickel à 10,5 %, l'uranium-manganèse à 5,5 % ou l'uranium-fer à 11,3 % en poids qui sont des eutectiques dont les points de fusion respectifs sont 740, 716 et 725 °C, ont été expérimentés. Seul le dernier alliage a été retenu, c'est-à-dire l'uranium-fer, car le manganèse présente à 950° des tensions de vapeur pour le vide pratiqué (10^{-2} mm de mercure) et le nickel un coefficient de diffusion plus faible que le fer. (voir tableau III) [21].

Les valeurs du coefficient de diffusion du fer à l'état solide d'après le tableau III sont très faibles et négligeables pour le phénomène à étudier, mais par contre, à l'état liquide et sous la forme d'un alliage mère on constate, par expérience, une dissolution de l'élément d'addition.

La figure 24 représente le diagramme d'équilibre uranium-fer où l'eutectique à 11,3% en poids donne un alliage solide biphasé δ et ϵ formé des deux composés définis U_6Fe et UFe_2 qui sont très fragiles [17]. Le composé U_6Fe cristallise dans le système tétragonal centré avec $a = 10,31 \pm 0,04 \text{ \AA}$ et $c = 5,24 \pm 0,02 \text{ \AA}$. Par contre le composé UFe_2 cristallise dans le système cubique à face centrée où $a = 7,042 \text{ \AA}$. La figure 25 montre l'aspect micrographique de cet alliage ainsi que les composés définis U_6Fe et UFe_2 .

B - Distribution du traceur dans un lingot :

L'attaque chimique, dont nous parlerons plus loin, laisse apparaître sur le lingot deux zones distinctes, l'une en uranium pur avec apparition du grain et l'autre composée d'uranium-fer de couleur foncée; L'interface de ces deux zones constitue le profil du front de solidification.

Aussi pour vérifier la validité de cette observation, nous avons effectué des essais de dureté sur quelques coupes longitudinales de lingot ainsi que des micrographies au voisinage de cet interface.

1) - contrôle par essai de dureté

Les mesures de la dureté VICKERS, effectués sur deux lingots suivant la section longitudinale et transversale, mettent en évidence la position du front de solidification. La figure 26 donne la dureté mesurée sur un des lingots en fonction de la hauteur. Sur cette même figure nous représentons la macrographie correspondant au voisinage de l'interface,

Nous remarquons que l'uranium non allié présente une dureté moyenne de 220 HV ; par contre la présence de fer porte celle-ci à 280 HV. Ce contrôle est sensible et localise l'interface de solidification avec une précision de l'ordre de ± 5 mm. Cependant, nous observons une certaine dispersion qui est due vraisemblablement :

- aux conditions de refroidissement qui ne sont pas identiques en tous les points du lingot,
- à l'incertitude sur la mesure elle-même qui est de l'ordre de 17 pour des duretés VICKERS comprises entre 226 - 320.

2) - contrôle micrographique

La figure 27 représente les différentes micrographies de part et d'autre du front de solidification.

A faible grossissement (x 10), la micrographie fait apparaître une zone de transition entre l'uranium pur et l'uranium fortement allié avec du fer. La présence de zone intermédiaire peut s'expliquer par la diffusion. A l'état solide la diffusion du fer est faible mais non impossible; aussi nous pouvons observer au niveau de l'interface une diffusion du fer vers l'uranium déjà solide. Dans ce cas nous retrouvons grossièrement la structure indiquée par le diagramme d'équilibre. Cette zone apparaît principalement au niveau de la solidification verticale dans le cas d'une lingotière préchauffée. La progression du front de solidification se faisant en couche mince, nous observons la présence de "ponts" entre les cristaux et le liquide ce qui facilite localement la diffusion du traceur.

D'après la micrographie, l'incertitude sur la position de l'interface due à la présence de la zone intermédiaire est de l'ordre de 3 millimètres.

II. 3. 2. Préparation des lingots

Après démoulage, les lingots sont découpés suivant l'axe longitudinal à l'aide d'une scie mécanique. La surface brute de sciage peut être utilisée pour la suite des opérations. Cependant, dans le but d'obtenir une macrographie plus nette et surtout pour diminuer le temps de l'attaque chimique, il est préférable de faire un léger surfacage à la fraiseuse pour supprimer l'écaillage en surface. Ensuite la surface est dégraissée avec de la soude caustique pour recevoir l'attaque chimique.

II. 3. 3. Examen macrographique [22]

Par différence de structure on révèle le front de solidification soit par attaque chimique ou par une méthode électrolytique.

A - Attaque chimique (figure 28)

L'acide chlorhydrique est celui qui convient le mieux pour attaquer l'uranium car il donne l'attaque la plus rapide. Cependant il importe de noter que tous les temps d'attaque dépendent de "l'activité", du bain, du nombre de pièces devant être traitées, de la température et de la surface de l'échantillon. Le temps d'attaque augmente, évidemment, quand l'acide n'est pas renouvelé suffisamment. D'autre part si l'acide, en cours d'utilisation, est chauffé par une réaction exothermique, la vitesse de la réaction augmente.

A la suite de ces remarques, il est impossible de définir des temps très précis. Dans la méthode qui suit, les temps d'attaque qui sont donnés sont ceux recommandés pour un bain d'acide froid et pour le traitement d'un seul lingot.

1°) Attaquer la surface par immersion dans l'acide chlorhydrique durant 30 secondes

2°) Enlever le lingot du bain acide et laisser sécher l'acide sur la surface même (temps : 5 à 15 secondes).

3°) Attaquer de nouveau avec de l'acide nitrique jusqu'à obtenir le contraste désiré (1 à 5 secondes).

4°) Rincer à l'eau froide.

B - Attaque électrolytique :

Cette méthode a été expérimentée mais n'a pas été retenue dans cette étude, par suite de l'installation exigée.

La surface du lingot présente une zone blanche de couleur mate quand l'uranium est pur (une phase). Par contre la zone à deux phases (U - Fe) présente l'aspect d'une "peau d'orange" dû à l'attaque préférentielle du fer.

Dans le tableau IV nous donnons à titre indicatif deux compositions d'électrolyte possible.

Quelque soit l'attaque employée, le traitement de la surface étant fait, nous effectuons une photographie de chaque lingot avec une chambre LINHOFF 4 x 5 inches et avec un objectif dont la focal est de 150 mm (figure 29).

II. 4 - SOLIDIFICATION D'UN LINGOT D'URANIUM

Pour l'ensemble des essais, les conditions de coulée du métal sont les suivantes :

- température de l'uranium 1360°C,
- vitesse de coulée rapide qui correspond à un temps de remplissage du moule de l'ordre de 7 secondes,

Afin de montrer l'influence du gradient thermique, la lingotière cylindrique de 56 mm de diamètre est soit préchauffée ou bien froide.

Le chauffage de la lingotière conduit à des températures de 1 050 °C en tête et de 650 °C au pied, soit une différence de 400 °C.

II. 4. 1. Détermination du modèle de solidification

Par suite de la lenteur de diffusion du traceur dans le liquide et malgré la présence de courants de convection, la méthode exposée ne permet pas de déterminer l'instant correspondant au profil du front de solidification.

Il faut donc avoir recours à l'analyse thermique qui donne la courbe de la solidification d'un lingot en fonction du temps (figure 30). Cette analyse thermique doit être simple et se limiter à quelques points situés sur l'axe du lingot. Pour une même hauteur de solidification, le profil donné par le traceur correspond au temps trouvé par l'analyse thermique. Partant de ce principe, il nous est possible de tracer les différentes isochrones à la température de solidification de l'uranium pour un lingot ou une pièce de fonderie de forme simple.

Suivant les conditions thermiques de la lingotière, la figure 31 représente les courbes de pénétration verticale du traceur en fonction du temps d'introduction (courbes en pointillés). La solidification verticale réelle est déterminée à l'aide de thermocouples en platine, platine rhodié 10%, placés dans l'axe du lingot et protégés par des tubes en alumine (courbes en trait fort). Nous remarquons une partie commune pour les deux courbes en pointillés qui peut s'expliquer par suite de l'introduction du traceur en cours de remplissage du moule. Quelques instants après la fin du remplissage, le déséquilibre thermique entre le métal et les parois de la lingotière peut favoriser plus particulièrement la naissance de courant de convection au sein du métal liquide ce qui facilite la pénétration du traceur.

Dans les conditions expérimentales, le temps d'introduction du traceur ne représente nullement le temps réel de la solidification au niveau considéré. Pour qu'il en soit ainsi il faudrait que la vitesse de diffusion de l'élément soit très rapide par rapport à la vitesse de déplacement du front de solidification. En conséquence, le temps indiqué sur les isochrones de solidification pour les lingots d'uranium se détermine à partir de la profondeur du traceur indiquée en ordonnée sur les courbes de la figure 31. Pour une hauteur de solidification représentée par le traceur, correspond un temps de solidification indiqué par l'analyse thermique pour cette même hauteur.

Suivant ce principe et à l'aide des micrographies obtenues (figure 32, 33, 34), nous avons représenté (figure 35) le modèle de solidification d'un lingot pour deux conditions thermiques de la lingotière (lingotière froide et chaude). On constate que le profil du front de solidification varie suivant les conditions de coulée : dans le cas d'une lingotière froide, les solidifications verticales et transversales apparaissent, par contre en présence d'un gradient thermique, seule la solidification verticale est importante.

II. 4. 2. Solidification verticale.

A - Expression de la solidification verticale d'après l'analyse thermique

Dans le tableau V nous donnons la hauteur solidifiée du lingot en fonction des temps de solidification déterminés par analyse thermique.

Si l'on admet que l'expression de la solidification peut se mettre sous la forme générale $D = q \cdot t^{\frac{1}{2}}$; dans notre cas particulier nous avons trouvé les valeurs suivantes :

$D = 0,83 t^{1,37}$ pour une lingotière froide

$D = 0,28 t^{1,41}$ pour une lingotière préchauffée

où D est l'épaisseur solidifiée exprimée en millimètres et t le temps de solidification en secondes.

L'exposant n dans les deux cas prend une valeur sensiblement identique, par contre la constante de solidification q semble varier avec les conditions thermiques. Dans la forme générale $D = q \sqrt[n]{t}$ que donne la théorie mathématique, la constante q a une valeur qui dépend du moule et du métal. Expérimentalement nous constatons, effectivement, que la constante q prend des valeurs différentes suivant les caractéristiques thermiques du moule.

D'après les résultats du tableau V, la forme généralisée de l'épaisseur solidifiée d'une pièce en fonction du temps : $D = q \sqrt[n]{t}$ n'est pas vérifiée par suite des hypothèses théoriques qui ne sont pas respectées expérimentalement. Quand on compare les mesures à la théorie mathématique, ou pire, à la règle de CHWORNOFF, les divergences apparaissent. Elles sont particulièrement notables dans le cas des moulages métalliques, à cause d'un phénomène supplémentaire au cours de l'échange thermique, le lingot se contracte et le moule se dilate, d'où la formation d'une lame d'air qui freine le passage des calories. Les divergences s'accroissent également lorsque la partie liquide du lingot ne peut plus être considéré comme infinie par rapport à la partie solidifiée.

B - Influence du gradient thermique :

L'influence de la température de la lingotière, avant la coulée, est sensible sur la durée de la solidification complète du lingot et sur la forme du front de solidification.

Le préchauffage de la lingotière semble conduire à une valeur plus faible de la constante de solidification ($\bar{q} = 0,28$ pour une lingotière chauffée et $\bar{q} = 0,83$ pour une lingotière froide). Dans les conditions des essais l'exposant (n) du temps dans l'expression trouvée $D = q t^n$ reste sensiblement constant avec la température. Si l'on considère que n est lié à la géométrie du moule, sa valeur peut être constante comme le sont le volume du lingot et sa surface au contact avec les parois de la lingotière.

Dans le cas d'une solidification dirigée du bas vers le haut, le traceur met en évidence l'importance de la solidification verticale (figure 35). On remarque que cette solidification se déplace, en fonction du temps, suivant un plan parallèle à la base du lingot. Cette méthode est favorable pour éliminer les défauts de solidification dans la zone axiale du lingot car le métal liquide alimente plus facilement les espaces interdendritiques qui se forment au cours de la solidification. Pour une lingotière froide nous retrouvons le profil en V qui résulte de la combinaison de la solidification verticale et transversale. Ce profil est favorable à la formation de retassures axiales, si des précautions ne sont pas prises pour modifier le rapport entre ces deux vitesses de solidification.

II. 4. 3. Solidification transversale :

L'influence du gradient thermique est surtout sensible sur la solidification transversale du lingot. Dans le cas d'une lingotière froide, cette solidification prend naissance à partir de la paroi et progresse vers le centre pendant toute la durée de la solidification. Par contre, en

présence d'une lingotière chauffée et dans les conditions expérimentales retenues, la solidification transversale devient négligeable comme on peut le constater sur le modèle de solidification de la figure 35. Le traceur laisse apparaître une solidification transversale dans la partie inférieure du lingot. Dans cette zone, la température de la paroi de la lingotière, relativement froide par rapport à la température de solidification de l'uranium, entraîne un échange calorifique latéral plus intense entre le moule et le métal et par suite une vitesse de solidification transversale plus élevée. Par suite de la bonne conductibilité thermique du graphite et de la faible épaisseur des parois (6 mm), l'équilibre thermique entre les deux milieux se réalise pour ne laisser subsister que la solidification verticale dans la partie supérieure du lingot. Cet équilibre se réalise d'autant plus facilement que l'élément chauffant situé à la partie supérieure ralentit davantage le refroidissement latéral. Au cours de cet échauffement on note une refusion locale du métal solidifié au contact de la paroi (isochrone 91 secondes, figure 35).

Les résultats expérimentaux font apparaître que la présence d'un gradient thermique dans une lingotière a pour effet d'augmenter la valeur de l'angle du V de solidification pour laisser apparaître que la solidification verticale, le V est alors ouvert à 180°.

II, 5. - APPLICATION DE LA METHODE SUR UNE PIÈCE HEMISPHERIQUE.

II, 5.1. Conduite de la fusion.

A - Moule :

Ce moule, entièrement en graphite, se compose d'une coquille, d'un noyau et d'une goulotte servant au masselotage de la pièce.

L'assemblage de ces différentes parties permet de réaliser une demi-sphère brute de fonderie de 7 mm d'épaisseur ayant un diamètre intérieur de 112 mm et un diamètre extérieur de 126 mm (figure 36).

B - Conditions des essais :

Les conditions sont données dans le tableau VI.

II, 5.2. Résultats expérimentaux.

A - Cas d'un moule chauffé à la température voisine de celle du métal (fig. 37 A et B).

Avant la coulée, le moule est fortement chauffé pour être à une température de 1040°C à l'équateur et 1160°C au niveau de la masselotte. Les conditions de fusion du métal étant les mêmes que celles pour les lingots, nous observons par l'intermédiaire du traceur (fer) un front de solidification perpendiculaire à l'axe du moule et progressant parallèlement depuis l'équateur jusqu'au pôle de la pièce. Nous retrouvons un profil plan du front de solidification comme dans le cas d'un lingot pré-chauffé.

Dans le cas d'un moule fortement chauffé, le refroidissement latéral par la coquille ou le noyau est négligeable par rapport à celui de la plaque de base. Ainsi, la solidification se fait verticalement suivant le gradient de température du moule, sans la présence d'une solidification transversale provenant des parois.

B - Cas d'un moule avec gradient thermique (figure 37 - C)

Contrairement au cas précédent, l'équateur de la pièce est relativement froid (600°C) et la masselotte est à 1 030°C au moment de la coulée.

Dans ces conditions, nous observons la forme du front de solidification en forme de V résultant de la solidification verticale et transversale. Nous constatons que la solidification transversale est plus importante du côté noyau par suite de la température plus faible dans cette partie du moule. Le chauffage se faisant par un élément chauffant entourant la goulotte, la partie extérieure qui est la coquille est nettement plus chaude que le noyau.

D'après ces quelques essais, la méthode qui consiste à utiliser un traceur uranium-fer semble donner des résultats positifs pour la matérialisation du front de solidification dans le cas d'une pièce hémisphérique.

II. 6. - CONCLUSION

La matérialisation du front de solidification par un traceur à base d'uranium-fer donne des renseignements encourageants dans le cadre de la coulée de lingots ou de pièces hémisphériques en uranium.

La mise en évidence de la solidification transversale et verticale nous permet de déterminer le modèle de solidification d'une ébauche de fonderie. La connaissance de ce modèle est importante pour la qualité de la pièce car de lui dépend les diverses ségrégations au cours de la solidification du métal.

Cette méthode est un bon "outil" de travail pour la détermination du V des isothermes. La valeur de l'angle formé par le V des isothermes, depuis la partie inférieure de la pièce jusqu'à la masselotte, conditionne entre autre l'apparition des retassures. En effet, si cet angle est trop faible, le métal liquide au cours de la solidification ne peut atteindre facilement la partie extrême de la pointe du V.

Nous avons montré que l'influence du gradient thermique, pour une lingotière, rend négligeable la solidification transversale et entraîne un front de solidification dont le profil est sensiblement normal à l'axe du lingot.

Dans le cadre de la solidification dirigée de pièces en uranium utilisant par exemple la méthode de solidification par zones séparées [23], l'utilisation de ce traceur, donne la possibilité de contrôler la zone d'action de chaque élément chauffant en fonction de la puissance de chauffage.

Enfin, dans le cas d'un moule composé d'une coquille et d'un noyau où les gradients thermiques sont différents, la méthode permet de déterminer la position de l'axe de solidification de la pièce.

ANNEXE 1

Dans une étude théorique et expérimentale sur la solidification des pièces en uranium FOSTER et DICKERSON [1], donnent les valeurs des propriétés physiques utilisées dans un modèle mathématique.

Le tableau suivant résume l'ensemble des valeurs prises en considération par ces auteurs.

MATERIAUX	PROPRIÉTÉS	VALEURS
URANIUM	Température de solidification	1133 °C
	Masse volumique	17,56 g. cm ⁻³
	Chaleur latente	10,5 cal. g. ⁻¹
	Emissivité	0,54
	Conductibilité thermique du liquide	0,884 cal. (sec. cm. °C) ⁻¹
	Conductibilité thermique du solide	0,0527 + 5,38 10 ⁻⁵ T cal. (s. cm. °C) ⁻¹
	Chaleur massique (liquide)	0,043 cal. (g. °C) ⁻¹
	Chaleur massique (solide)	0,037 cal. (g. °C) ⁻¹
	GRAPHITE	Masse volumique,
Chaleur massique,		0,40 cal. (g. °C) ⁻¹
Conductibilité thermique		0,259 - 1,429 10 ⁻⁴ T cal. (s. cm. °C) ⁻¹
Emissivité		0,78

BIBLIOGRAPHIE

- [1] L. FORSTER - F. DICKERSON
Experimental and theoretical studies of the solidification of uranium castings.
Report 1^{er} BMI 1389, UC 25 Metallurgy and ceramics (octobre 1958)
- [2] K. E. OLSON - H. M. EIKENBERRY
Solidification of uranium production ingots
Avril 1967, NLCO 1001
- [3] J. COMON - P. BASTIEN
Etude expérimentale des relations entre la solidification et les hétérogénéités.
Revue de métallurgie - Janvier 1958 - N° 1 - p. 13 - 23
- [4] C. W. BRIGGS - R. A. GEZELIUS
Studies on solidification and contraction of steel castings ; the rate of skin formation
Transactions of American Foundrymen's Society 43, 1935, p. 274
- [5] N. CHWORINOFF
Theorie der Erstarrung von Gusstücken (la théorie de la solidification des pièces coulées)
Die Grüsserei 17 et 31 Mai, 14 Juin 1940.
- [6] G. HALBART
Théorie mathématique de la fonderie
H. Vaillant Carmaine - Liège 1945
- [7] C. MAC ADAMS
Thermal considerations infreezing (considérations thermiques au cours de la solidification). Extrait de Liquid metals and solidification, 39^{ème} congrès A.S.M. Chicago 1957, p. 187-217
- [8] Y. DARDEL
La transmission de la chaleur au cours de la solidification, du réchauffage et de la trémie de l'acier.
Edition de la revue de métallurgie 1964.
- [9] A. L. FIELD
Solidification of steel in the ingot molds.
Trans. A. S. M. 11, 1921, p. 264-276
- [10] L. M. NELSON
Solidification of steel in ingots moulds
Trans. A. S. M. , 1934 , p. 193-226
- [11] J. CHIPMAN - C. FONDERSMITH
Rate of solidification of rimming ingots
Trans. A. I. M. E. 125, 1937, p. 370-76
- [12] J. V. SPRETNAK
Kinetics of solidification of killed steel ingots
Trans. A. S. M. 39, 1947, p. 559-626
- [13] V. PASCHKIS
Theoretical thermal studies of steel ingot solidifications
Trans. A. S. M. 33, 1947, p. 117 - 147
- Solidification of cylinders
Trans. A. F. S. 61, 1953

- [14] E. MARBURG
Accelerated solidification in ingots ; its influence on ingot Soudness
Trans, A. I. M. E. 197, février 1953, p. 157 - 172
- [15] KOHN
Emploi des éléments radioactifs pour l'étude des aciers.
Revue de métallurgie, Mars 1951.

Etude autoradiographique de la solidification des lingots d'acier.
Revue de métallurgie, Avril 1968.
- [16] KOHN - ARNOULT
Examens des courants de convection dans des lingots en acier calmé en cours de solidification.
Revue de métallurgie, Avril 1965.
- [17] J. H. GITTUS
Uranium metallurgy of the rare metals n° 8
London Butter Worths 1963
- [18] G. DEFRETIN
Résumé des principales propriétés du graphite
Rapport CEA 1969
- [19] G. DEFRETIN
Les résistors en graphite, leur utilisation, leur calcul.
Rapport CEA 1969
- [20] H. FIRGANEX - J. LABUS - B. PACZULA - J. SIEWIERSKI - K. RACZKA.
Etude à l'aide d'isotopes radioactifs du front de solidification et de la profondeur du puits liquide des lingots de coulée continue.
PRACE I I 19, 1967, N° 6, p. 373 - 378.
- [21] N. L. PETERSON - S. J. ROTHMAN
Diffusion in gamma uranium
Physical review Volume 136, Novembre 1964, N° 3 A.
- [22] M. H. CORNETT
Metallography of uranium : procedures and standards
NLCO 954
- [23] G. DEFRETIN, C. de LAMER
Solidification dirigée de pièces en uranium par un procédé de chauffage du moule par zone séparée.
XXXIV^e Congrès international de fonderie, PARIS 1967.

OUVRAGES GENERAUX :

PASCAL

Nouveau traité de chimie minérale, tome XV : URANIUM,

CHALMERS

- Métallurgie physique

- Principle of solidification

ROOS

Précis de métallographie appliquée (1963)

W. BRIGGS

The solidification of steel castings (1965)

Steel founder's Society - Ohio -

SYMBOLE	SIGNIFICATION	UNITES
θ	Température	$^{\circ}\text{C}$
θ_s	Température de solidification	-
θ_{sm}	Température moyenne dans la pièce à la fin de la solidification	-
θ_c	Température de coulée	-
θ_1	Température initiale du métal	-
θ_2	Température initiale du moule	-
θ_i	Température d'interface	-
λ	Conductibilité thermique	$\text{cal. (cm. s. }^{\circ}\text{C)}^{-1}$
ρ	Masse volumique	g. cm^{-3}
c	Chaleur massique	$\text{cal. (g. }^{\circ}\text{C)}^{-1}$
L	Chaleur latente	cal. g^{-1}
a	Diffusivité de température	$\text{cm}^2 \text{ s}^{-1}$
b	Diffusivité thermique	$\text{cal. cm}^{-2} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1} \text{ s}^{\frac{1}{2}}$
v	Volume	cm^3
S	Surface	cm^2
T	Temps de solidification	s

TABLEAU I - NOTATIONS UTILISEES

CHALEUR	ELECTRICITE
Quantité de chaleur : Q	Quantité d'électricité : Q
Flux ou débit : $\frac{dQ}{dt}$	Débit ou intensité : $\frac{dQ}{dt} = I$
Différence de température : θ	Différence de potentiel : dV
Résistance thermique :	Résistance électrique :
$\frac{\Lambda}{\lambda} \cdot \frac{dx}{S}$	$\rho \frac{dx}{S}$
Conductivité thermique : λ	Conductivité électrique : $\frac{1}{S}$

TABLEAU II - COMPARAISON ELECTRIQUE

TEMPERATURE	FER	NICKEL	MANGANESE
787	9,8 10^{-7}	3,64 10^{-7}	2,78 10^{-7}
840	1,22 10^{-6}	4,39 10^{-7}	3,90 10^{-7}
900	1,5 10^{-6}	6,19 10^{-7}	4,46 10^{-7}
1000	2,26 10^{-6}	1,00 10^{-6}	
COEFFICIENT DE DIFFUSION D (cm ² . s ⁻¹)			

TABLEAU III - DIFFUSION DU FER, DU NICKEL ET DU MANGANESE
DANS L'URANIUM.

	1er BAIN	2ème BAIN
COMPOSITION DU BAIN ELECTROLYTIQUE	Acide perchlorique : 50 cm ³	Acide acétique cristallisé : 600 cm ³
	Acide acétique : 1000 cm ³	Acide chromique : 50 g
	Eau : 5 à 15 cm ³	Eau : 60 cm ³
CARACTERISTIQUES	Densité de courant : 5 à 10 A/dm ²	7,5 A/dm ²
	Tension : 50 à 60 Volts	15 Volts
	Cathode : Inox	Inox
	Température du bain : 20 °C	10 °C
	Temps : 5 minutes	1 à 10 minutes

TABLEAU IV - COMPOSITION ET CARACTERISTIQUES DES BAINS ELECTROLYTIQUES

LINGOTIERE FROIDE					LINGOTIERE CHAUFFEE						
HAUTEUR SOLIDIFIEE D en mm	TEMPS DE SOLIDIFICATION t en s	D = q t ^{1/2}				HAUTEUR SOLIDIFIEE D en mm	TEMPS DE SOLIDIFICATION t en s	D = q t ^{1/2}			
		n	n̄	q	q̄			n	n̄	q	q̄
25	11	1,33		1,03		25	20	1,20		0,44	
75	25	1,33		1,03		75	72	1,26		0,45	
125	36	1,35		0,99		125	97	1,33		0,30	
175	46	1,35		1,00		175	108	1,47		0,18	
225	52	1,41		0,86		225	115	1,58		0,12	
275	55	1,49	1,37	0,70	0,93	275	120	1,68	1,43	0,10	0,26

TABLEAU V - RESULTATS EXPERIMENTAUX DETERMINES PAR L'ANALYSE THERMIQUE SUR DES LINGOTS DE 56 mm DE DIAMETRE COULES DANS UN MOULE EN GRAPHITE.

FUSION	CONDITIONS THERMIQUES DU MOULE AVANT LA COULEE * C			INTRODUCTION du TRACEUR APRES LE DEBUT DU REMPLISSAGE	TEMPERATURE DE COULEE * C	MACROGRAPHIE
	EQUATEUR	POLE	Masselotte			
1	1040	1100	1180	5 secondes	1350	Fig. 37-A
2	1040	1100	1140	3 secondes	1365	Fig. 37-B
3	660	1020	1030	3 secondes	1360	Fig. 37-C

TABLEAU VI - CONDITIONS EXPERIMENTALES SUR UNE PIECE HEMISPHERIQUE EN URANIUM.

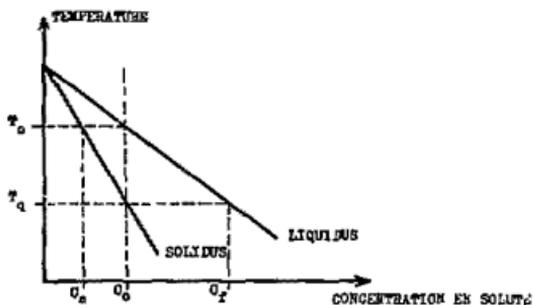


FIG. 1 - CAS D'UN ALLIAGE BINAIRE

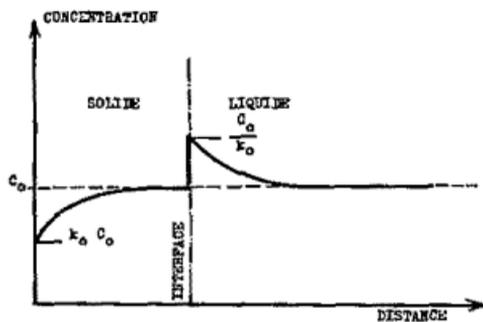


FIG. 1bis - REPARTITION DE SOLUTE PAR RAPPORT A L'INTERFACE

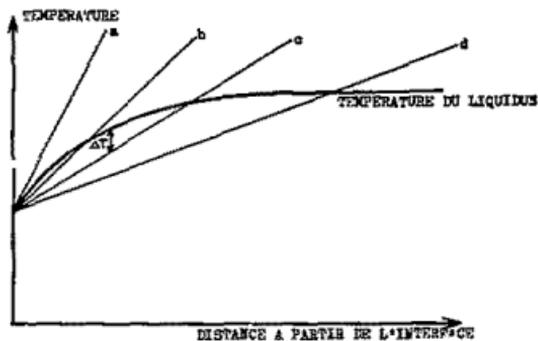


FIG. 2 - VARIATION DE LA TEMPERATURE DU LIQUIDUS AU VOISINAGE DE L'INTERFACE

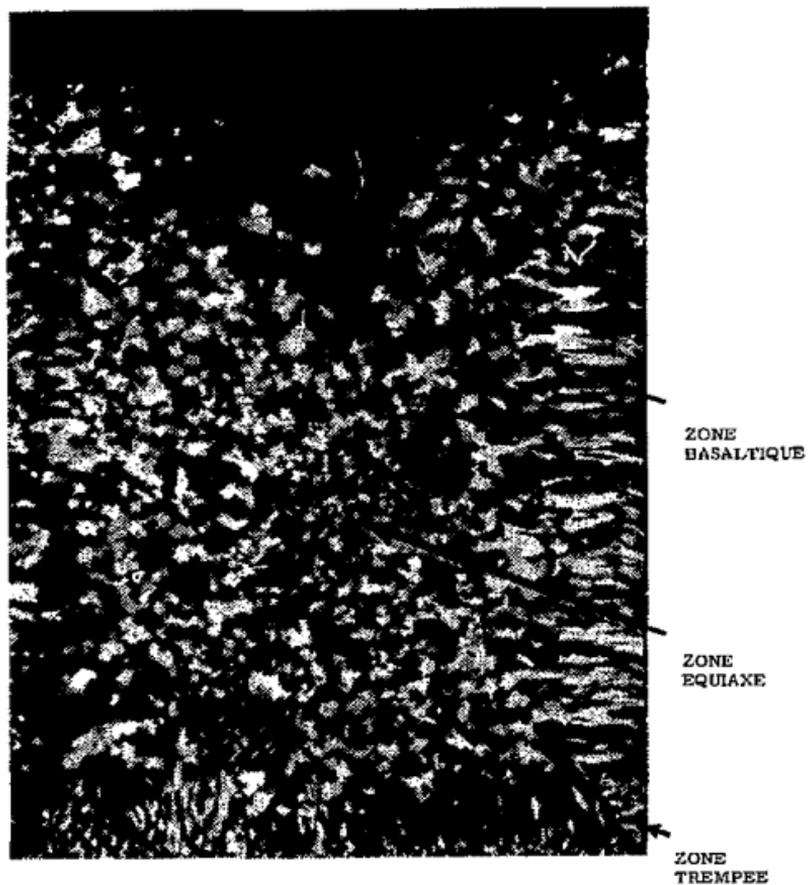


FIGURE 3 - STRUCTURE PRIMAIRE D' UN LINGOT

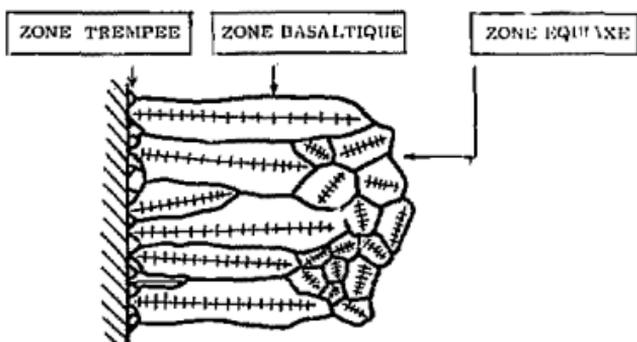


FIGURE 4 - STRUCTURE PRIMAIRE D'UN LINGOT

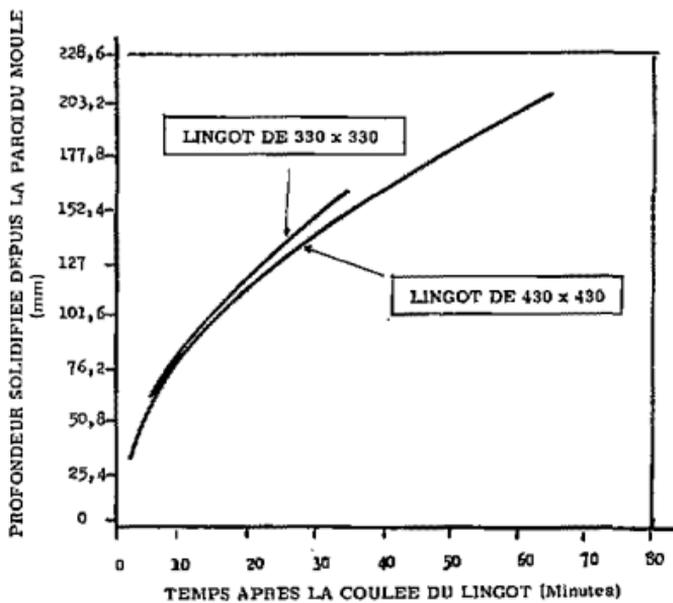


FIGURE 5 - VITESSE DE SOLIDIFICATION TRANSVERSALE POUR DES LINGOTS de 330 X 330 et 430 X 430

(d'après NELSON)

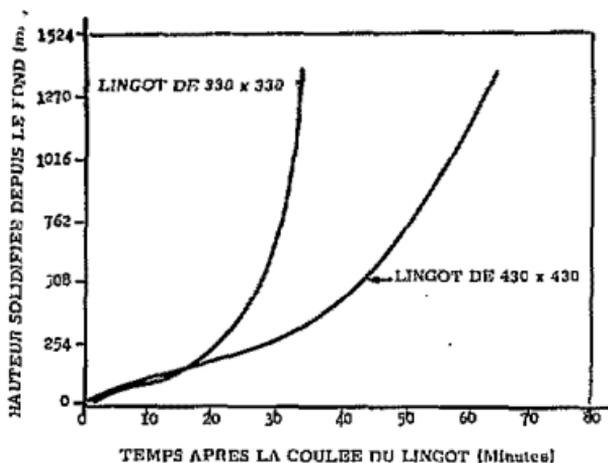


FIGURE 6 - VITESSE DE SOLIDIFICATION VERTICALE
d'après NELSON)

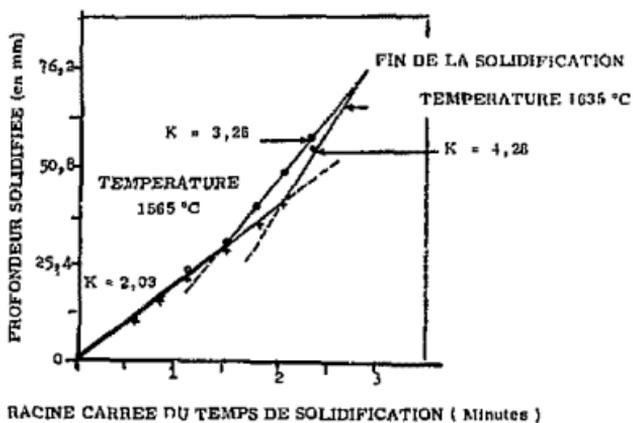
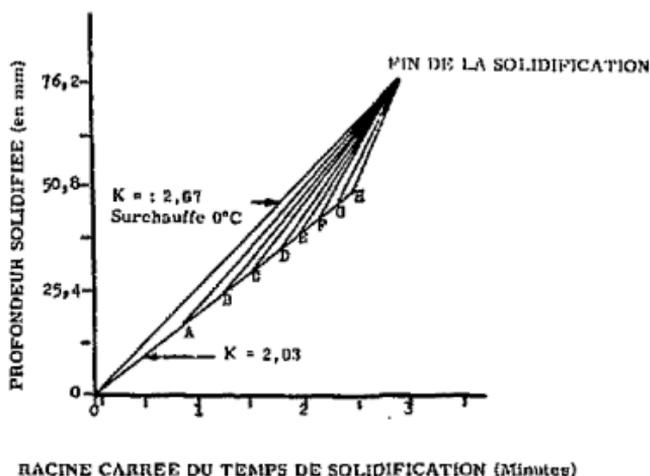


FIGURE 7 - SOLIDIFICATION TRANSVERSALE POUR DES LINGOTS
de 155 x 155 mm COULES à 1565°C et 1635°C (d'après SPRUIT NAK)



	$^{\circ}\text{C}$ SURCHAUFFE	VALEUR de K , 2 ^{ème} PARTIE
A...	28	2,92
B...	55	3,12
C...	83	3,35
D...	110	3,60
E...	140	3,96
F...	165	4,53
G...	195	5,08
H...	220	6,45

FIGURE 8 - COURBES DE LA SOLIDIFICATION TRANSVERSALE
POUR LES LINGOTS DE 155 x 155 mm COULES A
DIFFERENTES TEMPERATURES.

(d'après SPRETNAK)

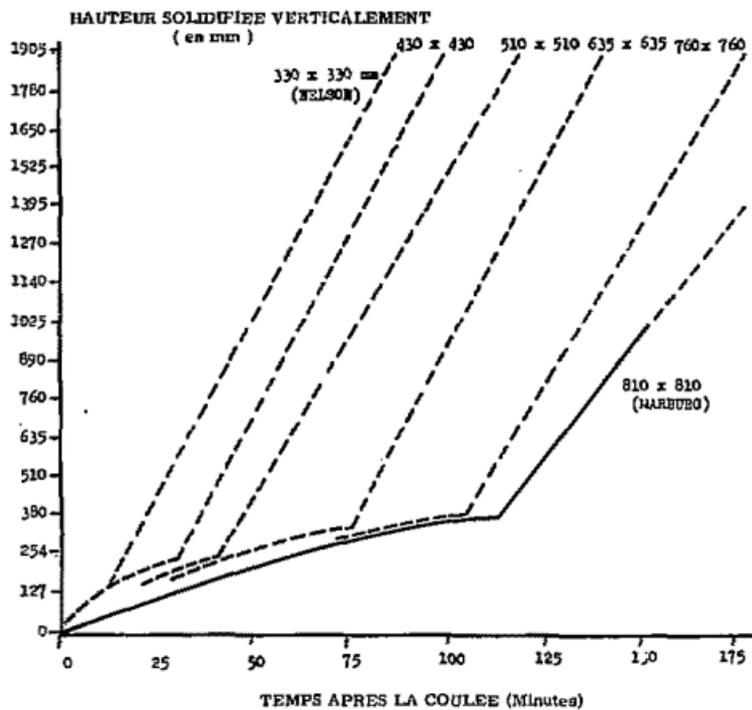


FIGURE 9 - INFLUENCE DE LA SECTION DU LINGOT SUR
LA SOLIDIFICATION VERTICALE

(d'après MARBURG)

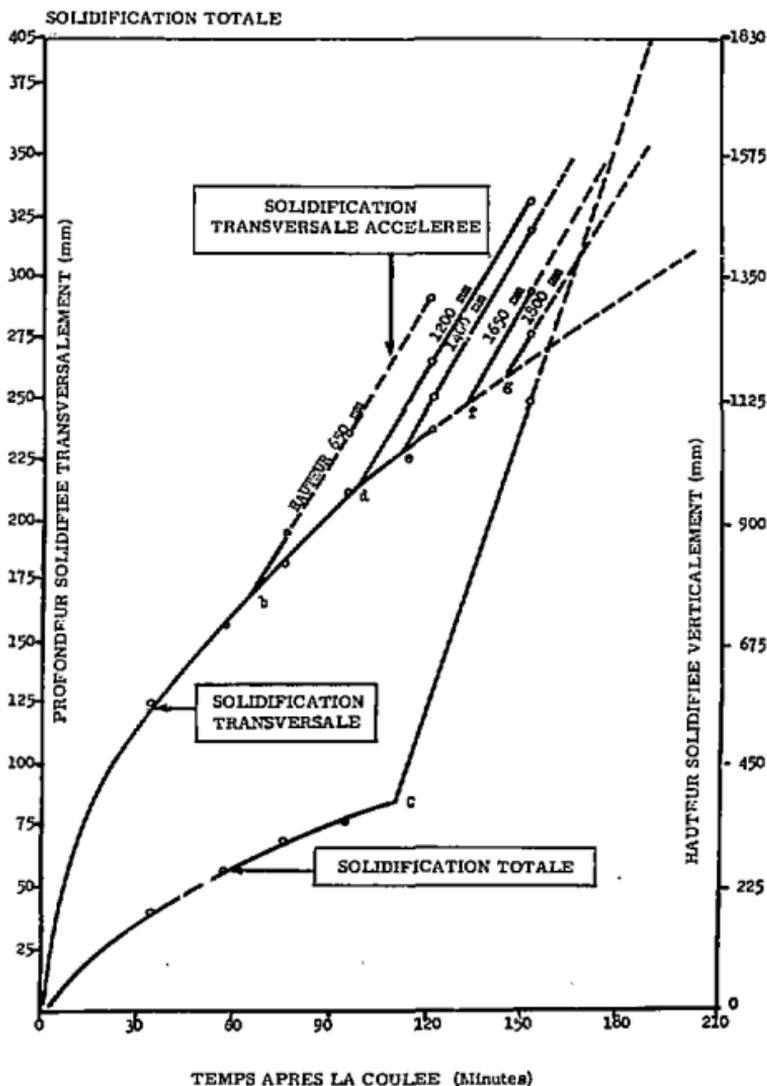


FIGURE 10 - EVOLUTION DE LA SOLIDIFICATION EN FONCTION
DE LA HAUTEUR D'UN LINGOT DE 810 x 810 mm,
(d'après MARBURG)

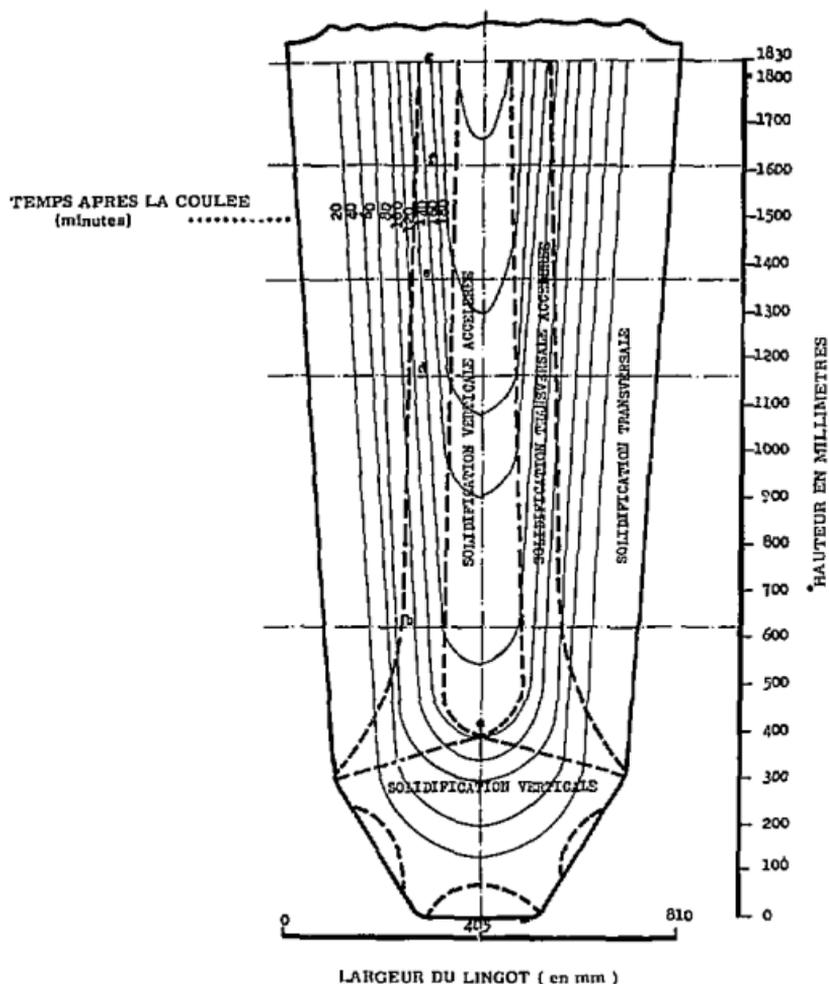


FIGURE 11 - MODELE DE SOLIDIFICATION D'UN LINGOT de 810 x 810 mm.

(d'après MARBURG)

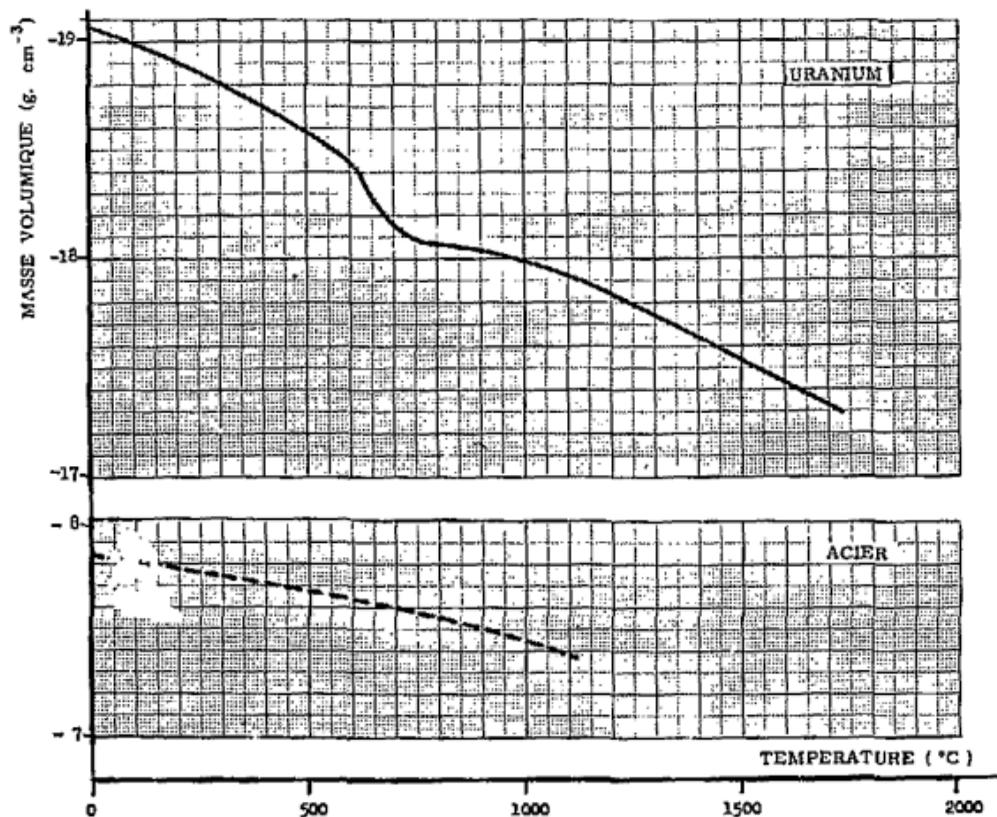


FIGURE 12 - VARIATION DE LA MASSE VOLUMIQUE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE

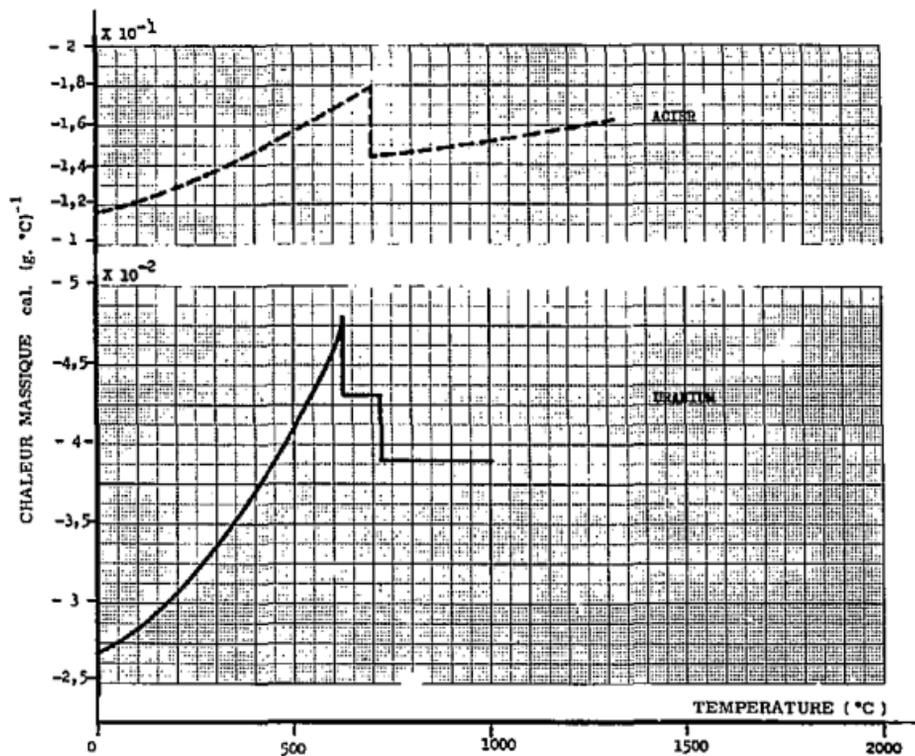
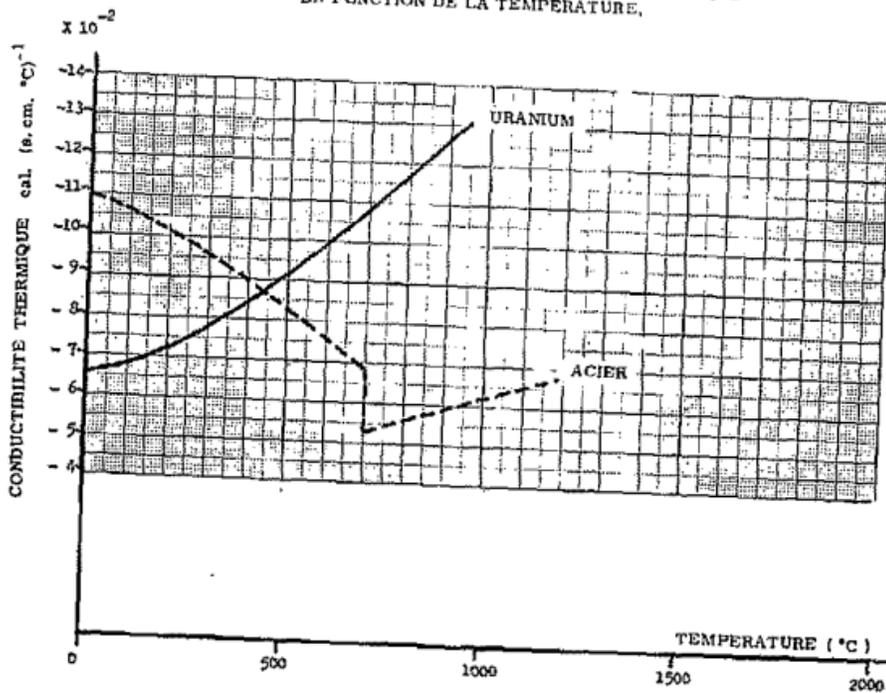


FIGURE 13 - VARIATION DE LA CHALEUR MASSIQUE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE

FIGURE 14 - VARIATION DE LA CONDUCTIBILITE THERMIQUE
EN FONCTION DE LA TEMPERATURE.



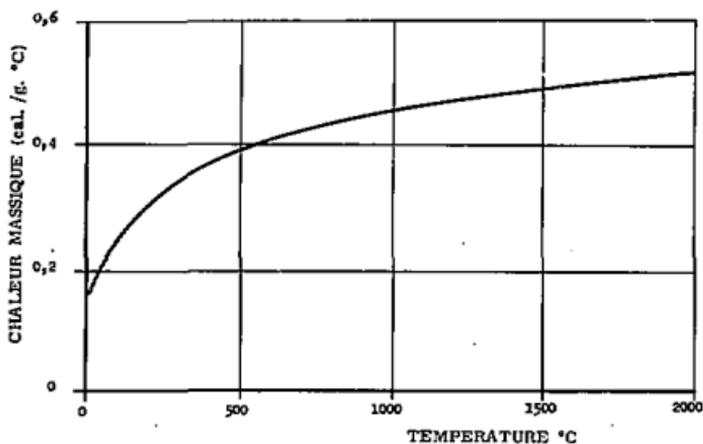


FIGURE 15 - VARIATIONS DE LA CHALEUR MASSIQUE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE.

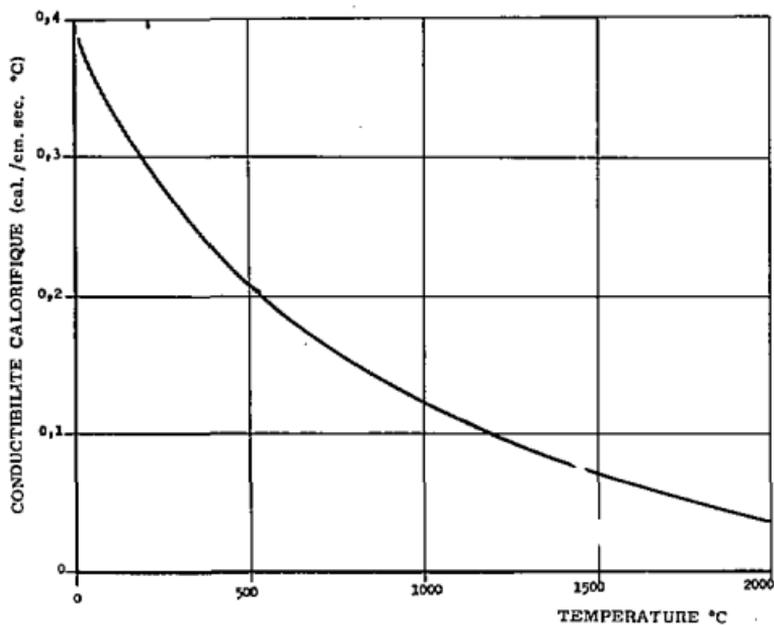


FIGURE 16 - VARIATIONS DE LA CONDUCTIBILITE CALORIFIQUE EN FONCTION DE LA TEMPERATURE



LINGOTIERE



CREUSET

FIGURE 17 - PREPARATION

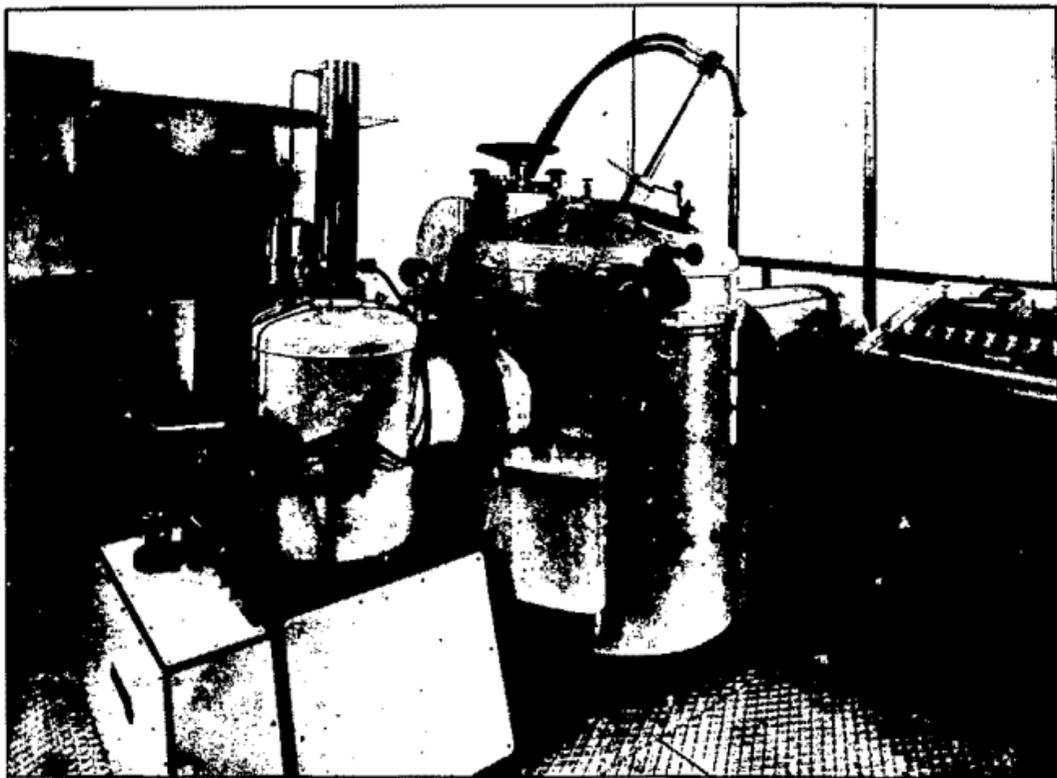
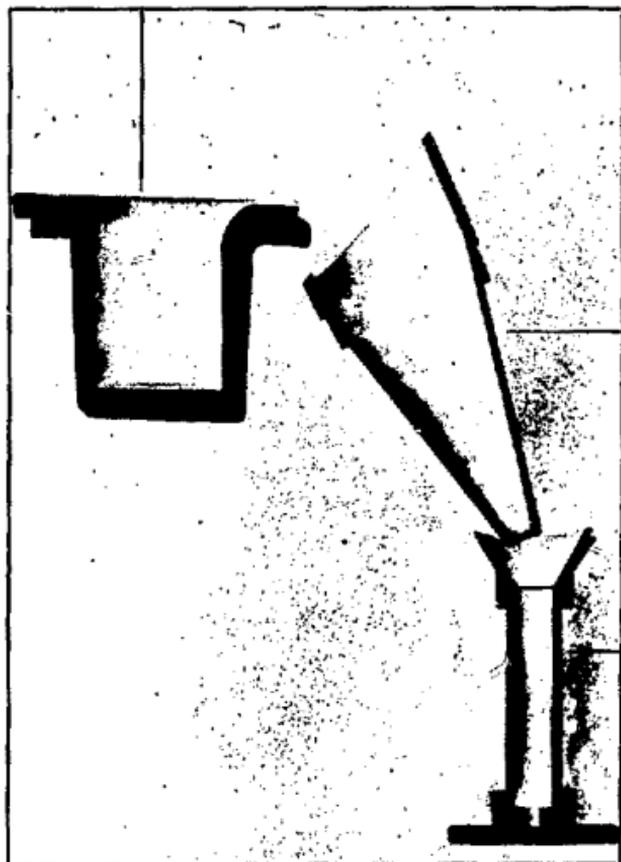


FIGURE 18 - FOUR DE FUSION

CREUSET BASCULANT



GOULOTTE INTERMEDIAIRE

LINGOTIERE

FIGURE 19 - DISPOSITION DES ELEMENTS
DANS LA CUVE DU FOUR.

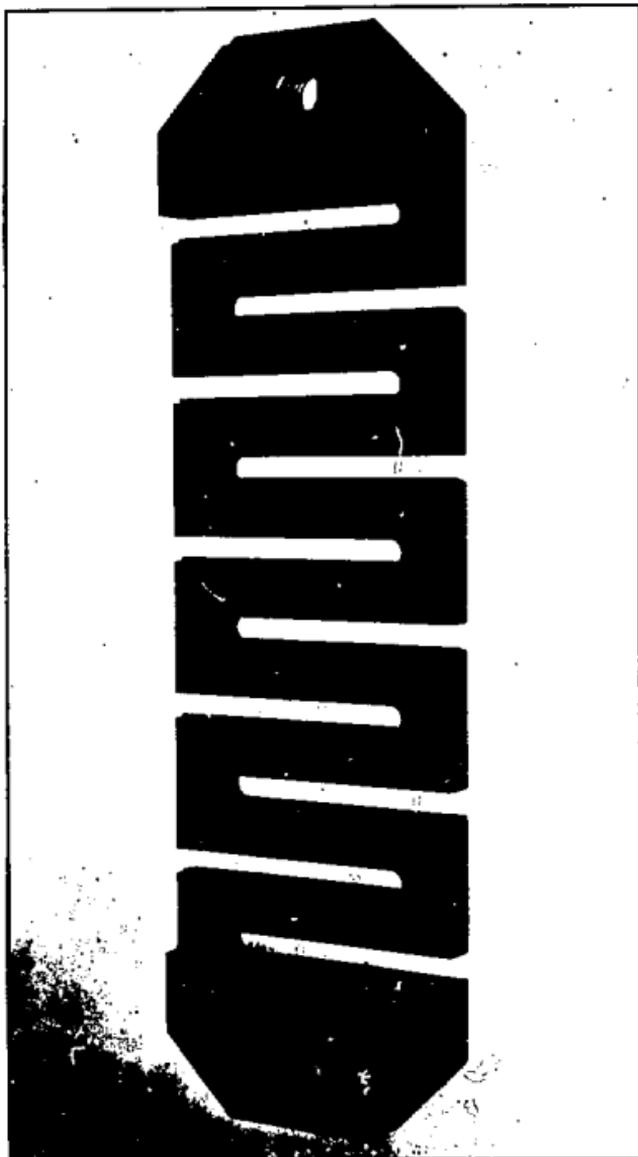


FIGURE 20 - RESISTOR PLAQUE

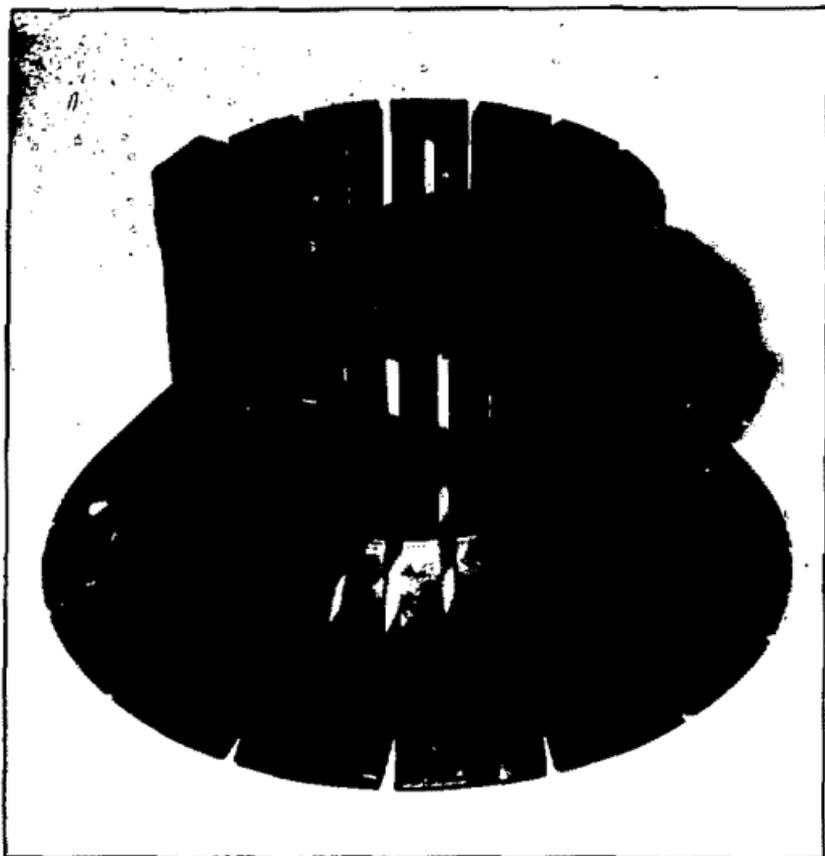


FIGURE 22 - RESISTOR CONIQUE ET CYLINDRIQUE

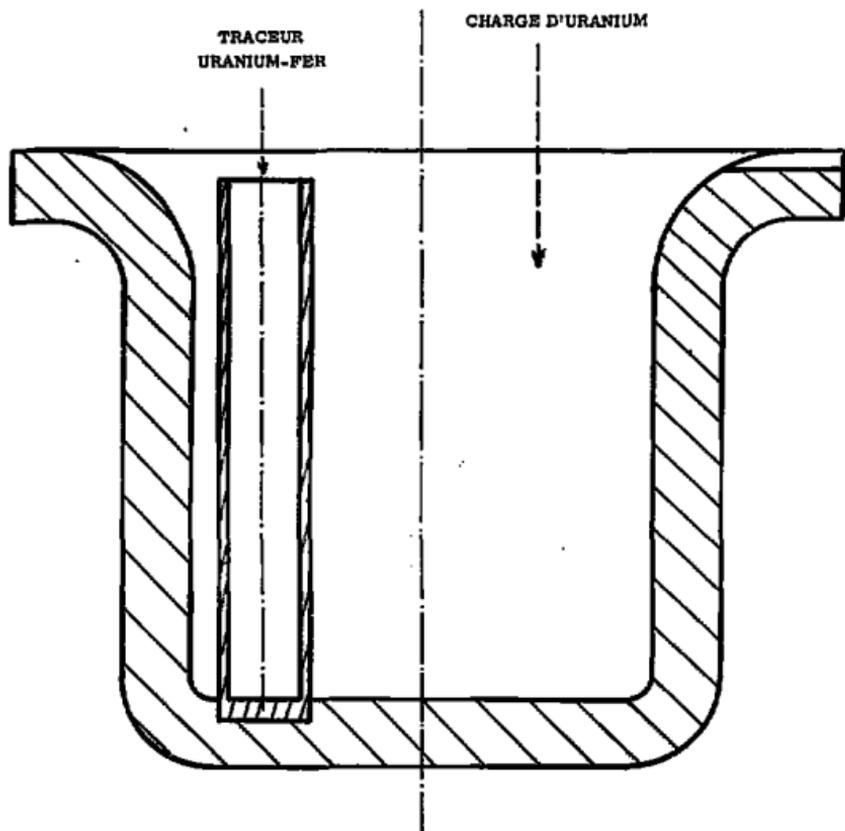


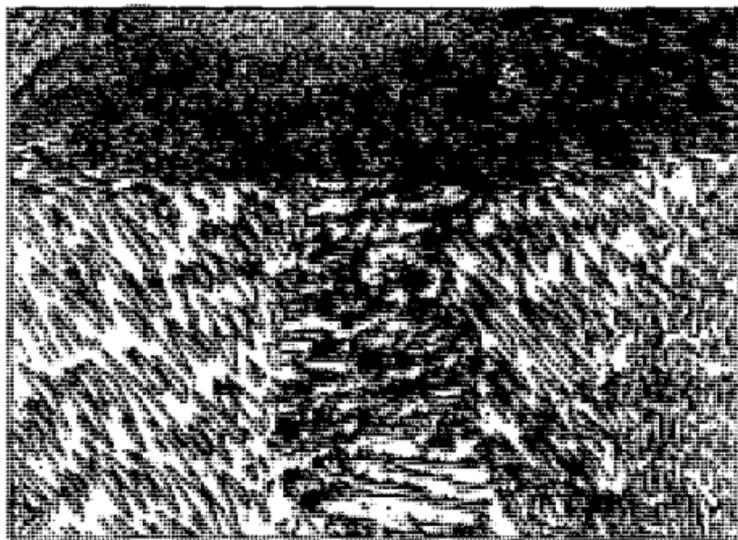
FIGURE 23B1a - CREUSET AVEC RESERVOIR CYLINDRIQUE CONTENANT LE TRACEUR.



UFe_2

UFe_2
 U_6Fe

x 100



x 500

FIGURE 25 - MICROGRAPHIC U, Fe 12 7.



x20

FIGURE 27 - FRONT DE SOLIDIFICATION
MICROGRAPHE



x100

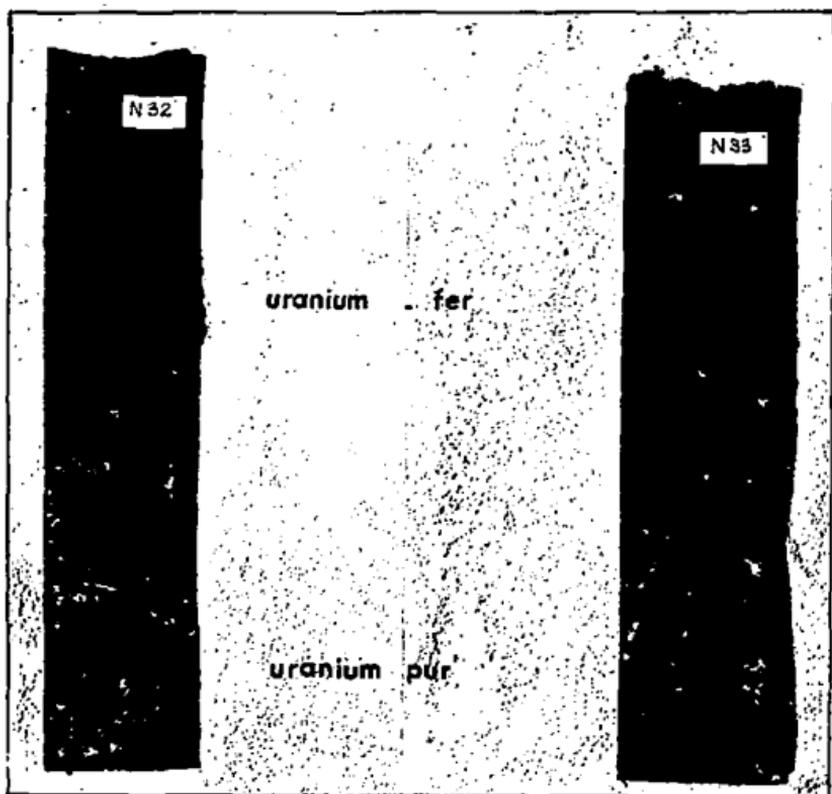


FIGURE 29

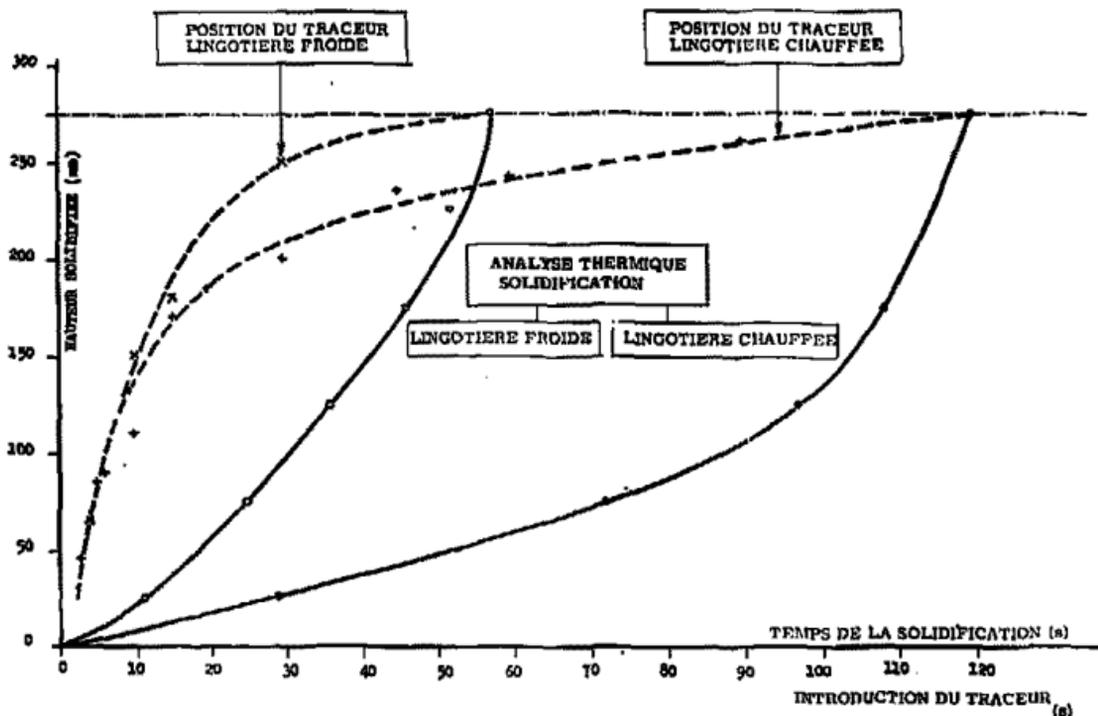


FIGURE 31 - COURBES DE LA PENETRATION DU TRACEUR ET DU TEMPS DE LA SOLIDIFICATION POUR UN LINGOT D'URANIUM DE 56 mm DE DIAMETRE,

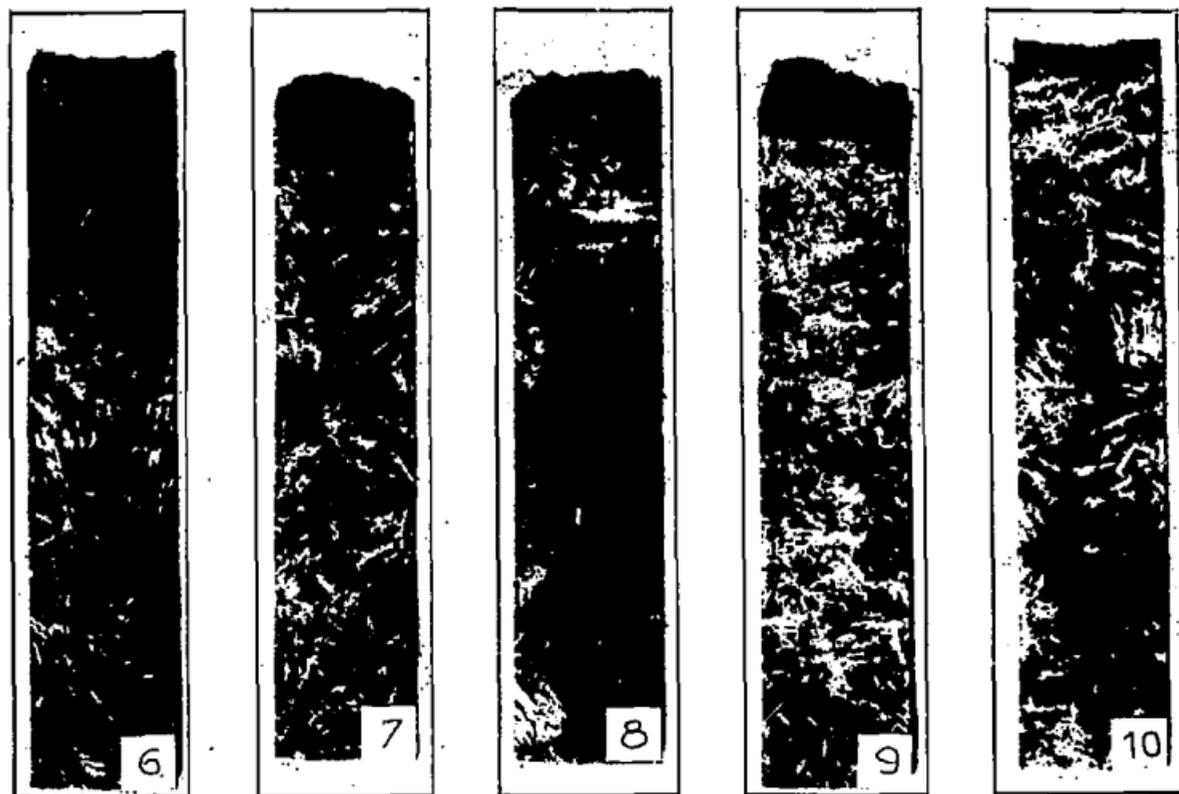


FIGURE 33 - MATERIALISATION DU FRONT DE SOLIDIFICATION-- -- -- (LINGOTIERE CHAUFFEE)

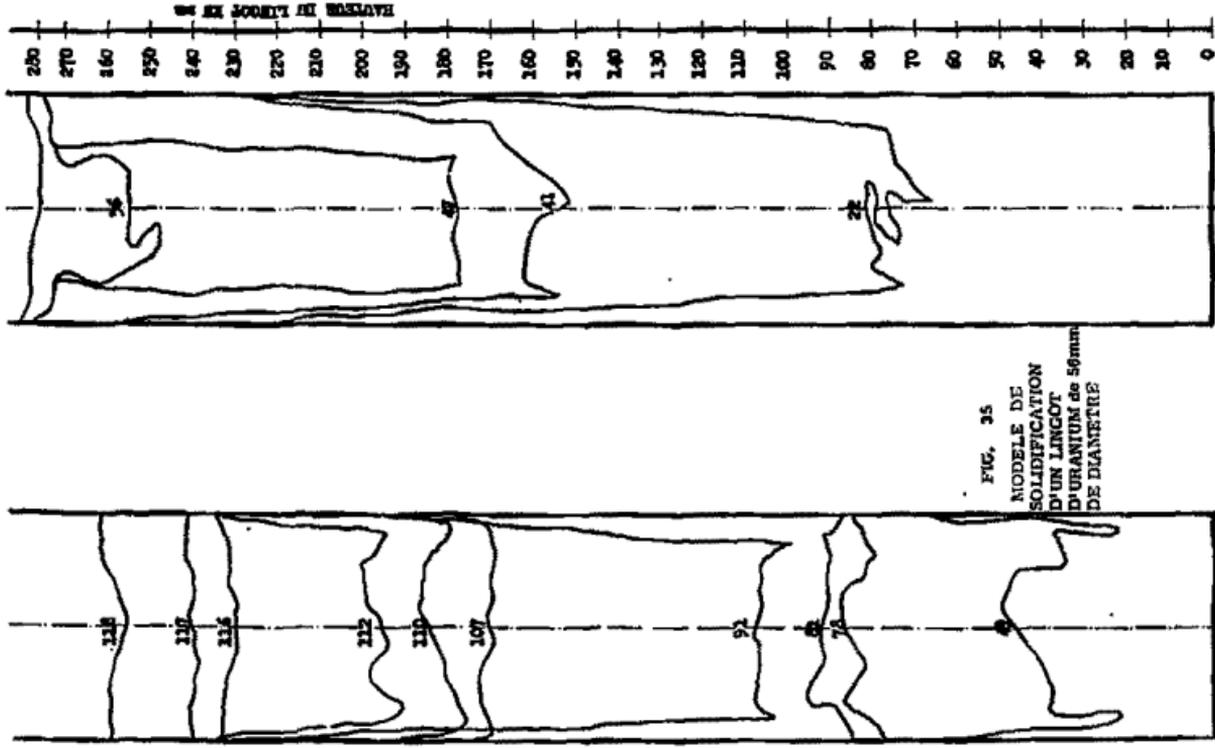
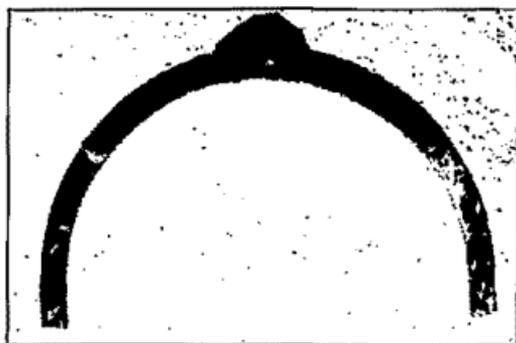


FIG. 35
 MODELE DE
 SOLIDIFICATION
 D'UN LINGOT
 D'URANIUM de 50mm
 DE DIAMETRE



A



B



C

FIGURE 37 - APPLICATION DU TRACEUR SUR UNE PIECE HEMISPHERIQUE EN URANIUM

