

وزارة التعليم العالي  
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة - BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

2 EX

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

## PROJET DE FIN D'ETUDES

### SUJET

Etude des caractéristiques des  
fontes grises lamellaires en  
fonction de l'épaisseur du  
moule

Proposé par :

Etudié par : Mrs

Dirigé par : Mr

E.N.F / U.F.E

D. BOUKROUNE

M. BOUAIBD-

A. BOUCHEMLA

ALLAH

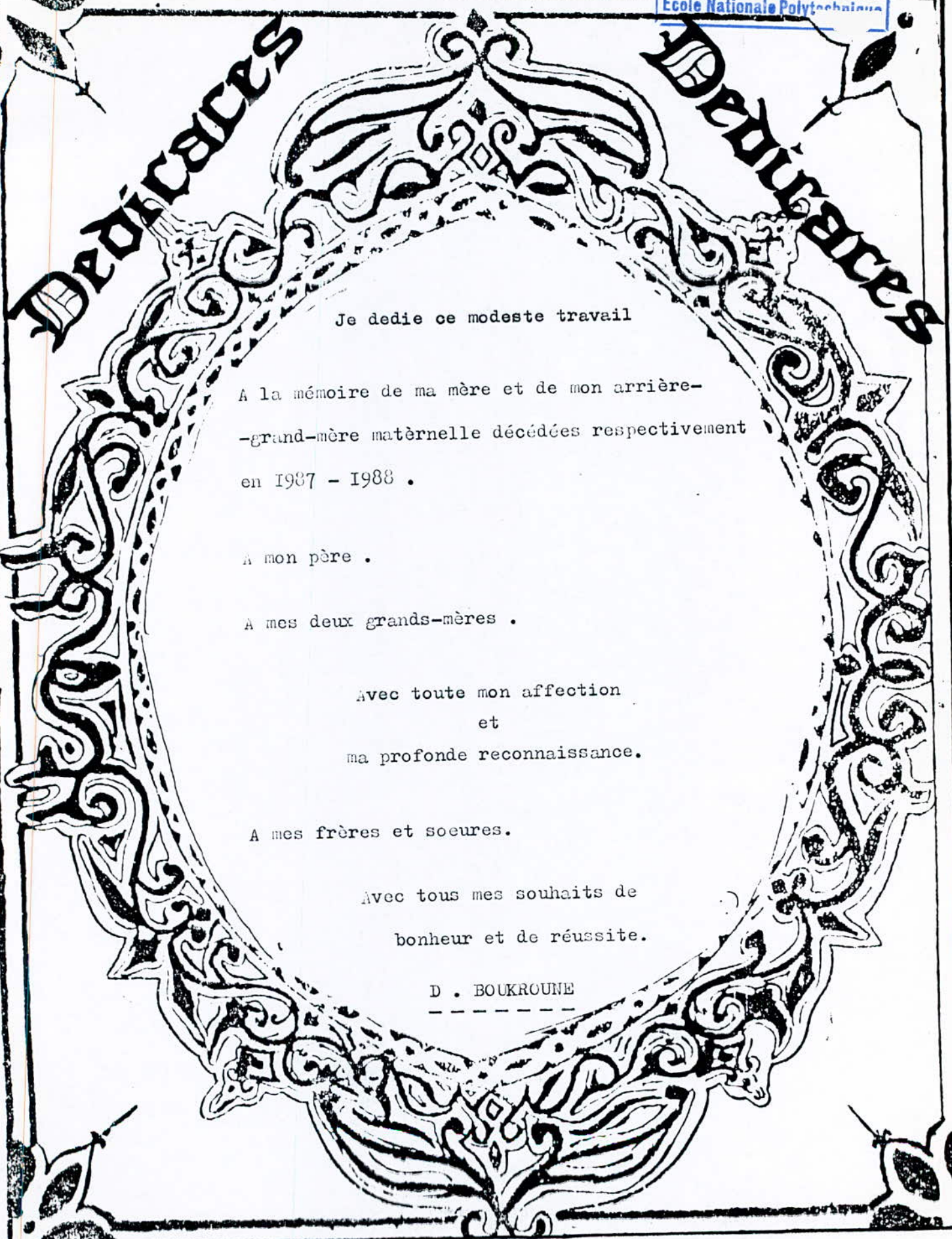
PROMOTION : JUIN 1990

بِسْمِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

وَأَنْزَلْنَا الْعَشِيدَ فِيهِ يَأْسُ

شَّيْبٌ وَمَنْفَعٌ لِلنَّاسِ

عَشِيدُ اللَّهِ الْعَظِيمِ



Je dedie ce modeste travail

A la mémoire de ma mère et de mon arrière-  
-grand-mère maternelle décédées respectivement  
en 1987 - 1988 .

A mon père .

A mes deux grands-mères .

Avec toute mon affection  
et  
ma profonde reconnaissance.

A mes frères et soeures.

Avec tous mes souhaits de  
bonheur et de réussite.

D . BOUKROUNE  
-----

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

# Dedicates

Je dédie ce modeste travail

- A Mes très chers parents .
- A Mes frères et soeurs .
- A TOUS CEUX QUI ME SONT CHÈRS .
- A Tous mes amis .

A. BOUCHEMLA

# Remerciements

Le présent travail a été effectué à l'entreprise nationale de fonderie d'EL HARRACH " E.N.F / U.F.E " .

Nous tenons tout d'abord à remercier monsieur CHELHI, chef de production ainsi que monsieur MASSAINE, chef du personnel, de nous avoir bien accueilli au sein de l'entreprise " E.N.F / U.F.E " .

Nous tenons aussi à remercier tous les enseignant du département de métallurgie qui ont contribué à notre formation et qui, suite à de nombreuses discussions, nous ont permis d'éclaircir de nombreuses questions, et plus particulièrement Monsieur BOUABDALIAN qui a assuré la direction de ce projet de fin d'études.

Nous exprimons notre vive gratitude à l'ensemble du personnel du laboratoire de la " S.N.V.I / C.V.I ", en particulier monsieur KOUADRIA et Monsieur AMRAOUI, ainsi qu'à l'ensemble du personnel du laboratoire de fonderie de ROUIBA " U.F.R ", et du laboratoire du centre de formation de la " S.N.V.I / C.V.I " où il nous est agréable de témoigner à Monsieur CUNEN, chef de département, et Monsieur RAMI toute notre considération et nos remerciements pour leurs aides qu'ils nous ont prodigué et à toutes les personnes qui ont participé, de près ou de loin, à la réalisation de ce modeste travail.

— . SOMMAIRE . —

INTRODUCTION

CHAPITRE I - ASPECTS DE TRANSFERTS DE CHALEUR EN FONDERIE

1- <u>INTRODUCTION</u> .....	I-1
2- <u>LOIS GENERALES DE CONDUCTION THERMIQUE</u> .....	I-1
2.1- CONDUCTION EN REGIME PERMANENT .....	I-1
2.2- ECOULEMENT UNIDIRECTIONNEL .....	I.1
2.3- CONDUCTION THERMIQUE EN REGIME TRANSITOIRE .....	I-2
2.3.1- MILIEU SEMI-INFINI A TEMPERATURE SUPERFICIELLE CONSTANTE	I-3
2.3.2- SOLIDIFICATION DANS UN MOULE EPAIS ( MODELE DE NEUMAAN ) : .....	I-4
2.3.3 - SOLIDIFICATION DANS UN MOULE A TEMPERATURE CONSTANTE .....	I-4
2.3.4- MODELE DE LONDON-SEBAN .....	I-5
3- TRANSFERTS PAR CONVECTION .....	I-6
4- <i>SOLIDIFICATION PRACTIQUE D'UNE PIÈCE COULÉE SOUMISE A DES</i> <i>CONDITIONS NORMALES DE REFROIDISSEMENT</i> .....	I-8
4.1- <i>EVACUATION DES CALORIES PAR LE MOULE</i> .....	I-8
4.1.1- <i>CAS D'UN MOULE EN SABLE</i> .....	I-8

CHAPITRE II - GENERALITES SUR LES FONTES GRISES

I- <u>INTRODUCTION</u> .....	II-1
2- <u>FONTES GRISES LAMELLAIRES</u> .....	II-1
2.1- MECANISME DE FORMATION DES LAMELLES .....	II-1
2.2- FACTEURS DETERMINANT LA STRUCTURE .....	II-3
2.2.1- INFLUENCE DES CONDITIONS D'ELABORATION .....	II-3
2.2.2- INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE .....	II-3
2.2.3- INFLUENCE DES CONDITIONS DE REFROIDISSEMENT .....	II-6
2.3- PROPRIETES STRUCTURALES DE LA FONTE .....	II-7
2.3.1- LA MATRICE .....	II-7
2.3.2- MORPHOLOGIE DU GRAPHITE .....	II-8
3- PROPRIETES MECANIQUES DES FONTES .....	II-8
3.1- RESISTANCE MECANIQUES DES FONTES .....	II-9
3.2- DURETE DES FONTES .....	II-9
3.3- AUTRES PROPRIETES ET PRINCIPALES UTILISATIONS DES FONTES .....	II-10

CHAPITRE III - MATERIAU ETUDIE ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

I- <u>MOULAGE EN MOULE NON PERMANENT</u> .....	III-I
I.1- MOULAGE EN SABLE ARGILEUX .....	III-I
I.2- MOULAGE EN SABLE A VERT .....	III-I
I.2.1- MOULAGE A VERT A LA MAIN .....	III-2
I.2.2- LE MOULAGE MECANIQUE .....	III-2
2- <u>PREPARATION DU MOULE</u> .....	III-3
2.1- MATERIAU DE MOULAGE .....	III-3
2.2- OUTILLAGES .....	III-3
3- <u>ANALYSE DE SABLE</u> .....	III-4
3.1- GRANULOMETRIE .....	III-4
3.2- HUMIDITE .....	III-4
3.3- ESSAIS DE PERMIABILITE, COMPRESSION ET CISAILLEMENT .....	III-5
4- <u>PREPARATION DU LIT DE FUSION</u> .....	III-5
4.1- ANALYSE CHIMIQUE DE LA FONTE .....	III-6
5- <u>METHODES EXPERIMENTALES</u> .....	III-7



5.I- ESSAIS MECANIQUES .....	III-7
5.I.I- ESSAI DE TRACTION .....	III-7
5.I.2- ESSAI DE RESILIENCE .....	III-8
5.I.3- ESSAI DE DURETE ( BRINELL ) .....	III-9
5.2- MICROGRAPHIE .....	III-9

CHAPITRE IV - RESULTATS ET INTERPRETATIONS

I- <u>OBSERVATIONS MICROGRAPHIQUES</u> .....	IV-I
1.1- MORPHOLOGIE DU GRAPHITE .....	IV-I
1.2- LA MATRICE .....	IV-3
2- <u>RESULTATS DES ESSAIS MECANIQUES</u> .....	IV-II
2.1- INFLUENCE DE L'EPAISSEUR DU MOULE SUR LA RESISTANCE A LA TRACTION .....	IV-I2
2.2- INFLUENCE DE L'EPAISSEUR DU MOULE SUR LA LIMITE ELASTIQUE .....	IV-I2
2.3- INFLUENCE DE L'EPAISSEUR DU MOULE SUR L'ALLONGEMENT .....	IV-I3
2.4- INFLUENCE DE L'EPAISSEUR DU MOULE SUR LA DURETE (BRINELL ) .....	IV-I3
2.5- INFLUENCE DE L'EPAISSEUR DU MOULE SUR LA RESILIENCE ( KCU ) .....	IV-I4
 <u>INTERPRETATION GENERALE</u>	
 <u>CONCLUSION</u>	

## ---. INTRODUCTION .---

La fonderie de la fonte est l'une des industries les plus anciennes et les plus répandues et son développement a été lié à l'essor économique de chaque pays.

Les très nombreuses applications des fontes grises reposent sur un ensemble de propriétés remarquables: résistance aux contraintes statiques et aux efforts alternés, faible sensibilité à l'entaille, grande capacité d'amortissement des vibrations et résistance à l'usure. Les fontes grises permettent l'obtention par coulée de formes compliquées, leur usinabilité est excellente et leur prix de revient relativement peu élevé.

L'utilisation de méthodes précises **garantit** des qualités très régulières. Dans ce contexte, le présent travail entre dans le cadre d'une recherche sur l'influence des épaisseurs des moules de sable sur les caractéristiques d'une pièce coulée en fonte ordinaire.

L'exposé est divisé en quatre parties.

- Dans le premier chapitre, nous avons essayé de dégager les principes généraux qui semblent les plus rationnels pour la transmission de chaleur dans le moule.
- Le deuxième chapitre comprend des rappels bibliographiques sur les fontes grises non alliées.
- Le troisième chapitre décrit les matériaux et les méthodes expérimentales.
- Le quatrième chapitre est un recueil de résultats numériques et de tracés graphiques dont nous tentons d'interpréter.

Enfin, nous terminons notre travail par une conclusion.

CHAPITRE I

ASPECTS DE TRANSFERTS  
DE CHALEUR EN FONDERIE

## 1 - INTRODUCTION

La solidification, qu'elle soit réalisée par coulée continue, par fonderie ou n'importe quel procédé, met en jeu des échanges de chaleur et des échanges de matière dans la plupart des cas, l'un ou l'autre de ces processus de transport détermine la cinétique de la transformation.

En solidification, le transport de chaleur et le transport de matière s'effectuent par diffusion dans le solide et dans le liquide ainsi que par convection du liquide, par ailleurs, pour analyser l'évolution thermique du système solide plus liquide, il convient de prendre en compte les échanges avec l'extérieur.

## 2 - LOIS GENERALES DE CONDUCTION THERMIQUE . [1]

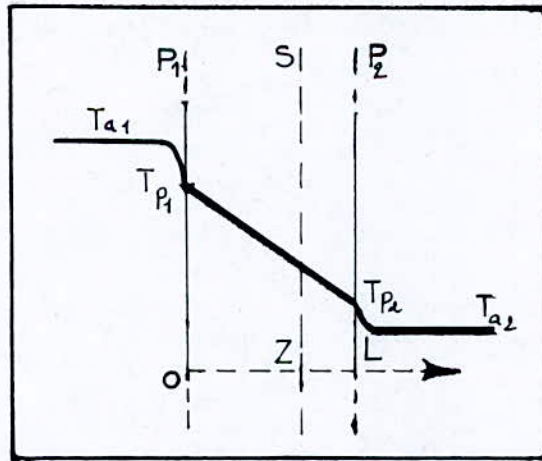
### 2.1 - CONDUCTION EN REGIME PERMANENT .

Le régime de transport thermique est dit permanent lorsque la température  $T$  est indépendante du temps, c'est la limite vers laquelle tend toute distribution de température. L'établissement du régime permanent demande théoriquement un temps; dans la pratique, il sera atteint après un certain délai, quand les écarts cessent d'être mesurables la loi de conservation prend la forme:

$$\text{DIV} ( K \cdot \text{grad } T ) = 0$$

### 2.2 - ECOULEMENT UNIDIRECTIONNEL .

Dans une plaque plane infinie d'épaisseur  $L$  , les isothermes sont des plans parallèles aux plans frontières  $P_1$  et  $P_2$  ( Fig-1 ).



( Fig-1 )- Conduction thermique en régime permanent à travers un mur simple .

Et si  $K =$  constante et  $T$  fonction linéaire de la variable  $Z$ . Si les températures  $T_{p1}$  et  $T_{p2}$  sur les plans  $P_1$  et  $P_2$  sont connues, le flux à travers une section  $S$  vaut: 
$$J = \frac{K}{L} ( T_{p1} - T_{p2} )$$

Si les températures  $T_{a1}$  et  $T_{a2}$  des milieux ambiants sont connues, ainsi que leur coefficient d'échange  $h_1$  et  $h_2$ , elles ajoutent deux équations supplémentaires sur le flux écrit ici pour un flux total  $\Phi$  à travers une surface  $S$ :

$$\Phi = h_1 S ( T_{a1} - T_{p1} ) ; \quad \Phi = h_2 S ( T_{p2} - T_{a2} )$$

En combinant les trois dernières équations, on obtient la relation suivante, qui permet de calculer facilement les températures de paroi:

$$T_{a1} - T_{a2} = \frac{\Phi}{S} ( 1/h_1 + L/K + 1/h_2 )$$

### 2.3 - CONDUCTION THERMIQUE EN REGIME TRANSITOIRE.

Dans beaucoup de procédés de solidification, le régime thermique est essentiellement transitoire.

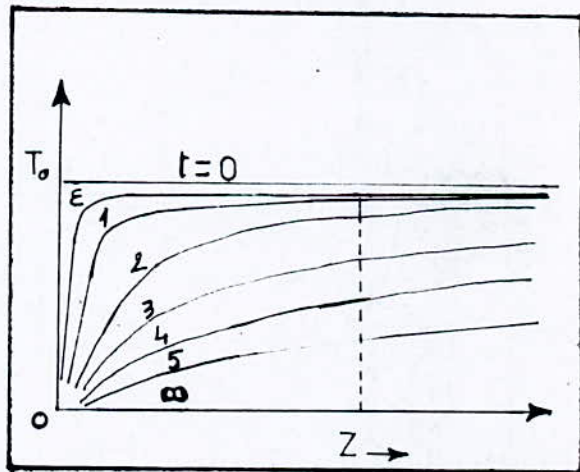
### 2.3.1- MILIEU SEMI -INFINI A TEMPERATURE SUPERFICIELLE CONSTANTE .

On considère un milieu homogène limité a une extrémité par un plan P, sur lequel une température uniforme et constante  $T_p$  est imposée. Les transferts thermiques ne dependent qu'une coordonnée Z, la température initiale de la pièce est supposée uniforme, égale à  $T_0$ .

Le problème admet la solution suivante :

$$\frac{T - T_p}{T_0 - T_p} = \operatorname{erf}\left(\frac{Z}{2\sqrt{a \cdot t}}\right); \text{ avec } \operatorname{erf}(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u \exp(-u^2) du$$

$a = \frac{K}{\rho \cdot c}$  est la diffusivité thermique ( $m^2 \cdot s^{-1}$ ).



( Fig- 2 )- Milieu semi infini à température imposée

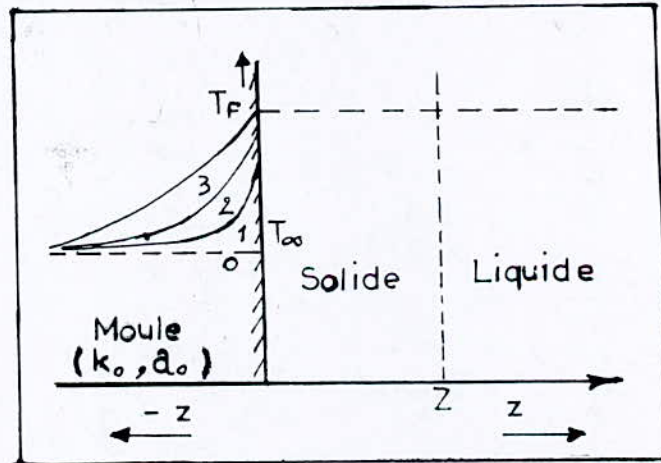
La figure (2) représente l'évolution du champ de température au cours du temps. La température réduite  $(T - T_p)/(T_0 - T_p)$  s'exprime en fonction d'une seule variable  $Z/(a \cdot t)^{1/2}$  qui permet de faire des comparaisons simples entre des situations qui se déduisent l'une de l'autre par modification de la durée " t ", ou de la dimension d'espace Z .

Mais pour savoir si un milieu peut être traité comme semi-infini pour un problème donnée, on doit savoir si la perturbation  $(T_p - T_0)$  à une extrémité du milieu, la perturbation  $(T_0 - T)$  à l'autre extrémité  $Z = L$  ne doit pas dépasser un seuil choisi, disons 1%. D'où la condition:

$$L/(a \cdot t)^{1/2} = 3,6$$

### 2.3.2- SOLIDIFICATION DANS UN MOULE EPAIS ( MODELE DE NEUMANN ) .

STEPHAN ( 1891 ) a traité le cas simplifié représenté par la figure(3). Encore que la solution soit souvent attribuée à NEUMANN. LE moule est toujours semi-infini, en contact parfait avec le métal. Celui-ci est supposé isotherme à  $T=T_F$ .



( Fig-3 )- Solidification unidimensionnelle d'un corps pur suivant la schematisation NEUMANN. en fonction du temps.

C'est donc la seule résistance thermique du moule qui contrôle la cinétique de solidification. La solution est alors le champ de température dans le moule (  $Z < 0$  ) :

$$\frac{T_F - T}{T_F - T_\infty} = \operatorname{erf}\left(-\frac{Z}{2\sqrt{a_0 \cdot t}}\right) .$$

La conservation du flux s'écrit ( en  $Z=0$  ) ;

$$\rho_s \cdot \Delta H \frac{dZ}{dt} = K_0 \left( \frac{\partial T}{\partial Z} \right)_0 = K_0 \frac{T_F - T_\infty}{\sqrt{\pi a_0}} t^{-1/2} .$$

L'intégrale donne l'épaisseur solidifiée;

$$Z = 2 \cdot \frac{T_F - T_\infty}{\rho_s \cdot \Delta H} \cdot \frac{(K_0 \rho_s C_0)^{1/2}}{\sqrt{\pi}} \cdot t^{1/2} .$$

### 2.3.3- SOLIDIFICATION DANS UN MOULE À TEMPERATURE CONSTANTE .

Le moule est supposé à température constante  $T_p$ , en contact parfait



avec le métal. La seule résistance thermique est constituée par le métal solidifié.

Le liquide est supposé isotherme à  $T=T_F$ . Dans ce cas la distribution de température dans le métal solide est donnée par la loi en erf :

$$\frac{T - T_p}{T_o - T_p} = \text{erf}\left(\frac{Z}{2 \cdot a_s \cdot t^{1/2}}\right)$$

$T_o$  est une constante déterminée par la condition:

$$\frac{T_F - T_p}{T_o - T_p} = \text{erf}(W)$$

L'épaisseur solidifiée  $Z$  varie en fonction du temps suivant la loi:

$$Z = 2 \cdot W \cdot a_s \cdot t^{1/2}$$

La constante  $W$  est donnée par la condition de conservation du flux à l'interface:

$$W \cdot \exp(W^2) \cdot \text{erf}(W) = (T_F - T_p) \frac{C_s}{\sqrt{\pi} \cdot \Delta H}$$

### 2.3.4 - MODELE LONDON - SEBAN (1943): (Fig-4)

Les hypothèses sont les suivantes;

$H_1$ : la paroi échange avec l'extérieur suivant la loi de NEWTON.

$H_2$ : le liquide est isotherme à  $T=T_F$ . pas de surchauffe.

$H_3$ : le profil de température dans le solide est linéaire.

$H_4$ : la variation de chaleur sensible du solide est négligée.

Avec ces approximations la conservation du flux s'écrit:

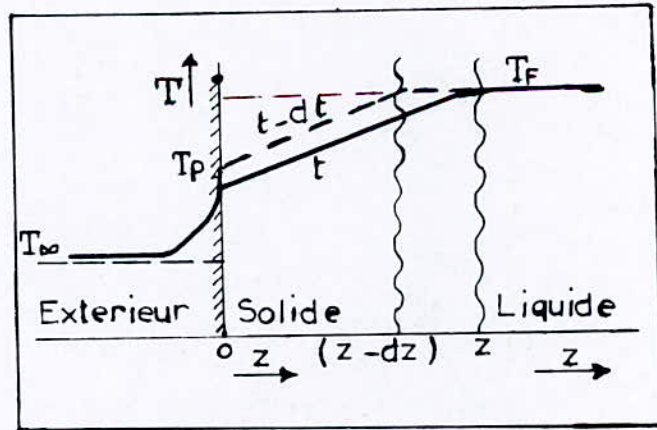
$$J = \frac{T_p - T_a}{1/h} = \frac{T_F - T_p}{Z/K_s} = f_s \cdot \Delta H \cdot \frac{dZ}{dt}$$

D'où une équation donnant  $Z$  :

$$\frac{1}{h} Z + \frac{1}{2K_s} Z^2 = \frac{T_F - T_a}{f_s \cdot \Delta H} \cdot t$$

Cette solution permet d'estimer l'évolution de la température de paroi du métal:

$$T_p - T_a = (T_F - T_a) \left(\frac{t}{t^*} - 1\right)^{1/2}; \text{ avec } t^* = \frac{K_s \cdot f_s \cdot \Delta H}{2 \cdot h^2 (T_F - T_a)}$$



( Fig-4 )- Solidification unidimensionnelle d'un corps pur suivant la schematisation de LONDON-SEBASTIANI.

### 3 - TRANSFERTS PAR CONVECTION .

La structure de solidification est influencée par l'état convectif du liquide.

L'extraction de la chaleur commande en gros la progression de la transformation à l'échelle macroscopique, tandis que le transport de solutés commande la structure métallurgique à l'échelle des grains et de la dendrite, les deux phénomènes étant couplés.

Or dès que le liquide entre en mouvement, la contribution des flux convectifs est dominante aussi bien dans le transport de la chaleur que dans celle des solutés, de sorte que la structure métallurgique s'en ressent.

#### -LOI DE NEWTON: (1701)

Le flux de chaleur transmis par convection entre une surface et un fluide peut être évalué par la relation:

$$Q = h.S.\Delta T$$

Q : flux de chaleur par convection Kcal/h .

S : surface de transmission de chaleur en  $m^2$  .

T : différence entre la température de la surface  $T_p$  et celle de fluide  $T_f$  loin de la surface en  $^{\circ}c$  .

h : coefficient d'échange de chaleur par convection en  $Kcal/h.m^2.^{\circ}c$  .

#### 4- SOLIDIFICATION PRATIQUE D'UNE PIÈCE COULÉE SOUMISE À DES CONDITIONS NORMALES DE REFROIDISSEMENT

En pratique, une pièce coulée se refroidit très rapidement par suite du contact du métal coulé avec les parois du moule et de plus, par suite différences d'épaisseur, la vitesse de refroidissement varie d'un point à l'autre. Nous voyons donc que le processus prévu pour le cas théorique a peu d'application.

Le moule étant rempli, le refroidissement du métal va se faire par échange de calories avec le moule. Cet échange sera influencé :

- a) par nature du moule en contact avec le métal chaud;
- b) par la conductibilité thermique du métal lui-même ;
- c) par la forme de la pièce.

##### 4.1- EVACUATION DES CALORIES PAR LE MOULE.

Le métal liquide à haute température étant en contact avec les parois du moule à basse température, un courant thermique va prendre naissance; la première couche du moule sera ainsi rapidement échauffée et pour que le courant thermique continue, il faudra que cette première couche puisse à son tour évacuer vers l'arrière la chaleur reçue.

##### 4.1.1- CAS D'UN MOULE EN SABLE.

La conductibilité du sable étant très faible, l'évacuation des calories vers l'arrière sera extrêmement lente, la première couche de sable en contact avec le métal en fusion va donc être portée à très

haute température et se vitrifierait sans l'intervention d'autres facteurs de refroidissement dans le moule en sable, nous disposons heureusement d'agents qui vont se charger de transmettre vers l'arrière les calories à éliminer. Ce sont les gaz et vapeurs qui se dégagent du sable sous l'action de la chaleur. Ils jouent ici un double rôle : leur dégagement exige une certaine quantité de chaleur et aussitôt dégagés ils en absorbent une autre par échauffement.

Les gaz et vapeur dont la pression s'accroît fortement, tant par les nouveaux dégagements que par l'élévation de la température, cherchent une issue soit à travers le métal, soit vers l'arrière, à travers les canaux naturels qui existent entre les grains de sable.

Ces gaz et vapeurs servent donc de support aux calories à évacuer et constituent dans le cas du moule en sable le facteur principal du refroidissement.

L'origine de la formation des gaz est double : ils proviennent de l'humidité et du noir minéral contenus dans le sable.

Un sable à vert a généralement une teneur en eau comprise entre 5 et 10%. Les premières calories résultant du courant thermique entre métal et moule vont servir à la vaporisation de l'eau contenue dans les couches immédiatement en contact avec la pièce, et de ce fait, à ces endroits, la température sera momentanément maintenue à la valeur imposée par les conditions de la vaporisation. Les vapeurs produites acquièrent une certaine pression, se surchauffent et, comme déjà mentionné, emportent vers l'arrière la chaleur emmagasinée. Comme elles ne peuvent atteindre l'extérieure qu'en traversant les vides laissés entre les grains de sable, elles s'y refroidissent partiellement; dans certains cas

( présence de traverses de châssis, de refroidisseurs, ... ) , il pourra y avoir condensation totale ou partielle créant une dépression qui facilite d'autant le déplacement des nouvelles vapeurs.

Parfois les condensation sont si imprantes qu'aux endroits où elles se produisent, le sable sera transformé en boue , l'eau sortant même parfois par les trous et joints des châssis.

Parallèlement à l'humidité du sable, le noir minérale joue lui aussi le rôle d'agent refroidisseur. Le pouvoir refroidissant d'un noir mineral est fonction directe de sa teneur en matières volatiles; un bon noir doit en contenir 25% en moins. Ces matières volatiles vont se dégager, s'échauffer et suivre le même chemin d'évacuation que la vapeur à travers le sable . Nous voyons donc que malgré la mauvaise conductibilité thermique du sable, le refroidissement peut être réalisé en un temps raisonnable grâce à la présence d'eau et de noir mineral dans les couches de sable voisines du métal coulé. [16]

Compte tenu de ces observations, la séries des moules utilisés pratiquement est classées dans l'ordre de leur pouvoir refroidissant :

- 1- Moule métallique épais ;
- 2- Moule métallique chaud ;
- 3- Moule en sable à vert ;
- 4- Moule en sable à faible teneur en humidité ;
- 5- Moule en sable étuvé ;
- 6- Moule en sable étuvé et chaud au moment de la coulée.

On conçoit donc l'importance que revêt la nature du moule du point de vue mode de solidification de l'alliage, car la vitesse de refroidissement de celui-ci est directement fonction de la capacité d'absorption de calories par le moule, une augmentation du pouvoir refroidissant de ce dernier corespond à un accroissement de la vitesse de refroidissement de l'alliage et inversement

CHAPITRE    II

GENERALITES SUR LES  
FONTES GRISSES

## 1- INTRODUCTION.

Les fontes ordinaires contiennent environ de 3 à 4% de carbone, un pourcentage de Si < 3%, un pourcentage de Mn < 1.2 % et un pourcentage ne dépassant pas 1.2 % de P. [2]

Dans une fonte, le carbone prend la forme de cémentite ou de graphite, OU se trouve simultanément sous ces deux formes.

Ainsi lorsque les conditions de refroidissement et de composition sont favorables à la graphitisation, on obtient une fonte grise, sinon en cas contraire on peut obtenir une fonte truitée (mélange de fonte blanche et de fonte grise) et même une fonte blanche (fonte dure et non usinable).

Les transformations des fontes blanches sont décrites exclusivement par le diagramme métastable (Fe - C) .

## 2- FONTES\_GRISES\_LAMELLAIRES.

Ce sont des alliages Fe - C - Si qui contiennent comme impuretés inévitables du Mn, P et S.

Le carbone dans ces fontes est partiellement sous forme de lamelles de graphite.

### 2.1- MECANISME DE FORMATION DES LAMELLES .

Selon : A. DESY et J. VIDTS. [3]

Le graphite lamellaire prend naissance et se développe au sein du liquide eutectique (Figure II-1) .



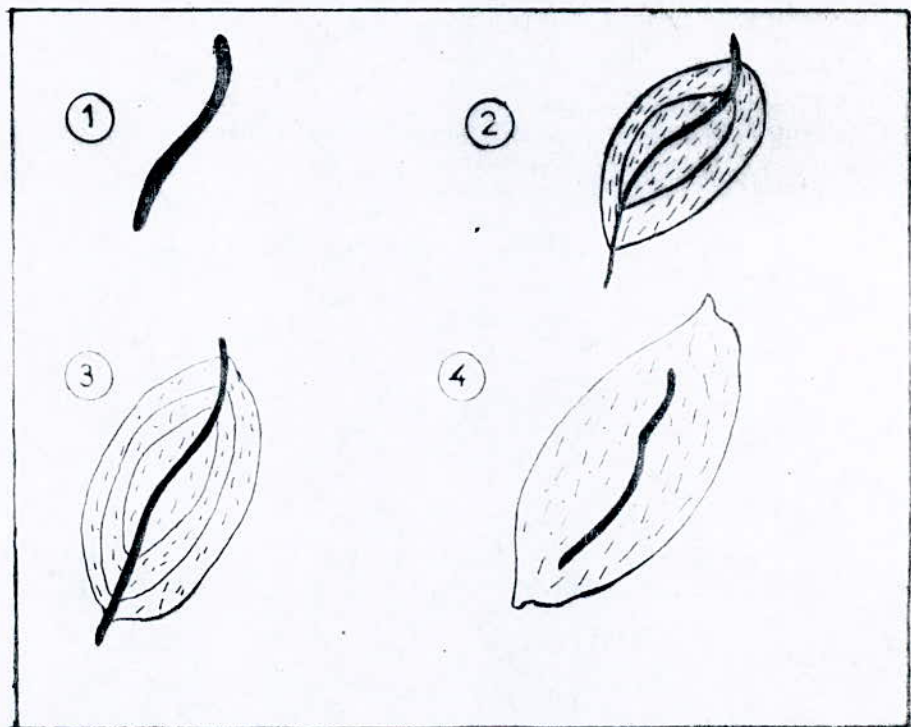
La croissance des cristaux de graphite eutectique peut être décrite comme suit :

Le germe de graphite prend naissance dans le liquide et se développe librement jusqu'à la formation d'une petite plaquette.

Au cours de sa croissance il enlève le carbone du liquide (cristal d'austenite) se développe très rapidement vers la plaquette et la recouvre partiellement puis totalement.

Le graphite étant en contact avec le liquide par ses extrémités, continue à croître par diffusion du carbone à travers l'enveloppe d'austenite et par apport de ses extrémités.

Ainsi on atteint le stade de l'enveloppement total du cristal de graphite.



(Figure II-I) - Mécanisme de cristallisation du graphite lamellaire dans le liquide eutectique. [3]

## 2.2- FACTEURS DETERMINANT LA STRUCTURE.

Les propriétés des fontes grises sont déterminées avant tout par leurs structures, laquelle dépend d'une série de facteurs de fabrication. [4]

### 2.2.1- INFLUENCE DES CONDITIONS D'ELABORATION.

La température à laquelle est porté le métal au dessus du liquidus caractérise la surchauffe.

D'après E. PIWOWARSKY [5] l'élévation de la température de surchauffe accroît le phénomène de surfusion dans la mesure où la surfusion affine le graphite.

L'inoculation qui se fait en ajoutant au métal liquide un produit graphitisant à base de silicium par exemple modifie de façon sensible le graphite. [6-II]

Cette inoculation peut se faire dans la poche de coulée, dans le chenal de coulée et même dans le cubilot lui même.

### 2.2.2- INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE.

Les éléments les plus souvent présents dans la fonte sont:  
C, Mn, Si, P et S.

Les deux éléments, carbone silicium, exercent une influence directrice essentielle sur le passage du système métastable au système stable [7]. Si on augmente la teneur du silicium dans la fonte, ce dernier étant un élément graphitisant, alphasène, la température du début de solidification diminue et la température de fin de solidification augmente. [4]

Le phosphore bien qu'il est graphitisant, il provoque la formation d'un eutectique ternaire ( $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}-\text{Fe}_3\text{P}$ ) dit steadite. La steadite a un point de fusion bas ( $953^\circ\text{C}$ ), elle augmente la fusibilité de la fonte. [2]

Le manganèse est <sup>un</sup>élément antigrahitisant, il forme des carbures plus stables que la cémentite ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), sous forme de carbure mixte ( $\text{Fe}_3\text{C} - \text{Mn}_3\text{C}$ ), il affine quelque peu la perlite, sa teneur dans la fonte ordinaire ne dépasse pas 1%. [6-II]

Le soufre cause un allongement radiale si sa teneur est inférieure ou égale à 0.1%. Par contre <sup>s</sup>la teneur en soufre dépasse 0.1%, il provoque une diminution de la longueur des lamelles de graphite [6-II], et forme même des sulfures (comme  $\text{MnS}$ ) qui gênent la graphitisation, Il augmente ainsi la dureté de la fonte qui devient fragile.

Les impuretés résiduelles ont des rôles diversifiés certaines ont un rôle favorable dans la mesure où elles aident à la graphitisation (comme Ti). D'autre ont une influence nettement défavorable et peuvent amener certains défauts de fonderie (Aluminium).

Enfin pour tenir compte de l'effet des éléments de composition de la fonte grise sur la position du point eutectique, on utilise la notion du carbone équivalent et l'indice de saturation, le carbone équivalent tiend compte seulement du pourcentage du C, Si et P (NFA 32 - 101). [8]

$$\%C_{\text{éq}} = \%C_t + \frac{1}{3} (\%Si + \%P)$$

mais l'indice de saturation nous permet de savoir si une fonte a un comportement hypoeutectique ou hypereutectique. [6-I]

$$S_c = \frac{\%C}{\Delta\%}$$

$$\Delta \% = 4.25 - 0.31 \text{ Si} - 0.25 \text{ P} + 0.07 (\text{Mn} - 2 \text{ S}) - 0.16 \text{ Al} - 0.13 \text{ Ti} - 0.11 \text{ Ni} - 0.10 \text{ Cu} + 0.10 \text{ Mo} + 0.31 \text{ Cr} .$$

Si Sc < I la fonte est hypo-eutectique.

Si Sc >> I la fonte est hyper-eutectique.

(1946)

L' étude de H. LAPLANCHE [9] apporte des indications donnant la tendance à la graphitisation en fonction de la teneur en carbone et de la teneur en silicium, cette tendance est repérée par un facteur "K" qui s'écrit : [4]

$$K = \frac{4}{3} \text{ Si} \left( 1 - \frac{5}{3C + \text{Si}} \right) .$$

Dans la Figure (II-2), pour chaque courbe de K = Constante, ce dernier délimite un domaine correspondant à un type de structure.

- (I) - Fontes blanches
- (II) - Fontes truitées
- (III) - Fontes à matrice complètement perlitique
- (IV) - Fontes à matrice ferrito-perlitique.
- (V) - Fontes à matrice ferritique.

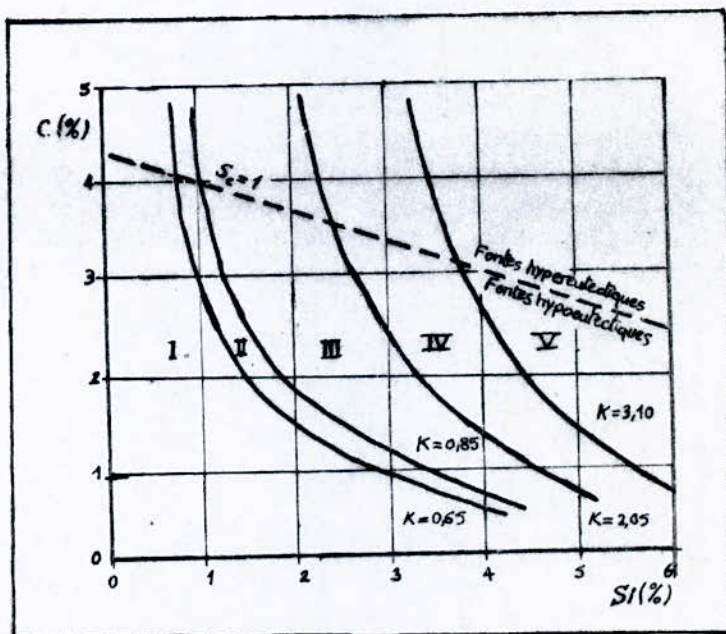


Figure (II-2) - Courbes K= Constante limitant les zones structurales dans les fontes ordinaires pour des éprouvettes cylindriques de 30 (mm) de diamètre coulée dans du sable.

2.2.3 - INFLUENCE DES CONDITIONS DE REFROIDISSEMENT . [4]

Elles sont fixées par divers facteurs telque :

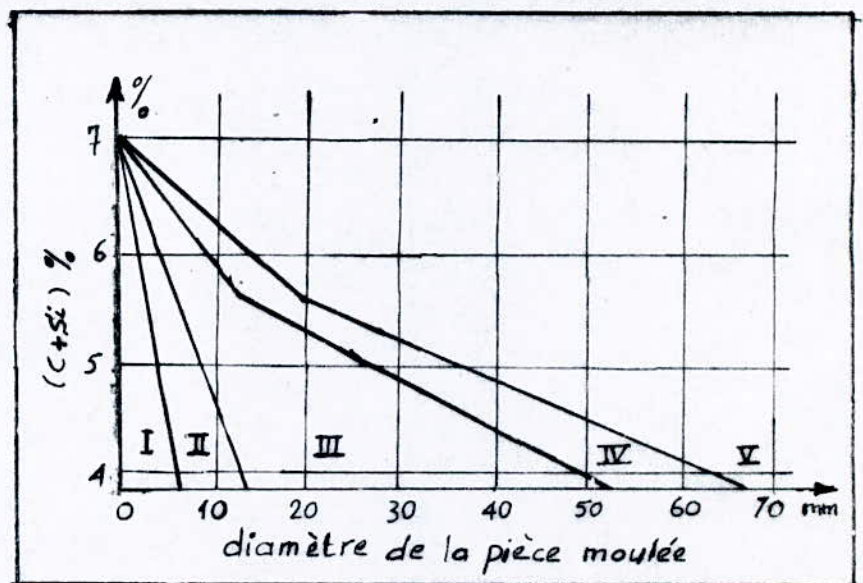
-La difference de température entre le métal et le moule, l'épaisseur et la nature des parois du moule (métallique ou en sable, degré d'humidité du sable ... ).

- La sensibilité des fontes à la vitesse de refroidissement qui entraîne une variation de structure (Figure II-3 ) et de la microstructure en fonction de la vitesse de refroidissement et une caractéristique originale des fontes grises.

Pour régler la tendance à la graphitisation et obtenir la structure et la résistance<sup>voulues</sup>, suivant la vitesse de refroidissement dans le moule, on peut choisir convenablement la teneur en silicium. [4]

Rappelons aussi que la vitesse de refroidissement dans le moule est liée à la massivité des pièces ou plus précisément, au module de refroidissement Volume / Surface.

- (I) Fonte blanche.
- (II) Fonte truitée.
- (III) Fonte grise à matrice perlitique.
- (IV) Fonte grise à matrice ferrito-perlitique.
- (V) Fonte grise à matrice ferritique.



(Figure II-3) - Diagramme de GREINER. [6-II]

### 2.3 - PROPRIETES STRUCTURALES DE LA FONTE.

La fonte à l'état brut de coulée est constituée d'une matrice et des phases dures. [6-I]

#### 2.3.I - LA MATRICE.

La matrice est soit perlitique ou ferritique et même peut-être ferrito perlitique, la matrice perlitique est obtenue avec une vitesse de refroidissement rapide, ainsi lorsque cette dernière est assez importante les lamelles de perlite sont très minces, la résistance au cisaillement de la perlite s'accroît et la perlite devient plus dure plus résistante.

La matrice ferritique est obtenue avec une vitesse de refroidissement lente, cette structure est favorisée par la présence d'éléments alpha-gènes tel que le silicium et le titane.

Les phases dures; la phase la plus dure est la cémentite (800 à 1100 HB), cette phase communique sa fragilité aux fontes blanches, en absence de cémentite du point de vue dureté la steadite est la phase la plus dure (400 à 900 HB), La steadite est un constituant souvent réparti en réseau autour des cellules eutectiques, la steadite a presque le même effet sur les propriétés de la fonte que celui de la cémentite.

On peut trouver aussi une phase constituée de globules alternés de cémentite et de perlite ultra fine (lédéburite) cette dernière est rencontrée dans les fontes blanches eutectiques, sa dureté est un peu élevée (600 HB).

Le constituant qui conditionne en grande partie les propriétés mécaniques des fontes grises c'est le graphite (par sa forme et sa répartition dans la fonte).

### 2.3.2 - MORPHOLOGIE DU GRAPHITE.

Suivant le pouvoir de germination du bain et le titre en carbone de la fonte, on distingue six formes de graphite [8] repérées par des chiffres (I à VI) la forme I correspond au graphite lamellaire, cette forme est classée en 5 types : A, B, C, D, E assortis d'une indication sur la dimension des lamelles (AFNOR - FDA 32 - IOI)

- Type A : Graphite en lamelle réparties uniformément.
- Type B : Graphite en rosettes.
- Type C : Graphite en lamelles grossières et en amas.
- Type D : Graphite interdendritique sans orientation préférentielle (ou de surfusion).
- Type E : Graphite interdendritique orienté.

LES types A, B, C, D, E se rencontrent dans les fontes grises lamellaires hypoeutectiques, par contre le type C, se trouve dans les fontes grises lamellaires hypereutectiques.

### 3- PROPRIETES MECANIQUES DES FONTES.

Les caractéristiques mécaniques des fontes sont mesurées par des essais normalisés [8]; parmi elles, la résistance à la traction qui <sup>EST</sup> la base de la classification des différentes fontes grises [4].

La résistance à la traction d'une fonte grise est d'autant plus grande que la matrice est plus résistante et le graphite moins abondant possible.

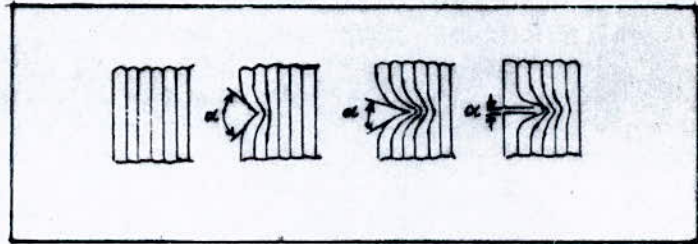
En ce qui concerne la matrice, la perlite est nettement le constituant le plus résistant, en la comparant à la ferrite trop douce et la cémentite trop fragile.

### 3.1 - RESISTANCE MECANIQUE DES FONTES. [4]

Le graphite agit sur la résistance à la traction par un effet "d'entaille" (Fig -4) conduisant à des concentrations de contraintes locales en bout de fissure, l'existence permanente de ces entailles explique bien la rupture fragile de la fonte grise (lors de l'essai de traction).

Ainsi pour qu'une fonte grise ait une bonne résistance à la traction, il faut qu'elle soit de matrice perlitique avec moins de graphite possible réparti de manière homogène et en lamelles fines ( type A,B ou E indice 4 à 6).

La résistance à la traction des fontes grises s'echelone<sup>n</sup> entre 100 à 400 M Pa.



(Fig-4)- Répartiton du graphite : effet d'entaille [4]

### 3.2 - DURETE DES FONTES. [4]

La dureté des fontes non alliées varie dans de larges limites :

- Fontes blanches 400 à 600 HB selon le % C.
- Fontes grises perlitiques : 170 à 270 HB Suivant la finesse de la perlite.
- Fontes grises ferritiques : de 100 à 150 HB.



La dureté globale de la fonte dépend avant tout de la matrice, de la forme et de la distribution du graphite et aussi de l'eutectique phosphoreux, ainsi une augmentation de 0,1% de phosphore augmente la dureté de 3 unités BRINELL.

Il existe une corrélation résultant d'une étude de WEIS et ORTHS [10] sur les fontes perlitiques qui fait correspondre la résistance maximale ( $R_m$ ), la dureté HB et <sup>la</sup> composition :

$$R_m = 257.4 + 1.31 \text{ HB} - 63.8 (\%C) - 25 (\%Si) - 31.4 (\%P) .$$

### 3.3- AUTRES PROPRIETES ET PRINCIPALES UTILISATIONS DES FONTES

Les fontes grises lamellaires ont des propriétés de résistance, de tenacité et de plasticité relativement médiocres. Par contre les fontes grises ferritiques ont une capacité d'amortissement des vibrations élevées ainsi qu'une bonne résistance à la corrosion.

On peut citer à l'actif des fontes grises, leur bonne tenue au frottement, leurs qualités de fonderie remarquables (faible retrait, bonne coulabilité, température de coulée faible ... ).

Les utilisations des fontes grises sont variées et sont utilisées dans différents domaines :

- Batiment (sanitaire, baignoire, radiateur ... ) .
- Fours et chaudières (échangeurs de chaleur, creusets, cuves, coquilles de coulées) à cause de leurs résistance à la chaleur et au choc thermique .
- nécessaire pour l'évacuation (voirie, lampadaire, regards de chaussé, plaque d'égout ... ) .
- Vue leur rigidité (allongement faible) elles sont utilisées comme supports de pont, machines outils, matrice d'emboutissage, cylindres des laminoirs, corps et pompe, engrenages divers, arbres à cames. [II]

par contre les fontes blanches occupent un créneau restreint dans la gamme des fontes ordinaires, leur caractéristiques principales et leur dureté élevée (une bonne résistance à l'abrasion).

On emploie ces fontes dans les cas où leur résistance à l'usure est appréciée et à des températures pouvant aller jusqu'à 650 °C (cylindres, pour le travail des métaux, de broyage).

- Galets de dressage.
- Pièces d'usure de moteurs.
- Moules de façonnage (briquetterie).
- Pour certaines pièces, dont la composition et la structure d'ensemble sont celles d'une fonte grise, si on veut avoir la structure blanche sur certaines parties exposées à l'usure par frottement, on peut obtenir ce résultat en accélérant le refroidissement du métal dans les parties en question, par l'emploi de refroidisseurs métalliques ou un enduit au tellure (exemple : Te 20% argil colloïdale 10% , Eau 70% ) cette fonte est dite fonte trempée. [II]

CHAPITRE    III

MATERIAU    ETUDIE    ET  
TECHNIQUES    EXPERIMENTALES

1-MOULAGE EN MOULE NON PERMANENT.

Le moule réalisé avec des matériaux à structure granulaire, comprend une ou plusieurs parties. L'empreinte est faite avec un modèle donnant aux matériaux de moulage tout ou partie des formes de la pièce. Un système d'attaque permet le remplissage de l'empreinte et un système d'alimentation augmente la compacité de la pièce.

L'extraction de la pièce nécessite la destruction du moule, les matériaux du moule étant généralement recyclés.

1.1-MOULAGE EN SABLE ARGILLEUX

Le sable en contact avec l'alliage coulé doit être réfractaire, résister au choc thermique et ne pas présenter une trop forte dilatation thermique. [ 12 ]

La résistance mécanique de l'empreinte et la perméabilité du moule sont réalisées pour un mode de serrage du sable et un alliage donné, en adaptant:

- La granulométrie du sable:..... de 0.1 à 1mm
- La teneur d'argile:.....de 3 à 15%.
- La teneur en eau :.....de 4 à 10%.

1.2-MOULAGE EN SABLE A VERT.

Le sable silico-argileux naturel de carrières ou synthétique humidifié afin de donner à l'argile la plasticité nécessaire pour faire épouser au sable les formes extérieures de la pièce. [ 13 ]

D'une façon générale, le moulage à vert s'adresse à des pièces ni très hautes, ni très épaisses.

Le sable à vert étant compréssible, le retrait du métal coulé s'opère sans difficultés et il y'a peu de risques de criques dans les pièces. Le refroidissement du métal est rapide, mais apporte parfois une légère dureté superficielle que l'on peut atténuer, si non faire disparaître, par certains artifices de modelage.

### 1.2.1 LE MOULAGE A VERT A LA MAIN.

Toutes les opérations de serrage du sable, de démoulage du modèle, de finition de l'empreinte et de remoulage des noyaux sont réalisées à la main. [14]

### 1.2.2 LE MOULAGE MECANIQUE.

Le sable est serré mécaniquement contre une plaque-modèle selon plusieurs techniques: projection, vibration, préssage, soufflage.

Selon l'intensité de serrage du sable, le moule est réalisé par :

- Serrage <sup>a</sup> basse pression : Le moule est plastique, et présente une faible gêne au retrait pour la pièce solidifiée dans le moule.
- Serrage haute pression; Le moule a une plus grande rigidité et une meilleure précision dimensionnelle.

2- PREPARATION DU MOULE .-

Le procédé utilisé est le moulage à vert à la main.

2.1- MATERIAU DE MOULAGE .-

- Sable de remplissage; Nous avons utilisé un vieux sable.

- sable de contact de composition :

* Vieux sable .....	32.65%
* Sable neuf de carrières étuvé à 150°C..	40.81%
* Clarsol .....	24,56%
* Eau .....	2,04%

2.2- OUTILLAGES .-

- Modèle en bois avec un ebranchement ou jeu de demoulage.

- Anneaux utilisés comme chassis.

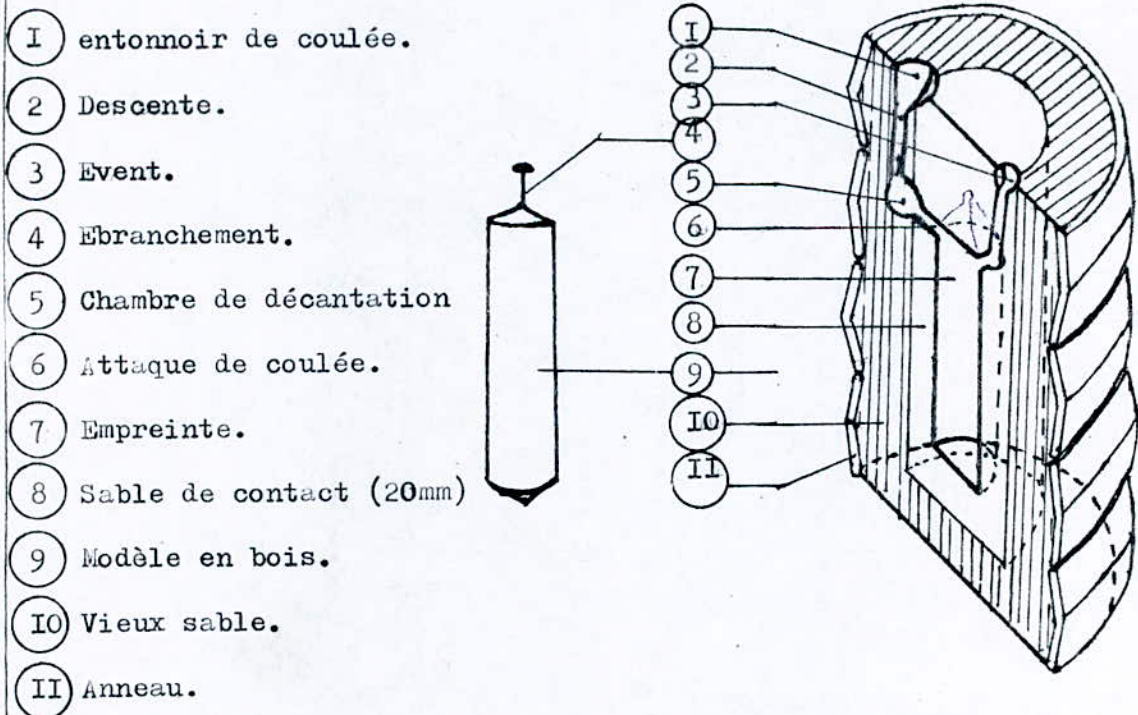


Figure III-1 : Modèle en bois

Figure III-2 : Moule en sable

3- ANALYSE DE SABLE .-3.1 GRANULOMETRIE

En utilisant 50 (g) de sable neuf étuvé, nous avons calculé et dressé le tableau suivant :

dimensions des mailles des tamis (mm)	Refus des tamis (g)	% en masse des refus des tamis	K: Coefficient multiplicateur	produits des facteurs
4.40	0	0	6	0
1.00	0	0	9	0
0.71	0	0	15	0
0.50	0.31	0.62	25	15.5
0.355	7.39	14.78	35	517.3
0.25	26.23	52.46	45	2360.7
0.18	14.20	28.40	60	1704
0.125	1.37	02.74	81	221.94
0.09	0.12	00.24	118	28.32
0.063	0.08	00.16	164	26.24
poussières de la cuvette de fond	0.300	00.60	275	165
	50	100		5038.94

L'indice de finesse  $I = \frac{\sum \text{des produits des facteurs.}}{\sum \text{des refus des tamis (g).}}$

$I = 101 \text{ AFS}$

3.2 HUMIDITE

Le sable est séché pendant 8 minutes dans un appareil de

séchage à rayon infrarouge.

Nature de sable	Masse avant séchage $m_i$ (g)	Masse après séchage $m_f$ (g)	Humidité (%) $H = \frac{m_i - m_f}{m_i} \times 100$
Vieux	20	18.35	8.25
Contact	20	8.66	6.7

### 3.3- ESSAIS DE PERMEABILITE, COMPRESSION ET CISAILLEMENT

Nature de sable	dimensions de l'éprouvette D=H (mm)	poids de l'éprouvette. (g)	perméabilité $V = \frac{\text{Volume}}{\text{temps}}$	compression (g/cm <sup>2</sup> )	cisaillement (g/cm <sup>2</sup> )
Vieux	50	150	88	97	53
Contact	50	150	112	128	95

### 4- PREPARATION DU LIT DE FUSION .-

La charge est constituée par:

- 60 (Kg) de coke .
- 250 (Kg) des retours de fonderie constitués des masselottes, pièces <sup>s</sup>rbutées
- 90 (Kg) de ferrails <sup>le</sup> constitués des chutes de tôles d'acier doux et mi-doux.
- 30 (Kg) de castine.
- 250 (Kg) de la fonte blanche,provenue d'El HADJAR, sa composition chimique est la suivante:



C (%)	.....	4.6	à	4.8
S (%)	.....	0.027	à	0.36
P (%)	.....	0.026	à	0.03
Si (%)	.....	0.7	à	1.21
Mn (%)	.....	2.16	à	2.62

- 150 (Kg) de fonte hematite, sa composition chimique est la suivante:

C (%)	.....	4.18	à	4.23
S (%)	.....	<0.016		
Si (%)	.....	0.7	à	0.77
Mn (%)	.....	2.44	à	3.28
P (%)	.....	0.3		
Cu (%)	.....	0.06		

- 7 briquettes de ferro-silicium (Fe-Si), dont la masse totale = 12.6 (Kg).

Après fusion le bain de fonte est coulé en poche puis décrassée en y jetant du slax et en écrémant.

#### 4.1- ANALYSE CHIMIQUE DE LA FONTE

La fonte est analysée au laboratoire d'analyse spectrales de la U.F.R et au laboratoire de l'E.N.F ( EL HARRACH ) afin de connaître la teneur des différents éléments contenus dans cette fonte.

L'analyse chimique de cette fonte a donné la composition suivante:

Tc (°C)	Tl (°C)	Ts (°C)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)	Mg (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Cu (%)	Pb (%)
1272	1125	1089	3.41	3.02	0.61	0.82	0.23	0.005	0.054	0.02	0.43	0.24	0.01

Pour caractériser la fonte utilisée, nous avons calculé l'indice de saturation en se référant à la composition chimique et à la formule suivante.

$$S_c = \frac{\% C}{\Delta\%}$$

$$\Delta\% = 4.25 - 0.31 \text{ Si} - 0.25 \text{ P} + 0.07 (\text{Mn} - 2 \text{ S}) - 0.16 \text{ Al} - 0.13 \text{ Ti} - 0.11 \text{ Ni} - 0.10 \text{ Cu} + 0.10 \text{ Mo} + 0.31 \text{ Cr} - 0.60 \text{ V}$$

$$\Delta\% = 4.25 - 0.31 \cdot 3.02 - 0.25 \cdot 0.23 + 0.07 (0.61 - 2 \cdot 0.82) - 0.16 \cdot 0 - 0.13 \cdot 0 - 0.11 \cdot 0.054 - 0.10 \cdot 0.241 + 0.10 \cdot 0.43 + 0.31 \cdot 0.02 - 0.6 \cdot 0 = 3.203$$

$$\%C = 3.41$$

AINSI :

$$S_c = \frac{3.41}{3.203} = 1.06$$

$S_c$  étant supérieur à 1, la fonte étudiée a un comportement hypereutectique.

## 5- METHODES EXPERIMENTALES

### 5.1- ESSAIS MECANIQUES

Les pièces moulées en fonte à graphite lamellaire sont constituées d'un matériau caractérisé par la résistance à la traction mesurée sur des éprouvettes usinées soit dans des échantillons coulés à part, soit dans des blocs-échantillons attachant ou adhérent aux pièces.

Les essais mécaniques sont les plus pratiques pour la détermination des propriétés mécaniques des pièces coulées.

Les caractéristiques déterminées par les essais mécaniques sont:

- L'aptitude à la déformation plastique ou élastique  
Pour essai de traction.
- La résistance à la pénétration d'une pièce dure  
soumise à une pression constante (dureté).
- La résistance au choc (résilience).

#### 5.1.1 ESSAI DE TRACTION

L'essai de traction est effectué suivant les prescriptions de la norme NFA 03-151 [8] sur une éprouvette usinée de 20 (mm) de diamètre (Figure III-3) pour les échantillons coulés à part, sur laquelle un effort croissant est exercé de façon continue suivant l'axe de cette éprouvette jusqu'à rupture, en même temps en enregistrant la déformation de l'éprouvette.

L'essai de traction définit un ensemble de caractéristique dont les principales sont:

- La limite élastique ( $R_e$ ): exprimée en ( $\text{dan}/\text{mm}^2$ ).

C'est la contrainte minimale qui produit une déformation permanente du métal.

$$R_e = \frac{F_e}{S_0}$$

- La charge de rupture ( $R_m$ ): exprimée en ( $\text{dan}/\text{mm}^2$ ).

C'est la charge maximale atteinte au cours de l'essai

$$R_r = \frac{F_m}{S_0}$$

- L'allongement après rupture ( $A$ ): exprimée en (%).

$$A(\%) = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100$$

### 5.1.2- ESSAI DE RESILIENCE

Il a pour but de mettre en évidence les propriétés de tenacité de la fonte.

L'essai consiste à rompre d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en (U) " NF A03-156 " et reposant sur deux appuis. (Figure III-4).

On détermine l'énergie ( $W$ ) absorbée par le matériau pour produire la rupture.

$$\text{Résilience (K)} = \frac{\text{énergie absorbée pour la rupture (W). (J)}}{\text{section au droit de l'éprouvette de l'entaille (Cm}^2\text{)}}$$

La machine de résilience est du type (CHARPY).

### ESSAI DE DURETE

La dureté caractérise la résistance à la déformation.

L'essai consiste à enfoncer un pénétrateur dans le métal à essayer. La charge est constante, on mesure la dimension de l'empreinte. L'empreinte est d'autant plus grande que le métal est mou.

### 5.1.3- ESSAI BRINELL

L'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier ou en tungstène de diamètre "D" sous une charge "P", et à mesurer le diamètre "d" de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge .

La dureté (HB) est <sup>un</sup> nombre proportionnel au rapport ( F/S )

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

### 5.2- MICROGRAPHIE

L'examen micrographique a pour but principal la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions non métalliques lors de l'observation au microscope optique

Pour l'observation de la surface d'examen on doit passer par les différents étapes suivantes:

- Prélèvement de l'échantillon: Il faut éviter une modification de la structure du métal résultant soit d'un échauffement soit d'une déformation (écrouissage)
- Enrobage: qui s'effectue avec la résine.
- Polissage: qui consiste à rendre la surface plane et brillante et ne présente aucune rayure.
- Attaque chimique: Elle se fait avec du NITAL (5%) pendant 20 secondes environ.

OBS L'échantillon poli peut être observé sans attaque chimique dans le cas d'examen d'inclusions non métalliques (graphite)

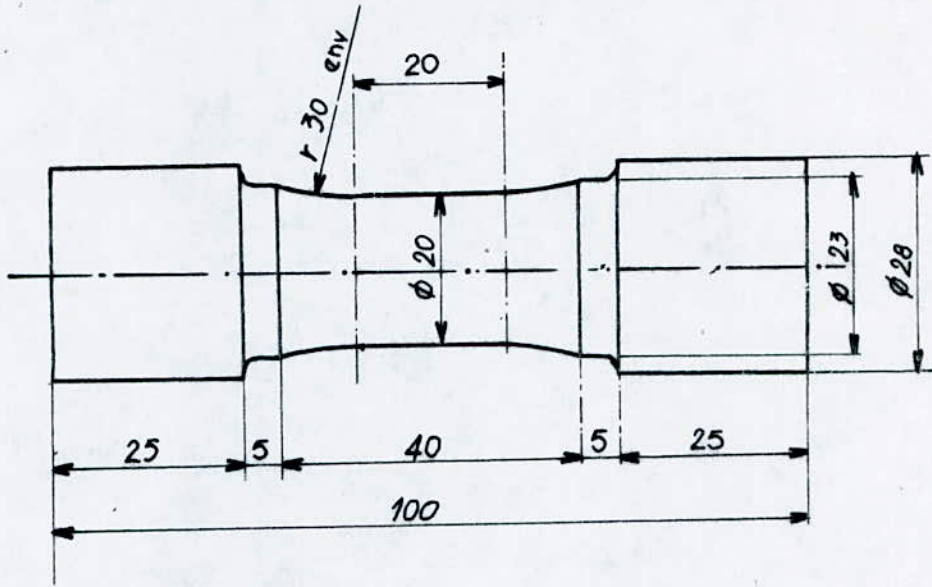


Fig-III-3 Epreuve de traction  
usinée de 30 mm ( NF A32-101 ).

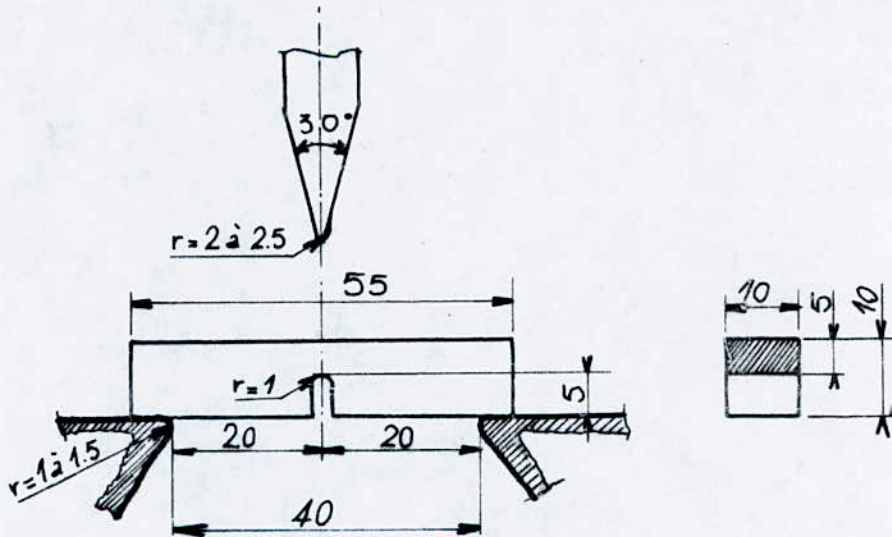


Fig-III-4 Epreuve de résilience  
entaillée en (U) (NF A03-156).

CHAPITRE    IV

RESULTAS ET  
INTERPRETATIONS

I- OBSERVATIONS MICROGRAPHIQUESI.1- MORPHOLOGIE DU GRAPHITE.

En fonction de l'épaisseur du moule, nous avons effectués des mesures de l'épaisseur du graphite, et étudié sa forme et sa distribution. Les résultats de ces observations sont résumés dans le tableau (IV-2).

Le tableau (IV-1) indique l'indice numérique conventionnel qui permet de fixer la dimension moyenne des lamelles de graphite, suivant la norme " A.S.T.M. " (American Standards for Testing Materials " U.S.A " ) il varie de 1 à 8.

Tableau (IV-1)

N° A.S.T.M.	1	2	3	4	5	6	7	8
Longueur en (mm) au g= 100	100	50 à 100	25 à 50	12 à 25	6 à 12	3 à 6	1.5 à 3	1.5

Tableau (IV-2)

Epaisseur du moule (mm)	Forme du graphite	Distribution (type)	Indice numérique
25	I	D	8
35	I	D	8
45	I	B	6
70	I	B	5
110	I	B-A	4
125	I	A	4
155	I	A	4
170	I	C-A	4
190	I	C	4



215	I	C	3
260	I	C	3

I: Graphite lamellaire.

Type : Voire Page (II-8).

En consultant le tableau (IV-2), on remarque qu'il y'a une transition entre quatre différents types de graphite: D, B, A, C en fonction de l'épaisseur du moule.

Le nombre accrue d'impuretés ( particules étrangères et inoculants ) favorisent une germination hétérogène du graphite . De ce fait le nombre de germes formés par unité de volume est grand.

Etant donnée que la croissance de ces germes est contrôlée essentiellement par diffusion du carbone, les lamelles de graphite seront d'autant plus grands que la durée de la transformation est élevée; l'échantillon étant maintenu assez longtemps à haute température.

Entre 25 et 35 mm d'épaisseur le graphite est punctiforme ( type D ) , voir Figure (IV-1) et (IV-2). Cette forme du graphite montre que la durée de transformation est assez courte. on en déduit que la vitesse de refroidissement pour cet intervalle d'épaisseur est grande.

On remarque une transition assez rapide de la forme du graphite du type "D" au type "B" (lamelles en rosettes) voir Figure (IV-3, IV-4, IV-5), ce type de graphite s'est développé surtout en longueur, à partir du centre d'une cellule à graphite fin entouré de lamelles radiales courbées.

La croissance des lamelles de graphite est freinée par la présence de certains éléments telque Mn, S, P . Le soufre est le principal agent qui

ralenti la progression des lamelles de graphite en longueur ( le taux de soufre trouvé dans la fonte = 0.82 %).

Pour une épaisseur du moule moyenne (de 110 à 125 mm) l'évacuation de chaleur latente de solidification évolue avec une vitesse presque constante dans toute<sup>la</sup> masse du moule.

En plus de la germination hétérogène, on obti<sup>e</sup>nd une germination homogène (en volume) plus au moins imp<sup>r</sup>tante, produisant un graphite lamellaire uniformément répartie du type "A" voir Figure (IV-6), (IV-7) et (IV-8).

A partir de 170mm d'épaisseur les lamelles de graphite s'allongent et s'épa<sup>i</sup>ssissent et prennent une forme grossière et en amas (type "C") voir Figure (IV-9), (IV-10), (IV-11), cette forme s'explique par l'effet de la solidification lente.

Nous remarquons aussi que la croissance des lamelles de graphite est dirigée vers le centre de l'échantillon. Cette tendance est causée par la germination préférentielle du graphite au contact des parois du moule, ces germes de graphite croi<sup>e</sup>nt au dépen<sup>d</sup> de la partie liquide du fait de sa richesse en carbone, ce dern<sup>i</sup>er vient se dépos<sup>e</sup>r sur le front de solidification des lamelles de graphite, ainsi la croissance de ces derniers évolue vers le centre de l'échantillon.

## I-2- LA MATRICE.

Les observations métallographiques des échantillons attaqués révèlent une multitude de structures, et une évolution constante de la matrice en fonction de l'épaisseur du moule.

Entre 25 et 125mm d'épaisseur, la structure de la fonte est totalement perlitique voir Figure (IV-12), (IV-13) jusqu'a la Figure (IV-17).

Ceci s'explique par le fait que le carbone a plus tendance à se cristalliser sous forme de cémentite non libre (cémentite présente dans la perlite), à cause de la vitesse de refroidissement (relativement grande).

Lorsque l'épaisseur du moule augmente, la ferrite apparaît par suite de l'<sup>p</sup>apauvrissement de la matrice en carbone. En contre partie les lamelles de graphite sont plus épaisses et plus longues.

Ainsi pour une épaisseur du moule égale à 260mm la matrice reste essentiellement perlitique avec quelques plages de ferrite voir Figure (VI-18) jusqu'à la Figure (IV-22).

Dans tous les échantillons nous constatons l'existence d'un eutectique probablement phosphoreux et peut être à base de manganèse et de soufre (des précipités gris de Mn S).

Les deux eutectiques cités précédemment stabilisent la perlite dans leur voisinage.

Finalement on peut en conclure que la vitesse de refroidissement influe sensiblement sur la structure des fontes grises.

Ainsi au lieu de faire un traitement thermique pour changer la matrice et la forme du graphite, on peut obtenir la forme et <sup>la</sup> dispersion du graphite voulue, ainsi que la structure désirée en changeant l'épaisseur du moule.

Fig - IV - 1      eps 20 mm  
Graphite lamellaire en  
rosettes x 400 (sans alliage)

Fig - IV - 2      eps 70 mm  
Graphite lamellaire en  
rosettes x 400 (sans alliage)



Fig - IV - 5                      ep = 110 mm  
 Graphite Lamellaire en rosettes +  
 Graphite en Lamelles uniformément réparties  
 x 100 (sans attaque)



Fig - IV - 6                      ep = 125 mm  
 Graphite en Lamelles uniformément  
 réparties x 100 (sans attaque)



Fig - IV - 7                      ep = 155 mm  
 Graphite en Lamelles uniformément  
 réparties 100x (sans attaque)



Fig - IV - 8                      ep = 170 mm  
 Graphite en Lamelles uniformément réparties  
 + Graphite en Lamelles grossières .  
 100x (sans attaque)



Fig - IV - 9

ep = 190 mm.

Graphite en Lamelles grossières  
x100 (sans attaque)

Fig - IV - 10

ep = 215 mm.

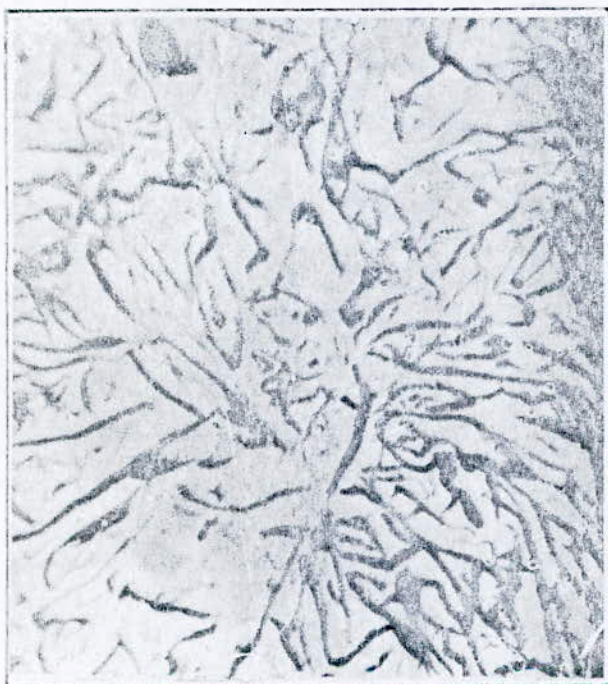
Graphite en Lamelles grossières  
x 100 (sans attaque)

Fig - IV - 11

ep = 260 mm.

Graphite en Lamelles grossières et  
en amas x100 (sans attaque)

Fig - IV - 12

ep = 25 mm.

Fonte grise lamellaire à  
matrice perlétique x250 (NITAL)

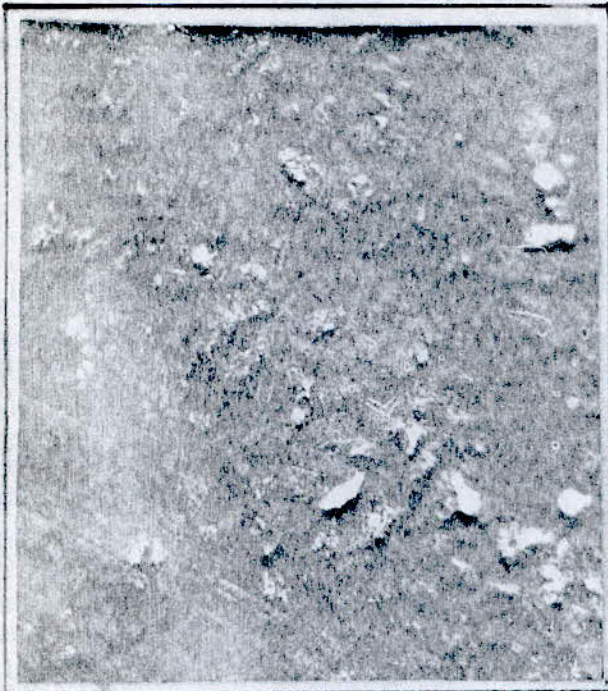


Fig -IV-I3 ep = 35 mm  
 Fonte grise totalement  
 perlitique x 250 (Nital)

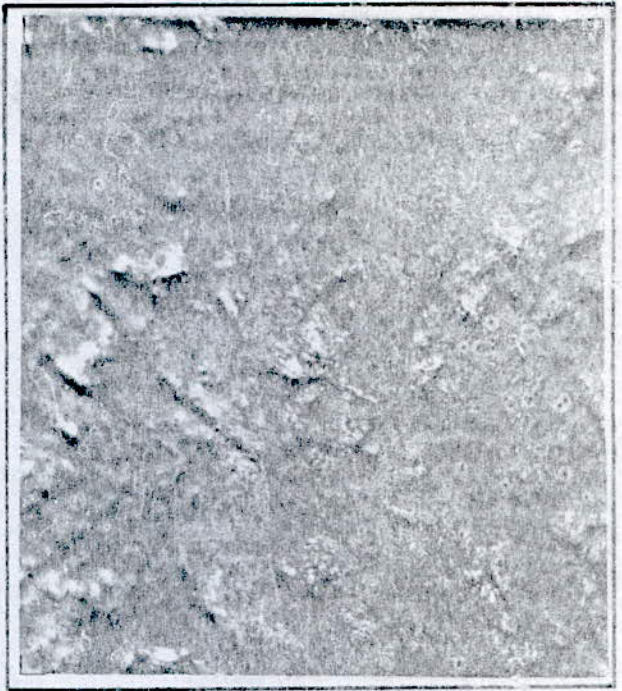


Fig -IV-I4 ep = 45 mm  
 Fonte grise totalement  
 perlitique x 250 (Nital)

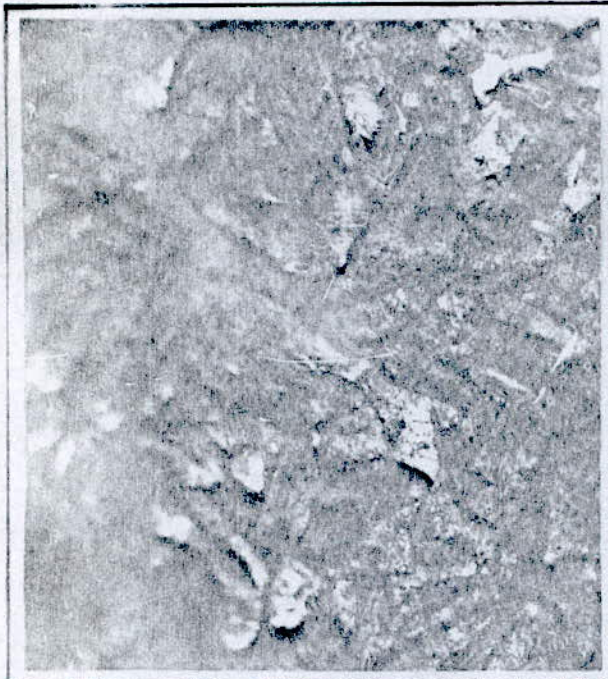


Fig -IV-I5 ep = 70 mm  
 Fonte grise totalement  
 perlitique x 250 (Nital)

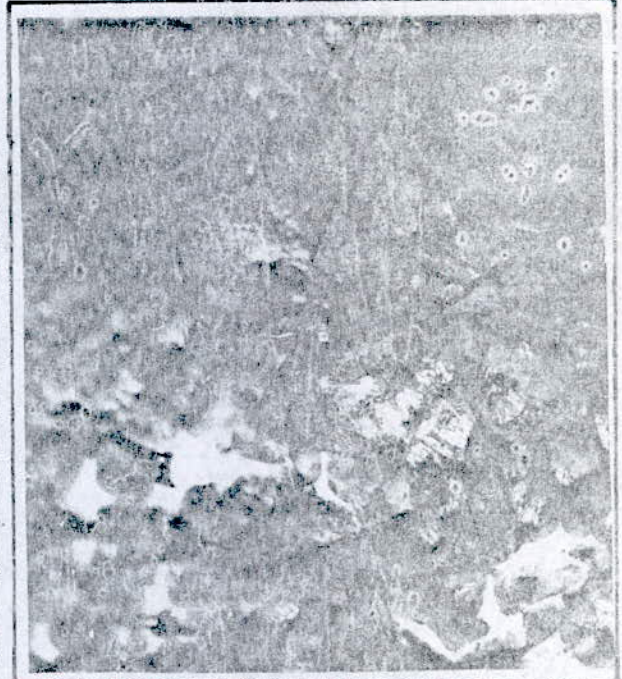


Fig -IV-I6 ep = 110 mm  
 Fonte grise totalement  
 perlitique x 250 (Nital)

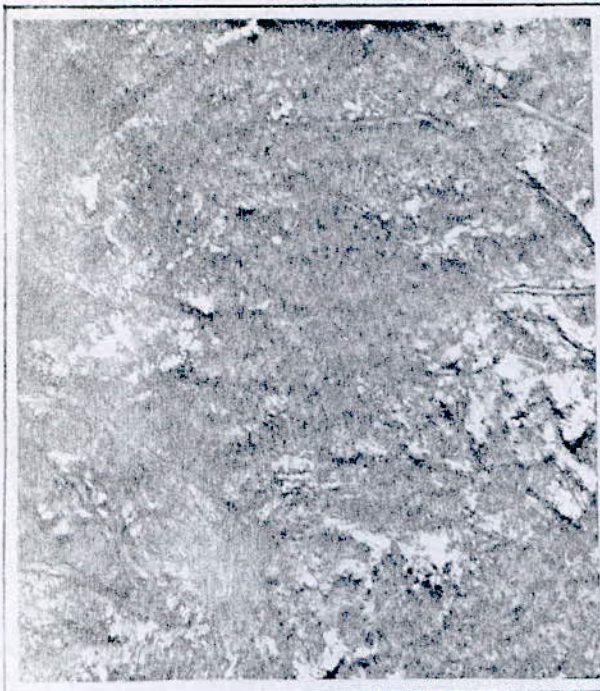


Fig-IV-17 ep = 125 mm  
Fonte grise totalement  
perlitique x 250 (Nital)



Fig-IV-18 ep = 155 mm  
Fonte grise ferrito-perlitique  
x 250 (Nital)

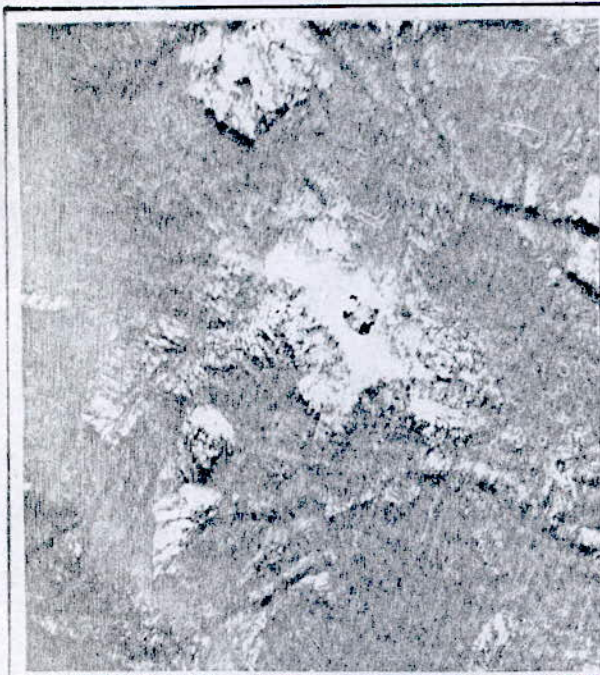


Fig-IV-19 ep = 170 mm  
Fonte grise ferrito-perlitique  
x 500 (Nital)



Fig-IV-20 ep = 190 mm  
Fonte grise ferrito-perlitique  
x 500 (Nital)



Fig -IV-21      ep = 215 mm  
Fonte grise ferrito-perlitique  
x 500 (Nital)



Fig -IV-22      ep = 260 mm  
Fonte ferrito-perlitique  
x 500 (Nital)



2- RESULTATS DES ESSAIS MECANIQUES.

Les résultats des essais mécaniques sont récapitulés dans le tableau (IV- 3) suivant.

Tableau (IV-3)

Epaisseur du moule (mm)	Résistance à la traction $R_T$ (dan/mm <sup>2</sup> )	Limite élastiq. Re (dan/mm <sup>2</sup> )	Allongement A(%)	Dureté globale HB bille Ø 10	Résilience Kcu (J/cm <sup>2</sup> )
25	21.50	20	0.27	229	4.6
35	21.05	19.7	0.30	223	4.57
45	20.46	19.3	0.36	212	4.53
70	19.59	19	0.40	207	4.47
110	18.01	17.6	0.47	192	4.37
125	17.60	17.1	0.50	187	4.34
155	17.40	16.8	0.55	179	4.27
170	16.90	16.5	0.56	174	4.24
190	16.39	15.9	0.59	170	4.18
215	15.94	15.6	0.62	170	4.14
260	15.88	15.4	0.64	168	4.08

## 2.1- INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR DU MOULE SUR LA RÉSISTANCE A LA TRACTION

La Figure (IV-23) fait ressortir les variations de la résistance à la traction en fonction de l'épaisseur des parois des moules en sable.

On remarque bien que quand l'épaisseur augmente, la résistance à la traction diminue sensiblement de 21.50 (dan/mm<sup>2</sup>) jusqu'à une valeur de 15.94 (dan/mm<sup>2</sup>), voir Tableau (IV-3), à partir de laquelle tend à se stabiliser.

Cette diminution de la résistance est due, éventuellement, à la diminution de la vitesse de refroidissement, qui par son effet rend la matrice progressivement ferritique et les lamelles de graphite grossières.

## 2.2- INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR DU MOULE SUR LA LIMITE ELASTIQUE

La figure (IV-24) représente la variation de la limite élastique en fonction de l'épaisseur de parois des moules en sable.

Sommairement, l'explication est la suivante :

Plus la paroi est épaisse, plus le refroidissement est lent dans le moule, et plus le carbone contenu dans la fonte a tendance à prendre la forme de graphite qui est mou, au détriment du carbure de fer qui est dur.

Obs : Cette limite élastique (Re) est calculée suivant une charge unitaire à la limite conventionnelle d'élasticité qui est souvent fixée à 0.2% . [2] Voir figure - IV- 28

### 2.3- INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR DU MOULE SUR L'ALLONGEMENT

La figure (IV-25) Montre l'influence des épaisseurs des parois des moules en sable sur l'allongement par traction.

L'allongement croit progressivement avec l'épaisseur des parois, de la valeur 0.27 à 0.64%. Cela est due, éventuellement, à la diminution de la vitesse de refroidissement qui par son effet rend la matrice progressivement ferritique par la décomposition de la cémentite en ferrite + graphite et la précipitation du carbone sur les lamelles du graphite qui les rend grossières.

La ferrite est le constituant de structure qui donne le pourcentage d'allongement le plus élevé.

Nous remarquons, aussi, que l'allongement permanent à la rupture par traction est très faible, par rapport à la fonte G.S, il est compris entre 0.27 à 0.64%. Cela est due, éventuellement, à la forme des lamelles de graphite et à l'effet d'entaille.

### 2.4- INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR DU MOULE SUR LA DURETE (BRINELL)

la Figure( IV-26 ) représente la variation de la dureté en fonction de l'épaisseur des parois des moules en sable.

Quand l'épaisseur augmente, la dureté diminue en raison de la variation de structure, Car la structure d'une fonte grise est le facteur préponderant de sa dureté. Donc la vitesse de refroidissement diminue et agit sur la dureté par suite de son effet sur la structure.

2.5- INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR DU MOULE SUR LA RÉSILIENCE (K<sub>cu</sub>)

La Figure (IV-27) représente la variation de la résistance au choc en fonction de l'épaisseurs des parois des moules en sable.

La résistance au choc diminue avec l'augmentation de l'épaisseur. Puisque c'est la nature de la matrice, la proportion et la forme du graphite qui en premier lieu déterminent la résistance au choc. On conçoit donc que la diminution de la résistance au choc est causée par la diminution de la vitesse de refroidissement qui rend la matrice de plus en plus ferritique, Car ce sont les fontes grises perlitiques qui présente<sup>nt</sup>, généralement, les plus hautes valeurs de résilience. [15]

L'épaisseur influe sur la structure, donc sur la résilience. plus la teneur en perlite de la matrice augmente, plus les valeurs de la résistance au choc augmentent.

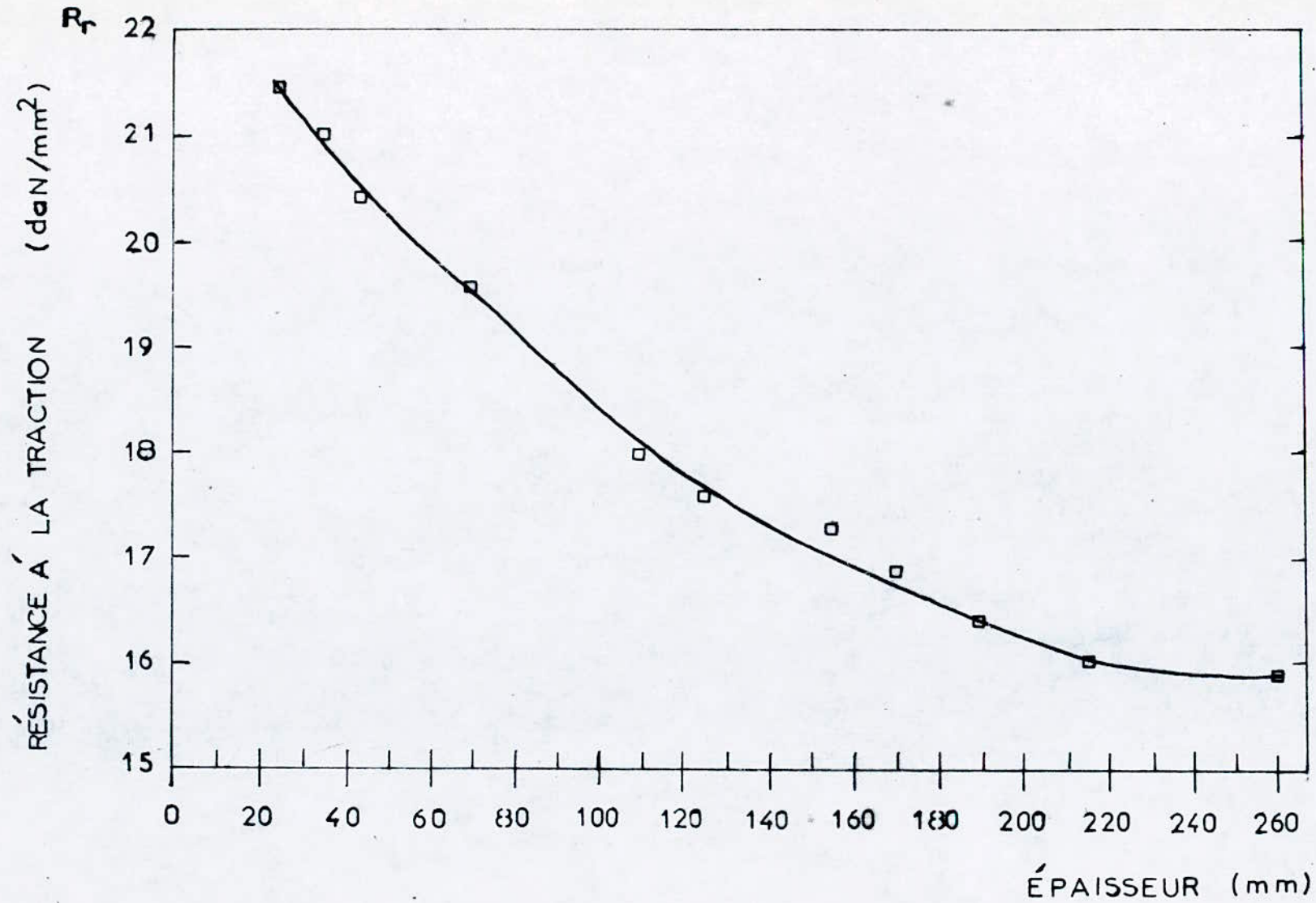


Fig-IV-23. RÉSISTANCE A LA TRACTION — ÉPAISSEURS DES PAROIS

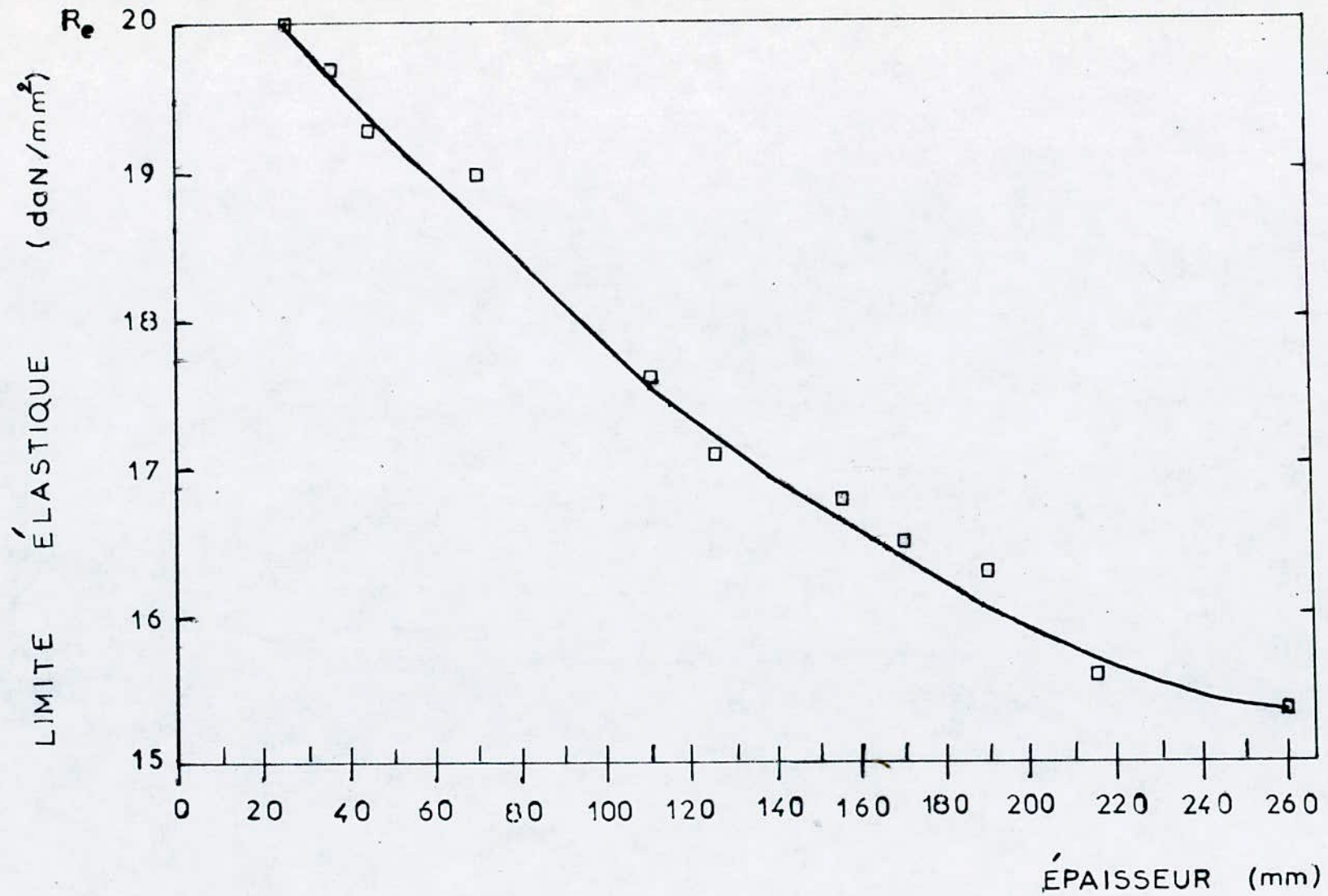


Fig. IV -24 LIMITE ÉLASTIQUE - ÉPAISSEURS DES PAROIS

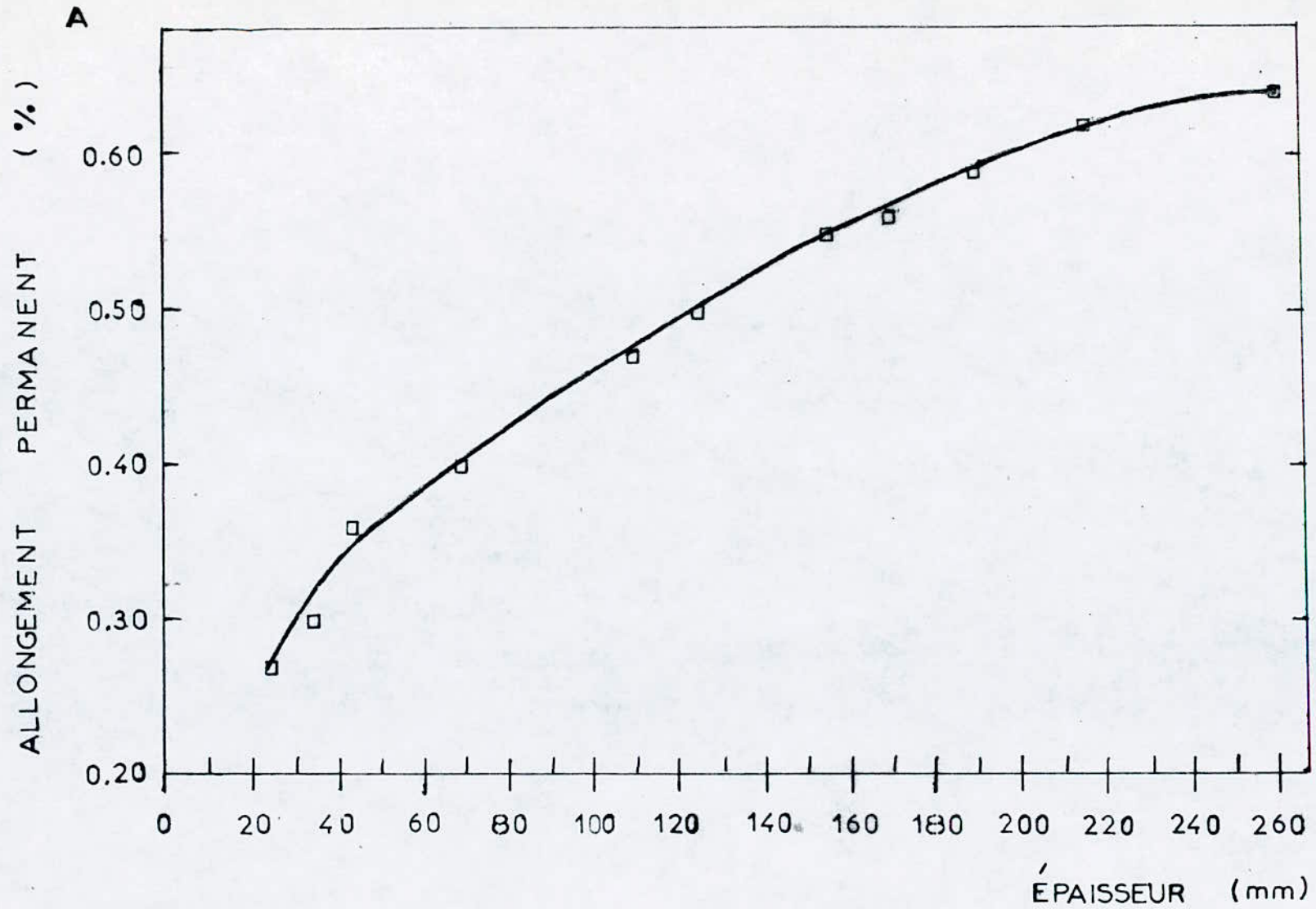


Fig-IV-25, ALLONGEMENT PERMANENT - ÉPAISSEURS DES PAROIS

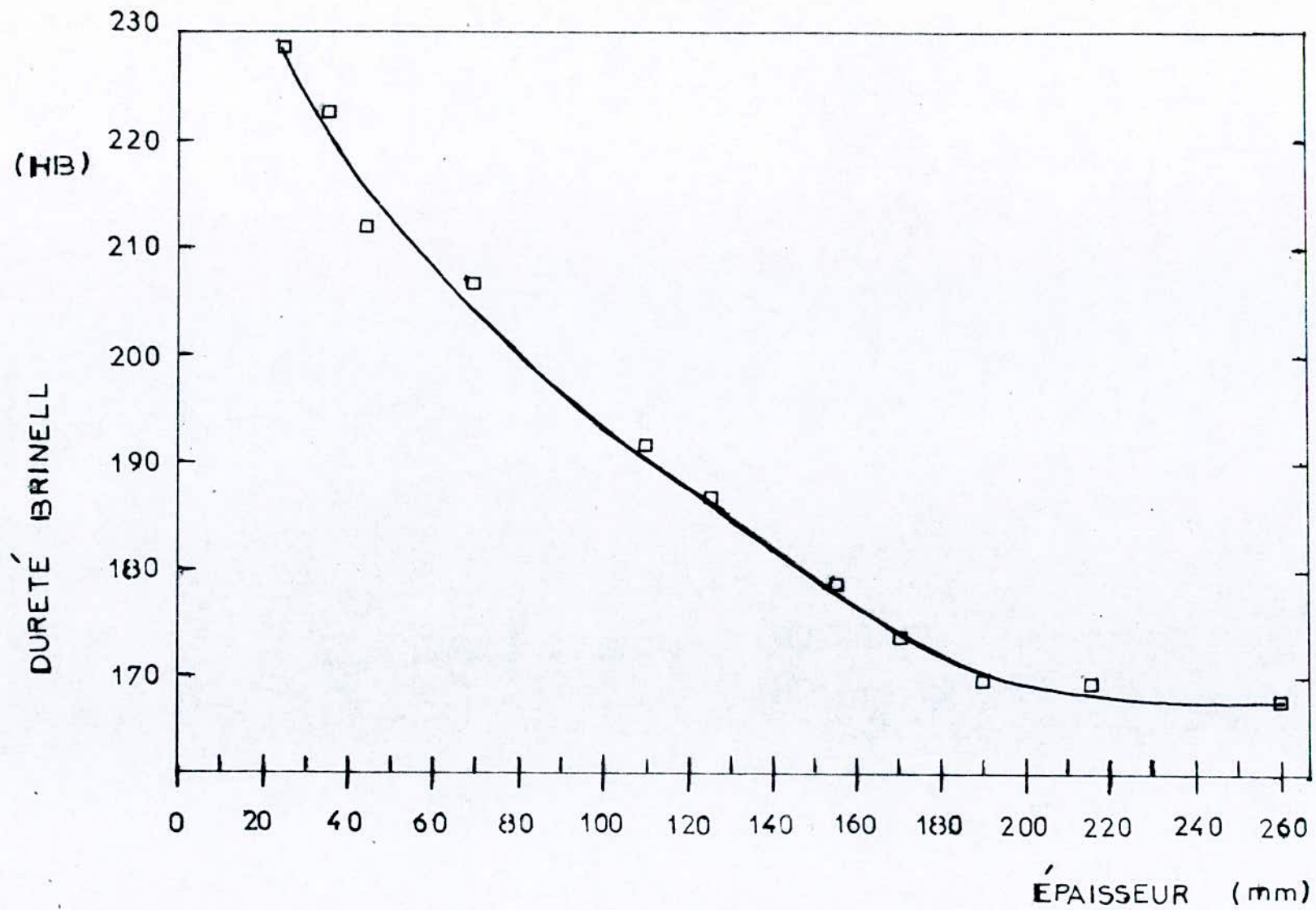


Fig-IV\_26. DURETE BRINELL - ÉPAISSEURS DES PAROIS



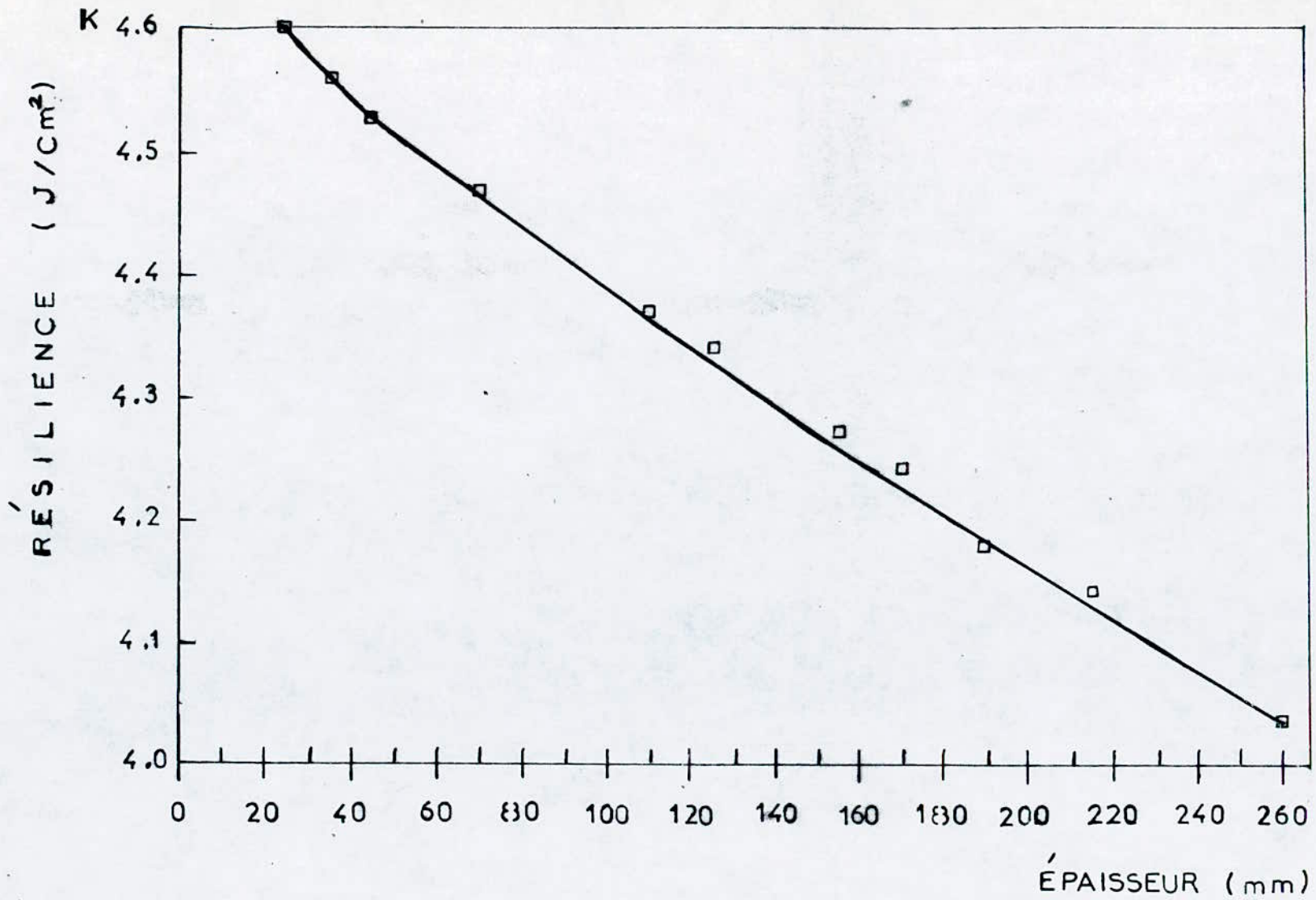


Fig-IV-27. RÉSILIENCE .KCU. - ÉPAISSEURS DES PAROIS

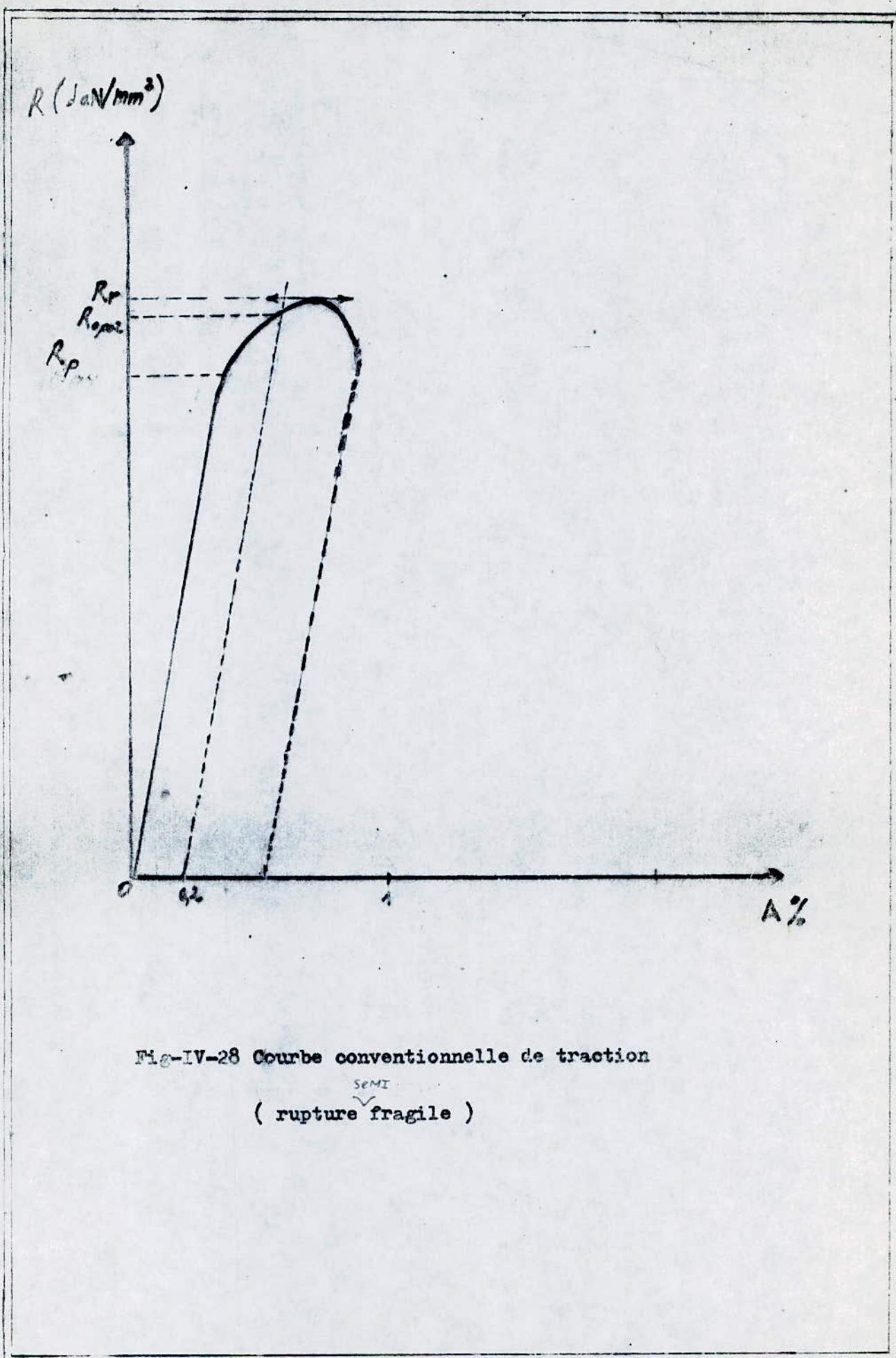


Fig-IV-28 Courbe conventionnelle de traction

( rupture <sup>SEMI</sup> fragile )

---. INTERPRETATION GENERALE .---

L'alliage étant une fonte grise hypereutectique, sa résistance à la traction est relativement faible par rapport à celle d'une fonte hypoeutectique, car la résistance à la traction diminue en fonction de l'équivalent de carbone.

Bien que le Mn, S et le P se trouvent présent dans la fonte, mais ils exercent une faible influence sur la résistance à la traction.

La structure des fontes grises a une incidence tres importante sur leur caractéristiques. Elle dépend, tant des vitesses de solidifications et de refroidissements, donc, en fait, de l'épaisseur de parois des moules.

les épaisseurs de parois des moules en sable croissantes abaissent sensiblement la résistance à la rupture par traction, la dureté et la resiliance, car leur augmentation joue le même rôle que la diminution de la vitesse de refroidissement.

La structure des fontes grises est formée, généralement, d'une matrice métallique et de graphite en lamelles. La structure dont le graphite est uniformément réparti, correspond aux meilleures caractéristiques mécaniques.

La vitesse de refroidissement influe à la fois sur la grosseur du graphite et sur la structure de la matrice.



# Conclusion

---. CONCLUSION .---

Au cours de ce travail, nous avons été amenés à nous familiariser avec des techniques expérimentales diverses, les unes permettant l'élaboration des échantillons, les autres la détermination de leurs caractéristiques micrographiques et mécaniques.

Nous avons remarqué que la composition chimique seule ne suffit pas pour désigner une fonte ayant certaines caractéristiques mécaniques déterminées, car à une composition chimique donnée correspond un large large domaine de caractéristiques. Celles-ci dépendent de la structure, qui résultent non seulement de la composition chimique mais aussi de la technique de fusion et de coulée, de la vitesse de refroidissement de la pièce qui découle de l'épaisseur des parois des moules. En outre, la répartition des éléments de la structure est aussi importante que leurs pourcentages relatifs.



**Bibliographie**

. BIBLIOGRAPHIE .

- [1] F. DURAND et R. HAMAR  
Transfert de chaleur et de masse dans les procédés de solidification  
ECOLE D'ETE CARRY - le ROUET ( FRANCE ) P-103 (Jan 1988)
- [2] J. BRALLIS, G. MEDER  
précis de métallurgie: élaboration, structure, propriétés et Normalisation  
( éd 1988 ) . P-59-63
- [3] A. DESY et JULIEN VIDTS: Métallurgie structurale
- [4] Jean - CLAUDE MARGERIE, Techniques de l'ingénieur  
Propriété des fontes grises ordinaires ( Fontes à graphite lamellaire )  
P-( M380-I ) - (M380-I6)
- [5] PIWOWARSKY - L'importance des processus de solidification eutectique sur  
les propriétés de la fonte .( 1934 )  
BULL, AFF N° III , P- 96 - 105
- [6-I] MICHEL GEIER, Métallurgie de fonderie Tom.I (1976), P- 41-42, P-127-178
- [6-II] Tom.II P- 67-78.
- [7] I. LAKHTINE, Métallurgie et traitement thermiques des métaux (1986)  
P- 167-170.
- [9] LAPLANCHE (H) - NOUVEAUX DIAGRAMMES STRUCTURAUX DES FONTE  
( Metal progress déc 1947 et Juin 1948 )
- [8] Fonderie / AFNOR (1987) . *(recueil de Normalisation Française)*
- [10] W. Weis(W) et (K) ortrs - Essai d'une Méthode de détermination non  
destructive de la résistance des pièce en fonte grise (41<sup>iem</sup> Congrès  
National) de fonderie Liège Juin 1974; Mémoire N° 22.
- [11] Maurice DECROP, Techniques de l'ingénieur  
ELABORATION DES FONTES ( FONTE MALLEABLES). P(M 760-4 ) - (M 760-5),  
P(M760-20).
- [12] G. PACY, M. POMPIDOU " Précis de fonderie" P- 34.
- [13] TECHNIQUES DE L'INGENIEUR. P-( M750-6 ) .
- [14] Précis De FONDERIE P- 40

[15] Manuel des fontes moulées P- 170.

[16] Défauts de fonderie BOUSSARD (1952)



