

وزارة التعليم و البحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

1EX

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT : MINES et METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

Obtention des fontes
FGS 38~15 et FGS 56~5
au Brut de Coulée

Proposé Par :

SNVI~CVI

Etudié par :

M. Azzaz

Dirigé par :

Z. Gsepiga

PROMOTION : janvier ~ 87

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم و البحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT :

PROJET DE FIN D'ETUDES

S U J E T

Proposé Par :

Etudié par :

Dirigé par :

PROMOTION :

Dedicaces

A mes parents

A mes sœurs

A tous ceux qui me sont

Chers. Je dédie ce modeste travail

M. Z. H. Z.

Mohamed

Remerciements.

* * * * *

J'e tiens à remercier tout ceux qui
avec leurs aides ; j'ai pu réaliser ce
memoire et en particulier M^{onsieur} K. ABADLI

* * * * *

Ma reconnaissance et mes remerciements sinceres
aux professeurs qui ont contribues
à ma formation.

* * * * *

Enfin, sans oublier d'exprimer ma
gratitude à tout le personnel du laboratoire
mecanique et de la fonderie de la S.N.V.I
de Kouiba ; en particulier Messieurs
Belkacem et Spâa Khouchi.

S O M M A I R E
=====

-INTRODUCTION

-Chapitre I: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES A GRAPHITE
SPHEROIDAL

- 1.1 ELABORATION
- 1.2 COMPOSITION CHIMIQUE
- 1.3 TRAITEMENT DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL
- 1.4 TECHNIQUE DE TRAITEMENT
- 1.5 MECANISME DE SPHEROIDSATION DU GRAPHITE
- 1.6 STRUCTURE DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL
- 1.7 LES TRAITEMENTS THERMIQUES
- 1.8 CARACTERISTIQUES MECANIKUES DES FONTES G.S
- 1.9 EFFETS DES ELEMENTS D'ADDITION

-Chapitre II. MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

- 2.1 MATERIAUX ETUDIES
- 2.2 TECHNIQUES EXPERIMENTALES
- 2.3 ETUDE DU MATERIAU A L'ETAT BRUT DE COULEE
- 2.4 ETUDE METALLOGRAPHIQUE DES STRUCTURES DE TRAITEMENT
THERMIQUE

- Chapitre III. EFFETS DES ELEMENTS D'ADDITION

- 3.1 EFFETS DU SILICIUM
- 3.2 EFFETS DE L'ETAIN

- Chapitre IV. INTERPRETATIONS DES RESULTATS ET CONCLUSIONS.

Le graphite des fontes grises se présente sous la forme de lamelles ou lentilles appartenant au système cristallin hexagonal. Ces formes cristallines découpent la matrice de la fonte et en réduisant très sensiblement les propriétés mécaniques macroscopiques, particulièrement aux efforts mettant en tension partiellement ou totale le matériau (flexion ou traction); ou le soumettant à des efforts de cisaillement (torsion par exemple).

On sait que; d'autre part, depuis plus d'un siècle, que la fonte obtenue après quelques jours de recuit d'une fonte blanche, présente des propriétés de ductilité (à condition que l'épaisseur ne soit pas trop forte) qui, bien qu'inférieures à celles de l'acier doux moulé, la séparant nettement des autres types de fontes brute de coulée ou n'ayant subi qu'un traitement thermique de détente des contraintes de quelques heures. On distingue sous le nom de " fonte malléable " ce type de matériaux.

Il ~~est~~ était évident pour les chercheurs que s'il était possible d'obtenir par un procédé à trouver, des fontes où le graphite fût aggloméré en nodules ou mieux encore en sphéroïdes par simple coulée en sable, on disposerait ainsi d'une fonte également malléable; quoique brute de coulée.

Ce procédé existe actuellement. La graphitisation en nodules est obtenue par addition dans la poche de coulée d'une certaine quantité d'alliage de magnésium, puis précipitation par " inoculation " de silicium, pour obtenir les sphéroïdes de graphite.

Ainsi ce n'est que depuis une vingtaine d'année que les fondeurs savent réaliser à la coulée, le graphite sous forme sphéroïdal. La production de ces nouvelles fontes; de caractéristiques voisines de celle de l'acier moulé, ne cesse de croître.

L'Objet de ce projet consiste à mieux maîtriser la technique d'élaboration et de régler les structures désirées par addition de certains éléments ~~et~~ en éliminant les traitements thermiques qui sont très coûteux.

Il s'agit d'intégrer cette technique à la fonderie de Rouiba. La connaissance de ce matériau ; et son comportement vis à vis d'addition de certain élément; permettent une bonne maîtrise de ces produits.

Nous avons jugé utile de consacrer un chapitre sur l'étude bibliographique des fontes à graphite sphéroïdal; comportant essentiellement l'effet d'addition de certains éléments.

Dans le 2° chapitre; nous décrivons les matériaux étudiés et les techniques expérimentales.

Le Chapitre III est réservé à l'étude métallographique et l'effet d'addition du silicium et de l'étain sur la structure et les caractéristiques mécaniques.

Enfin le chapitre ~~XXXX~~ IV comporte les interprétations et les conclusions.

CHAP-1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL

Les fontes à graphite sphéroïdal sont des alliages fer carbons-silicium, dans lesquels le carbone graphitique se présente directement, après coullée et refroidissement dans le moule, sous forme de petits sphéroïds compacts assez régulièrement répartis dans une matrice d'acier.

1.1 ELABORATION:

L'élaboration de la fonte à graphite sphéroïdal consiste principalement en un traitement au magnésium, suivi d'une inoculation au ferro-silicium, d'un bain de fonte à l'état liquide, de composition chimique et de pureté bien définies. Il est nécessaire notamment ~~et~~ de ~~mixité~~ désulfurer préalablement le bain si la teneur en est trop élevée (Supérieur 0,04 % par exemple) et de le carburer si le pourcentage en carbone est trop bas (inférieur à 3,4 %).

Pour carburer le bain, en y introduit des grains de graphite (le plus souvent de un à plusieurs millimètres de dimensions) avec éventuellement de ferro-silicium.

Pour désulfurer, on peut utiliser du carbonate de soude ou de la chaux mais certains pisés sont très rapidement attaqués. On préfère généralement recourir au carbure de calcium (0,5 %) et traiter le bain entre 1400 et 1500 C°.

Ces deux traitements peuvent être faits en déposant l'élément en carburant ou désulfurant en surface de bain et en assurant ensuite un brossage. Celui-ci se fait tout naturellement dans les fours à induction à basse fréquence, dans une poche on peut servir d'un courant d'azote, pendant 2 à 5 minutes, à travers d'un tube que l'on plonge dans le bain, ou à travers d'un bouchon poreux situé au fond de la poche, ou encore soumettre cell-ci à des secousses. Dans ces conditions, le rendement des deux opérations est excellent (75 à 95 %) c'est ainsi que la teneur en carbone peut passer de 2,9 à 3,6 % et celle en soufre de 0,10 à 0,03 % ou même beaucoup moins) après la fusion au cubilot acide de charges composées principalement d'acier.

La chute de température peut-être de l'ordre de 100°C (40 à 50°C) (pour un grain de $0,5\%$ de carbone) et le décrassage du bain doit être particulièrement soigné. Le métal étant aux environs de 1370 à 1400°C il est souvent nécessaire d'élever sa température (par exemple au four électrique) avant de procéder au traitement de sphéroïdisation. Parfois l'ajustement de la composition chimique se fait seulement dans le four.

On pourrait concevoir d'assurer directement la désulfuration (quand S supérieur à $0,08\%$) par le magnésium au moment du traitement de sphéroïdisation. Mais la consommation totale de magnésium serait très grande, la teneur en magnésium résiduel aléatoire (ou très élevée) et surtout, les sulfures de magnésium seraient si importants que de nombreux défauts (criques, soufflures, inclusions) apparaîtraient, même après un écrémage soigné du bain.

La diminution de la teneur en manganèse par le chlore ou ses composés est actuellement d'une application délicate en raison du danger d'intoxiaation (ou de pollution atmosphérique). L'augmentation des taux de silicium et de manganèse se fait au moyen de ferro-alliage, sans difficulté et avec un bon rendement.

L'emploi du four électrique est particulièrement recommandé pour l'élaboration de la fonte GS en raison de l'absence de sulfuration, de souplesse de conduite et de la commodité d'emploi. Les fours électriques les plus utilisés, sont les fours à arc et à induction.

1.1.1. FOUR A ARC.

Ils ont une voûte éclipable et un chargement par bennes, les trois électrodes de graphite coulissent verticalement sous l'action du système automatique (électrique ou hydraulique) de réglage des arcs.

Ils sont caractérisés par:

- Production horaire.....6 T
- Capacité.....10 T
- Puissance..... 21 MVA
- Diamètre de la cuve..... 3,505 m
- Epaisseur de tôle..... 25,4 mm
- Hauteur..... 2,413 m

1.1.2 FOUR A INDUCTION:

Son principe de fonctionnement est de transformer l'énergie électrique dans une bobine d'induction en énergie électromagnétique ou les courants induits se transforment en chaleur par effet joule. Le rôle de ce four est le maintien du métal stocké à une température de 1500 °C il est caractérisé par:

- Capacité 13 t
- Puissance 3 MVA
- Diamètre intérieur du cruset..... 1,232 m
- Hauteur 2,100 m

1.2 COMPOSITION CHIMIQUE:

Les fontes à graphite sphéroïdal, sont des fontes potentiellement grises, c'est à dire des alliages qui, sans traitement particulier à la sortie du four de fusion, donneraient à la solidification dans ~~un~~ moule en sable une fonte grise.

La composition des fontes à graphite sphéroïdal est fixée en fonction de:

- La structure désirée
- Les caractéristiques recherchées
- L'épaisseur des moulages.

1.2.1. LE CARBONE :

Cet élément améliore la coulabilité et évite les défauts de trempe et de retassure si sa teneur ne dépasse pas certaines limites. La teneur en carbone a une grande influence sur la vitesse de refroidissement des pièces moulées, c'est la raison pour laquelle on choisit habituellement une teneur en carbone inférieur à 4,3 % (c'est la proportion en poids du carbone correspondant à l'eutectique E du diagramme Fe-C). En effet, les meilleurs résultats (maximum de coulabilité et un minimum de tendance à la retassure) sont obtenus pour la composition eutectique.

1.2.2. LE SILICIUM:

Le silicium est un élément graphitisant qui doit être toujours suffisamment abondant pour éviter des fontes à graphite non sphéroïdal et afin d'éviter d'obtenir, en fin de compte de la fonte truité (c'est à dire de plages blanches).

Il est en général un peu au dessus de la moyenne rencontrée habituellement dans les fontes ordinaires (2,75 % environ). Le tiers du silicium est ajouté en fin de fusion et a un rôle d'inoculation du graphite.

1.2.3 LE MANGANESE:

Le manganèse est un élément carburigène, blanchissant. Il faut donc peu de Mn pour éviter, dans les parties minces du moulage, la formation de fonte truité.

Etant donné la faible teneur en soufre de la fonte à graphite sphéroïdal, le rôle de Mn n'est pas de désulfurer, comme dans la fonte grise lamellaire, mais de dénitrurer car les nitrures de fer, dues à l'azote dissous, perturbent la graphitisation.

Les nitrures sont en effet, des stabilisateurs de carbures. La désulfuration se fait au sulfure de calcium (C a S) pour la fonte G.S ferritique on obtient la teneur en Mn inférieur à 0,2 % pour la fonte G.S perlitique on obtient la teneur en Mn supérieur à 0,4 % un titre en Mn 0,4 % ou supérieur pour faciliter l'obtention d'une matrice perlitique en favorisant la formation de cémentite manganésifère (Fe, Mn)₃C dans la perlite.

1.2.4 LE SOUFRE:

Le magnésium introduit dans la coulée est un désulfurant très actif. S'il est absorbé en totalité par le soufre, il m'en restera plus assez à l'état métallique pour déterminer la sphéroïdisation du graphite: Le but sera manqué. Comme le magnésium est couteux; il y a intérêt à utiliser des charges ayant des faibles teneurs en soufre. Trois procédés peuvent être mis en oeuvre dans ce but.

- Désulfurer la fonte liquide en poche de coulée au carbonate de soude. C'est assez efficace, mais présente l'inconvénient de refroidir le bain et d'attaquer les revêtements acides.

- Dispose d'un four à garnissage basique (dolomie généralement) La magnésie du garnissage réagit avec le soufre et le fait passer en grande partie dans le laitier.

- Ou, enfin, veiller à ce que les fontes de bases soient elles-mêmes pauvres en soufre (utilisation de fonte hématite ou de fonte de carburation).

Le soufre résiduel du moulage est généralement compris en pourcentage entre 0,004 et 0,008.

1.2.5 LE PHOSPHORE:

Le phosphore, sous forme de phosphore métallique, abaisse les propriétés mécaniques du matériau. Il agit en fragilisant les joints de grains et en provoquant une rupture intergranulaire. Alors que le silicium affaiblit au contraire la matrice ferritique en donnant lieu à une rupture transgranulaire.

Le phosphore, en ségrégeant aux joints des grains, peut former des phosphures qui abaissent la résilience.

Afin de conserver une bonne ductilité dynamique (résistance au choc) à la fonte à graphite sphéroïdal qui aussi appelée fonte ductile, on maintient le titre en phosphore aussi bas que possible et dans le cas où la teneur en phosphore inférieur à 0,08 %.

1.2.6 LE MAGNESIUM:

La quantité du magnésium est assez faible malgré que c'est un élément de base pour l'obtention du graphite sphéroïdal.

Sa teneur de 0,03 % à 0,7 % avec la variation de l'épaisseur de moulage. Pour les pièces minces une teneur de 0,03 % peut être suffisante. Pour les pièces épaisses peuvent avoir une teneur de 0,07 % et même 1,0 % mais dans le cas où on désire obtenir une structure ferritique brut de coulée il est nécessaire d'avoir des valeurs très faible. Il est à noter que la température d'ébullition du magnésium est de 1100 °C et que son immersion dans la fonte liquide donne lieu à une vaporisation soudaine du métal, donc la teneur en magnésium résiduel diminue aussi rapidement que la température de la fonte liquide est élevée. D'où la nécessité de prévoir une certaine marge par excès.

En tenant compte bien sûr du temps de coulée. Il convient aussi de noter que le magnésium se trouve dans la fonte sous deux formes; sulfures de magnésium (inclusions néfastes au caractéristique mécanique) et le magnésium dissout seul actif.

Notons que ,après le traitement au magnésium,la teneur en magnésium résiduel diminue, par un phénomène d'évaporation d'autant plus rapide que la température est plus élevée.

On compte habituellement une perte de 0,001 % de Mg par minute pour une fonte traité à 1450 °C,pour une fonte traitée à 1550 °C à 1600°C, on peut rencontrer des pertes doubles ou triples de ce chiffre. D'ou la Nécessité de prévoir une certaine marge par excés,tenant compte du temps de coulée.

Pour une fonte élaborée à partir du matières premières très pure et à bas soufre; le magnésium final pourrait être réduit à une teneur plus basse. Des pièces obtenues dans ces conditions qui sont parfaitement sphéroïdales avec du magnésium résiduels de l'ordre de 0,02 %.

1.2.7 LES IMPURTES NOCIVES:

La présence,même à l'état de traces,de quelques éléments tels que ; le plomb(20ppm);le bismuth(20ppm);l'antimoine(100 ppm);le titane (400 ppm); le tellure, l'arsenic,..etc gêne la sphéroïdisation parfaite du graphite.

Ces impuretés nocives agissent de la manière suivante :

1) ACTION DU PB;BI,TL:

Ce sont du poisons très actifs agissent à très faible dose; ils font baisser le titre en magnésium dans la fonte; on pense qu'il provoquent la formation de composés tels que Pb Mg;Bi Mg.. mais aucune preuve expérimentale n'a pu être donnée

2) ACTION DU Sb,As;Ti

Ces éléments agissent à teneur beaucoup plus élevée que les précédents. Ils réduisent moins le Mg résiduel; et laissent un certain pourcentage de sphéroïdes parfaits dans la fonte!

3) EFFET GENERAL DES POISONS:

Quelques règles générales d'action ont été constater:

‡ Les poisons sont d'autant plus dangereux qu'ils sont plus solubles dans le fer.

* Les poisons sont d'autant plus dangereux que leur masse atomique est plus élevée.

* Le cumul de plusieurs impurités aggrave leurs nocivité propre.

* Le taux d'impurité admissible dans les moulages fins est plus grand que dans les moulages épais.

* Les impurités donnent à la fonte une hérédité perlitique (tendance à la formation de la fonte GS perlitique ou ferrito-perlitique).

Il importe donc d'utiliser des matériaux assez purs que possible dans l'élaboration de la fonte GS ferritique, et de faire des additions d'antipoisons.

- TENEURS MAXIMALES TOLERABLES EN POISONS

Selon une norme de L' (International Nickel) Le taux maximal tolérable des éléments nocifs serait:

Al.	0,050 %
Sb.	0,10 %
As.	0,050 %
Bi.	0,0020 %
Pb.	0,0020 %
Tl.	0,010 %
Ti.	0,070 %

En pratique, plus le moulage est épais, plus la somme des impurités doit être faible.

Ainsi pour un moulage de 100 mm d'épaisseur on doit maintenir:

Ti + Pb + Bi + Sb (Inférieur à 0,02 %.

Les très faibles doses tolérables indiquent que la fonte grise qui sert à l'élaboration de la fonte G.S doit avoir une analyse précise et complète des poisons. On comprend ainsi pourquoi les fonderies modernes disposent d'un laboratoire d'analyse bien équipé.

- REMEDE CONTRE LES POISONS:

L'introduction de ferro-cérium (0,2 à 0,3 % du poids de l'alliage de traitement au Mg) ou de 0,005 % de " Mischmetall " au cérium.

* Soit après le traitement au Mg

* Soit dans l'alliage de sphéroïdisation

* Soit dans les sandwich.

Suffit à neutraliser la plupart des poisons cités.

On pense que ces poisons seraient fixés sous forme de composés intermétalliques au cérium. Cependant le cérium ne constitue pas un remède absolu; car un excès de cet élément provoque la formation de graphite déchiqueté.

Il semble donc toujours plus sûr de partir d'un lit de fusion très pur et de limiter les additions de cérium.

En résumé; la composition chimique des fontes à graphite sphéroïdal non alliées (~~comprend~~) correspond généralement à des pourcentages compris dans les plages suivantes:

C Total.....	3,4 à 4,0 %	P inférieur à	0,10 %
Si.....	2,0 à 3,0 %	S inférieur à	0,02 %
Mn.....	0,10 à 0,80 %	Mg.....	0,02 à 0,10 %

1.3 TRAITEMENT DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL.

Dés 1948, les chercheurs américains se sont aperçus qu'en traitant au magnésium une fonte potentiellement grise dans la poche de coulée; on obtenait dans les mêmes conditions de moulage, une fonte blanche ou une fonte grise à graphite sphéroïdal, selon le taux de magnésium utilisé .

Ce résultat est dû à ce que le Mg accroît fortement la surfusion du liquide et provoque le passage du système stable à graphite au système métastable à cémentite.

Pour obtenir; cependant une fonte grise ; c'est à dire à graphite; il faut simultanément ou juste après le traitement au Mg; faire une addition de Fe Si inoculant et graphitisant.

En conclusion; l'obtention d'une fonte G.S ;nécessite sur une fonte potentiellement grise, deux opérations:

- * Une addition d'inoculant de graphite; un ferrosilicium.
- * Une addition de sphéroïdisation du graphite; un alliage au magnésium; qui crée la surfusion du liquide.

L'addition de magnésium métallique pur dans du fer en fusion est une opération dangereuse; si aucune précaution n'est prise. La température d'ébullition du magnésium est de 1100 °C, son immersion dans la fonte liquide, en poche donne donc lieu à une vaporisation soudaine du métal, et par suite projection de fonte liquide.

Pour contourner cet inconvénient, actuellement on utilise les alliages suivants:

1.3.1 ALLIAGES FER-SILICIUM-MAGNESIUM.

Ce sont les plus utilisés actuellement; car:

- Ils sont moins onéreux que d'autres.
- Ils peuvent être utilisés aussi bien à l'élaboration de la fonte G.S. ferritique que la fonte G.S perlitique.
- A faible pourcentage de Mg ;ils donnent des réactions plus calmes.

1.3.2 ALLIAGES NICKEL-MAGNESIUM.

Ce sont les plus anciens. Alliages à forte densité(6 kg /dm³)ils plongent facilement dans la fonte liquide. On les réserve à l'élaboration de la fonte G.S perlitique parceque le Nickel confère à la fonte une héridité perlitique.Ils sont à prescrire pour la fonte G.S ferritique.

1.3.3 ALLIAGES NICKEL-SILICIUM-MAGNESIUM.

On retrouve la; dans le même alliage;les actions combinées sphéroïdisante du Mg et inoculante du Si. Le rendement de ce type d'alliage est moins bon que le précédent.

1.3.4 ALLIAGE MAGNESIUM-FER-CALCIUM-SILICIUM.

Cet alliage;dénomé CALSIMAG donne d'excellents résultats pour l'obtention de fontes ferritiques ou perléto-ferritiques.

1.3.5 DES FONTES A 1 % DE Mg:

Selon une autre technique utilisée parfois,le magnésium est introduit sous forme de fonte mère au Mg.

1.4- TECHNIQUE DE TRAITEMENT

Un certain nombre de méthodes ont été étudiées et à l'heure actuelle la méthode sandwich semble très utilisée;

Cette méthode est très récente; et à cause de sa simplicité et du bon rendement en magnésium, prend actuellement une très large extension; Cette technique consiste à utiliser une poche de coulée de forme spécial(Figure. 1.5) ; profonde et présentant une réduction de section vers le fond. La hauteur est h et supérieur ou égal à $2d$. La hauteur de fonte conserve une garde importante $g = \frac{1}{3} h$ pour éviter les projection.

La poche étant protégée convenablement; on introduit dans la section réduite un " sandwich " des additions sphéroïdisantes et inoculantes. Ce sandwich est recouvert très souvent de tôles minces (2 à 3 mm) de façon à retarder le contact entre la fonte et les alliages de traitement.

Le sandwich est constitué de trois couches, en partant du fond de la poche on distingue;

COUCHE 1: Ferro-silicium- magnésium- calcium-cerium.

De composition: Si: 47,5 % ; Mg 3 à 6 %; Ca: 3 %; Ce: 0,3 %

Son rôle est triple:

*Nodulisant sphéroïdisant pour le Mg;

* inoculant graphitisant pour le Si.

* Désulfurant pour le Ca et Ce; antipoison pour le Ce.

Cette couche qui contient le Mg; est placée au fond de la poche éviter son oxydation trop rapide lors de la coulée du liquide dans la poche.

- COUCHE 2: Ferro-silicium-baryum- aluminium.

De composition : Si:60-65%;Ba:9-10 %;Ca:1 % ;Al:0,5-0,6%

son rôle est:-Inoculant graphitisant pour la Si

-Désoxydant pour Al et Si;

-Inoculant-sphéroïdisant et ferritisant pour le Ba.

COUCHE 3: Ferro-Silicium-Aluminium.

Il a le même rôle que la deuxième couche avec prédominance de l'effet de désouxydation de la fonte liquide.

Généralement les couches 1 et 2 sont parfois mélangées ~~en~~ une seule.

1-5 : MECANISME DE LA CRISTALLISATION DU GRAPHITE SPHEROÏDAL

Les germes de graphite sphéroïdal prennent naissance dans le liquide eutectique sursaturé en carbone.

On en a pour preuve les phénomènes courants de flottation des sphéroïdes à la partie supérieure des moulages massifs; et la sensibilité des sphéroïdes aux effets de la centrifugation dans les ~~fontes~~ fontes G.S centrifugées.

Les germes de graphite sont immédiatement enrobés d'austénite; ainsi; parallèlement à la germination des sphéroïdes de graphite entourés d'une gaine d'austénite, s'établit toujours dans le liquide une solidification dendritique.

L'origine des germes du sphéroïdes de graphite est interprété de plusieurs façons.

Selon MORROGH et WILLIAMS.

Les germes seraient des particules hétérogènes d'oxydes, de carbures, de sulfures cristallisent en épitaxie avec le système du graphite.

Par contre d'après la théorie du C T I F :

Les germes des sphéroïdes se formeraient, après l'inoculation au ferro-silicium, des cristaux transitoires de carbure de silicium (C.Si) dans des zones riches (17 à 22 % de Si) en silicium de la fonte liquide.

Les plaquettes de carbures de Si, par suite de leur dilution par le fer (très abondant de la matrice) se décomposent pour donner:

- Des cristaux des silicures (ex: Fe.Si.)
- Des germes de graphite sphéroïdal.

Selon cette même théorie; le développement sphéroïdal au lamellaire des germes de graphite dépend de deux facteurs:

- La vitesse de cristallisation du graphite V_c
- La vitesse d'apport des atomes de carbone V_a par diffusion à travers la gaine d'austenite.

Si V_a est inférieure à V_c : L'apport d'atomes de carbone devient symétrique dans toutes les directions, c'est à dire indépendant des éléments de symétrie de la maille hexagonale du graphite.

Ainsi tout élément qui diminue V_a , c'est à dire réduit la diffusion du carbone à travers la gaine d'austénite favorise la formation de graphite sphéroïdal.

Si V_a est supérieure à V_c ; c'est à dire si la vitesse d'apport du carbone est grande; la forme du graphite est déterminée par V_c ; c'est à dire par les éléments de symétrie du réseau du graphite.

Or V_c est plus grand dans le plan de base hexagonal que perpendiculairement au plan de base du prisme droit . D'où un développement rapide des plans de base sous forme de feuillets parallèles, et une forme lamellaire du graphite.

1.6 STRUCTURE DES FONTES A GRAPHITE SPHEROÏDAL.

L'examen micrographique d'une fonte à graphite sphéroïdal révèle des sphéroïdes plus ou moins parfaits généralement de quelques centièmes de millimètre de diamètre dans leur plus grande section de coupe; inserés dans une matrice de ferrite ou de perlite ou encore de ces des constituants réunis en proportion variable.

Comme les aciers, les fontes à graphite sphéroïdale peuvent être obtenues en structures métalliques particulières, de l'austénite à la martensite.

Pour réaliser les caractéristique exigées de la fonte à graphite sphéroïdal il faut pouvoir obtenir une structure déterminée: (Fig 1.4)

- * Allogement- Ductilité-résistance-aux chocs: Structure ferritique.
- * Résistance à la traction- résistance à l'usure: Structure perlitique.
- * Compromis entre résistance statitique élevé et ductilité:
Structure ferrito-perlitique.

1.7 LES TRAITEMENTS THERMIQUES.

Bien qu'un nombre de plus en plus grand de nuances puisse être réalisé sans recourir aux traitements thermique, ceux-ci sont indispensables dans de nombreux cas; relatifs soit au type de fonte choisi, soit à la forme et aux dimensions de la pièce à fabriquer.

Les fontes à graphite sphéroïdal sont particulièrement aptes à recevoir des traitements thermiques; qu'ils s'agisse d'un adoucissement par ferritisation plus ou moins poussée entraînant une ductilité et une résilience élevée en même temps qu'une excellente usinabilité, ou au contraire, d'un durcissement par trempe et revenu, qui donne des caractéristiques mécaniques, notamment des duretés réglables à volonté.

En effet, contrairement aux aciers, les multiples réservoirs que sont les sphéroïdes de graphite donnent ou reçoivent facilement et à volonté l'élément essentiel des traitements thermiques, le carbone. En outre, ces fontes encaissent assez bien les déformations résultant des transformations structurales et des dilatations.

On retiendra quatre traitements principaux; La ferritisation; la normalisation; la trempe et le revenu; la relaxation des contraintes.

1.8.1: FERRITISATION:

Ce traitement consiste à décomposer, outre les carbures libres éventuels, la perlite en ferrite et graphite; celui-ci se dépose sur les sphéroïdes existants.

Les modalités de ce traitement varient légèrement, notamment le temps de maintien à température et les processus de refroidissement, suivant la structure de départ (présence de carbures libres; pourcentage de perlite) et les degrés de ductilité ou d'usinabilité recherchés.

Le chauffage peut se faire à une température inférieure (730 à 760 °C) ou supérieure (850 à 875 °C) (900 à 930 °C dans le cas de carbures libres) à celle du début d'austénisation. Le temps de maintien varie de une à plusieurs heures et la vitesse de refroidissement de 20 à 40 °C/h jusqu'à 550 °C. En dessous de cette température, et jusqu'à 300 °C, afin d'éviter une certaine fragilisation, la vitesse de refroidissement est très grande (air soufflé, par exemple) ou très faible (moins de 20 °C/h, par exemple). Les duretés peuvent ainsi passer de 250 à 150 BRINELL et les allongements augmenter de 6 % à plus de 15 %, mais la résistance à la traction peut baisser de 60 ou 70 à 40 ou 45 dan/mm².

1.8.2. ⁰NORMALISATIN:

Ce traitement consiste à tremper à l'air, afin d'obtenir une structure essentiellement perlitique qui donne des caractéristiques mécaniques élevées et une amélioration de la résistance à l'usure par frottement. Après chauffage entre 830 et 890 °C, la vitesse de refroidissement de la pièces est judicieusement choisie (généralement à l'air ambiant ou éventuellement soufflé) pour que l'austenite se transforme en perlite (la résistance à la traction peut ainsi passer de 50 à plus de 70 dan par mm² et la dureté de 200 à 230 à plus de 260 BRINELL).

Dans le cas où la présence de carbures libres; un maintien préalable d'une à deux heures vers 930 °C est souvent nécessaire. Un réchauffage ultérieur vers 550 °C permet une atténuation des contraintes internes et vers 700°C, un certain adoucissement de la structure.

1.8.3. TREMPE ET REVENU:

On peut augmenter la dureté d'une fonte à graphite sphéroïdal par un traitement de trempe qui consiste en un chauffage à 875 °C pendant 30-60 minutes suivi d'un refroidissement brutal par trempe à l'huile, on obtient alors une structure grise martensitique avec une dureté pouvant atteindre 350 à 500 BRINELL .

Un revenu à basse température (400°C) permet de diminuer les contraintes dues à la trempe et de régler la dureté.

Avec un revenu plus poussé (500°C), on réalise une structure intermédiaire entre martensite et perlite (= sorbite) plus douce et moins fragile qu'après trempe .

1.8.4 RELAXATIONS DES CONTRAINTES .

L'anisothermie dans les pièces; soit à la solidification soit au cours des traitements thermiques, se traduit par des différences de dilatation, donc des contraintes qui, dans certains cas, peuvent provoquer des ruptures en service, d'où l'utilité de pratiquer un traitement de relaxation qui tend à éliminer les tensions internes en produisant un certain effet de fluage des zones sous contraintes .

Le cycle thermique peut alors être le suivant, Chauffage jusqu'à 550 à 600 °C maintien de 2 à 5 heures puis un refroidissement lent .

1.9 CARACTERISTIQUES MECANQUES DES FONTES G.S.

Les caractéristiques mécaniques de la fonte ordinaire sont limitées par la présence des lamelles de graphite qui jouent le rôle d'entailles dans la matrice. La forme sphéroïdale du graphite est un remède efficace à cette infériorité. La résistance des fontes à graphite sphéroïdal est comparable à celle des aciers. (Fig 1.5)

Les caractéristiques mécaniques obtenues dépendent évidemment de la bonne sphéroïdation du graphite.

Les caractéristiques de résistance et l'allongement sont voisines à celle de l'acier; alors qu'une forme imparfaite du graphite, comportent des lamelles et pseudo-lamelles (sphéroïdes dégénérés ou lamelles courtes et épaisses) donne des résultats intermédiaires avec ceux de la fonte ordinaire, et notamment de faibles allongements. La structure réalisée joue aussi un rôle déterminant.

Les caractéristiques peuvent varier de.

- résistance à la traction: 40 à 55 kg/mm² pour structure Ferritique
- Allongement à la traction : 24 à 15 % pour structure ferritique
- résistance à la traction: 60 à 90 kg/mm² pour structure perlitique
- Allongement : 3 à 8 % pour structure perlitique

En passant par des valeurs intermédiaires, pour les structures ferrito-perlitiques.

TABLÉAU : CARACTERISTIQUES MECANIKUES DES FONTES G.S.

TYPE	Ra Dan/mm ²	Re Dan/mm ²	Résistance à la compression Dan/mm ²	A %	HB	Résistance aux chocs	Propriétés particulière	Type d'appli- cation
Ferritique	38 - 55	26 - 42	75- 100	10-25	140-220	1,5-3	ductilité-Résist- -ance aux chocs	Automobile Machine agricole
Ferrito- perlitique	52- 65	38- 52	90-115	4-10	190-240	0,8 - 1,6	Caractéristique Mécanique Elevées	Mécanique Batis Machines-Outils.
Perlitique	58-80	40-60	200-130	1 - 5	230-310	0,4-1,2	Haute Résistance	Velbrequin Engrenages. Tambour Freins

1.10 EFFETS DES ELEMENTS D'ADDITION

1.10.1 ACTION DU SILICIUM

Le silicium et le carbone sont les seuls éléments (le silicium étant de loin le plus fort) qui aident à former une structure brute de coulée sans cémentite. Les limites supérieures sont celle de la solubilité du carbone dans la fonte G.S. liquide et éventuellement la fragilité accrue et la conductibilité thermique diminuée avec une teneur en silicium accrue.

Ayant fixé le carbone équivalent, il faut considérer le rapport C-Si. Ce rapport doit prendre en considération les effets du silicium sur les propriétés. En plus d'être un graphitisant et d'affirmer la distribution du graphite, le silicium est l'élément le plus puissant dans l'augmentation de la résistance et jusqu'à 4 % de la ductilité comme le montre la figure 1.8.

Le silicium se met en solution dans la ferrite, en provoquant l'augmentation de la dureté de celle-ci comme le montre la figure 1.6.

Les effets possibles nuisibles d'une augmentation de teneur en silicium sont:

a) diminution de l'énergie à l'essai de résilience.

(Voir figure 1.7)

b) Augmentation de la température de transitions et diminution de la conductivité thermique.

(Voir figure 1.9)

- L'ANALYSE VISEE POUR L'OBTENTION D'UNE FONTE G.S A MATRICE FERRITIQUE (Type FGS 40-12) au brut de coulée est la suivante .

- a) Dans le four en verse environ:

- * 0,5 % de ferro-silicium à 65 % de Si
- * 2,5 % de graphite exempt de soufre
- * 50 % de tôles d'acier extra-doux en paquets
- * 43 % de retour de fonte GS ferritique

Remarque: La charge ne contient pas de cuivre ni d'étain qui sont des agents de perlitisation de la matrice.

-b) Après fusion on verse le bain dans une poche de coulée contenant au fond un sandwich: 1 à 2 % de ferro-Si Mg Ca Ce

0,5 à 1 % de ferro Si Ba Al Ca
appelé " INOBAR "

0,5 % de ferro-silicium à 65 % de Si

-c) Dans le moule on ajoute parfois des morceaux de ferro-Si Ca Al Mg Ce

-d) L'analyse visée de la fonte GS à matrice ferritique est la suivante:

C %	Si %	Mn %	S %	P %
3,65	3,10	≤ 0,20	≤ 0,013	≤ 0,02
à	à			
3,75	3,20			

1.10.2 ACTION DE L'ETAIN ET DU CUIVRE.

* Une recherche française [2] énumère huit éléments qui produisent de la perlite avec les facteurs de puissance correspondants; ce sont par ordre décroissant.

<u>ELEMENT</u>	<u>EFFET</u>	<u>RELATIF</u>	<u>PERLITISANT</u>
Sn	!	39,00	
Mo	!	7,90	
P	!	5,60	
Cu	!	4,90	
Ti	!	4,40	
Mn	!	0,44	
Ni et Cr!		0,37	

Parmi ceux-ci nous conseillons définitivement P;Ti;Mn et Cr; Mo et Ni sont chers. Mo provoque la formation des carbures aux joints des cellules.

* Une étude belge [3] a prouvé que le Mn est moins bon perlitisant que le cuivre. Dans les conditions de l'essai, il faut un taux de 0,82 % de Cu pour produire une structure totalement perlitique alors qu'il faut 1,74 % de Mn pour obtenir le même résultat.

* Une recherche au U.S.A. [3] rapporte l'effet perlitisant composé de Cu et Sn; pour une composition chimique de base de carbone de 3,8 % ; Si : 2,40 % ; Mn:0,27 % ; La fonte traitée par Mg FeSi; avec un cérium résiduel de 0,01 % a été coulée en KEEL-BLOCKS de 25 mm.

Les résultats brièvement résumés sont:

a) Les combinaisons Cu/Sn ci-dessous entraînent une fonte entièrement perlitique.

Cu (%)	!	Sn (%)
1,5	!	0
1,0	!	0,03
0,5	!	0,07
0,25	!	0,15
0	!	0,24

- b) Dans les limites de concentration ci-dessus; l'étain seul donne du graphite lamellaire intercellulaire en aussi faible quantité que 0,07 %. Pour des teneurs basses en étain, le cuivre semble contribuer à la formation de graphite lamellaire. Par exemple une combinaison 1,0 % de Cu ; 0,03 % de Sn donne déjà quelque graphite lamellaire aux joint de grain, par contre le cuivre agit de façon totalement différente pour les taux élevés de Sn. Une fonte sans cuivre à 0,25 % d'étain contient de grandes quantités de lamelles. Avec 1,5 % de Cu ajouté ; les lamelles disparaissent.
- c) L'effet perlitisant des deux éléments est additionnel; l'effet de l'étain étant environ dix fois plus fort que celui du cuivre.
- d) La dureté, les résistances à la rupture et à la limite élastique; croissent quand l'étain augmente jusqu'à 0,07 %. Avec le cuivre l'effet est moins prononcé et à partir de 1 % de Cu, l'effet est négligeable. L'allogement décroît naturellement avec le cuivre et l'étain jusqu'à environ 2 % en présence de: 1,5 % Cu et 0,25 % de Sn.

Le cuivre et l'étain sont les plus efficaces et les plus économiques comme perlitisants. Côté efficacité l'étain est favorable, mais sa teneur doit être limitée à 0,05 % par crainte du graphite lamellaire au joints de grains et autres inclusions. On peut ; par contre, allier le cuivre jusqu'à 2 % ce qui est la limite de solubilité liquide. Cette dernière peut être augmentée par alliage avec le NICKEL simultanément, mais ceci est cher et rarement nécessaire.

Quelques uns des éléments fortement influents sur la forme du graphite ; dont l'arsenic et l'antimoine sont aussi de forts perlitisants il faut les considérer avec prudence.

I.10.3. ACTION DU NICKEL.

- C'est un élément stabilisateur de l'auténite.
- Il n'agit pas sur la sphéroidisation.
- il diminue la fragilité de la ferrite.
- Il est ajouté parfois pour obtenir des fontes G.S alliées au NICKEL, à haute caractéristiques mécaniques.
- Le Ni communique une hérédité perlitique à la matrice il sera donc à éviter dans l'élaboration de la fonte G.S. ferritique, il affine particulièrement la perlite, ce qui accroît la résistance de l'alliage
- C'est un meilleur graphitisant que le cuivre, aussi en ~~ajouté~~ *ajoute-t-on* dans les fontes grises.

I.10.4 ACTION DU CHROME

Cet élément favorise la trempe primaire, sa présence en trop grandes quantités peut donc avoir pour effet de blanchir les parties minces du moulage, d'où les irrégularités d'usinage et de la fragilité.

Il favorise aussi la formation de bainite supérieure au lieu de bainite inférieure, ce qui est une cause de fragilité dans le domaine de microstructures intermédiaires. On peut compenser cet effet défavorable par un accroissement de la teneur en silicium et NICKEL.

Ces additions coûteuses ne sont justifiées que si l'on désire obtenir pour une loi déterminée de refroidissement en moule, des structures déterminées (sorbite, martensite, bainite).

I.10.5 ACTION DU MOLYBDENE:

Il est utilisé par son action retardatrice très efficace sur les vitesses de transformation de la fonte au cours de son refroidissement. Si l'on ne désire pas une structure à haute résistance mécanique, c'est à dire si l'on recherche surtout la ductilité, il convient de maintenir la teneur à un pourcentage bas.

L'analyse visée pour l'obtention d'une fonte GS à matrice ferrito-perlitique (Type FGS 50-7) et la suivante:

a) Dans le four on verse environ:

- * 0,3 % de cuivre en morceaux
- * 0,5 % de ferro-silicium à 65 % de Si
- * 2,5 % de graphite sans soufre
- * 50 % de paquets d'acier doux
- 45 % de retours de fonte ferrito-perlitique

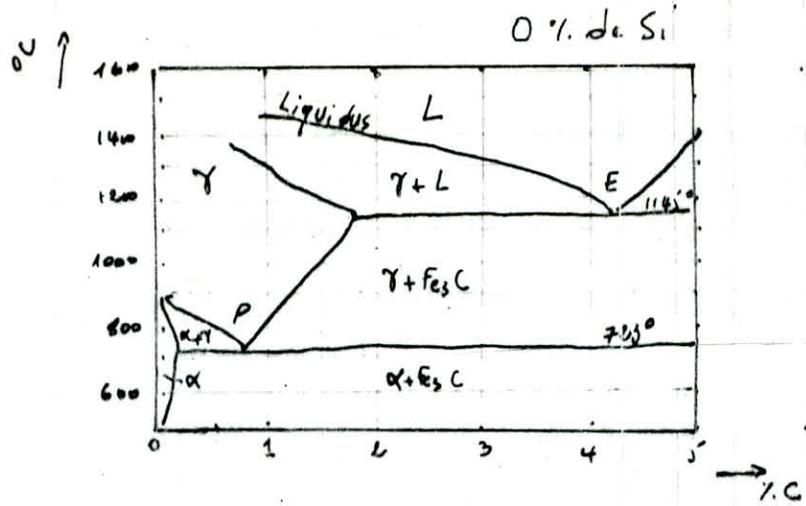
b) Après fusion on verse le bain dans une poche de coulée contenant au fond un sandwich formé de:

- 1 à 2 % de ferro Si Mg Ca Ce
- 0,5 % à 1 % de ferro Si Ba Al (INOBAR)
- 0,5 % de ferro-silicium à 75 % de Si

La poche est alors décrassée superficiellement en y jetant 0,5 % de Slax et en écrémant.

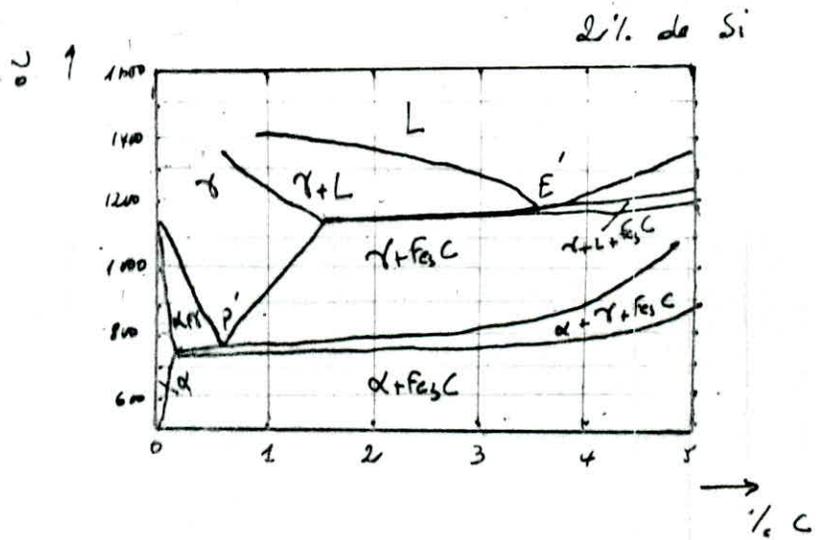
c) L'analyse visée de la fonte GS ferrito-perlitique est la suivante:

C %	Si %	Mn %	Cu %	S %	P %
3,75	3,10	< 0,30	0,50	< 0,015	< 0,02
à	à				
3,85	3,20				



E: Point eutectique

P: Point eutectoïde



E': section de la vallée eutectique

P': section de la vallée eutectoïde

Fig 1.1 : Influence Du Silicium Sur le diagramme Fe-C

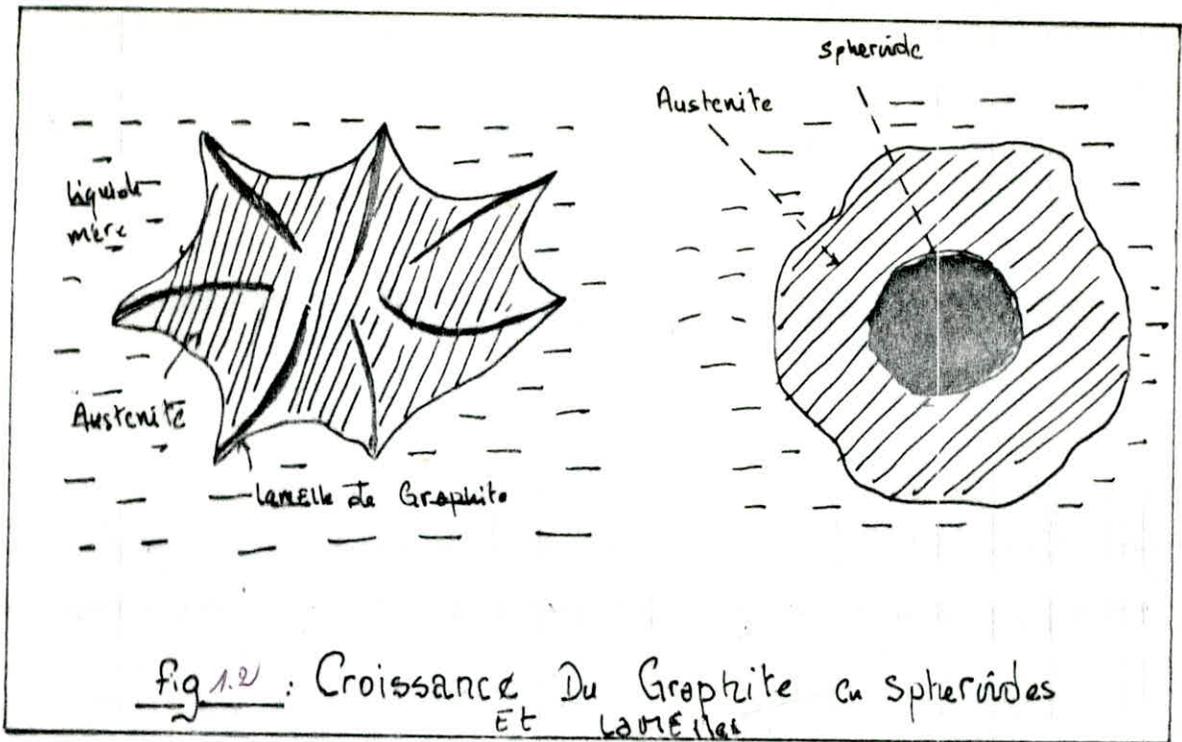
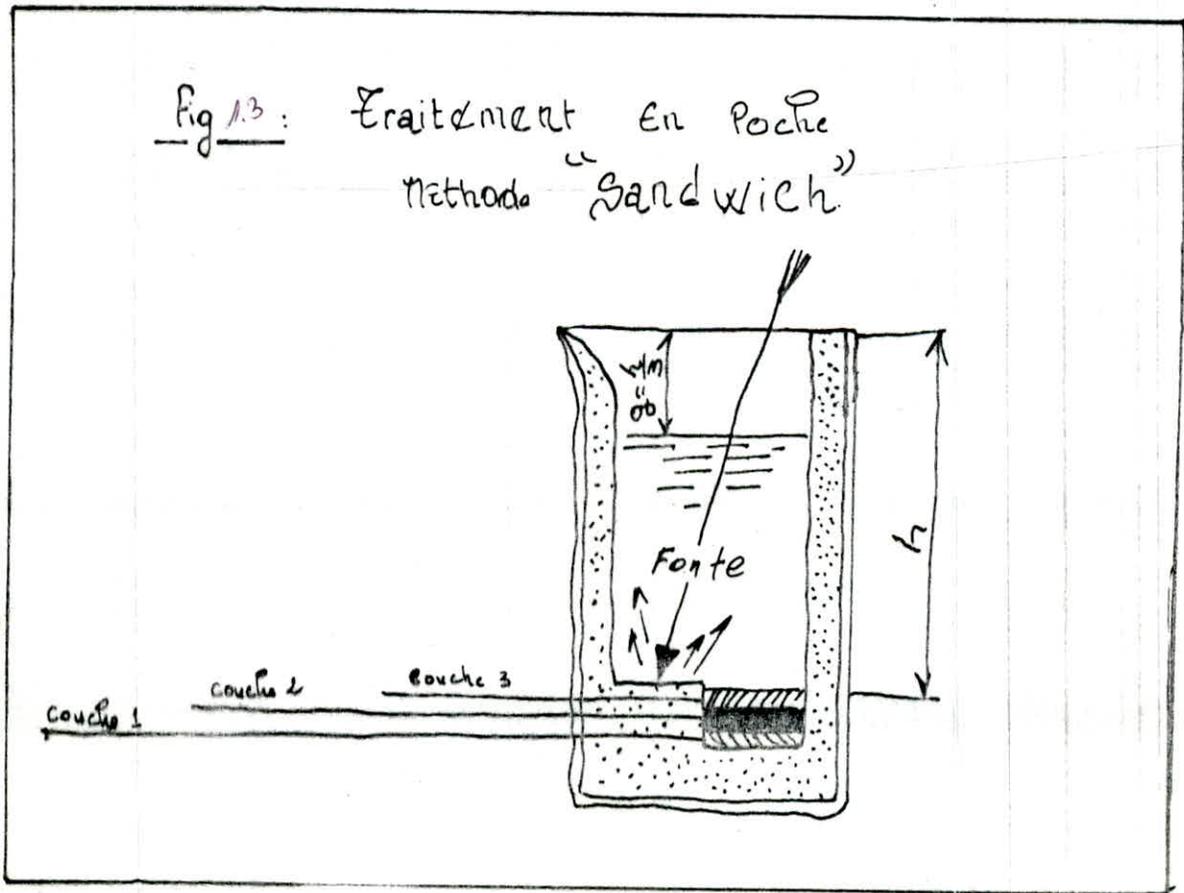


Fig 1.2 : Croissance Du Graphite en spherules ET lamelles

Fig 1.3 : Traitement en Poche methode "Sandwich"



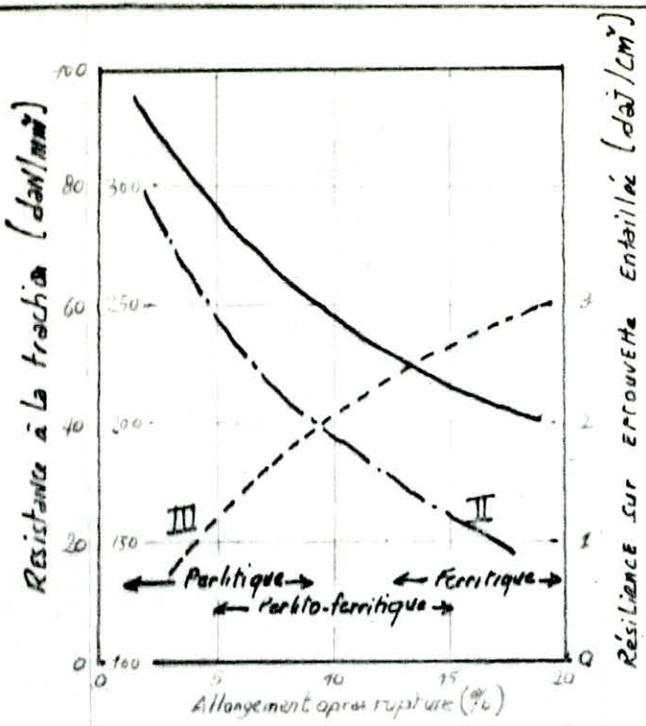


Fig 1.4: Courbes moyennes des principales propriétés mécaniques des fontes G.S en fonction des allongements après rupture

I: Résistance à la traction II: Dureté
 III: résilience

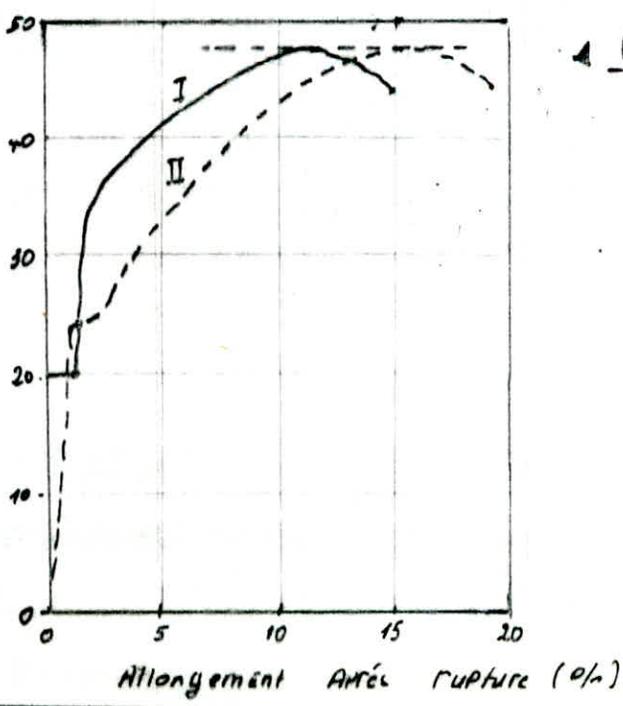


Fig 1.5: Relation Contrainte-allongement à l'essai de traction jusqu'à rupture entre une fonte G.S et acier ayant même valeur de résistance à la traction

I. fonte G.S
 II. Acier

Fig. 6: Effet du Si sur la dureté des fontes G.S. brutes de coulée et recuits valable pour des pièces épaisseurs de 25 mm

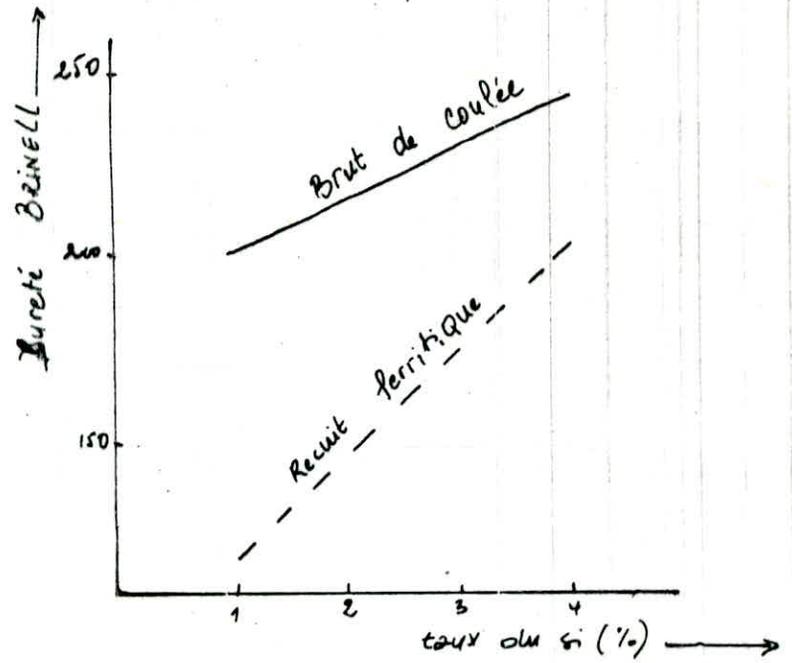
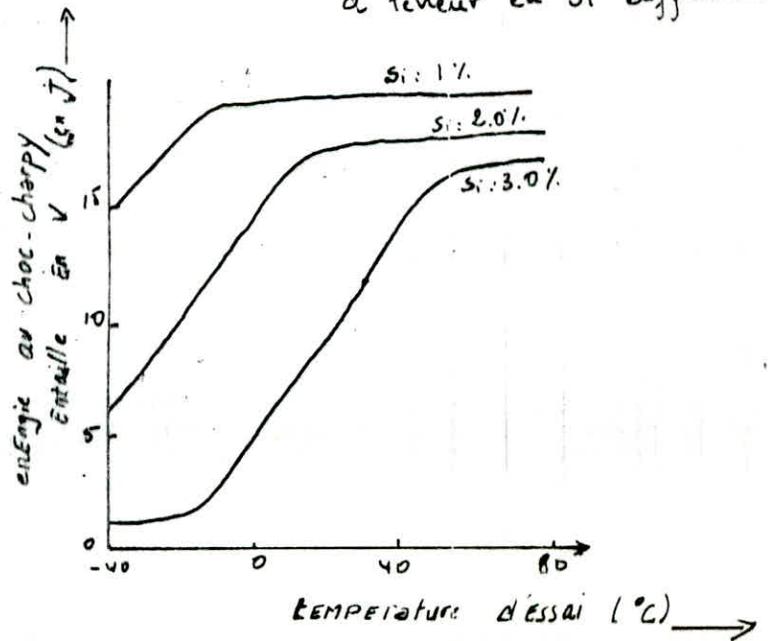


Fig. 7: Energie de resilience à différentes températures pour 3 f.G.S ferritiques à teneur en Si différentes.



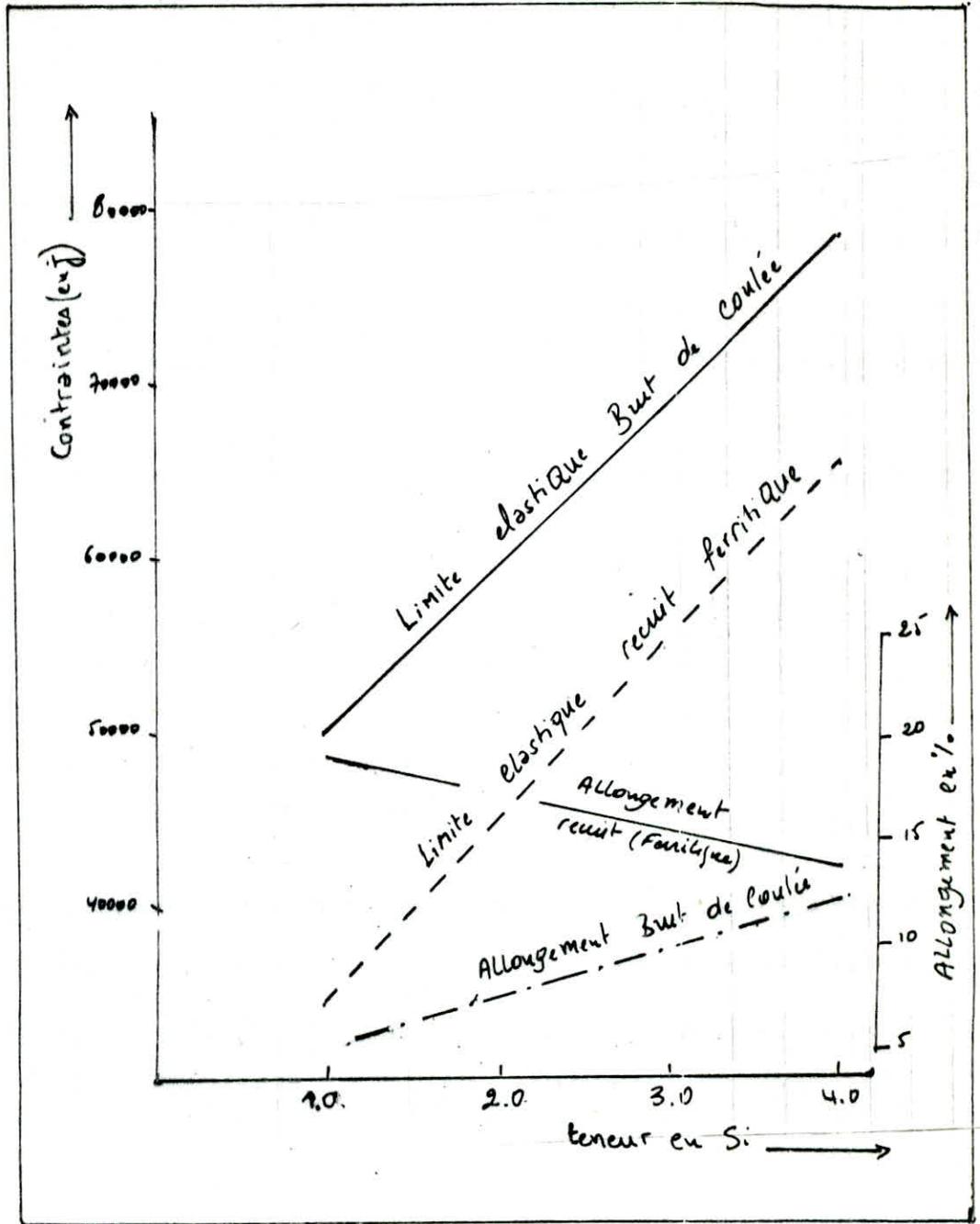


Fig. 1.8 : Effet du silicium sur la limite élastique et l'allongement de fontes G.S brutes de coulée et recuits (valeurs pour des pièces de 25 mm d'épaisseur)

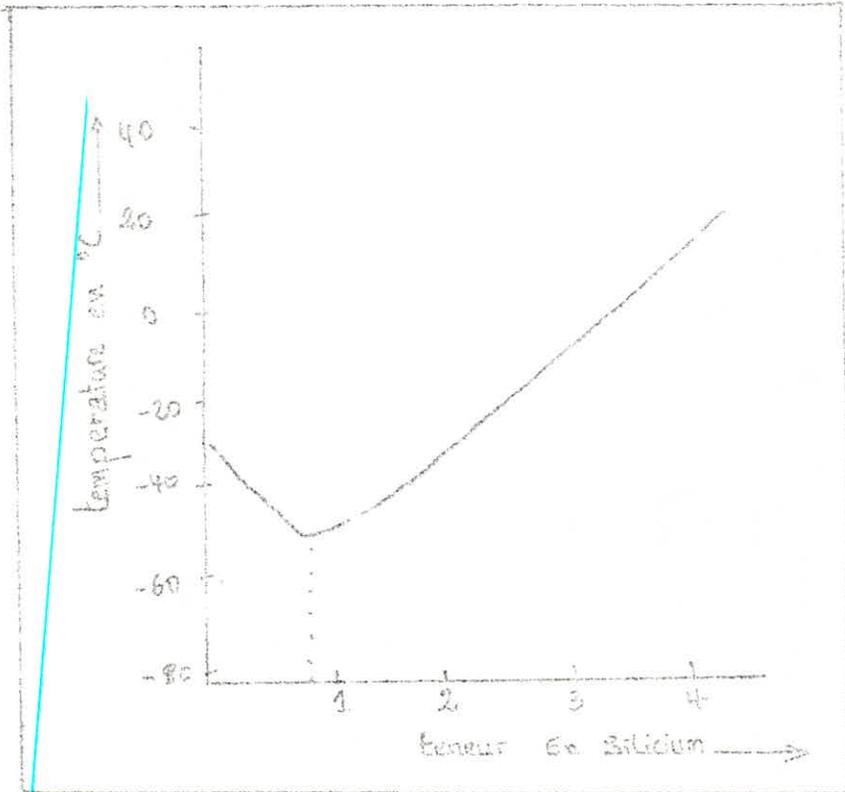


Fig. 9 : Effet du Silicium sur la température de transition

CHAP. II. MATERIAUX ETUDIÉS ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES.

II.1 MATERIAUX ETUDIÉS:

II.1.1 ELABORATION DE LA FONTE G.S.

On distingue les étapes suivantes.

- a) Préparation des matières premières (ferrailles + additions)
- b) pesage avec précision et transfert de ces matières vers les fours de fusion (four à arc).
- c) Après fusion on fait transférer la charge fusionnée vers des fours de maintien (four à induction).
- d) Analyse d'un prélèvement.
- e) Addition dans la poche de coulée ou de fin de fusion.
- f) Transport des poches de coulée vers la chaîne de moulage.

a) PREPARATION DU LIT DE MATIERES PREMIERES A FUSIONNER.

- * Au parc de ferrailles ou sont classés par type et analyse chimique:
 - Les retours de fonderie; constitués par des pièces rebutés, de masselottes; des jets de coulée.
 - Des tôles en vrac d'acier.

- * Au parc des matières d'addition: ou sont stockées en sac ou futs tous les additions susceptibles d'être opérées à la fusion ou en poche de coulée. Parmi lesquelles:
 - Les ferros-Alliages
 - Le graphite
 - La silice.

Les charges sont pesées avec précision et sont versées dans le four de fusion(Four à arc)

La composition de ces charges est la suivantes

- 20 % de la fonte neuve(F1 SOREL)
- 65 % De retour de fonderie
- 15 % d'acier.

b) FUSION DES CHARGES.

Les charges versées dans le four à arc sont introduits dans un bain résiduel de la précédente coulée; le creuset du four n'est en effet jamais complètement vidé; lorsqu'on réalise une " compagne "; de la sorte on :

- Assure une production plus homogène.
- Evite les chocs thermiques et mécaniques. sur le revêtement réfractaire du creuset.
- Utilise l'inertie thermique du four ce qui diminue les temps de fusion.

Après fusion, on verse le bain dans une poche de transfert dans laquelle on fait un traitement de décrassage, car il est nécessaire de décrasser le bain du laitier formé à la surface de la poche de coulée; puisque ce laitier contient la plus part du temps des impuretés; pour cela on jette à la surface du bain:

- * Du slax(Silice)de manière à agglomérer les crasses;lorsque le garnissage du four ou de la poche est acide(c'est à dire en brique de silice).
- * De la chaux CaO lorsque le garnissage est basique(c'est à dire de briques de dolomies:CaCO₃,MgCO₃).

La fonte liquide est transférée ensuite au four à induction qui sert pour le maintient; l'ajustement et même la correction si s'est nécessaire; car après fusion le bain d'alliage ne correspond pas exactement à l'analyse visée. Il y a en des pertes au feu estimées approximativement par comparaison avec des coulées précédentes. Pour passer de l'analyse approximative à l'analyse exacte souhaitée il est nécessaire d'opérer quelques additions de fin de fusion.

c) ANALYSE D'ECHANTILLON:

L'Alliage obtenu est coulé dans un petit moule métallique et refroidi brutalement par trempe à l'eau (pour avoir une structure blanche). On obtient ainsi une petite médaille qui est envoyée au laboratoire pour analyse rapide à l'aide d'un spectromètre à étincelle. Le résultat de cette analyse est comparé à celle souhaitée par le chef de coulée; ce dernier décide de rectifier l'analyse par des additions.

Après ajustement et correction on verse le bain dans une poche de traitement; contenant un mélange de ferro-silicium-magnésium-calcium; et un mélange de ferro-silicium.

En fin cette poche de traitement est conduite vers les chaînes de moulage ou se trouve des poches de coulée dans lesquelles est versée la fonte liquide.

c) Prélevement des échantillons et des éprouvette.

Les éprouvettes peuvent être prélevées sur une pièce; mais pour un contrôle de production; cette méthode est onéreuse et en outre destructive.

D'une façon général, les éprouvettes sont coulées à part (dans un moule "KEEL-BLOC" confectonné avec les mêmes matériaux de moulage) vers la fin de la coulée avec du métal provenant de la même poche destinée à la coulée des pièces.

Après que les échantillons sont refroidis normalement dans le moule ; le dissociage se fait à la main à l'aide d'une masse après déssablage; il faut les ébarber; ils présentent des bavures au joints de moule, et rebuter celle qui présente soit une déformation au refroidissement soit une variation de moule.

d) COMPOSITION CHIMIQUE DE LA NUANCE G.S.C.

C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	Ce
3,70	2,53	0,278	0,008	0,028	0,037	9,060	0,045	0,002	0,025	0,015	0,053	
												4,54
												979

e) SABLE DE FONDERIE.

Le sable est caractérisé par son qualité réfractaire (1700 °C); par sa plasticité et sa perméabilité au gaz (porosité).

A la fonderie de la S.N.V.I.-C.V.I. de ROUIBA on utilise deux sortes de sable:

- Sable de moulage; composé de:
 - * silice 80-82 %
 - * Argile bentonite : 11 à 12 %
 - * Noir minéral: 3 à 4 %
 - * Humidité : 4 %
- Sable cronig (noyautage); composé de:
 - * Silice 95 %
 - * Résine 5 %
 - * Hexaméthylène 10 % de la quantité de résine.

II.1.2 MICROGRAPHIE.

La micrographie a pour but de mettre en évidence les constituants des produits métallurgiques; pour cela on procède à l'examen au microscope par réflexion d'une surface polie et généralement attaquée. L'étude des structures a été réalisé en utilisant un microscope optique de marque ZEISS au laboratoire mécanique de la S.N.V.I. de ROUTBA.

La préparation des échantillons micrographiques a été faite de la manière suivante:

- * **PRELEVEMENT:** Il se pratique à l'aide d'une trançonneuse sous arrosage de lubrifiant afin d'éviter l'échahffement de l'échantillon.
- * **ENROBAGE:** L'échantillon est enrobé à froid.
- * **POLISSAGE:** Cette opération consiste à rendre la surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur.

Le polissage comporte trois phases:

- 1°) Dressage: Il a pour but de réaliser une surface plane d'examen. Il se fait sur meule de carborundum ou d'emri ou à la lime.
- 2°) Degrossiage : Il s'opère à l'aide d'une série de papiers emris de plus en plus fin (180; 320; 600; 1000).
- 3°) Finissage : Il se fait à l'aide d'un feutre, de la pâte diamantée et un lubrifiant approprié.

Un examen microscopique doit précéder l'attaque ; il permet de vérifier le polissage de déceler les inclusions; les fissures; le graphite de la fonte grise;etc.

- * **L'ATTAQUE CHIMIQUE:** Pour révéler les constituants de l'alliage. L'attaque a lieu à la température ambiante. Dans notre cas; l'attaque a été faite avec du Nital ayant la composition suivante:

- Acide Nitrique HNO_35 %
- Alcool CH_3CH_2OH95 %

La durée de l'attaque est de 15 à 20 secondes.

II.1.3. PREPARATION DES EPROUVETTES DE TRACTION ET DE RESILIENCE.

L'usinage des éprouvettes de traction et de résilience sera fait en évitant tout écoulement et tout échauffement et sera terminé par une finition à la main à l'aide des papiers abrasifs 180 et 600.

Leurs formes et leur dimensions sont données par la norme AFNOR.

NF A 32 201	Pour l'éprouvette de traction (Figure: II.1)
NF A 03 156	Pour l'éprouvette de résilience (Figure: II.2)

II.2 TECHNIQUES EXPERIMENTALES.

II.2.1 TRAITEMENTS THERMIQUES.

- FERRITISATION:

L'obtention d'une matrice ferritique (c'est le cas de la fonte F.G.S 38-15) à été réalisé par un chauffage à une température d'austénisation de 875 °C pendant 30 minutes (pour de petits échantillons) à une heure (pour des échantillons de dimension importante) suivit d'un refroidissement très lent (dans le four).

- OBTENTION D'UNE MATRICE FERRITO-PERLITIQUE.

L'obtention d'une matrice ferrito-perlitique à été réalisé par un chauffage à une température d'austénisation de 875 °C pendant 30 minutes à 1 heure ; puis un refroidissement à l'air calme; c'est à dire avec une vitesse de refroidissement plus élevée; la structure obtenue sera une matrice ferrito-perlitique (50 ; 50 %) .

- OBTENTION D'UNE STRUCTURE PERLITIQUE.

En augmentant la vitesse de refroidissement; c'est à dire une refroidissement à l'air agité ; la matrice sera totalement perlitique.

II.2.2 LES ESSAIS MECANIQUES.

- Essais de traction: qui permettent de déterminer.
 - La déformation plastique et élastique.
- Essais de dureté: permettent de déterminer la résistance à la pénétration d'une pièce dure soumise à un effort constant.
- Essais de résilience: permettent de déterminer la résistance au choc.

Les résultats obtenus dans ces différents essais. Qui mettent en oeuvre des techniques particulières.

- * Eprouvettes de forme et dimension bien définies.
- * Appareil conçus spécialement à ces effet, avec des conditions d'emploi bien précisés.

II.2.2.1. ESSAIS DE TRACTION.

Il consiste à mettre une éprouvette de forme et dimension bien déterminer sous un effet continu, sans à coup, est exercé suivant l'axe de cette éprouvette; jusqu'à rupture.

L'essais de traction définit un ensemble de caractéristiques parmi lesquelle nous citons:

- * La résistance à la traction: R_r

$$R_r = \frac{C_r}{S_0}$$
 avec (C_r : Charge maximale supportée par l'éprouvette
 (S_0 : Section initiale.

- * L'allongement après rupture A (%)

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

L_0 : Longueur entre repère avant essais.

L_u : Longueur ultime entre repère en fin d'essai

- * La limite d'élasticité dite de proportionnalité : R_e

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

Avec (C_e : Charge à la limite ((élastique
 (S_0 : Section initiale.

Dans nos expériences on utilise une machine universel de traction de type U5DR ; Cette machine est équipée d'un dispositif mécanique pour l'enregistrement des courbes qui donnent à chaque instant la charge totale C en fonction de l'allongement de l'éprouvette A L

II.2.2.2. ESSAIS DE RESILIENCE.

Ces essais mettent en évidence la tenacité d'un métal difficile à rompre au choc; par opposition à la fragilité qui est la propriété de rupture fragile, avec un peu ou pas de déformation plastique.

Les facteurs peuvent provoquer les ruptures fragile sont:

- Basses températures
- Les vitesses croissantes d'application des charges
- Les efforts anormaux.

Dans les essais de choc; on mesure l'énergie absorbée par la rupture d'une éprouvette entaillée de 10 mm X 10 mm au moyen d'un mouton pendule. Etant donnée qu'une partie importante de l'énergie est absorbée pour déformer l'éprouvette.

Notre essai à été effectué conformément aux dispositions de la norme AFNOR A 03 156 sur une machine de désilience "CHARPY " type N° NC-2701 (figure)

- Poids du pendule.....23,525 kg
- Rayon du centre de gravité.....0,671 m
- Hauteur de chute du centre du gravité.....1,35 m.

La résilience (K) est donnée par la relation:

$$K = \frac{W}{S_0} \quad (D_{aj} / CM^2)$$

(K) Varie inversement avec la fragilité.

II.2.2.3. ESSAIS DE DURETE.

La dureté est la résistance qu'un corps oppose à la pénétration par un autre corps plus dur. Que lui; pour des conditions expérimentales données; la dureté du métal est d'autant plus grande que la pénétration du corps est plus faible.

L'essai consiste à exercer sur un poinçon de forme bien déterminer (Sphérique; Conique, ou Pyramidale). Une force constante pendant un temps donné, après cela; une empreinte de diamètre "d" apparait sur le métal. La dureté est donc évaluée en fonction de la surface ou de la profondeur de l'empreinte laissée par le poinçon.

II.2.2.3.1. METHODE BRINELL:

Une bille en acier extra-dur est enfoncée dans le corps, sous une charge statique en principe constante, et l'on définit la dureté BRINELL par:

$$H = \frac{P}{S}$$

Avec : H = Dureté
P : Charge de l'effort exercée
S : Surface de l'empreinte.

La surface S est assimilée à une calotte sphérique ayant pour rayon celui de la bille:

$$S = \frac{\pi D}{2} \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})$$

Avec : D = diamètre de la bille
d = diamètre de l'empreinte.

II.2.2.3.2. METHODE VICKERS.

La mesure de la dureté par la méthode de VICKERS présente une certaine analogie avec la méthode BRINELL. L'essai consiste à essayer, sous charge constante P, une pyramide de diamant à base carrée dont l'angle au sommet a une valeur de 136°

On mesure la diagonal d de l'empreinte laissé par la pyramide après suppression de la charge.

La dureté VICKERS est définie par:

$$H_v = \frac{P}{S}$$

$$\text{Avec } S = \frac{1}{2} \cdot \frac{d^2}{\sin 136^\circ/2}$$

L'effort appliqué est compris entre 5 et 120 kg, on lui donne généralement les valeurs suivantes: 5, 10, 20, 30, 50, 80 et 120 kg.

II.2.2.4. MICRODURTE.

Le but de la mesure est l'étude des caractéristiques et de la répartition μ des phases des métaux.

Les mesures de microdurtés (durtés à l'échelle microscopique) se font à l'aide d'un microscope métallographique; pour ces essais on applique des charges allant de quelques grammes à quelques dizaines de grammes; Les empreintes correspondantes ont des diamètres de l'ordre de 10 Micron; Soit un centième de millimétr.

Le volume de l'empreinte créée par l'essai de microdurté est à peu près un million de fois plus petit qu'à l'essai de macrodurté.

II.3 ETUDE DU MATERIAU A L'ETAT BRUT DE COULEE.

II.3.1 ETUDE MICROGRAPHIQUE:

L'étude à été faite sur des échantillons tirées de barreaux bruts de coulée de composition chimique:

C : 3,70 %	S : 0,008	
Si : 2,53 %	P : 0,028	(Nuance G.S.C)
Mn : 0,278	Mg : 0,037	

L'étude a révélé l'aspet suivant (figure.3.1):

-La forme du graphite(sphéroïdal; déchiquetée,...) s'obtient des la solidification de la fonte par addition d'éléments(sphéroïdants et inoculants) dans la fonte liquide.

-La structure est ferrito-perlitique avec prédominance de ferrite; la ferrite forme une auriole autour des sphères du graphite, car la formation et la croissance du graphite appauvrissent le métal en carbone dans son voisinage immédiat.

II.3.2 CARACTERISTIQUES MECANIQUES:

La courbe de la figure 3,3 nous donne les caracteristiques de la fonte D.S. (nuance G.S.C) à l'état brut de coulée/

D'après ce diagramme on a les caractéristiques suivantes:

* La charge à la rupture.

Cr = 6700 dan

So = 254 mm²

Rr = 43,50 dan/ mm²

* La charge à la limite élastique:

Ce = 4600 dan

So = 154 mm²

Re = 29,9 dan/mm²

* Allongement à la rupture

Lo = 70 mm

L = 76,5 mm

AL = 6,5 mm

A = 9,28 %

- Détermination de la résilience:

Connaissons l'angle α qui est lu directement sur le cadran du dispositif on peut déterminer la résilience K; nous avons utilisé un tableau qui donne directement la valeur K à partir de l'angle α

$$K = 1,92 \cdot \text{daj/ cm}^2$$

- Détermination de la dureté BRINELL.

Connaissons les valeurs des paramètres suivants:

- * La charge P : = 3000 dan
 - * Le diamètre de la bille = 10 mm
 - * Le diamètre de l'empreinte = 4,2 mm
- H B = 197

- Détermination des micro-dureté.

* Sur une matrice ferritique:

Connaissons la charge P = 300 g

La diagonale de l'empreinte d = 56

D'après le tableau (qui nous donne HV en fonction de d et P) HV = 200

* Pour la perlite

Connaissons la charge P = 300 g

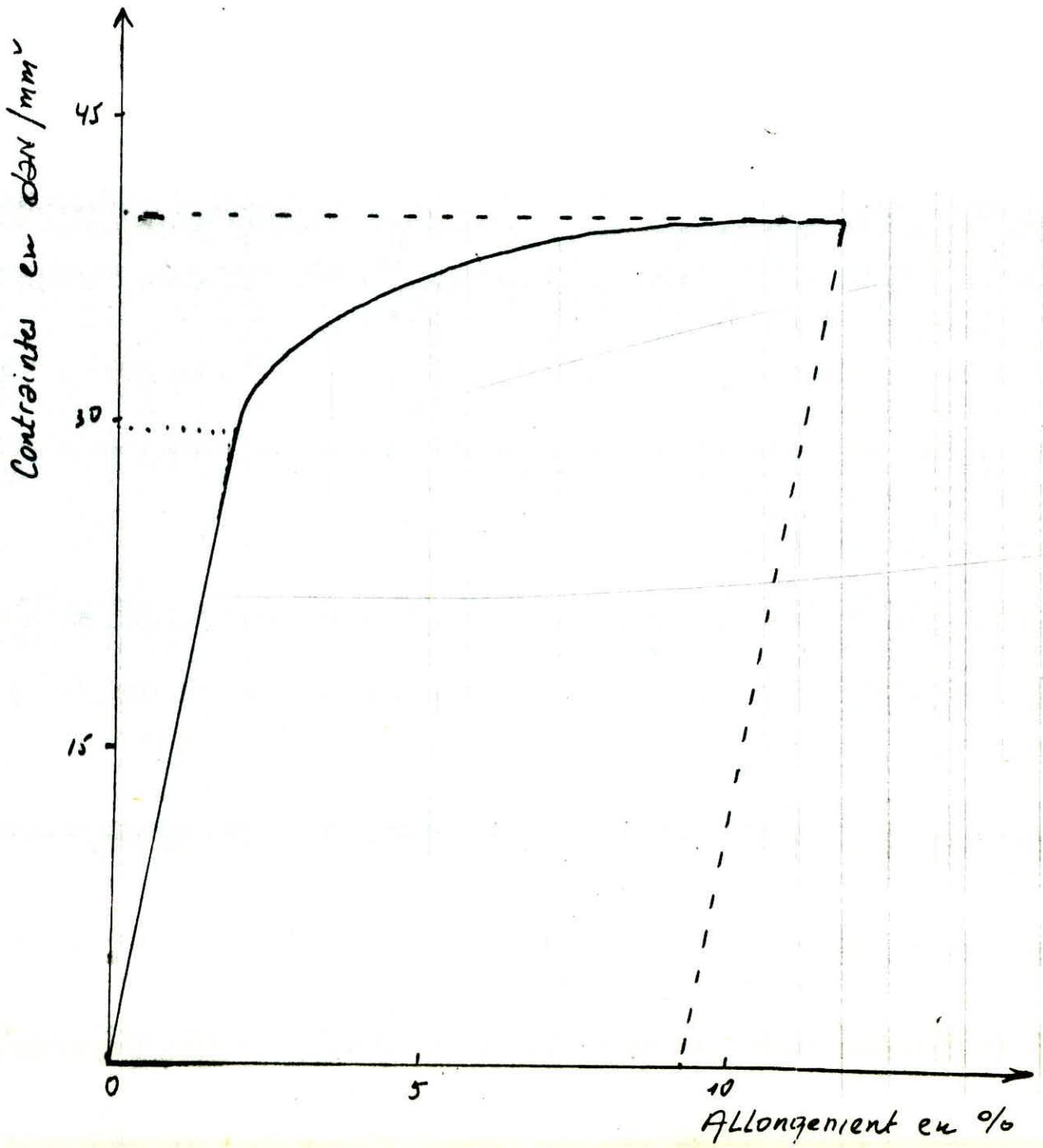
La diagonale de l'empreinte d = 43

On aura HV = 306

Tous les résultats seront groupés dans le tableau di-dessous; chaque valeurs du tableau correspond à une moyenne de 3 essais.

Rr (dan/mm ²)	Re (dan/mm ²)	A (%)	K (dag/cm ²)	H.B	HV
					F P
43,5	29,9	9,28	1,92	197	200 306

fig: 3.3 Diagramme caractéristique de traction de la fonte G.S.C



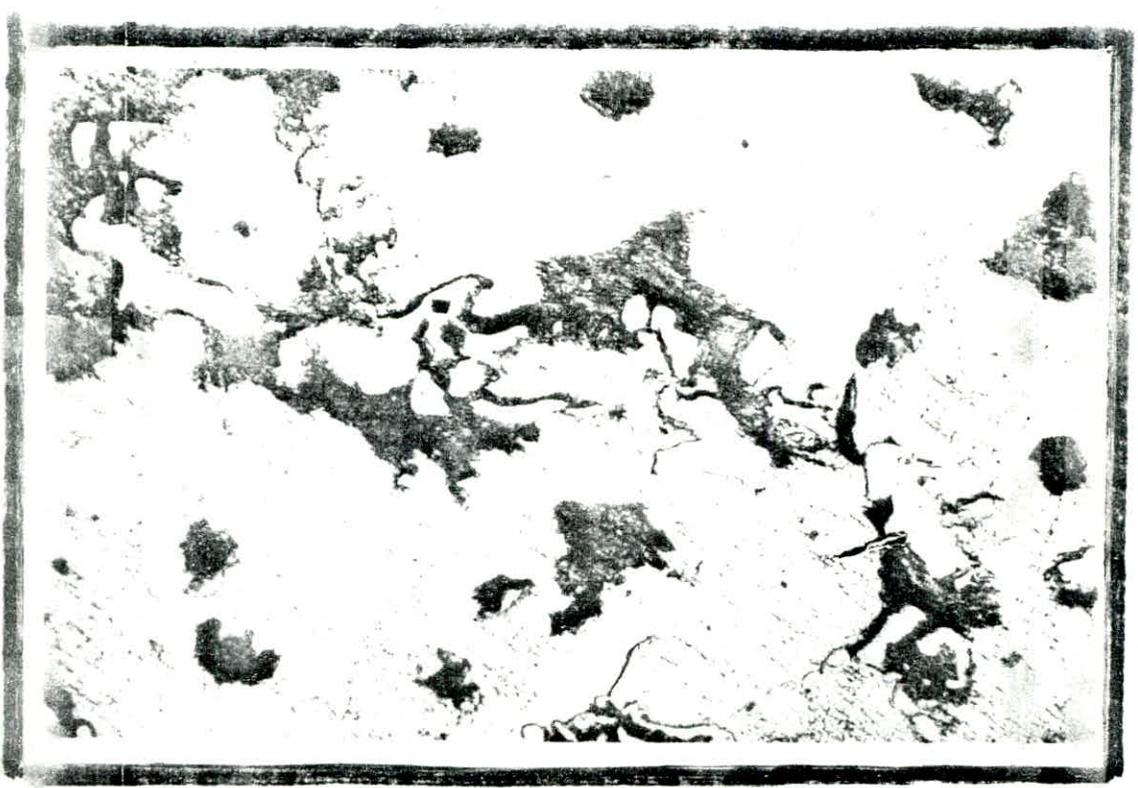


Fig 3.1: STRUCTURE FERRITO-PERLITIQUE/
(Brut de coulée nuance G.S.C) Grossissement: 200



Fig 3.2: STRUCTURE FERRITO-PERLITIQUE/
(Brut de coulée nuance G.S.C) Grossissement: 400

II.4. ETUDE METALLOGRAPHIQUE DES STRUCTURES DE TRAITEMENT THERMIQUE.

II.4.1 ASPECT MICROGRAPHIQUE.

L'étude a été faite sur des petits échantillons tirés d'un barreau brut de coulée, ces échantillons ont subi des différents traitements thermiques après cela, sont préparés pour la vue au microscope.

II.4.1.1 STRUCTURE FERRITIQUE: (Figures 4.1; 4.2)

Dans ce cas l'échantillon a subi un traitement de ferritisation indiqué dans le paragraphe (II.2.1)

L'étude a révélé la structure suivante:

- Une matrice ferritique avec un pourcentage très faible de perlite.
- Du graphite plus ou moins sphéroïdal incéré dans cette matrice ferritique
- et On a aussi observé l'existence de fins globules de graphite qui sont formés à partir de la décomposition de la cémentite perlitique; ces globules sans sous forme d'amas localisés dans la matrice ferritique.

II.4.1.2. STRUCTURE FERRITO-PERLITIQUE:

L'échantillon a subi le traitement indiqué dans le paragraphe (II.2.1)

La structure observée révèle.

- De la ferrite sous forme d'auréoles autour des modules du graphite,
- De la perlite qui a une structure lamellaire provenant de la transformation de l'austénite à la température eutectoïde.

II.4.1.3. STRUCTURE PERLITIQUE:

L'échantillon a subi un traitement thermique de normalisation (indiqué dans le paragraphe II.2.1).

La structure obtenue est totalement perlitique comme le montre la figure 4.3 ; du graphite sphéroïdal (couleur noir) incéré dans un fond gris de perlite lamellaire.

II.4.2. CARACTERISTIQUE MECANIQUE.

Les évolutions structurales successives observés au cours de différents type de traitement thermique provoquent des variations importantes des caractéristiques mécaniques.

II.4.2.1. L'ASTRUCTURE FERRITIQUE (Le cas de la F.G.S. 38-15)

La page 56 représente le diagramme de traction caractéristique de la fonte F.G.S 38-15.

D'après ce diagramme on a tiré les caractéristiques suivantes:

* La charge à la rupture

$$Cr = 6700 \text{ dan}$$

$$So = 154 \text{ mm}^2$$

$$Rr = 43,5 \text{ dan/mm}^2$$

* La charge à la limite élastique

$$Ce = 4900 \text{ dan}$$

$$So = 154 \text{ mm}^2$$

$$Re = 32 \text{ dan/mm}^2$$

* Allôgement à la rupture

$$Lo = 70 \text{ mm}$$

$$L = 82 \text{ mm}$$

$$AL = 12 \text{ mm} \quad A = 17 \%$$

- DETERMINATION DE LA RESILIENCE.

Connaissons l'angle α qui est lu directement sur le cadran du dispositif, et en utilisant un tableau qui donne directement la résilience K en fonction de l'angle. α .

$$K = 2,85 \text{ daj/Cm}^2.$$

- Détermination de la dureté BRINELL.

Connaissions les valeurs suivantes:

- La charge $P = 3000 \text{ dan}$

- Le diamètre de la bille = 10 mm

- Le diamètre de l'empreinte = 4,46 mm

$$HB = 162$$

- Détermination des micro-duretés.

La matrice ferritique:

- La charge $P = 300 \text{ g}$

- La diagonal de l'empreinte $d = 53,5$

$$HV = 193$$

II.4.2.2 LA STRUCTURE PERLITIQUE.

La page 57 représente le diagramme de traction caractéristique de cette fonte. D'après ce diagramme on a tiré les résultats suivants:

- La charge à la rupture.

$$Cr = 9400 \text{ dan}$$

$$So = 154 \text{ mm}^2$$

$$Rr = 61 \text{ dan/mm}^2$$

- La charge à la limite élastique.

$$Ce = 7000 \text{ dan}$$

$$So = 154 \text{ mm}^2$$

$$Re = 45 \text{ dan/mm}^2$$

- Allongement à la rupture .

$$Lo = 70 \text{ mm}$$

$$L = 74,5 \text{ mm} \quad \Delta L = 4,5 \text{ mm}$$

$$A = 6,4 \%$$

* Détermination de la résilience.

(avec la même méthode de calcul que précédemment)

$$K = 1,48 \text{ dan/Cm}^2$$

* Détermination de la dureté BRINELL.

- La charge $P = 3000$ dan
 - Le diamètre de la bille = 10 mm
 - Le diamètre de l'empreinte = 3,85 mm
- HB = 262

* Détermination des micro-duretés.

Sur la matrice perlitique

- La charge $P = 300$ g
 - La diagonal de l'empreinte $d = 40$
- HV = 348

Tous les résultats sont groupés dans le tableau ci-dessous, avec chaque valeur du tableau correspond la moyenne de 3 essais.

	Rr dan/mm ²	Re dan/mm ²	A (%)	K daj/Cm ²	HB	F	V
Structure Férritique	43,5	32	17	2,85	162	193	
Structure perlitique	61	45	6,4	1,48	262		348
Structure ferrito-perliti- que (Brut de coulé) nuance G.S.S	43,5	29,9	9,28	1,92	197	200	306

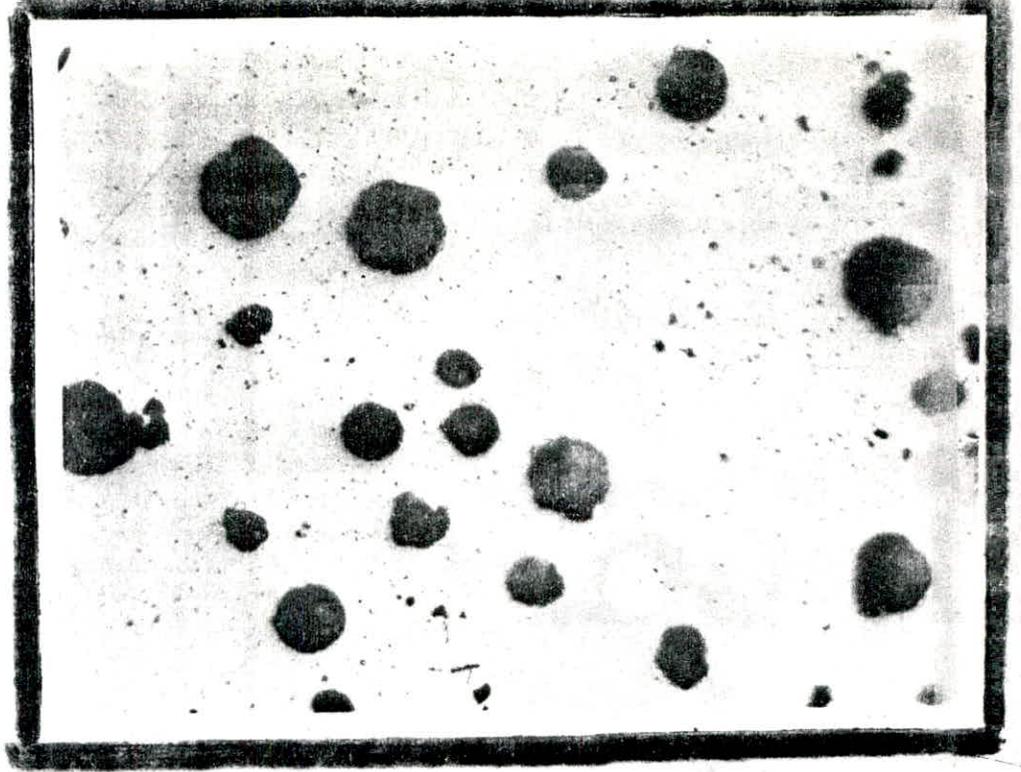


Fig 4.1/ FONTE G.S (Sans Attaque) (G: X 200)

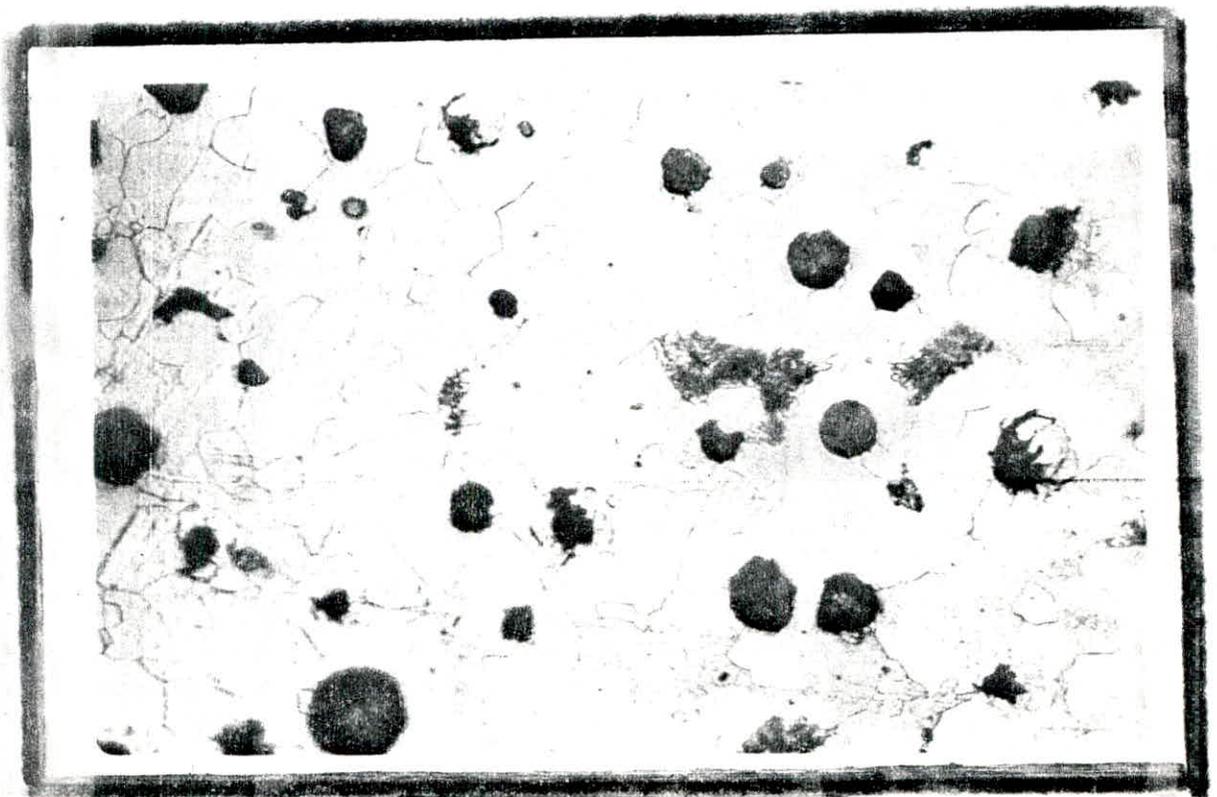


Fig 4.2: STRUCTURE FERRITIQUE

(Austénisation à 875°C ; 30 MIN Ref. Lent)

G X 200

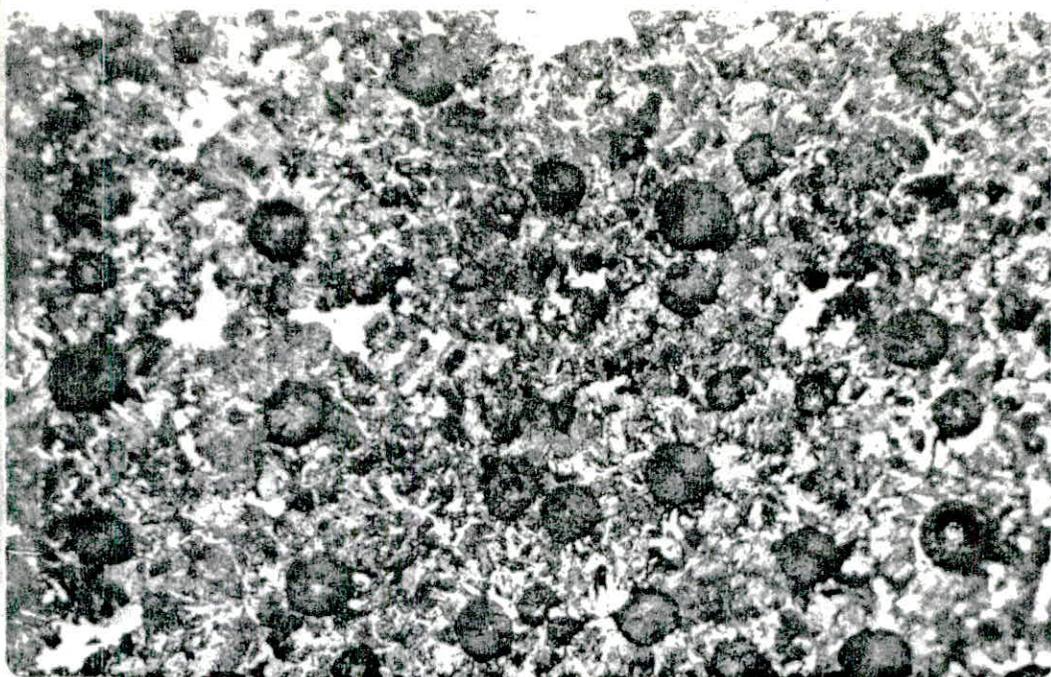


Fig 4.3: STRUCTURE PERLITIQUE
(Austinitation à 875°C; 30min Ref. à l'air agité) Groçissement: 200



Fig 4.4: STRUCTURE PERLITIQUE
(Austinitation à 875°C; 30 min ; Ref. à l'air agité) Groçissement/ 400

fig 4.5 : Diagramme caractéristique de traction de la fonte G.S à structure ferritique

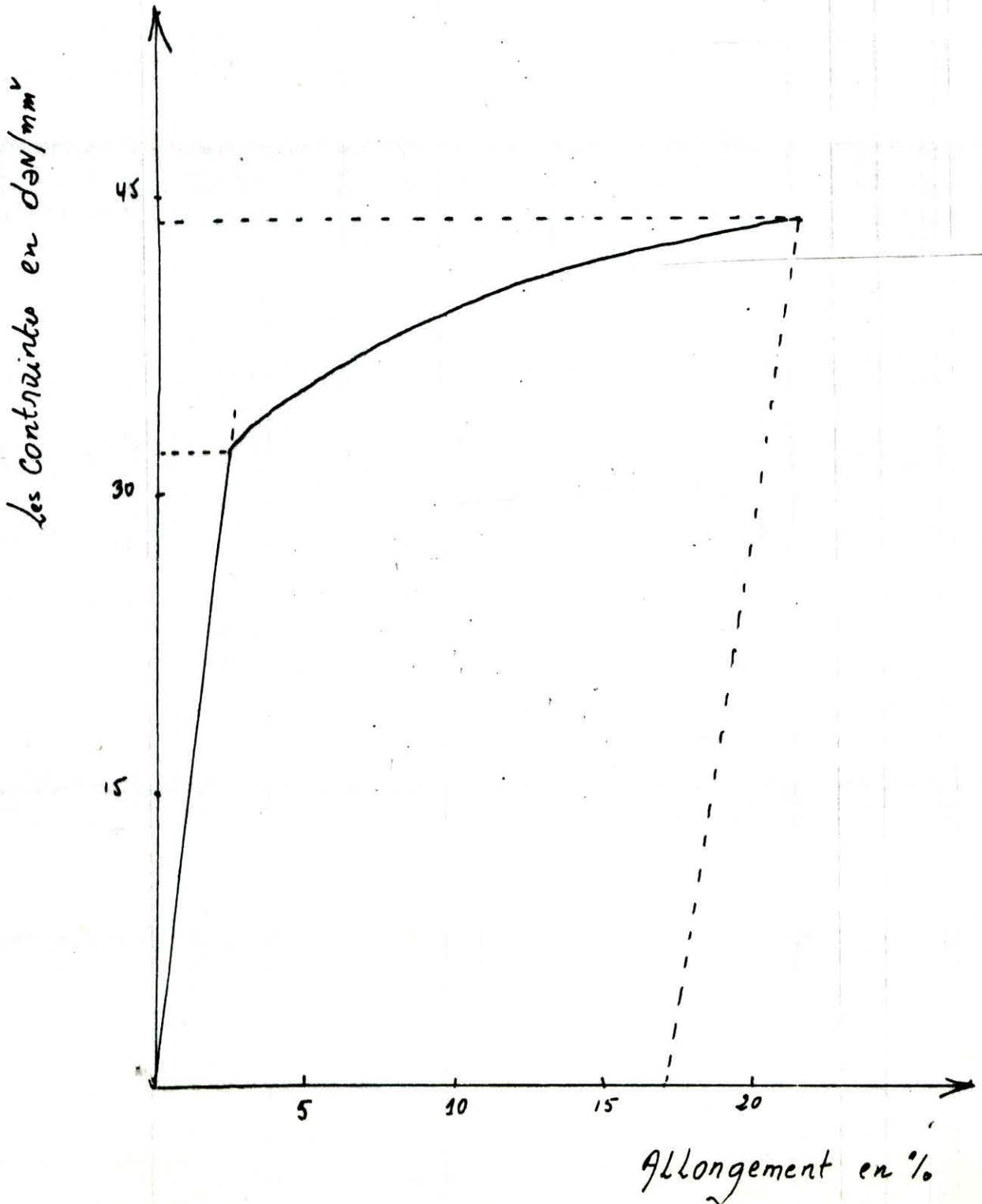
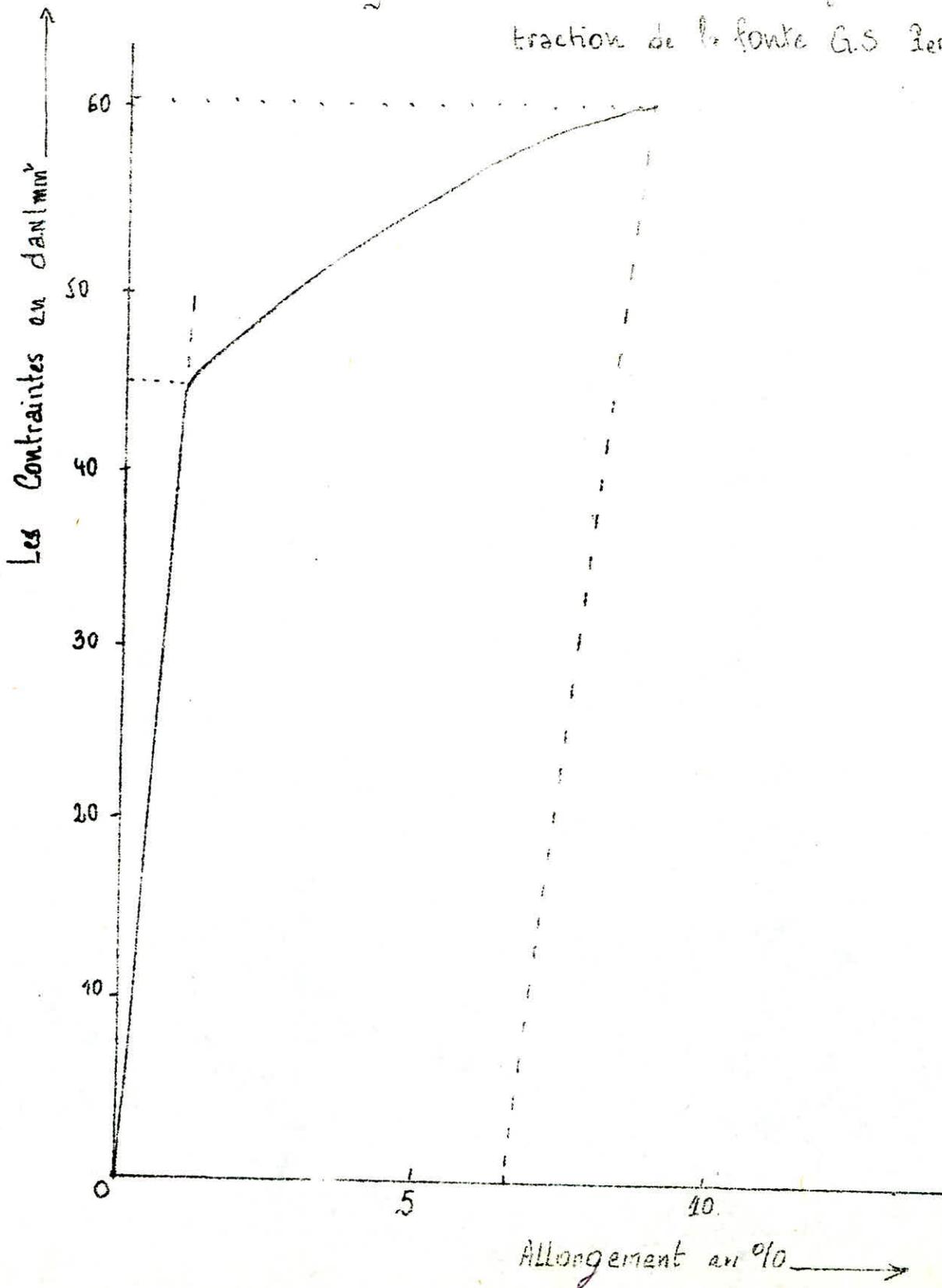


Fig. 4.6 : Courbe caractéristique de traction de la fonte G.S. Perlitique.



CHAP:III. ETUDE DE L'EFFET DES ADDITIONS DU SILICIUM ET LE L'EPAIN
SUR LA FONTE G.S.

III.1 EFFET DE L'ADDITION DU SILICIUM.

L'une des causes qui entraînent l'obtention une structure à matrice ferritique au brut de coulée est l'addition du silicium dans une proportion bien déterminée.

La présente étude consiste:

- à observer l'effet du silicium sur les structures
- à mettre en évidence l'influence du silicium sur les caractéristiques mécaniques de la fonte à graphite sphéroïdal.

III.1.1 TECHNIQUES EXPERIMENTALES:

Le métal de base utilisé a été élaboré dans un four à arc à partir d'un lit de fusion dont la composition est déjà donnée dans le chapitre :II. La fonte est à tendance ferritique.

Le traitement du magnésium et l'inoculation sont effectués dans la poche spéciale de traitement(méthode sandwich).

L'addition du silicium est effectués dans une petite poche de capacité de 160 kg par introduction d'un alliage Fe Si à 80 % de Si. Le remplissage de la poche se fait jusqu'à un niveau correspondant à 100 kg ; c'est la quantité choisie pour chaque essai.

La quantité d'alliage Fe.Si relative à une teneur voulue en silicium a été évaluée en tenant compte des facteurs suivants:

- P:Quantité du métal de base(enKg)= 100 kg
- R: Rendement de l'opération estimé à 70 %
- t: teneur du silicium déjà présente dans le métal de base(c'est à dire avant addition) = 2,53 %
- Le taux de silicium dans l'alliage Fe Si et de 80%

La quantité du Fe-Si ajoutée est donnée par la relation

$$M = \frac{(\% \text{ Si} - t)}{80 \% \times 70 \%}$$

LA TENEUR DU SILICIUM VISEE EST DE 3,20 %

Le tableau ci-dessous indique les teneurs de silicium obtenues pour deux coulées effectuées:

COULEE	1° COULEE (FONTE A)	2° COULEE (FONTE B)
% Si	3,10	3,22
Quantité de Fe-Si-(Kg) ajoutée	1,25	1,30

Une fois que les quantités de ferro-silicium sont introduites dans la petite poche ; on remplit la poche jusqu'au niveau correspondant à 100 kg ; et on fait couler le métal liquide dans des KEMBL-BLOC (4 KEMBL-BLOC pour chaque éssai) contenant chacun deux barreaux.

Après refroidissement, les barreaux sont détachés, déssablés et meulés, et sont ensuite préparés pour:

- * L'étude micrographique: par la préparation des échantillons.
- * Essais mécaniques: par usinage d'éprouvettes de traction et de résilience.

III.1.2 EFFET DU SILICIUM SUR LA STRUCTURE MICROGRAPHIQUE:

L'addition du silicium ; nous a permis d'obtenir une structure quasiment ferritique; le taux de perlite est inférieur à 5 % uniformément répartie sur toute la surface observée dans laquelle sont incérés des sphéroïdes de graphite; de forme plus ou moins régulière. Comme le montre les figures (5.1; 5.2) et (5.3; 5.4)

III.1.3 CARACTERISTIQUES MECANIQUES:

- Fonte A (à 3,10 % de Si).

La figure 5.5) représente le diagramme de traction caractéristique de la fonte A ; dans ce diagramme on peut lire les caractéristiques suivantes:

- * La charge à la rupture $C_r = 7600 \text{ dan}$; $C_o = 154 \text{ mm}^2$; $R_r = 49,5 \text{ dan/mm}^2$
- * La charge à la limite élastique $C_e = 5850 \text{ dan}$; $S_o = 154 \text{ mm}^2$; $R_e = 38 \text{ dan/mm}^2$
- * Allongement $A = 16 \%$
- * Dureté BRINELL: 175 HB
- * La résilience : $K = 1,89 \text{ da} \cdot \text{g} / \text{Cm}^2$
- * La dureté de la phase ferritique est : 184 HV

- Fonte B (à 3,22 % de Si).

La figure 5.6 représente le diagramme de traction caractéristique de la fonte B ;

- * Charge à la rupture $C_r = 8000 \text{ dan}$; $S_o = 154 \text{ mm}^2$; $R_r = 52 \text{ dan/mm}^2$
- * Charge élastique : $C_e = 5550 \text{ dan}$; $R_e = 36 \text{ dan/mm}^2$
- * Allongement $A = 15 \%$
- * La dureté : 189 HB
- * La résilience : $K = 1,80 \text{ dan} / \text{Cm}^2$
- * La dureté de la phase ferritique est 216 HV

TABLEAU COMPARATIF DES CARACTERISTIQUES MECANIQUES.

	Rr (dan/mm ²)	Re (dan/mm ²)	A(%)	K (da.j/Cm ²)	HB	UHV I
						F P
Brut de coulée						
à 2,53 % Si	43,5	29,9	9,28	1,92	197	200,306
Fonte A						
Brut de coulée						
à 3,10 % Si	49,5	38	16	1,89	175	184
Fonte B						
Brut de coulée	52	36	15	1,80	189	210
à 3,22 % Si						

III.2 EFFET DE L'ADDITION DE L'ETAIN:

III.2.1 TECHNIQUE EXPERIMENTALES:

La technique d'élaboration est la même que celle utilisée dans l'élaboration de la fonte au silicium dans cette expérience nous nous intéressons à l'effet des additions de l'étain.

L'étain utilisé à une pureté de 99,98 %. Nous avons effectué 3 coulées afin d'obtenir des résultats plus fiables les quantités d'étain ajoutées sont données par le tableau ci-dessous.

TABLEAU : QUANTITE D'ETAION AJOUTEES POUR LES TROIS COULEES.

	Fonte C	Fonte D	Fonte E
Quantité d'étain ajoutée(en g)	20 g	50 g	100 g
% Sn	0,02	0,05	0,1

III.2.2 EFFET DE L'ETAIN SUR LA STRUCTURE MICROGRAPHIQUE.

- Fonte C (0,02 % Sn)

Comme le montre la figure(6.1) ; la structure est ferrito-perlitique avec des pourcentage estimés à 50 % de ferrite est à 50 % de perlite. La ferrite forme une grande auréole autour des sphères du graphite ; dans des certains cas ce dernier se présente sous forme de sphéroïde déchiquetés ou sous forme de punctiforme.

-Fonde D

La structure est perlitique estimée à 80 % de perlites avec des auréoles de ferrite autour des sphéroïdes du graphite comme le montre la figure(6.3).

- Fonte E

L'aspet micrographique comme le montre la figure(6.5): la structure est perlitique avec une estimation de 85 % de perlite ; la ferrite apparait sous forme des auréoles autour du graphpite ces auréoles sont de tailles plus faible que celles observés dans les fontes C et D . D'autre part nous constatons que les lamelles de perlite sont plus fine que pour les fontes précédentes.

III.2.3 CARACTERISTIQUES MECANIQUES.

Les résultats obtenus sont illustrés dans le tableau ci-dessous et les courbes obtenus sont sur les figures 6.7, 6.8, 6.9. Les courbes tracées sont (Rr-Re-A- et K) en fonction de la tonuer de l'étain.

Qualités	Structures	Rr dan/mm ²	Re dan/mm ²	A% 	K daj/Cm ²	HB 	HV	
							F	P
Font C à 0,02%Sn	ferrito- perlitique	58,4	42,5	8,5	1,25	215	201	306
Fonte D à 0,05 % Sn	Perlitique	63,5	46,4	2,8	0,88	262		312
Fonte E à 0,1 % Sn	Perlitique	70,1	55,5	2,1	0,78	290		350

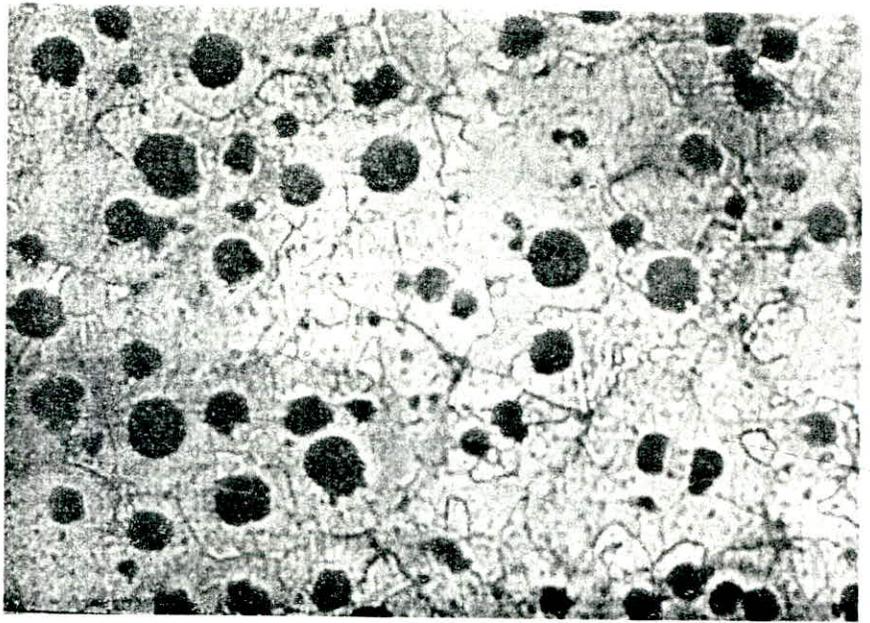


Fig 5.1: STRUCTURE FERRITIQUE
(Addition du silisium à 3,40 %)
Grossiment :100

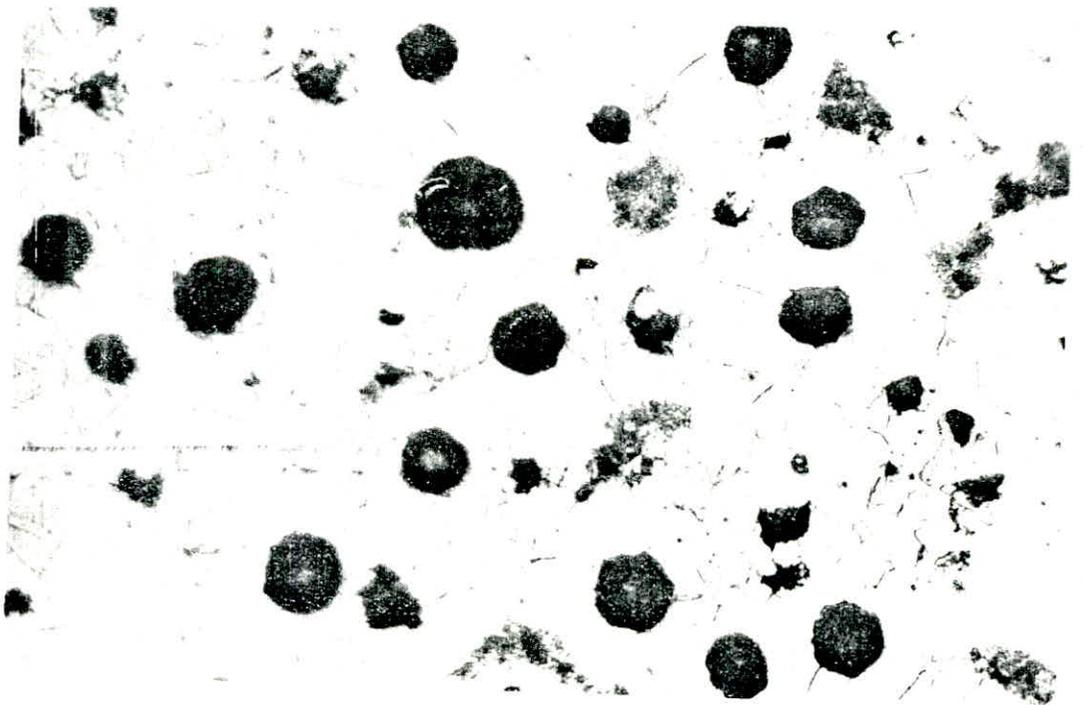


Fig 5.2: STRUCTURE FERRITIQUE
(Addition du Silisium à 3,10 %)
Grossiment: 200

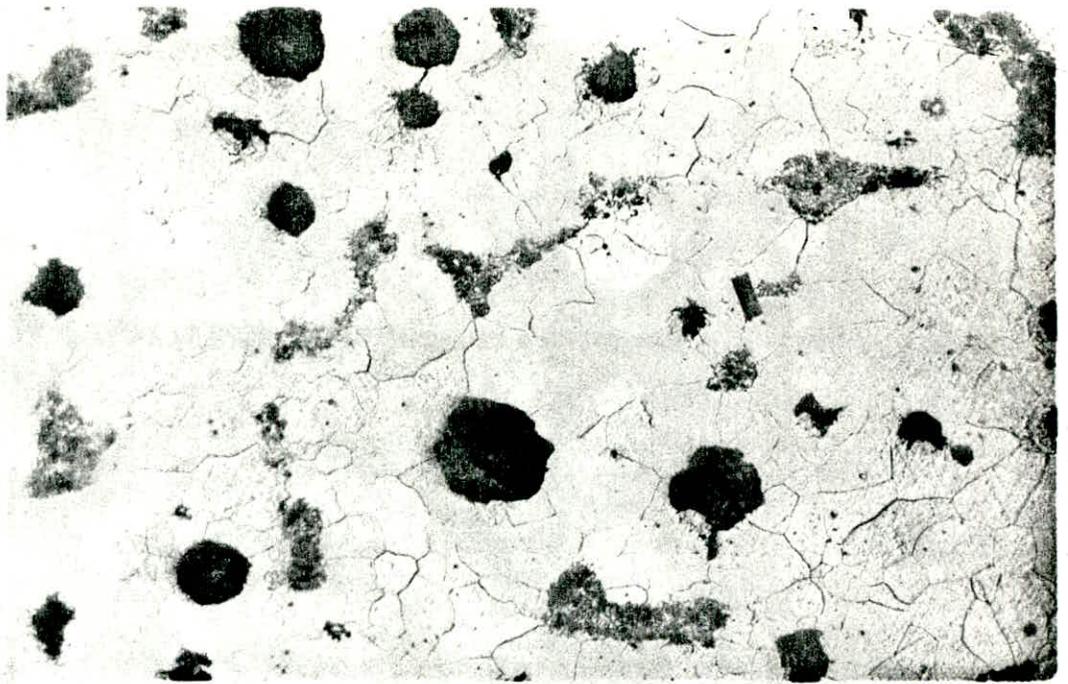


Fig 5.3: STRUCTURE FERRITIQUE/

(Addition du Silicium à 3.22%) Grossissement: 200



Fig 5.4: STRUCTURE FERRITIQUE/

(Addition du Silicium à 3.22%) Grossissement: 200
Autre plage

Fig 55 : Diagramme Caractéristique De traction
De la fonte A ($\bar{\sigma}$ 3,10% Si)

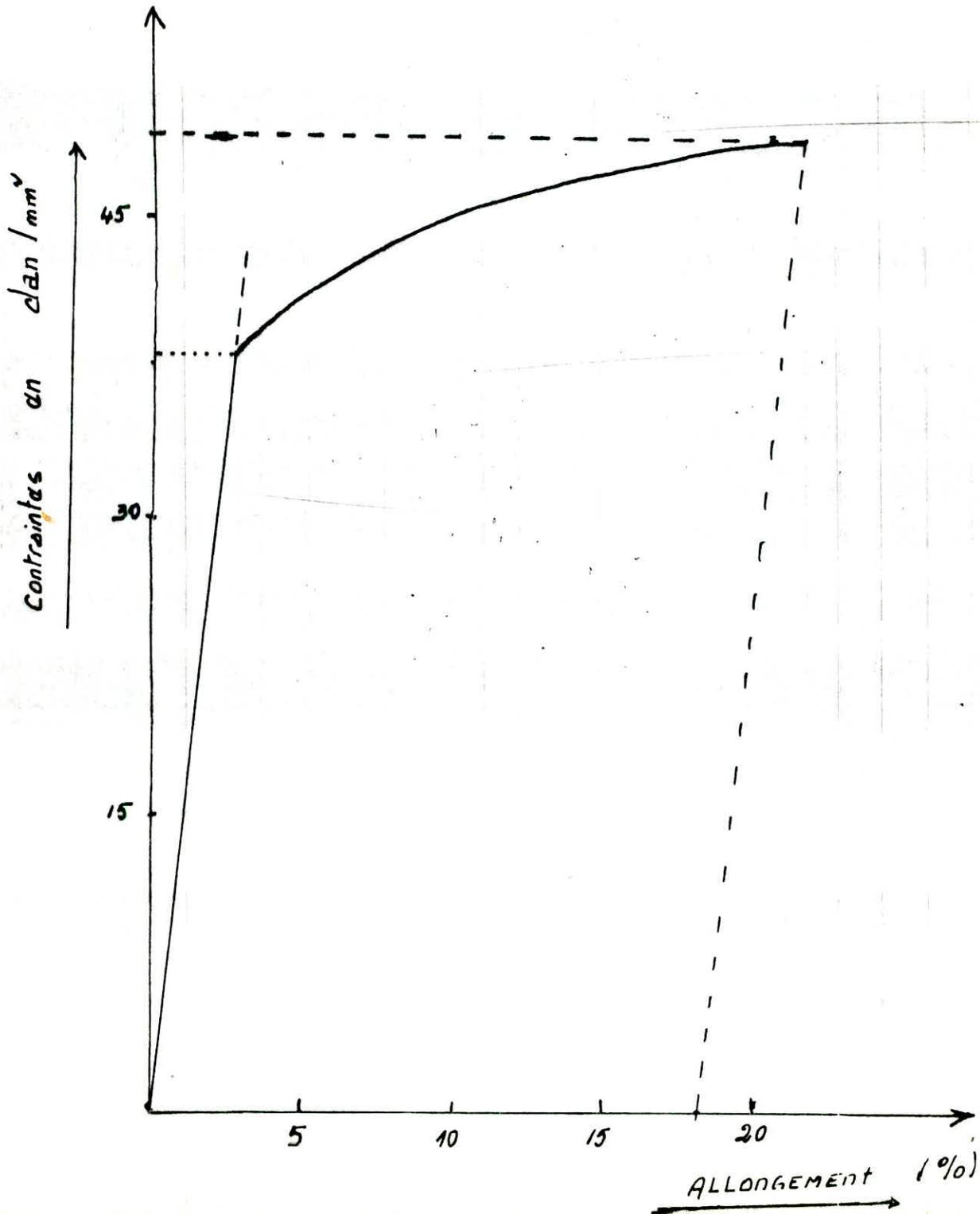
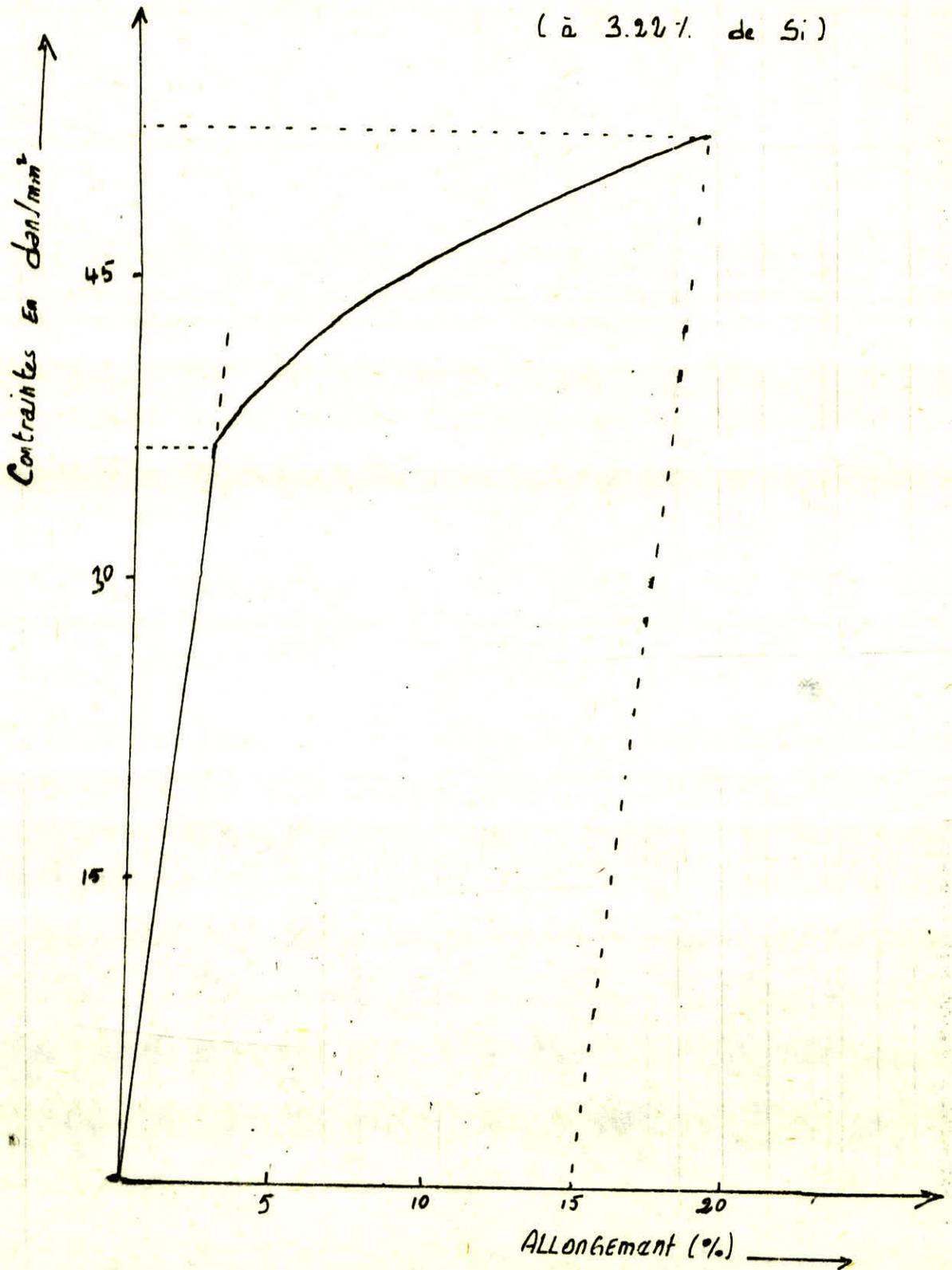
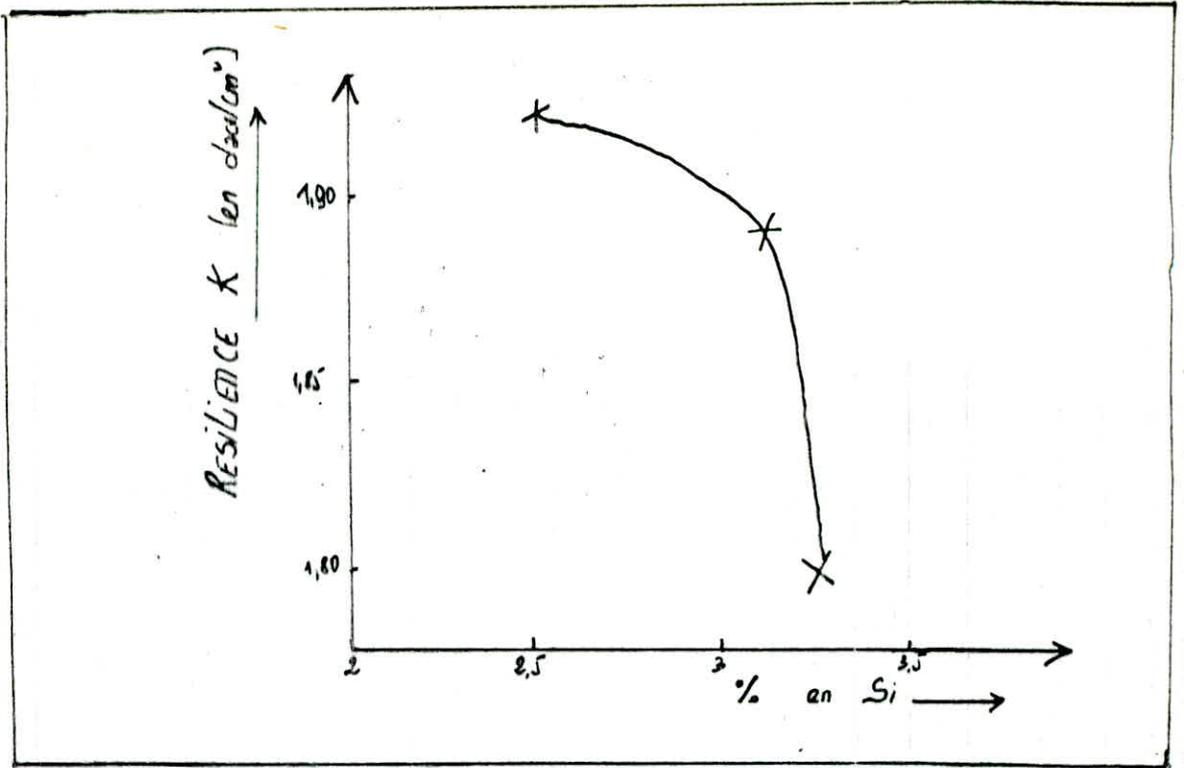
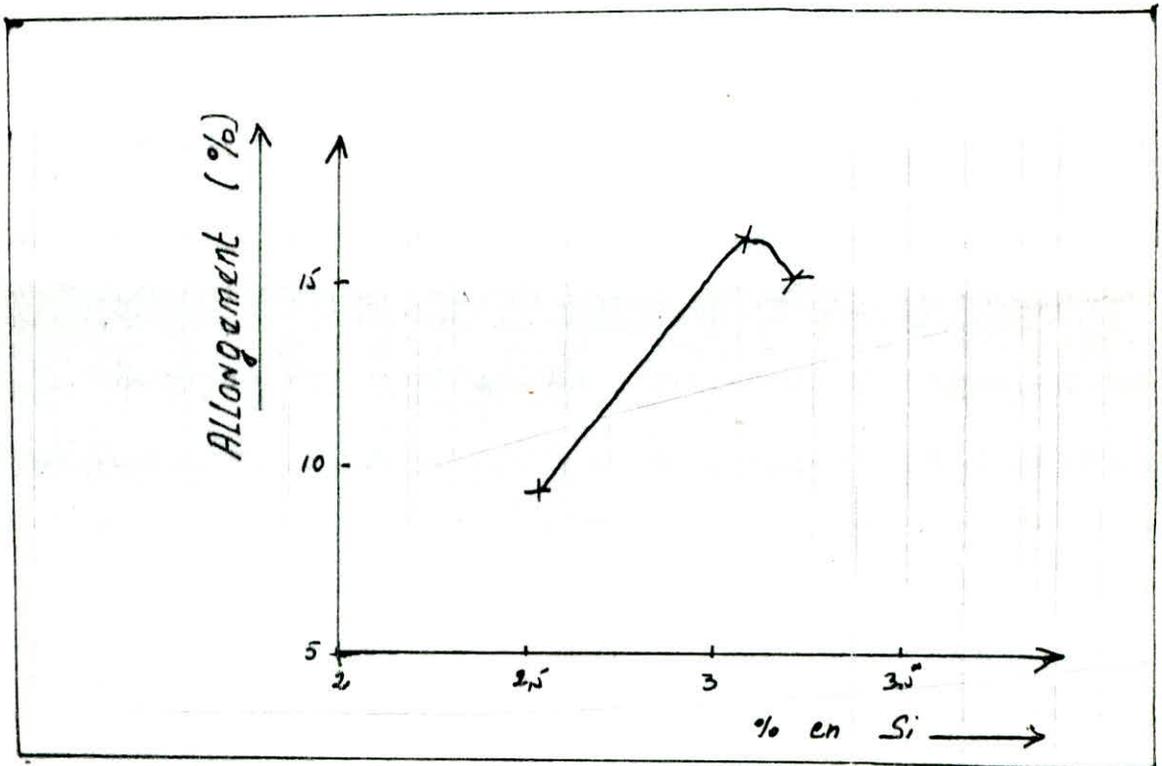


Fig 5.6 : Diagramme Caractéristique
De traction De La Fonte B
(à 3.22% de Si)





▲ Fig 5.7: Variation de La résilience en fonction du taux de Silicium de La fonte G.S.



▲ Fig 5.8 : Variation de L'allongement en fonction du taux de Silicium de La fonte G.S.

Fig 5.9: Variation des Resistances En fonction du taux de Si de la fonte G.S

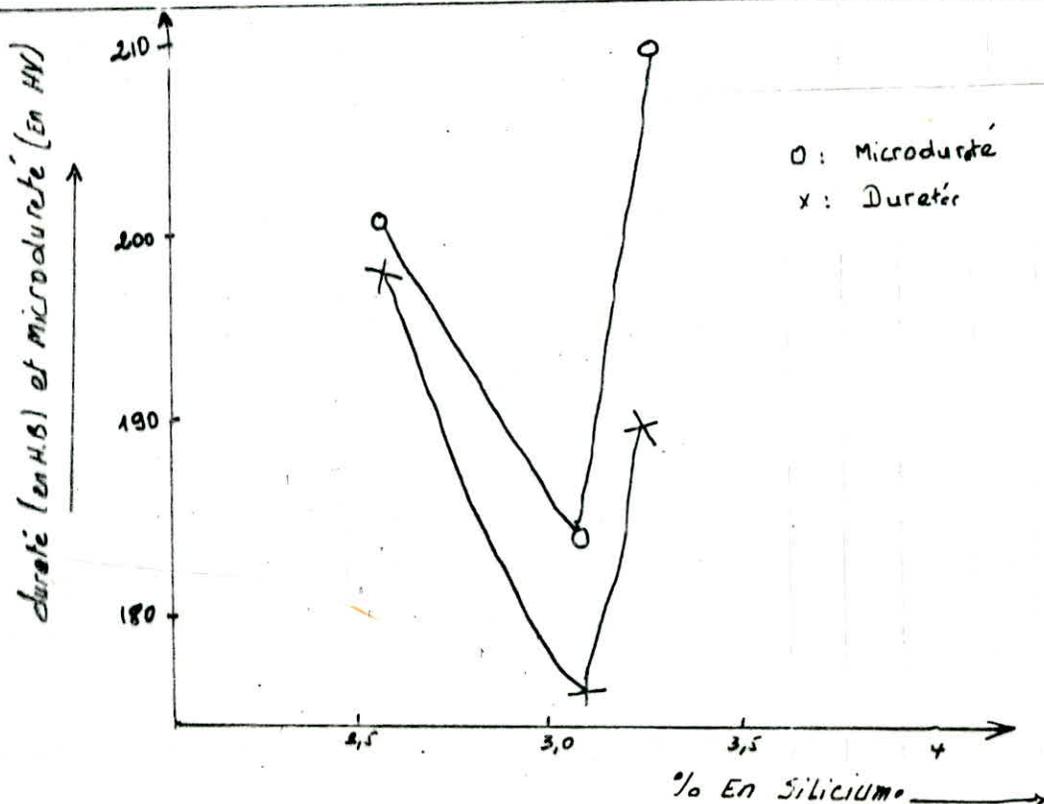
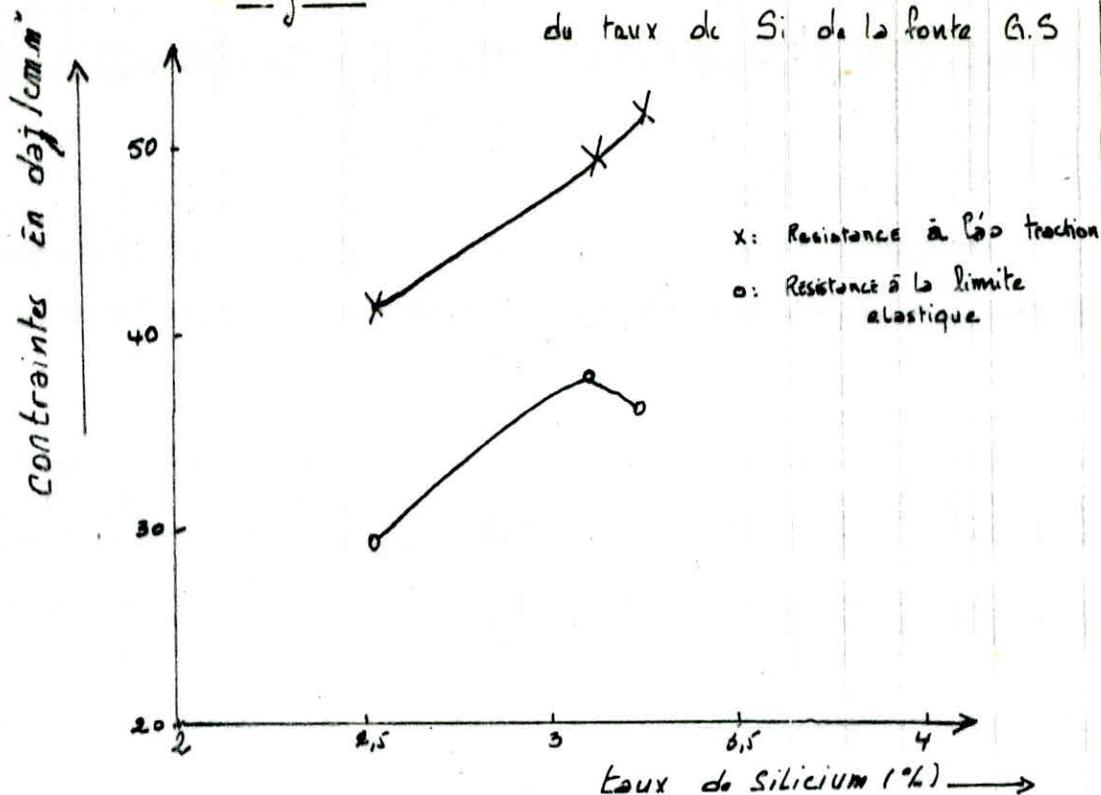


Fig 5.10: Variation de la dureté et de la microdureté En fonction du taux de silicium de la fonte G.S

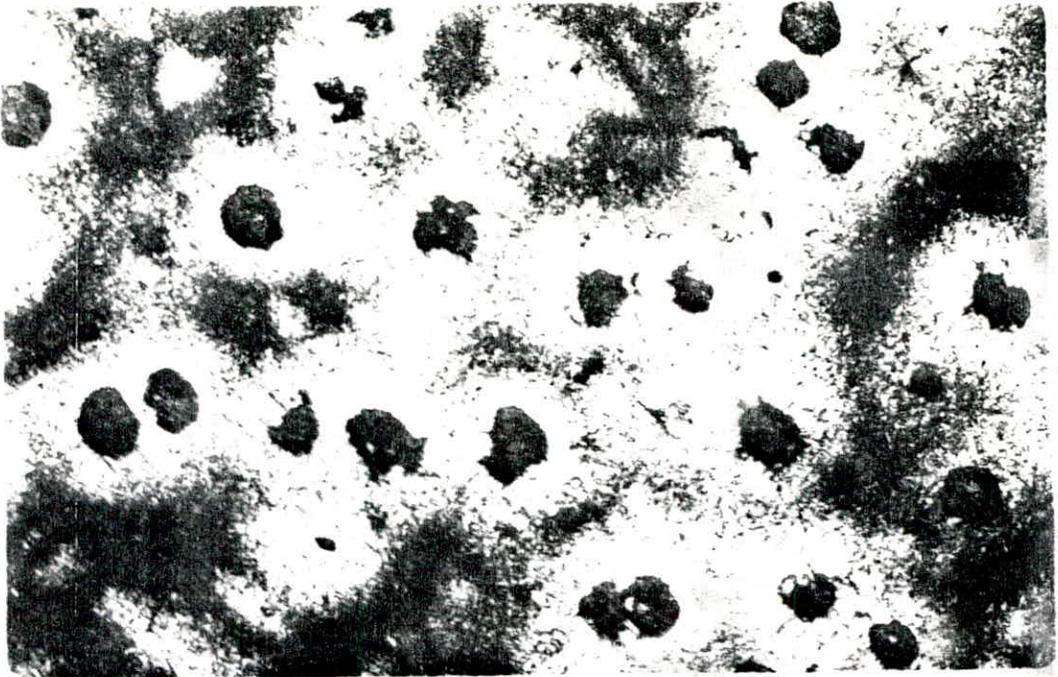


Fig 6.1: STRUCTURE FERRITO-PERLITIQUE /
(à 0.02% d'Etain) Grossissement: 200



Fig 6.2: STRUCTURE FERRITO-PERLITIQUE /
(à 0.02% d'Etain) Grossissement: 400



Fig 6.3: STRUCTURE PERLITIQUE /
(à 0,05% d'Etain) Grossissement: 200

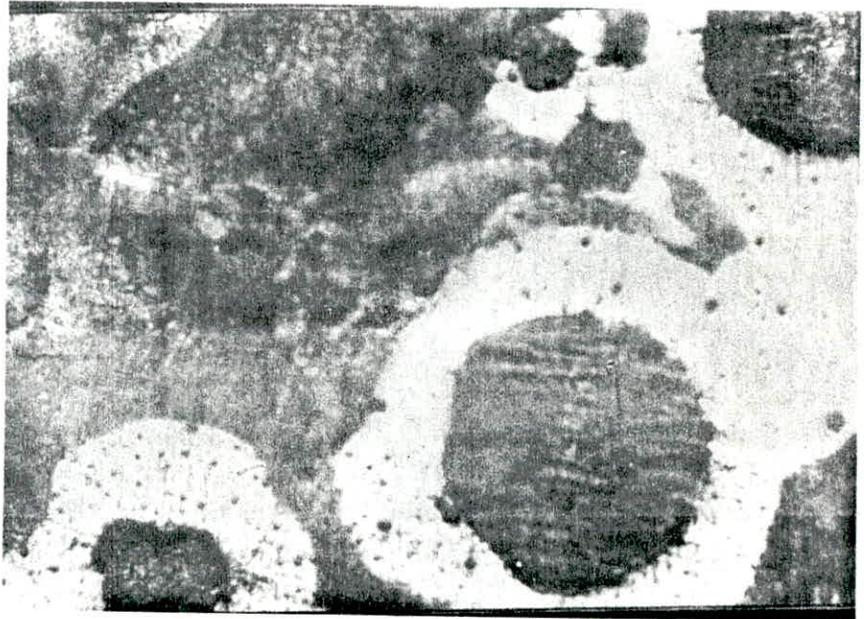


Fig 6.4: STRUCTURE PERLITIQUE /
(à 0.05% d'Etain) Grossissement: 400

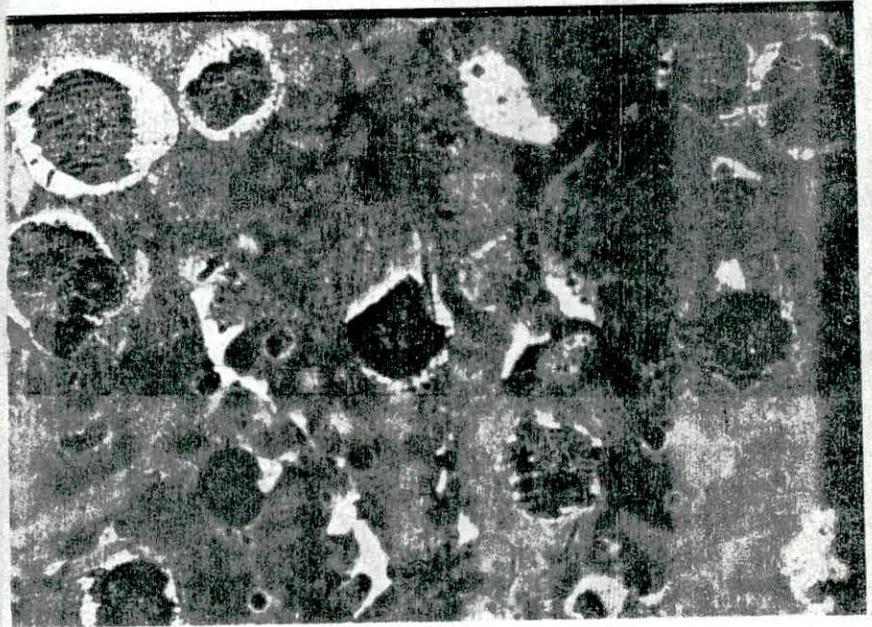


Fig 6.5: STRUCTURE PERLITIQUE
(A 0,1% d'Etain) Grossissement: 200

Fig 6.6: Structure Perlitique (à 0,1% de Sn) G: 400

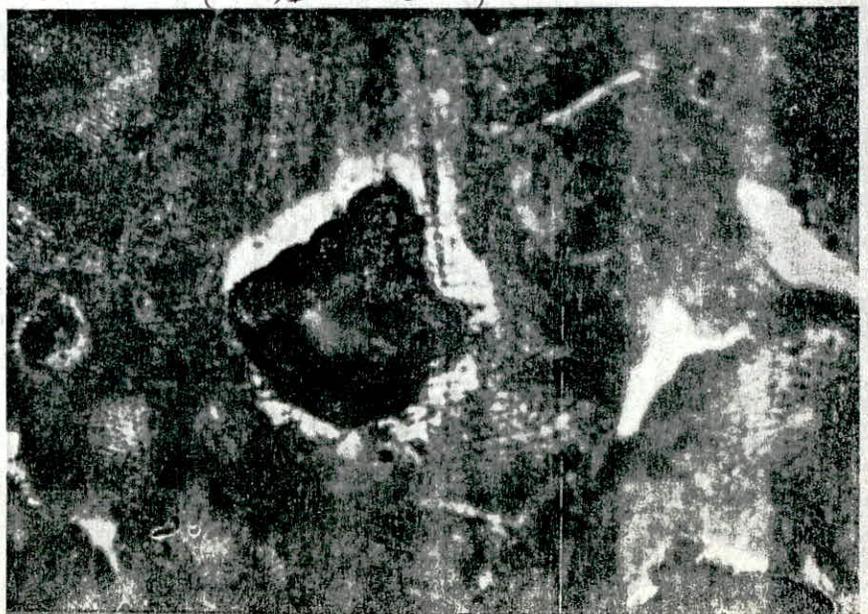


fig. 7. diagramme caractéristique de traction de la fonte C (à 0.02% de Sn)

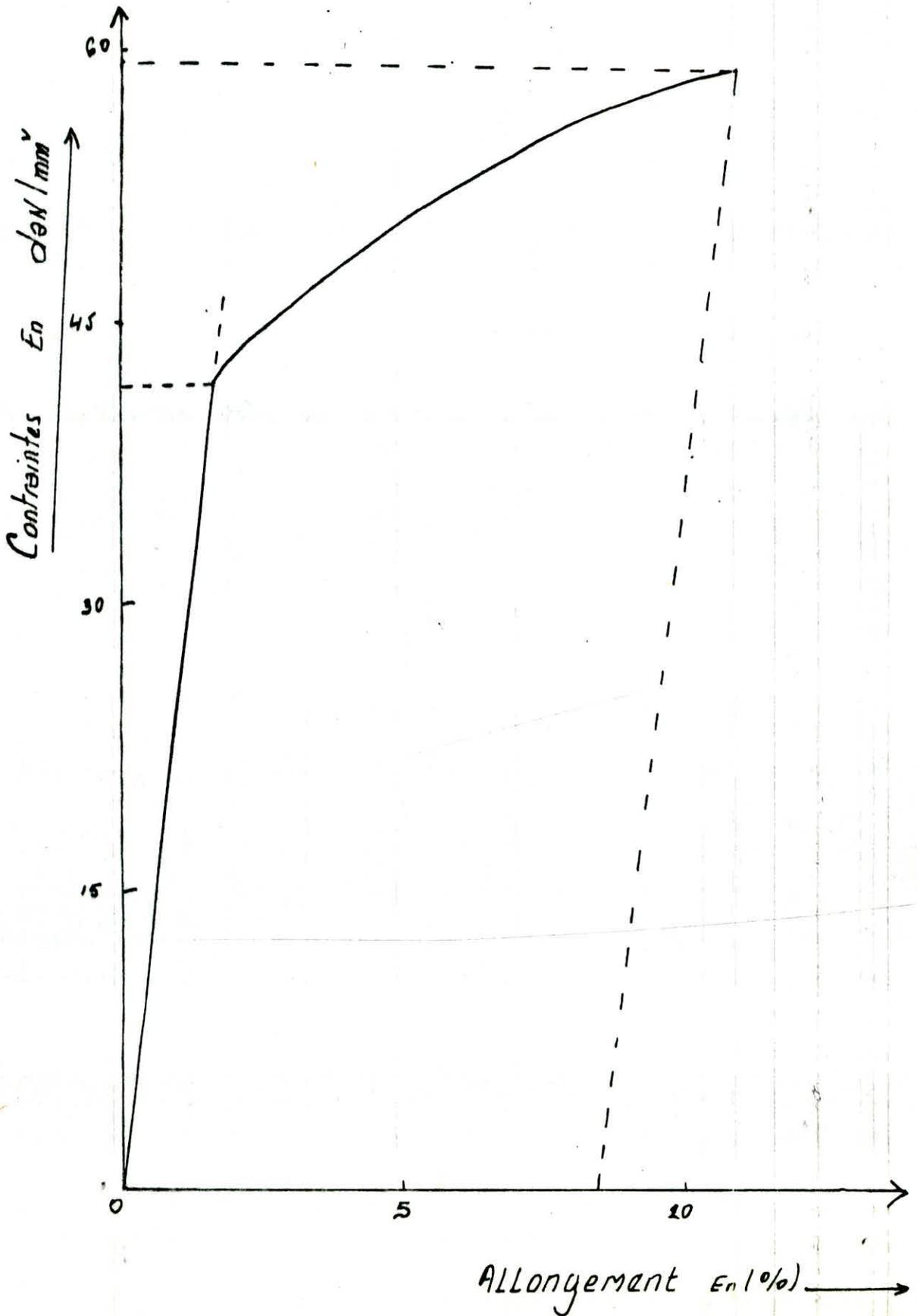
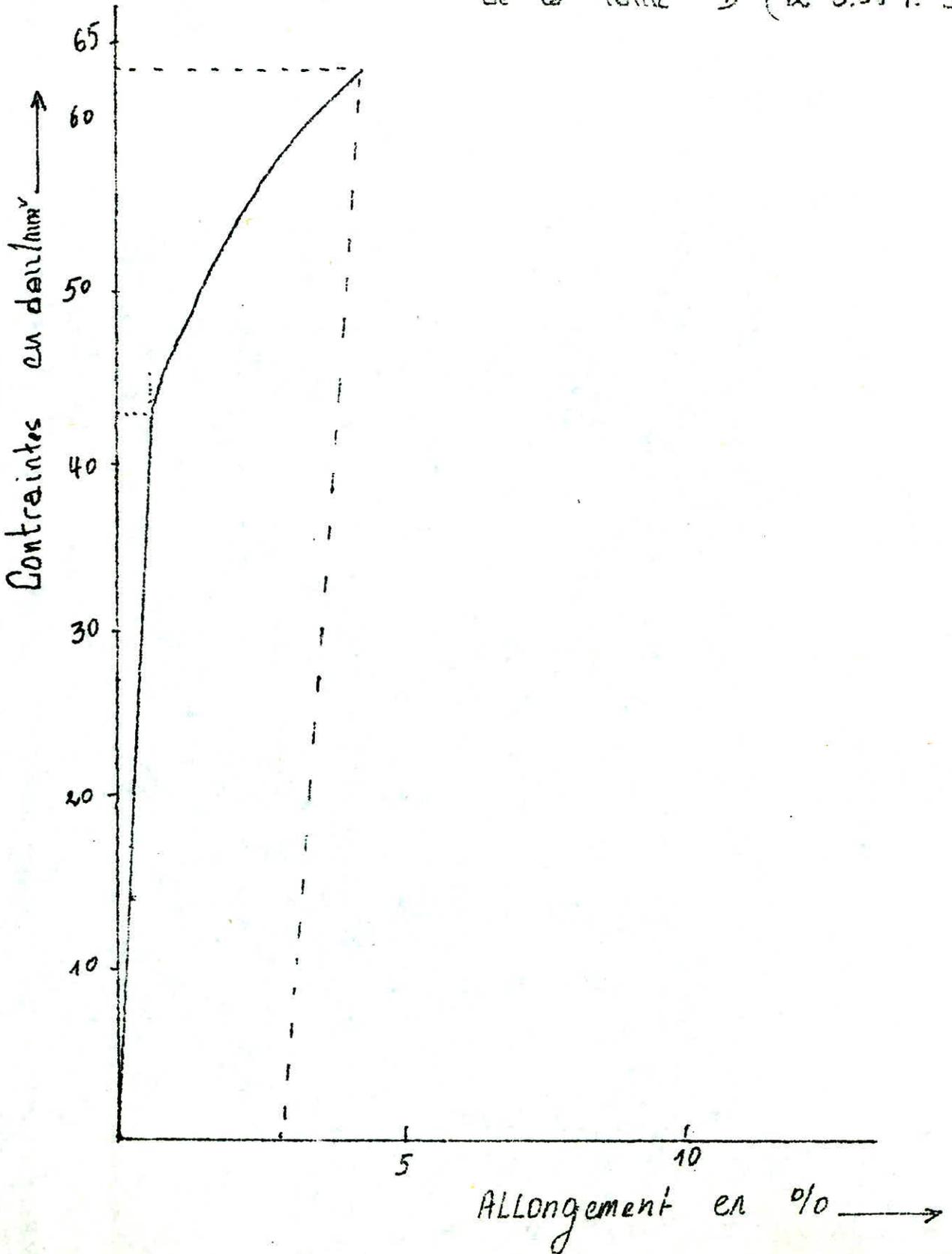
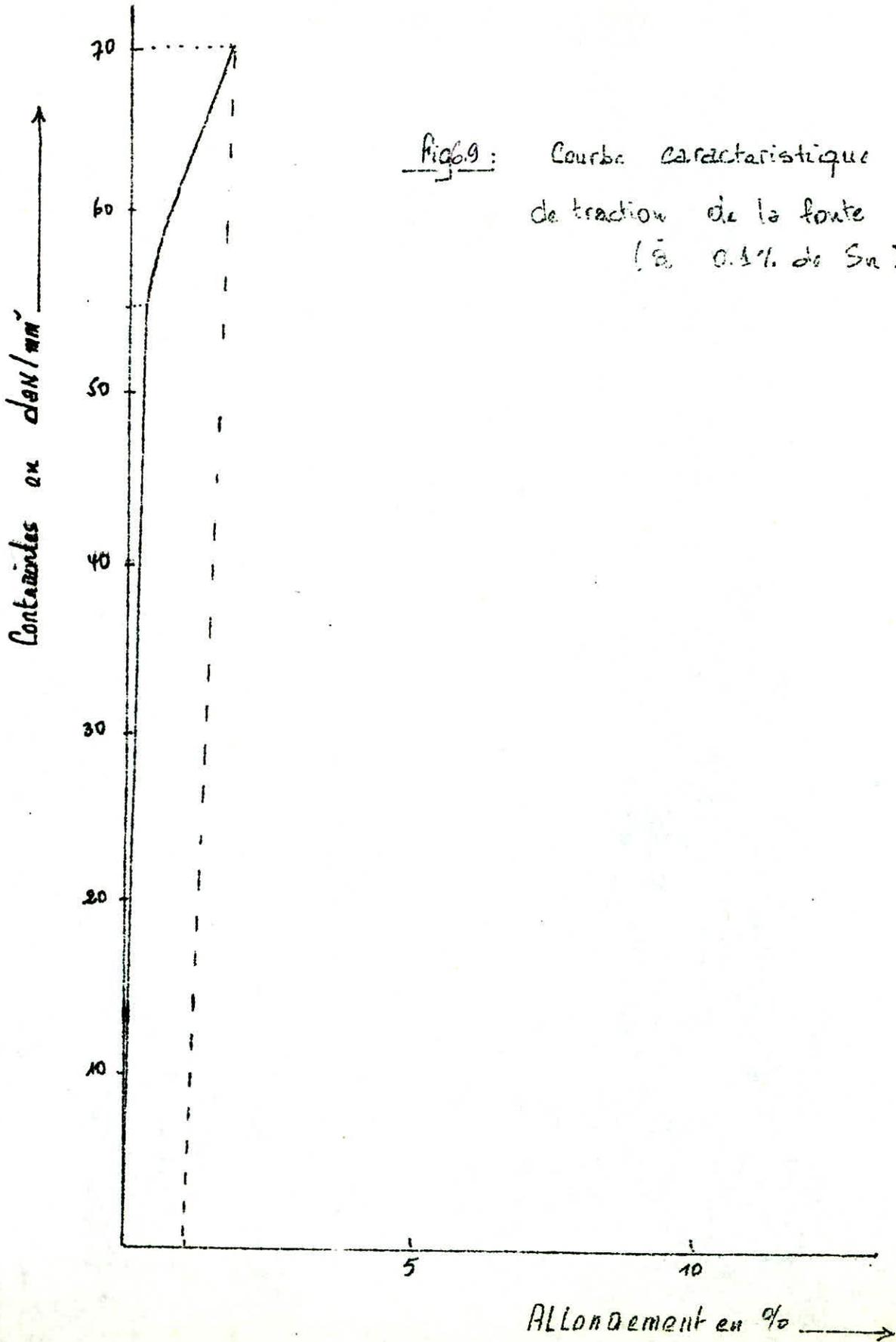


Fig 68: Diagramme caractéristique
de la fonte D ($\bar{\alpha}$ 0,057. Sa)





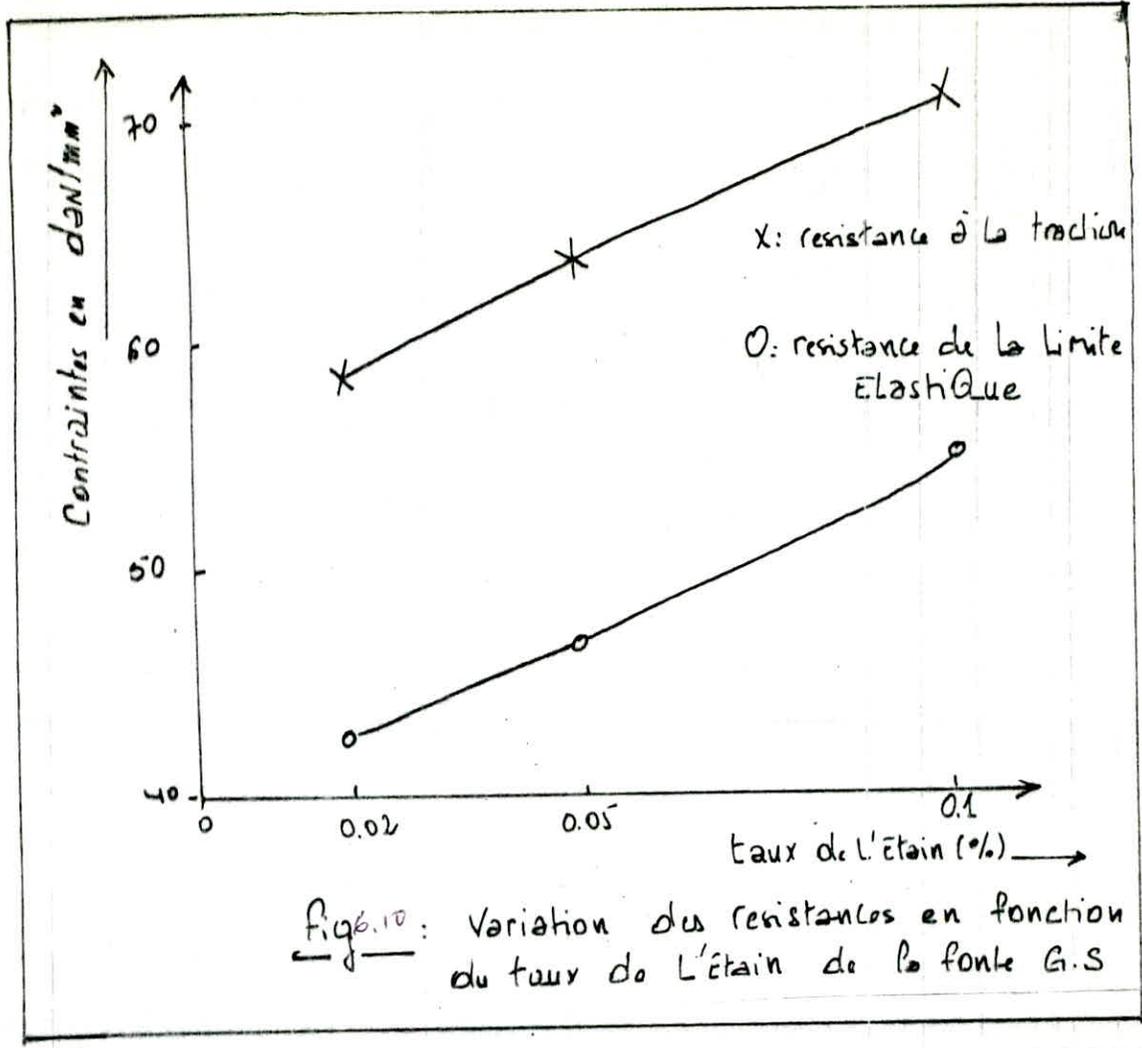


fig. 10: Variation des résistances en fonction du taux de l'étain de la fonte G.S

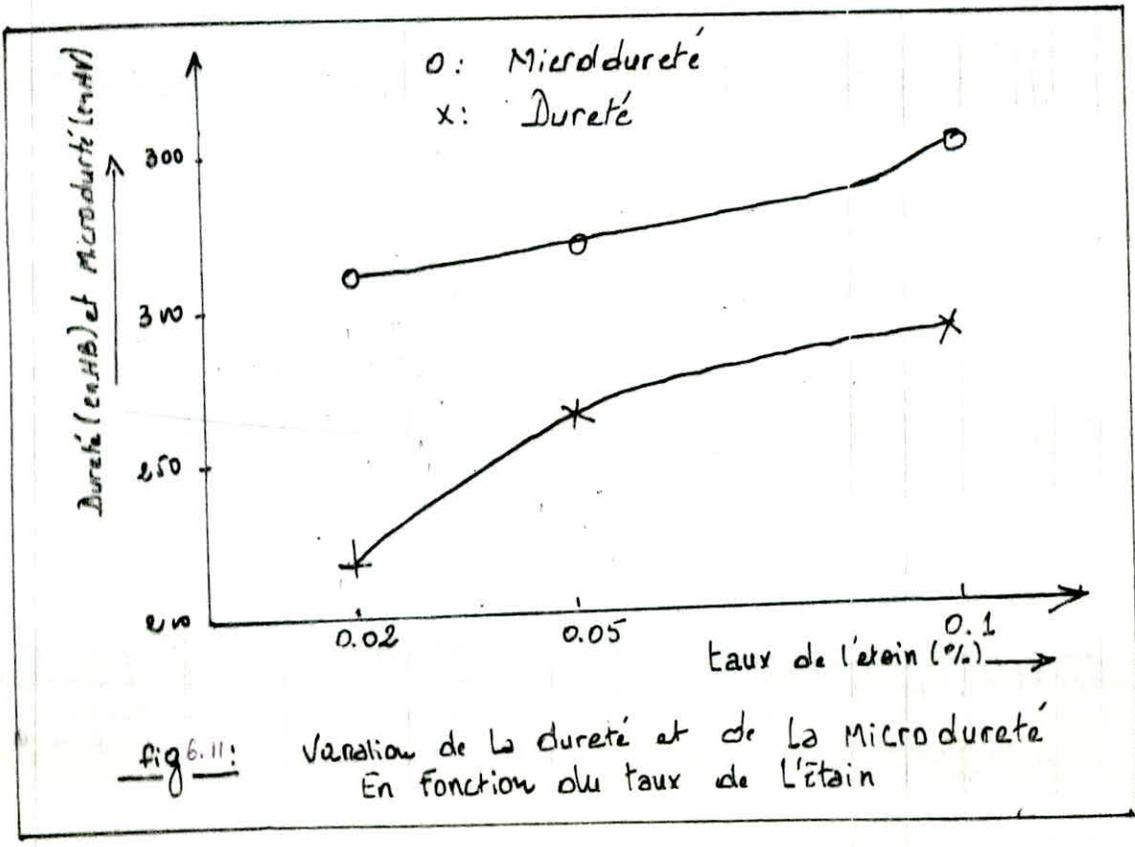


fig. 11: Variation de la dureté et de la microdureté en fonction du taux de l'étain

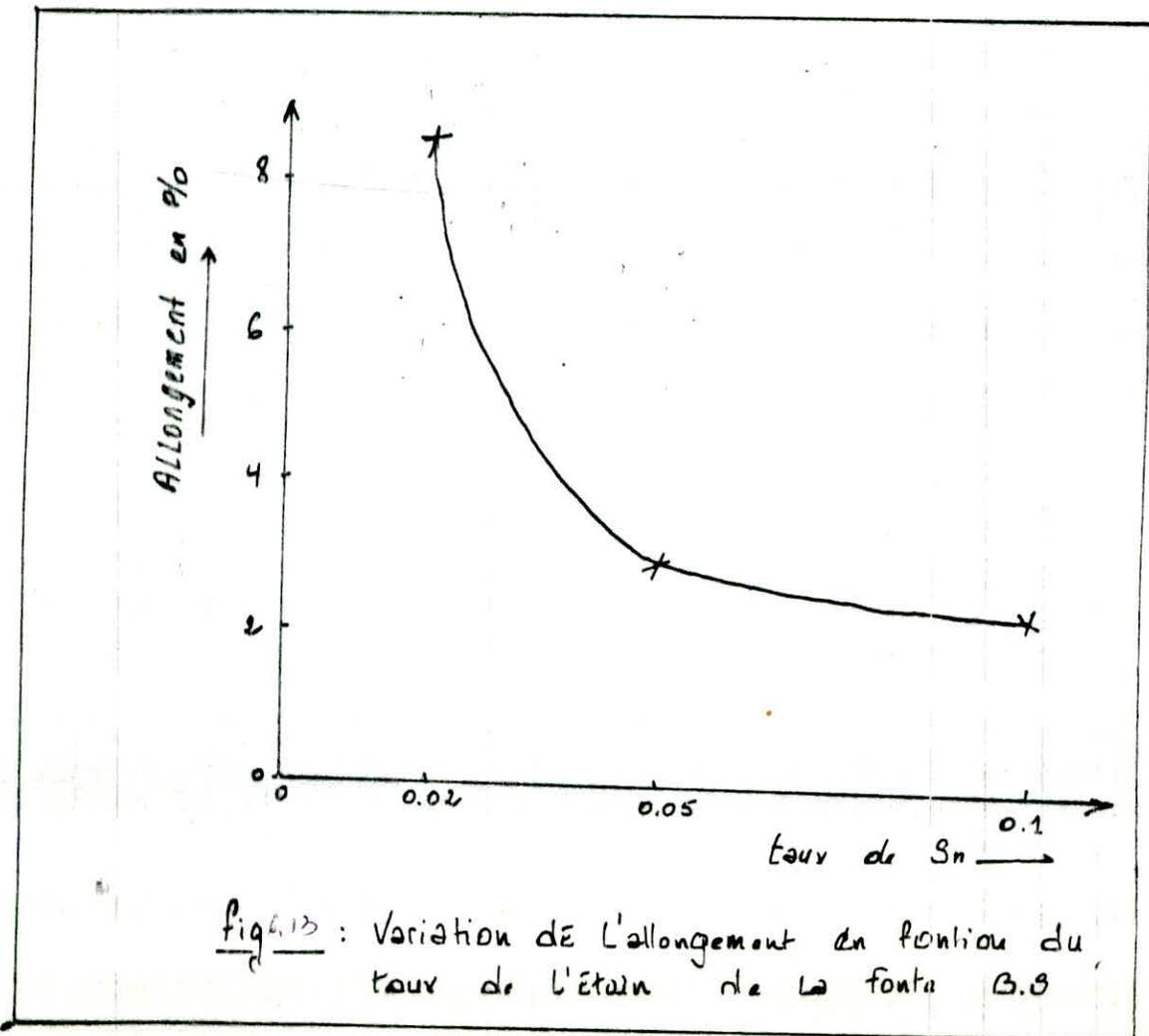
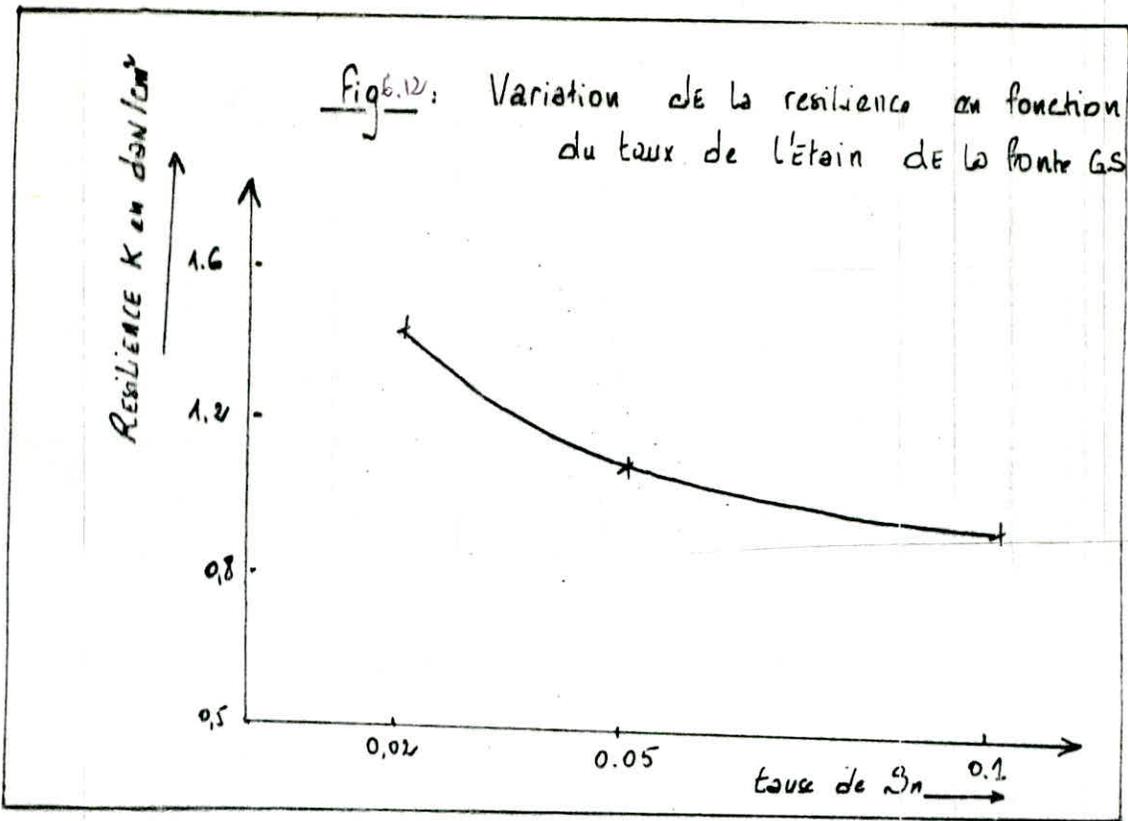


fig 6.14: Variation du taux de Perlite en fonction du taux de l'Étain

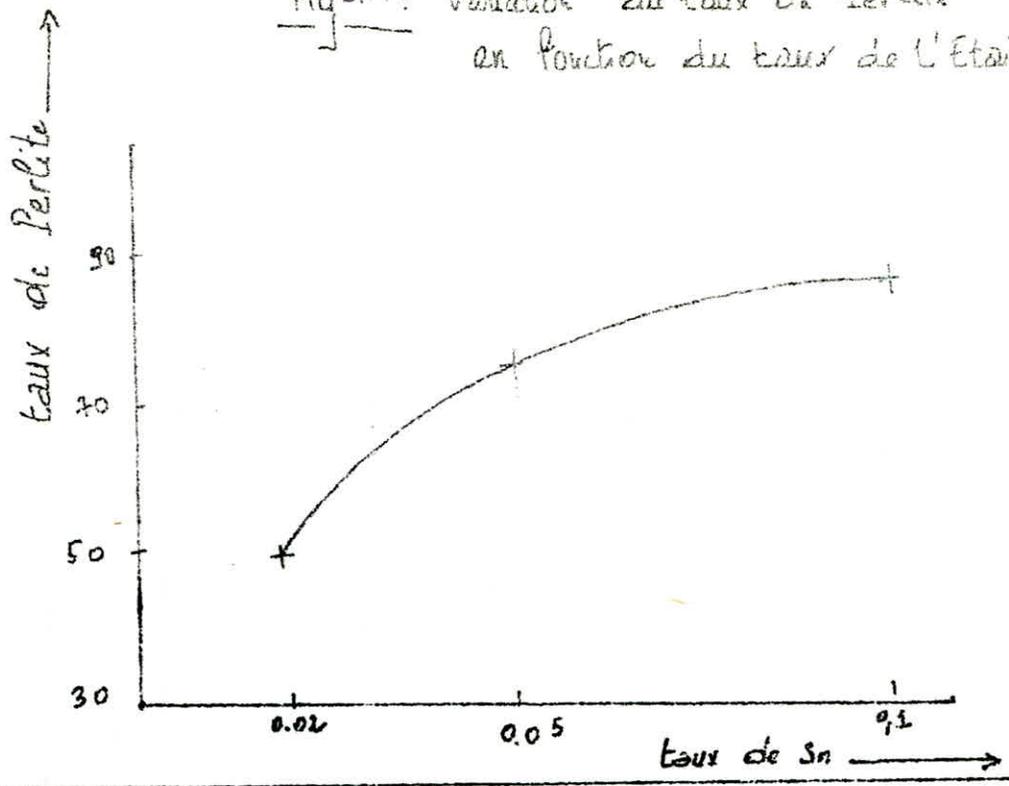
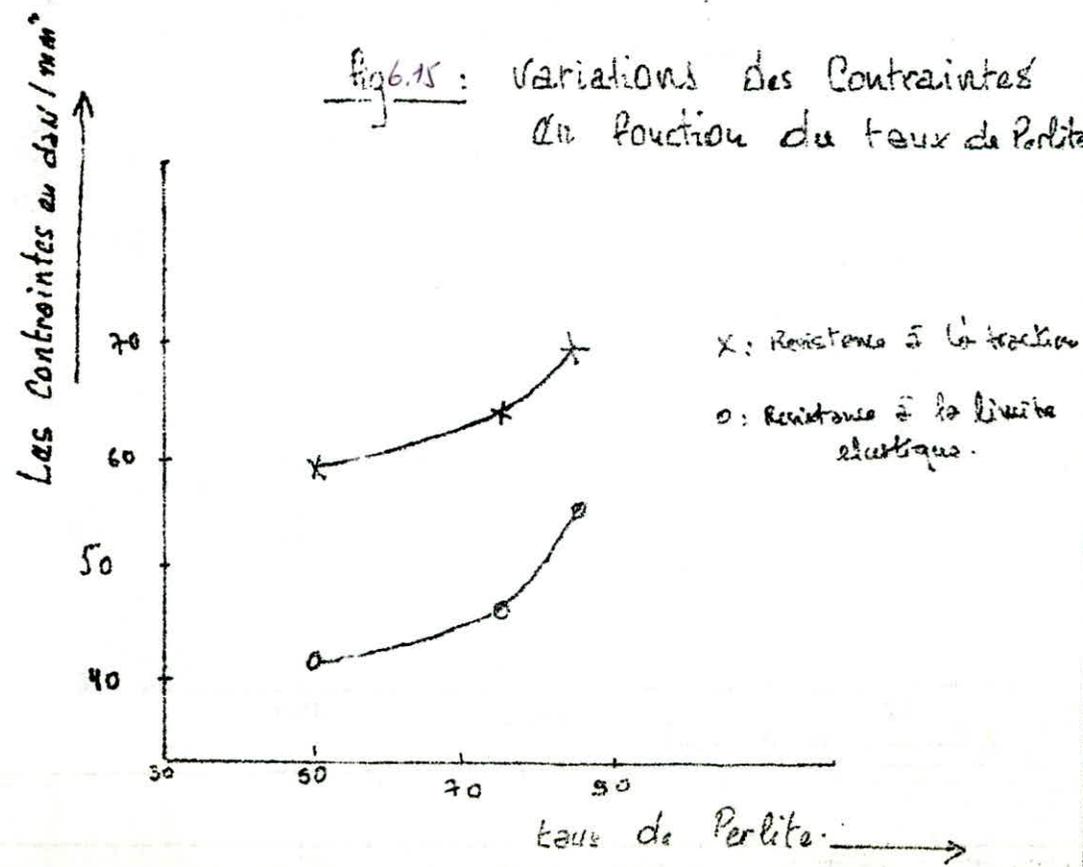
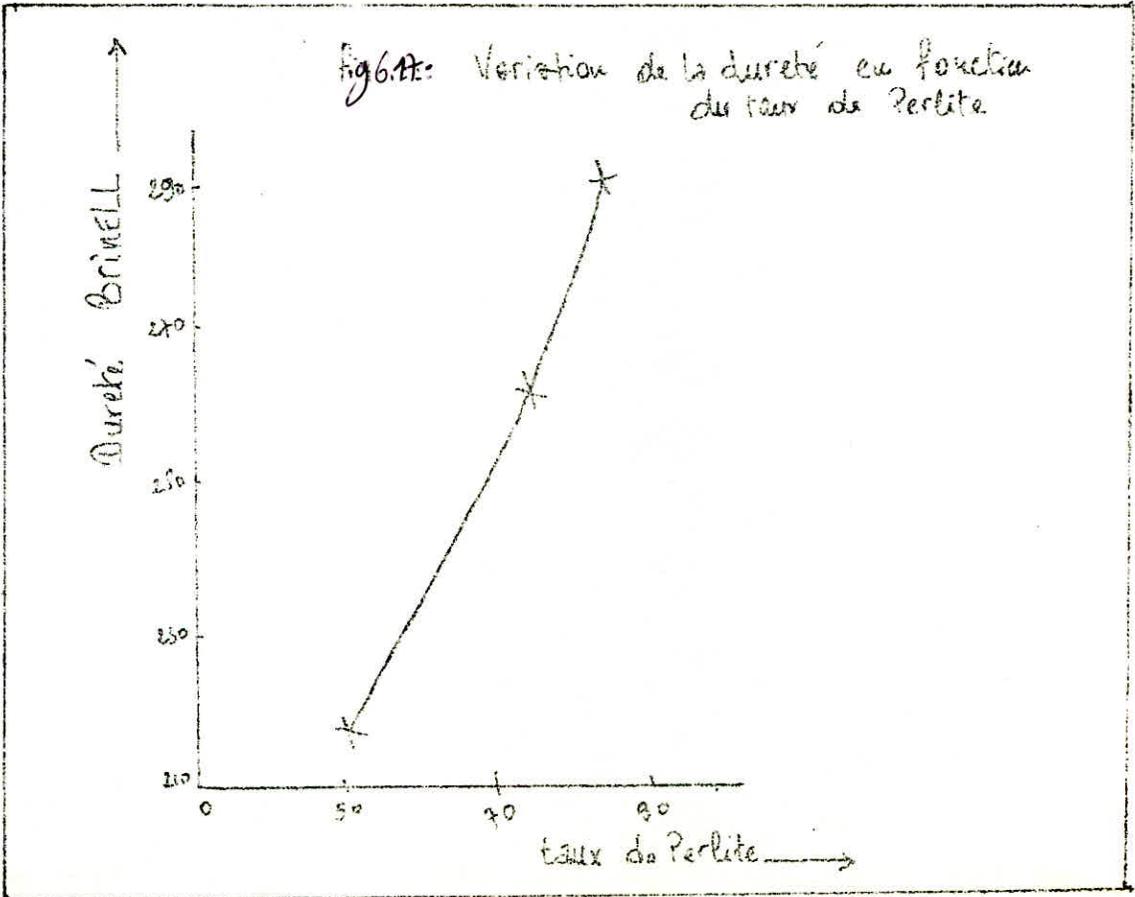
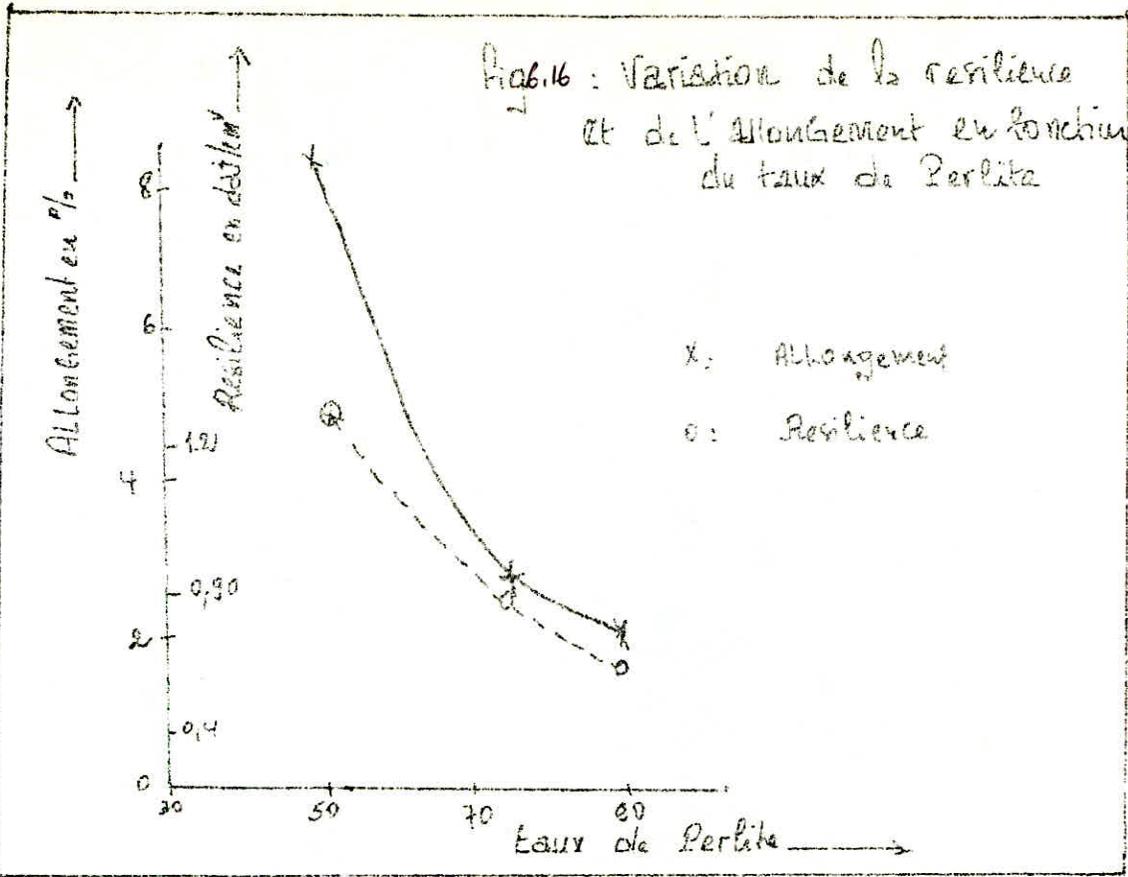


fig 6.15: Variations des Contraintes en fonction du taux de Perlite





CHP.IV. INTERPRETATION DES RESULTATS ET CONCLUSIONS:

IV.1 INTERPRETATION DES RESULTATS.

IV.1.1 STRUCTURE FERRITIQUE:

Le tableau ci-dessous regroupe les caractéristiques mécaniques de la structure ferritique obtenue par traitement thermique; et celle obtenue par addition du silicium .

	Rr	Re	A(%)	K	HB	UHV	
	dan/MM2	dan/mm2		daj/cm2		F	P
Ferrite obtenue par traitement thermique.	43,5	32	17	2,85	162	173	
Brut de coulée à 2,53 % Si	43,5	29,9	19,28	1,92	197	200	306
Fonte A à 3,10 % Si brut de coulée	49,5	38	16	1,89	175	184	
Fonte B brut de coulée à 3,22 % Si	52	36	15	1,80	189	210	

La fonte G.S est appelée parfois fonte ductile parce que:

- Sa ductilité statique (A) est plus grande que celle de la fonte grise lamellaires.
- Sa ductilité dynamique ou résilience (K) est aussi très supérieur à celle des fontes grise conventionnelles .

Le fondeur peut régler cette ductilité en jouant sur la structure de l'alliage.

Plus la fonte contient de ferrite plus elle est ductile et moins elle est résistante. Plus la fonte contient de perlite moins elle est ductile et plus elle est résistante .

Selon la règle des mélanges tout est donc une question de rapport... perlite/ferrite de la matrice de la fonte pour aboutir à un compromis raisonnable, en vue d'une application pratique ; entre la résistance R_e et la ductilité (K,A.)

- TRAITEMENT THERMIQUE DE FERRITISATION.

La structure de la matrice est quasi ferritique (taux de perlite est inférieur à 5 %).

Lors du refroidissement; l'austenite sursaturée en carbone s'appauvrit de ce dernier qui est rejeté sous forme de graphite ; ce carbone se dépose sur les nodules ou forme de petits amas de graphite.

A 738 °C l'austénite atteint la composition eutectoïde de (0,77% de carbone); l'austenite se décompose en ferrite et graphite ; la structure est donc ferritique.

- ADDITION DU SILICIUM

L'addition du silicium avec des proportions bien déterminé, nous à permit d'obtenir une fonte brute de coulée de structure entièrement ferritique ; mais on constate une variation très sensible des caractéristiques mécaniques comparativement à celle de la structure de traitement thermique.

Parmi ces variations on distingue:

* Augmentation de la résistance à la traction; de celle à la limite élastique ; de la dureté (qui passe de 162 à 189 HB) et de la dureté de la ferrite (qui passe de 173 à 210 HV) en fonction de l'augmentation de la teneur en silicium.

* Une diminution de l'allongement et de la résilience (qui passe de 2,85 à 1,80 daj/cm^2) en fonction de l'augmentation de la teneur en silicium.

Ces résultats expliquent le renforcement et le durcissement de la ferrite par le silicium.

IV.1.2: STRUCTURE PERLITIQUE.

Tout les résultats des caractéristiques mécaniques des structures perlitiques; obtenue par traitement thermique et celles par addition de l'étain sont regroupés dans le tableau ci-dessous.

	Rr dan/mm ²	Re dan/mm ²	A(%)	K daj/cm ²	HB	UHV	
						F	P
Brut de coulée (Ferrito-Perlitique)	43,5	29	9	1,92	197	200	306
Brut de coulée à 0,02 % Sn	58,4	42,5	8,5	1,25	215	201	306
Brut de coulée à 0,05 % Sn	63,5	46,4	2,8	0,88	262		312
Brut de coulée à 0,1 % Sn	70,1	55,5	2,1	0,78	290		350
Perlitique Obtenue par traite- -ment thermique	61	45	6,4	1,48	262		348

OBTENTION DE LA PERLITE

Le traitement thermique utilisé est la même que ce lui de la ferritisation sauf dans le cas la vitesse de refroidissement est plus élevée. L'austénite commence par se transformer en ferrite et graphite et puis en perlite. La proportion de la perlite augmente en fonction de la vitesse de refroidissement. A l'ai agité, nous obtenons une structure entièrement perlitique. La ferrite en très faible quantité, se forme autour des sphéroïdes de graphite sous forme d'auréoles.

ADDITION DE L'ETAIN

Après consultation des courbes est des graphes d'évolution des différentes caractéristiques mécaniques (Rr-Re-A ; HB) En fonction de la teneur en étain ; nous remarquons une augmentation des contraintes limites de rupture et d'élasticité et une nette diminution de l'allongement qui se traduit par une perte de plasticité aussi une augmentation du module de Young;

a) HB = f (% Sn): Nous remarquons que la pente est plus faible à partir de 0,07 % ceci se traduit par la concavité de courbe vers le bas, d'où prévision de perte de caractéristique mécaniques après 0,1 %

b) A = f (% Sn) : diminution de l'allongement en fonction de l'augmentation de taux de perlite et la courbe à tendance de présenter un palier.

c) Résilience = f (% Sn)

L'influence de l'étain sur la fonte G.S n'est pas tellement importante en effet la résilience passe de 1,25 à 0,78 daj/Cm² localisée surtout dans lamatrice.

d) microdureté: Une prise de microdureté sur la ferrite de fonte G.S sans étain et avec étain, nous à révélée que ce dernier durcit la ferrite.

Les structures microscopiques et les caractéristiques mécaniques montrent que:

- * Le silicium : est un élément graphitisant ; donc il doit être suffisamment abondant pour éviter la formation d'une fonte truitée

Il accroît la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite lors de la formation des sphéroïdes de graphite.

Il durcit la ferrite et augmente sa résistance et sa dureté .

Malheureusement il diminue considérablement la résilience

En conclusion ; ce qui concerne la production des fontes G.S 38-15 au brut de coulée; nous pouvons utiliser le silicium comme élément ferritisant pour des certaines pièces qui ne nécessite pas une grande marge de sécurité ; mais il reste à faire une étude économique.

- * L'ETAIN est un élément qui stabilise et favorise la formation de cémentite (augmentation de la proportion de perlite). Cependant l'ajout de l'étain peut nous faire éviter une suite de traitement thermique ; donc une étude technique-économique comparative doit faire suite.

Afin d'approfondir la connaissance sur les effets de ces deux éléments d'addition, et de prévoir le comportement de la fonte G.S vis à vis de ces derniers ; des techniques expérimentales adéquates doivent être utilisées, nous pensons particulièrement à l'analyse métallographique et à l'analyse diffractométrique.

Ce projet aurait été plus complet si parmi les structures étudiées figuraient d'autres structures comme la bainite et la sorbite . D'après les recherches actuelles; les fontes bainitiques semblent être très intéressantes de point de vue propriétés mécaniques et capacité d'amortissement des vibrations.

REFERENCES ET BIBLIOGRAPHIE

- (1) F. BROQUET : METALLURIE DE FONDERIE
-EDITION EYROLLES 1970
- (2) S. STEPHEN: FONTE G.S I PRODUCTION
- CIT FER ET TITANE 1975
- (3) K. REIFFERSHEID : FONTE A GRAPHITE SPHEROIDAL
- ELABORATION ET CARACTERISTIQUES
- FONDERIE
- (4) A. ROUS: PRECIS DE METALLOGRAPHIE APPLIQUEE
-EDITION DUNOD BORDAS 1963
- (5) G. GORGUET: FONTE G.S FERR TIQUE
- FONDERIE N° 337 1974
- (6) TECHNIQUE DE L'INGENIEUR 1982
-ELABORATION DES FONTES
MULAGE ET FONDERIE
- (7) LAKHTINE : METALLOGRAPHIE ET TRAITEMENT THERMIQUE DES METAUX
-EDITION MIR 1978
- (8) revue traitement thermique
-N° 195 OCTOBRE 1985
- (9) J. BREGOU : TECHNIQUE DE L'INGENIEUR
FONTE A GRAPHITE SPHEROIDAL
- (10) M. DECROP: QUELQUES EXPERIENCES SUR LA GERMINATION
DU GRAPHITE DANS LES FONTE
-JOURNAL DE FONDERIE N°247 1966
- (11) M. DECROP LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL
-FONDERIE 1979
- (12) POLYCOPIE DE BERNARD SCHMITT: METALLURGIE PHYSIQUE (E.N.S.P)
- (13) REVUE DE FONDERIE N°320 1973
- (14) J. BARRALIS et G. MAEUER : PRECIS DE METALLURGIE
-EDITION AFNOR ET NATHAN 1983

