

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية  
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
—oOo—

وزارة التعليم و البحث العلمي  
Ministère de l'Enseignement et de la Recherche Scientifique  
—oOo—

8/87

1ED

# ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT MINES & METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة —  
Ecole Nationale Polytechnique

## PROJET DE FIN D'ETUDES

### SUJET

ETUDE  
D'UNE FONTE G.S.C(38-15)  
ALLIEE A 1% DE NICKEL

Proposé par :  
M. MABROUK  
BOUABDALLAH

Etudié par :  
ALLAOUI  
OMAR

Dirigé par :  
M. MABROUK  
BOUABDALLAH

PROMOTION: JUIN 87



بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

لهذا ...

\* ربّي روح لئبي وطاهرة

\* ربّي لئبي والعزيمة

\* لئبي لئبي

\* لئبي لئبي

\* لئبي جميع لئبي

\* لئبي كل من يؤمن بالله

\* لئبي

أهدي هذا العمل والمستروضع  
رهيباً من الله وأن يوفق  
الجميع لئبي ما يحب ويرضاه

عبدالله

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier :

Monsieur BOUABDALLAH chargé de cours à l' E N P

Monsieur SALHI chargé de cours à l' E N P

Pour l'aide précieuse et les conseils qu'ils m'ont prodigué  
tout au long de mon travail .

L'ensemble des professeurs qui ont contribué à ma formation  
d'ingénieur en particulier ceux du département " MINES ET  
METALLURGIE "

L'ensemble du personnel de l' U F R - S M V I , du C F S  
et du laboratoire du bâtiment mécanique , qui s'est montré  
coopératif et gentil .

ALLAOUÏ OMAR  


S O M M A I R E

INTRODUCTION :	1
CHAPITRE : I - ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL	
I . 1 - COMPOSITION CHIMIQUE .....	3
I . 2 - MECANISME DE CRISTALISATION DU GRAPHITE SPHEROIDAL .....	4
I . 3 - TRAITEMENT DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL .....	5
I . 4 - TRAITEMENTS THERMIQUES .....	17
I . 5 - CARACTERISTIQUES DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL .....	19
I . 6 - EFFETS DES ELEMENTS D'ADDITION .....	24
CHAPITRE : II - MATERIAUX ET ETUDE EXPERIMENTALE	
II . 1 - ELABORATION DE LA FONTE G.S.C ALLIEE AU NICKEL .....	31
II . 2 - TECHNIQUES EXPERIMENTALES .....	34
II . 3 - RESULTATS .....	47
CHAPITRE : III - ETUDE DE L'INFLUENCE DU NICKEL SUR LA FONTE G.S.C ( 38 - 15 )	
III . 1 - INFLUENCE DU NICKEL SUR LA STRUCTURE .....	57
III . 2 - INFLUENCE DU NICKEL SUR LA DIMENSION DU GRAPHITE .....	60
CHAPITRE : IV - INTERPRETATIONS ET CONCLUSION .....	67

المدسة الوطنفة المفعفة الففنفاف  
BIBLIOTHEQUE — المففبفة  
Ecole Nationale Polytechnique

# INTRODUCTION

Au cours de ces dernières années , des progrès considérables ont été réalisés dans l'élaboration des fontes , au double point de vue technologique et métallurgique . Parmi ceux-ci il faut citer la découverte et la mise au point de fonte possédant des caractéristiques mécaniques très élevées et une ductilité comparable à celle des aciers ; les fontes à graphite sphéroïdal ont un graphite qui se présente en sphéroïdes compacts insérés dans la matrice métallique .

La présence à teneur élevée de carbone abaisse la température de fusion de la fonte et augmente la coulabilité ; la précipitation de la plus grande partie de carbone en graphite limite la contraction de la solidification ; La forme sphéroïdale du graphite atténuant très peu les propriétés de la matrice métallique . Ces fontes sont pratiquement comparables aux aciers quant à leurs résistances mécaniques tout en conservant les propriétés spécifiques des fontes .

Et notre sujet présente l'étude d'une fonte à graphite sphéroïdal du type C ( 38 - 15 ) après une addition de ( 1 % ) de nickel , et de comparer les caractéristiques mécaniques de cette nouvelle fonte avec celle de certains aciers afin d'intégrer cette fonte au niveau de la S.N.V.I - C.V.I de ROUIBA .

Pour cette étude on a consacré un premier chapitre pour l'étude bibliographique des fontes à graphite sphéroïdal comportant l'influence et les effets des éléments d'addition sur les fontes à graphite sphéroïdal ; dans le deuxième chapitre, nous traitons les méthodes expérimentales, et les essais mécaniques .

Le troisième chapitre, est réservé à l'étude de l'influence du nickel, sur la fonte à graphite sphéroïdal ferritopérlitique du type C ( 38 - 15 ) .

et en fin le dernier chapitre comporte les interprétations, et les conclusions .

# CHAPITRE : I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR

LES FONTES A GRAPHITE

SPHEROIDAL

## I . 1 - 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 chimique d'une fonte devra être fixée en fonction de la structure désirée et de la vitesse de refroidissement qui est fonction de l'épaisseur des moulages .

### I . 1 - 1 - LE CARBONE :

Le carbone est l'élément graphitisant , et comme dans les fontes grises ordinaires, la matrice de la fonte à graphite sphéroïdal est hypo , ou hypereutectique suivant son indice de saturation en carbone :

$$S_c = \frac{C\%}{C_{\text{éq}}\%}$$

$C_{\text{éq}}\%$  : le carbone équivalent donné par la relation :

$$C_{\text{éq}} = [4,25 - 0,30 \text{ Si} - 0,25 \text{ P} + 0,07(\text{ Mn} - 2 \text{ S} ) - 0,10 \text{ Cu} ] - 0,2 .$$

en fonction des titres en éléments principaux : Si , P , Mn , ...

et 0.2 représente la perte estimée en carbone admise pour le traitement de sphéroïdisation .

L'influence du carbone sur les caractéristiques des fontes G.S est beaucoup plus faible que dans les fontes lamellaires ; c'est pourquoi pour les pièces épaisses on choisit un carbone équivalent inférieur à 4,3% ( $C_{\text{éq}} < 4,3\%$ ), afin d'améliorer la coulabilité, et éviter les défauts de trempe et de réassurance .

#### I . 1 - 2 - LE SILICIUM :

Le Silicium est un élément graphitisant, qui doit être toujours suffisamment abondant pour éviter la formation d'une fonte truitée .

Le tiers du Silicium total est ajouté en fin de fusion., et a un rôle d'innoculation du graphite ; le Silicium total est légèrement supérieur à celui d'une fonte grise .

Le Silicium accroît la vitesse de la diffusion du carbone dans l'austénite lors de la formation des sphéroïdes de graphite, il durcit la ferrite et augmente la résistance de la ferrite et de la fonte .

Mais comme inconvénient, il diminue considérablement la résilience, et c'est la raison pour laquelle il est limité entre (1,8% et 3%) selon l'épaisseur de la pièce ; mais une addition de nickel compense cet effet fragilisant, et on recommande l'analyse suivante :

- le Silicium : entre 1,4% et 1,8%
- le Nickel : entre 0,5% et 1,5%

### I . 1 - 3 - LE MANGANÈSE :

Le **manganèse** est un élément carburigène . blanchissant , il faut donc peu de **manganèse** pour éviter dans les parties minces de moulage la formation d'une fonte truitée .

Et comme la teneur en **soufre** dans les fontes G.S est toujours faible , donc le rôle du Manganèse n'est plus la désulfuration comme dans les fontes grises lamellaires , mais la dénitruration car les nitrures de fer dus à l'azote dissous , perturbent la graphitisation , et participent à la solidification des carbures .

La désulfuration des fontes G.S ferritiques . se fait au sulfure de calcium ( Ca S ) avec un maintien de Manganèse inférieur à 0,2 ‰ ( Mn < 0,2 % ) .

La désulfuration des fontes G.S perlitiques , se fait aussi à l'aide de ( Ca S ) , mais avec un maintien de Manganèse supérieur à 0,4 ‰ ( Mn > 0,4 % ) ; car un maintien de ce genre peut faciliter l'obtention d'une matrice perlitique en favorisant la formation de cementite manganésifère  $(Fe, Mn)_3C$  dans la perlite . .

### I . 1 - 4 - LE SOUFRE :

Le **Soufre** est toujours maintenu à de très faibles teneurs à cause des raisons suivantes :

- Il communique au liquide un grand pouvoir mouillant par rapport au graphite qui conduit à un graphite lamellaire .

- Il consomme beaucoup de Magnésium , ou alliages de Magnésium car le ( Mg ) est un désulfurant actif , et la part qui entre en désulfuration ne peut plus servir à la sphéroïdisation du graphite .
- Il conduit à la formation de sulfure de Magnésium (Mg S) , qui est à éviter , car cela donne des inclusions néfastes aux caractéristiques mécaniques des moulages .

Et on comprend pourquoi l'élaboration des fontes G.S s'effectue au four électrique à induction .

#### I . 1 - 5 - LE PHOSPHORE :

L'influence du Phosphore s'ajoute à celle du Silicium pour fragiliser la fonte G.S surtout aux joints des grains en provoquant une rupture intergranulaire , alors que le (Si) donne lieu à une rupture transgranulaire .

Le Phosphore abaisse la résilience , et influe négativement sur la ductilité dynamique à cause de la ségrégation du Phosphore aux joints des grains .

Donc il est nécessaire de limiter la teneur en ( P ), le plus bas possible ( c'est à dire inférieur à 0,00 % ) .

#### I . 1 - 6 - LE MEGNESIUM :

Le Magnésium est un élément blanchissant de la matrice , et sphéroïdisant du graphite ; la quantité nécessaire en ( Mg ) pour la sphéroïdisation du graphite varie selon l'épaisseur de la pièce à mouler .

Généralement on prévoit, un certain excès de ( Mg ) à cause des pertes dues à l'évaporation lors du traitement en poche, et la formation d'une quantité de sulfure de magnésium ( Mg S ) .

#### I . 1 - 7 - LES IMPURTES NOCIVES :

La présence de certains éléments ( même à l'état de traces ) tels que :

le plomb ( Pb ) , le bismuth ( Bi ) , l'antimoine ( Sb ) , le titane ( Ti ) , l'arsenic ( As ) , ... gêne la sphéroïdisation du graphite .

Des règles générales de l'action de ces " poisons " ont été constatées :

- Ils sont d'autant plus dangereux que leur masse atomique est plus élevée .
- Ils sont d'autant plus dangereux qu'ils sont plus solubles dans le fer .
- Le cumul de plusieurs impuretés aggrave leur nocivité propre
- Les impuretés donnent à la fonte une hérédité perlitique , donc , il est important d'utiliser des matériaux purs dans l'élaboration de la fonte G.S ferritique , et de faire des additions d'antipoisons .

#### TENEURS MAXIMALES TOLERABLES EN POISONS :

Élément	Al	Sb	As	Bi	Pb	Tl	Ti
Pourcentage ( % )	0,050 %	0,10 %	0,050 %	0,002 %	0,002 %	0,010 %	0,070 %

### REMEDES CONTRE LES POISONS :

On introduit généralement du ferro-cérium (avec un pourcentage qui varie de 0,2 % à 0,3 % du poids de l'alliage de traitement en Magnésium , et cela soit après le traitement en Magnésium , soit dans l'alliage de sphéroïdisation pour neutraliser la plus part des poisons dont on a parlé .

### I . 2 - MECANISME DE CRISTALLISATION DU GRAPHITE SPHEROIDAL :

Le déroulement de la solidification eutectique des fontes à graphite sphéroïdal, et celui des fontes G.S présente des différences fondamentales ; les lamelles de graphite croissent uniquement au contact du liquide dans un intervalle de temps très étroit , alors que dans les fontes G.S , la solidification progresse par croissance de sphères eutectiques . c'est à dire de sphéroïdes de graphite entourés d'une coquille d'austenite dans lesquels le graphite n'est plus au contact du liquide . Par ailleurs , l'intervalle de température dans lequel se déroule la réaction eutectique est relativement large .

Les germes de graphite sphéroïdal prennent naissance dans le liquide sursaturé en carbone , et on peut prouver cela par 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 G.S centrifugées. Les germes de graphite sont immédiatement enrobés d'austenite , et parallèlement à la germination des sphéroïdes de graphite entouré d'une gaine d'austenite ,

on a dans le liquide une solidification dendritique ; ce réseau de dendrites gêne l'alimentation en liquide des moulages en fonte G.S , et peut même provoquer dans les régions de dernière solidification des zones poreuses ou même des carbures intergranulaires .-

Donc le mécanisme de cristallisation du graphite sphéroïdal se passe en deux opérations :

- Gémination du graphite :

Pour la gémination du graphite , il y a plusieurs théories pour expliquer cela et dans ce sujet on va parler de deux seulement parmi ces théories :

a - THEORIE DE LA GERMINATION HETEROGENE :

Cette théorie est annoncée par " MORROGH " et " WILLIAMS " ; et dit que les germes seraient des particules hétérogènes d'oxydes , de carbures , de sulfures , cristallisant avec le système du graphite .

b - THEORIE C.T.I.F (centre technique des industries de la fonte) :

selon cette théorie le graphite se formerait après l'inoculation du ferro-silicium, des cristaux transitoires de ( C Si ) dans des zones riches en ( Si ) de la fonte liquide . Les plaquettes de ( C Si ) par suite de leur dilution par le fer se décomposent en cristaux de siliciure de fer , et des germes de graphite sphéroïdal.

A noter que cette théorie est vérifiée par l'expérience .

- Croissance des sphéroïdes de graphite : ( fig 1 )

Pour la croissance des sphéroïdes on a aussi plusieurs théories , et on va voir uniquement deux de ces théories dans ce sujet :

a - THEORIE C.T.I.F :

Selon cette théorie le développement , sphéroïdal ou lamellaire dépend de deux facteurs :

1 - La vitesse de cristallisation du graphite (  $V_c$  ) .

2 - La vitesse d'apport des atomes de carbone par diffusion à travers la gaine d'austenite (  $V_a$  ) .

Si (  $V_a$  ) est grande , la forme du graphite est déterminée par le facteur (  $V_c$  ) qui dépend des éléments du système du réseau , la forme en lamelle résulte d'une vitesse (  $V_c$  ) plus grande dans le plan à base hexagonal .

Si (  $V_a$  )  $\ll$  (  $V_c$  ) l'apport d'atome devient symétrique dans toutes les directions , c'est à dire indépendant des éléments de système de la maille hexagonale du graphite .  
Donc tout élément qui diminue (  $V_a$  ) , c'est à dire réduit la diffusion du carbone à travers la gaine d'austenite favorise la formation du graphite sphéroïdal .

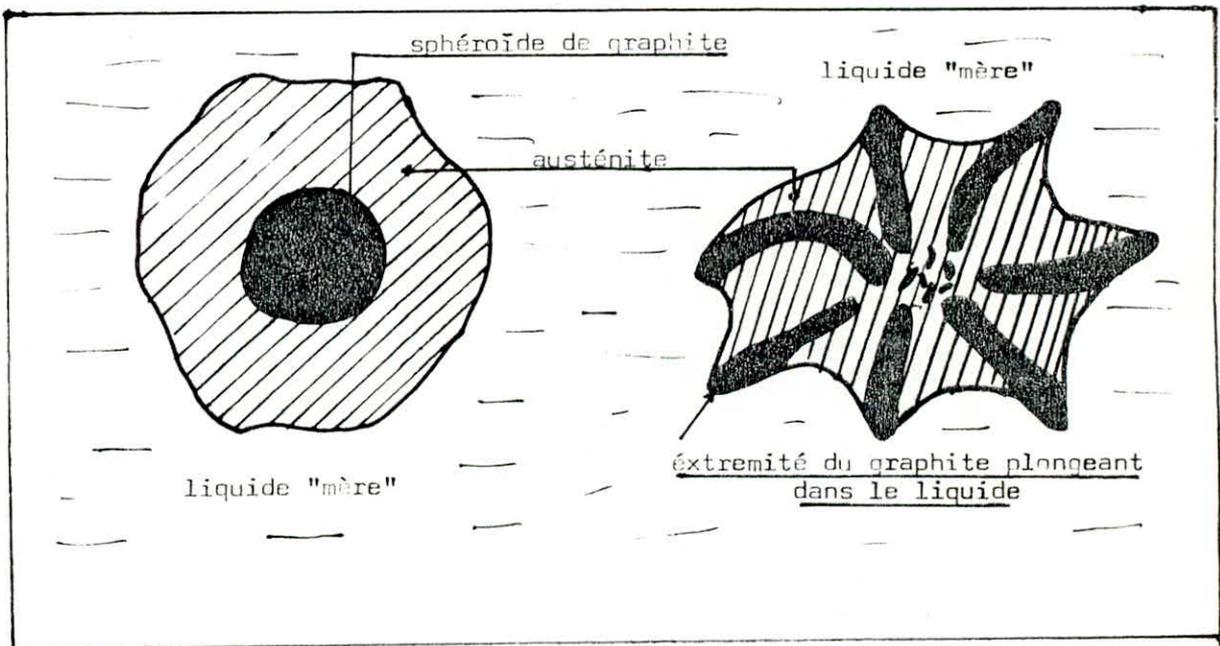
b - THEORIE DE "STADELMAIER" :

Selon cette théorie , la germination des sphérules de graphite débiterait par une cristallisation basaltique centripète à l'intérieur de cavités sphériques résultant de la vaporisation des éléments d'addition ; et ce n'est qu'après remplissage d'une telle cavité que la croissance du graphite se poursuivrait par le mécanisme de

diffusion dont on a déjà parlé .

Cette théorie s'appuie sur le fait que le graphite sphéroïdal s'observe dans les alliages (Uranium - Carbone) constitués de sphérules de graphite dans une matrice de carbone (  $U C_2$  ) . On a remarqué que les sphérules se réduisent parfois à une enveloppe sphérique mince qui tantôt reste vide et tantôt , a la faveur d'une rupture locale , se remplit de carbure .

( fig : 1 )



Croissance du graphite en sphéroïdes  
et lamelles

### I . 3 - ELABORATION DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL :

Dans une fonte grise à haut potentiel de graphitisation on cherche à freiner la précipitation du graphite , sans atteindre la formation de cémentite , pour favoriser la forme sphéroïdale du graphite qui peut être accompagné du graphite lamellaire .

Généralement en traitant au ( Mg ) une fonte potentiellement grise dans la poche de coulée , on peut obtenir une fonte blanche ou une fonte G.S selon l'addition de ( Mg ) qui accroît la surfusion du liquide et provoque le passage du système stable à graphite au système métastable à cémentite . Ainsi pour obtenir une fonte G.S d'une fonte potentiellement grise , on doit suivre deux opérations :

1 - une addition d'inoculant de graphite ( on utilise généralement pour cela un ferro - silicium ) .

2 -une addition de sphéroïdisant du graphite ( on utilise généralement pour cela un alliage au ( Mg ) qui crée la surfusion du liquide ) .

La quantité d'alliage sphéroïdisant au ( Mg ) , est donnée par la relation empirique suivante :

$$Q = M \times \frac{0,76( S\% - 0,01 ) + G\% + t \cdot 10^{-3}}{0,01 \times R\% \times Mg\%} \times \left( \frac{T}{1450} \right)^2$$

- Q : quantité d'alliage au ( Mg ) en kg

- M : masse de fonte à traiter en kg

- S% : pourcentage de la fonte en soufre après fusion , mais avant traitement de sphéroïdisation
- t : temps de maintien en poche entre le traitement au ( Mg ) et la coulée , (mn)
- G% : pourcentage en ( Mg ) résiduel , visé dans la fonte G.S après traitement
- Mg% : pourcentage en ( Mg ) de l'alliage sphéroïdisant utilisé pour le traitement
- T : température de la fonte au moment du traitement mesurée dans la poche (°C)
- R% : rendement du traitement qui dépend du type d'alliage utilisé pour sphéroïdiser la fonte et du procédé utilisé pour introduire cet alliage dans le bain ( cette valeur varie de 10 % à 40 % ) .

La formule précédente tient compte , de la quantité de ( Mg ) qui entre à la formation de ( Mg S ) , et de l'évaporation du ( Mg ) entre le traitement et la coulée. L'addition du ( Mg ) métallique pur dans du fer en fusion est une opération très dangereuse , si on ne prend pas nos précautions , car la température d'ébullition de ( Mg ) est de l'ordre de 1100 °C , et l'immersion du métal dans la fonte liquide donne automatiquement lieu à une vaporisation du métal .

A cause de tout ce qui précède , on utilise actuellement les alliages suivants :

### I . 3 - 1 - ALLIAGES : Ni - Si - Mg

Dans cet alliage , on retrouve des actions combinées (sphéroïdisante du ( Mg ) , et inoculant du ( Si ) ) ; mais le rendement faible de cet alliage limite beaucoup son utilisation .

### I . 3 - 2 - ALLIAGES : Ni - Mg

Ces alliages sont les plus anciens , ils ont une grande facilité de plonger dans la fonte liquide , et cela est du à la forte densité de ces alliages qui est de l'ordre de ( 6 kg / dm<sup>3</sup> ) .

La présence de ( Ni ) dans ces alliages les rend très utilisables dans le cas ou on veut obtenir une fonte G.S perlitique .

Ce type d'alliage a un rendement que le premier .

### I . 3 - 3 - ALLIAGES : Fe - Si - Mg

Ces alliages sont actuellement les alliages les plus utilisés car :

- Ils ne sont pas très chers comme d'autres alliages
- On peut les utiliser pour les fontes G.S pérlitiques comme pour les fontes G.S ferritiques .
- Ils donnent des réactions calmes , si le pourcentage de ( Mg ) est faible .

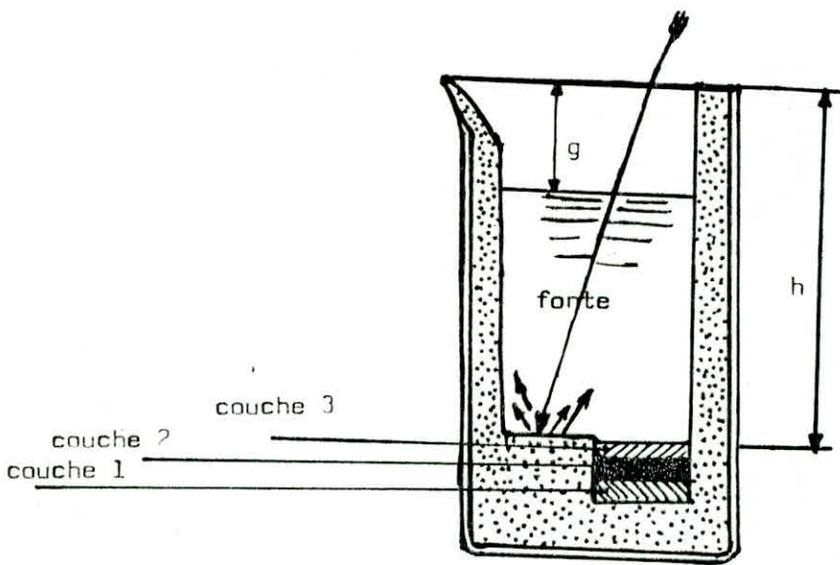
### I . 3 - 4 - METHODE DE TRAITEMENT :

Actuellement il y a plusieurs méthodes , pour introduire le ( Mg ) dans la poche de coulée , et la méthode " SANDWICH " semble la plus utilisée ; cette méthode est très répandue à cause de sa simplicité, et son rendement très élevé en ( Mg ) .

Cette technique consiste à utiliser une poche de coulée d'une forme spéciale , profonde et présentant une réduction de section vers le fond . La hauteur " h " est supérieure ou égale à " 2d " ; la hauteur de fonte doit conserver une garde

importante(  $g = \frac{1}{3} h$  ) pour éviter les projections .

( fig : 2 ) ;



Traitement en poche par la methode " sandwich "

La poche étant convenablement protégée, on introduit dans la section réduite un " sandwich " des additions sphéroïdisantes et inoculantes . On recouvre ce " sandwich " d'une tôle mince ( 2 à 3 mm ) pour retarder le contact entre la fonte et les alliages de traitement .

Le sandwich est constitué de trois couches :

COUCHE 1 : Fe - Si - Mg - Ca - Ce

cette couche est déposé au fond de la section réduite pour éviter son oxydation .

La composition chimique de cette couche est de : ~~47,5 % de Si~~ , et de 3 à 6 % de Mg , 6 % de Ca , 0,3 % de Ce .

Chacun de ces éléments d'alliage a son rôle :

- Le Mg : c'est un élément nodulisant , sphéroïdisant .
- Le Si : c'est un élément inoculant , graphitisant .
- Le Ce : c'est élément désulfurant , et un des meilleurs antipoisons .
- Le Ca : c'est un élément désulfurant .

#### COUCHE 2 : Fe - Si - Ba - Al

Cette couche est déposée sur la couche 1 , sa composition chimique est de 60 à 65 % de Si , 9 à 10 % de Ba , 1 % de Ca , 0,5 à 0,6 % d' Al .

Le rôle de chacun de ces éléments est :

- Le Si : c'est un élément inoculant , graphitisant , désoxydant .
- L' Al : c'est un élément désoxydant .
- Le Ba : c'est un élément inoculant , sphéroïdisant .

#### COUCHE 3 : Fe - Si - Al

Cette couche a exactement le même rôle que la deuxième couche , avec un prédominance de la désulfuration de la fonte liquide .

#### I . 4 - TRAITEMENTS THERMIQUES :

Malgré qu'on peut réaliser un nombre plus ou moins grand de nuances sans qu'on ait recours aux traitements thermiques , et malgré le prix de revient coûteux de ces traitements thermiques , ceux - ci restent 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 G.S sont particulièrement aptes pour les traitements thermiques , que se soit un adoucissement par ferritisation plus ou moins poussée qui peut entraîner une ductilité et une résilience élevée , avec une très bonne usinabilité , ou un durcissement par trempe et revenu , qui peut donner des caractéristiques mécaniques , et une dureté réglable selon ce que l'on désire .

Parmi les traitements thermiques que les fontes G.S peuvent subir , on peut citer quatre traitements :

##### I . 4 - 1 - NORMALISATION :

La normalisation consiste à faire une trempe à l'air , pour l'obtention d'une structure perlitique avec des caractéristiques mécaniques élevées , et une résistance à l'usure par frottement bien améliorée .

On fait un chauffage entre 830 et 930 °C , et on le fait suivre d'un refroidissement à l'air ambiant ou soufflé pour que l'austenite se transforme en perlite .

Dans le cas de présence des carbures libres on fait un maintien d'une heure à

deux heures aux environs de 930 °C .

#### I . 4 - 2 - FERRITISATION :

La ferritisation consiste à décomposer les carbures libres , la perlite , en ferrite et graphite , ce dernier qui se dépose sur les sphéroïdes existants ; et selon la structure de départ , et les degrés de ductilité ou d'usinabilité recherchés , on peut choisir le temps de maintien , et les processus de refroidissement .

On fait un chauffage à une température inférieure( 730 à 760 °C ) , à la température du début d'austénisation , ou supérieure( 850 à 875 °C ) à cette même température et un maintien d'une à plusieurs heures , puis un refroidissement à une vitesse relativement faible ( 40 à 20 °C / heure ) afin d'éviter certaines fragilisations

#### I . 4 - 3 - TREMPE ET REVENU :

Ce genre de traitement est surtout destiné pour augmenter la dureté .

Ce type de traitement consiste à faire un chauffage à 875 °C pendant une durée de 30 à 60 min , puis un refroidissement brutal par une trempe à l'huile souvent , et on obtient alors une structure martensitique qui a une très bonne dureté .

Généralement une trempe est suivie d'un revenu à différentes températures afin de diminuer les contraintes dues à la trempe , et de régler la dureté .

Le choix de la température de revenu , est toujours fonction de la dureté que l'on désire , ainsi que la structure voulue .

#### I . 4 - 4 - RELAXATION DES CONTRAINTES

L'anisothermie dans les pièces , soit à la solidification , soit au cours des traitements thermiques , se traduit par des différences de dilatation , et on risque d'avoir des ruptures en service à cause des contraintes .

Donc c'est indispensable de faire un traitement de relaxation qui tend à éliminer les tensions internes en produisant un certain effet de fluage des zones sous contraintes .

Pour cela , on fait un chauffage jusqu'à ( 550 ~ 600 ) , puis un maintien de 2 h à 5 h , et en fin un refroidissement lent .

#### I . 5 - CARACTERISTIQUES MECANQUES DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL :

La présence des lamelles de graphite dans les fontes ordinaires limite leurs caractéristiques mécaniques , car ces lamelles jouent le rôle d'entailles dans la matrice , c'est pourquoi on a souvent recouru à la forme sphéroïdale du graphite , pour éviter cette infériorité .

La forme sphéroïdale du graphite donne aux fontes des caractéristiques mécaniques très élevées qu'on peut même les comparer à celles des aciers .

Donc les caractéristiques mécaniques d'une fonte à graphite sphéroïdal dépendent beaucoup de la bonne sphéroïdisation du graphite ( une forme imparfaite du graphite comportant des lamelles , ou des pseudo - lamelles , donnent des résultats très ordinaires ) . Et il faut noter aussi que la structure d'une fonte G.S joue un

rôle déterminant dans les caractéristiques mécaniques :

★ Pour une structure ferritique :

- La résistance à la traction : de 40 à 55 (da N / mm<sup>2</sup>)
- L'allongement : de 15 à 24 %

★ Pour une structure perlitique :

- La résistance à la traction : de 60 à 90 (da N / mm<sup>2</sup>)
- L'allongement : de 3 à 8 %

★ Pour une structure ferrito - perlitique :

La résistance à la traction et l'allongement ont des résultats intermédiaires entre les deux premières structures .

Contrairement aux aciers , les fontes à graphite sphéroïdal , pour une même contrainte ne subissent pas les mêmes déformations en traction , et en compression quand les contraintes sont relativement élevées .

Il faut noter aussi que comme toutes les autres fontes , les fontes à graphite sphéroïdal ont toujours à la première mise en charge , une légère déformation permanente à cause de la présence du graphite .

Dans le tableau suivant , on présente , les trois structures les plus connues des fontes G.S , avec les caractéristiques mécaniques de chacune de ces structures :

TABLEAU : 2 -

	STRUCTURE		
	FERRITIQUE	FERRITO - PERLITIQUE	PERLITIQUE
Résistance à la traction $R_a$ ( daN/mm <sup>2</sup> )	38 - 55	52 - 65	58 - 80
Limite d'élasticité à 0,2% ( daN/mm <sup>2</sup> )	26 - 42	38 - 52	40 - 60
Résistance à la compression	75 - 100	90 - 115	100 - 130
Allongement ( A% )	10 - 25	4 - 10	1 - 5
Dureté BRINELL ( H B )	140 - 220	190 - 240	230 - 310
Résistance aux chocs	1,5 - 3	0,8 - 1,6	0,4 - 1,2
Propriétés particulières	- Ductilité - Résistance aux chocs - Usinabilité	- Caractéristiques mécaniques élevées	- Haute résistance
Type d'applications	- Automobiles - Machines agricoles	- Mécanique - Batis - Machines outils	- Engrenages - Tambours freins - Vilebrequin

Les essais effectués sur une fonte G.S.C ( 38 - 15 ) brut de coulée ont donné les résultats suivants :

- la charge à la rupture

$$C_r = 6300 \text{ daN}$$

- la section de l'éprouvette

$$S_0 = \pi \cdot r^2 = 153,93 \text{ mm}^2$$

donc  $R_r = 40,92 \text{ daN} / \text{mm}^2$

D'après le traction de la fonte G.S.C ( 38 - 15 ) représenté sur la figure ( 4 ) on détermine la charge à la limite élastique ;

$$C_e = 4600 \text{ daN}$$

donc  $R_e = 29,88 \text{ daN} / \text{mm}^2$

l'allongement obtenu était de 14 %

Pour la dureté Brinell , on a obtenu les données suivantes :

$$d = 4,1 \text{ mm} \quad ; \quad P = 3000 \text{ daN}$$

et connaissons  $D = 10 \text{ mm}$

donc on peut calculer la dureté Brinell d'après la formule :

$$HB = \frac{P}{S} \quad ; \quad \text{avec } S = \frac{\pi \cdot D}{2} ( D - D^2 - d^2 )$$

donc  $HB = 217,24$

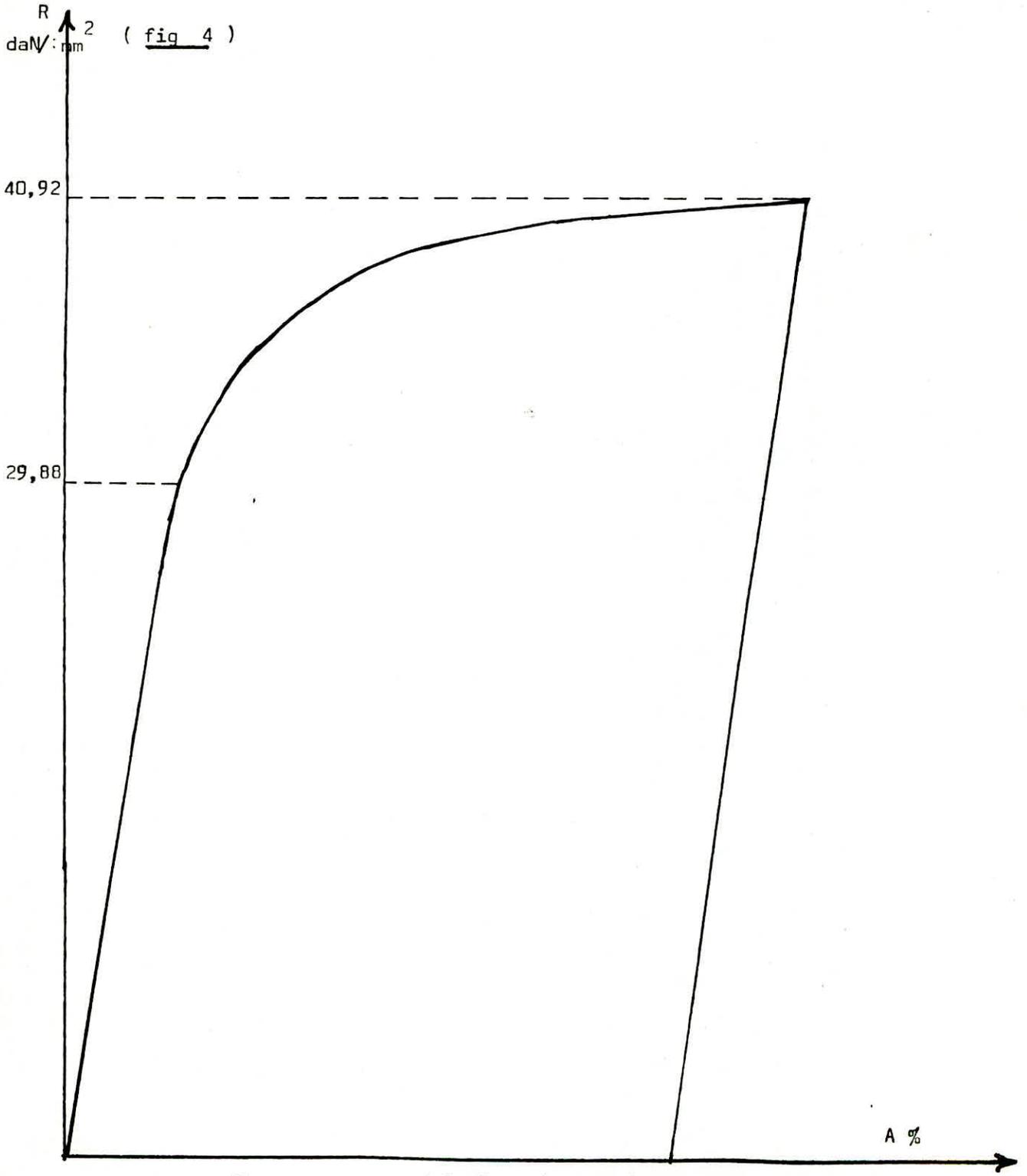


Diagramme caractéristique de traction de la fonte G.S.C

## I . 6 - EFFETS DES ELEMENTS D'ADDITION SUR LES FONTES G.S :

### I . 6 - 1 - Action du silicium :

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

Ayant fixé le carbone équivalent, il faut prendre en considération le rapport carbone/silicium .

Le silicium entre en solution dans la ferrite provoquant l'augmentation de sa dureté .

Mais comme inconvénients dans l'augmentation de la teneur en silicium on a :

- a - diminution de l'énergie à l'essai de résilience .
- b - augmentation de la température de transition et diminution de la conductivité thermique .

### I . 6 - 2 - Action du nickel :

comme élément d'addition dans les fontes, le nickel tend à donner des fontes perlitiques à grains fins très tenaces qui résistent bien sans fragilité à l'usure par frottement ( cylindre de laminoir à chaud, chemise de blocs de moteur à explosion ) .

En présence du chrome, le nickel donne des fontes martensitiques , résistantes

au choc (machoires de broyeurs, concasseurs, grilles de foyer et résistance électrique) .

Généralement le nickel accompagne le cuivre et le chrome dans les fontes neuves et les quantités trouvées sont comprises entre quelques p.p.m et 150 p.p.m. Mais si les fontes neuves sont élaborées à partir de résidus de pyrite , la teneur rencontrée peut atteindre même 2500 p.p.m .

Le nickel est un élément graphitisant entrant très faiblement en solution dans la matrice provoquant une augmentation de la dureté et de la résistance mécanique. Le nickel agit en atténuant la sensibilité à l'épaisseur et en régularisant le comportement à l'usinage .

Etant donné son pouvoir perlitisant , sa présence en faible teneur ne présente aucun inconvénient tant dans la fonte grise que dans la fonte à graphite sphéroïdale . Toutefois pour obtenir une structure ferritique , il est préférable d'en limiter la teneur au plus bas niveau possible ( inférieur à 10 % ) .

Enfin on peut résumer l'action du nickel sur les points suivants :

- le nickel est un élément stabilisant l'austénite ;
- il n'a aucun effet sur la sphéroïdisation ;
- il diminue la fragilité de la ferrite ;
- généralement les fontes à graphite sphéroïdale alliées au nickel ont de très bonnes caractéristiques mécaniques ;

- le nickel communique une heredité perlitique à la matrice , donc pour l'élaboration des fontes G.S ferritiques , il faut l'eviter ;
- il affine la perlite , ce qui augmente la résistance de l'alliage .

#### I . 6 - 3 - Action du chrome :

Le chrome est un élément qui favorise la trempe primaire , sa présence en trop grandes quantités peut avoir pour effet de blanchir les parties minces du moulage , ce qui conduit à une irrègularité d'usinage et à une fragilité .

Le chrome favorise aussi la formation de la bainite supérieure au lieu de la bainite inférieure , mais on peut compenser cet effet défavorable par un accroissement de la teneur en silicium et en nickel .

Généralement ces additions couteuses ne sont utilisées que dans le cas où on désire obtenir pour une loi déterminée de refroidissement en moule , des structures bien déterminées ( sorbite , martensite , bainite ) .

#### I . 6 - 4 - Action du molybdène :

On utilise le molybdène souvent à cause de 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 qu'il convient de maintenir sa teneur à un faible pourcentage si nous cherchons la ductilité .

Le molybdène favorise la formation de la cémentite (  $Fe_3C$  ) et retarde la

graphitisation et améliore la trempabilité même à faibles teneurs, mais si on ajoute le molybdène et le cuivre à la fonte dans des proportions propres l'influence de la stabilisation de la cémentite sera compensée par l'effet de graphitisant du cuivre.

#### I . 6 - 5 - Actions de l'étain et du cuivre :

Du point de vue économique, l'étain et le cuivre sont les plus efficaces comme perlitisants.

L'étain est plus favorable, mais sa teneur ne doit pas dépasser 0,05 % par crainte de formation de graphite lamellaire aux joints de grain, par contre le cuivre peut atteindre jusqu'à 2 % (limite de solubilité liquide) et on peut dépasser ces 2 % si on ajoute du cuivre et du nickel simultanément, mais une opération de ce genre est très rare à cause de son prix de revient.

Les combinaisons ( Cu / Sn ) suivantes entraînent une fonte entièrement perlitique

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

L'effet perlitisant des deux éléments est additionnel, malgré que c'est l'étain qui joue le rôle principal (l'effet de Sn est dix fois plus fort que celui de Cu).

- analyse pour l'obtention d'une fonte G.S à matrice ferrito-perlitique :

On verse dans le four environ :

- 0,3 % de cuivre en morceaux ;
- 0,5 % de Fe-Si à 65 % de silicium ;
- 2,5 % de graphite exempt de soufre ;
- 50 % d'acier doux ;
- 40 % de retour de fonte ferrito-perlitique ,

et après la fusion on verse le bain dans une poche de coulée qui contient au fond un sandwich formé de :

- 1 à 2 % de Fe-Si-Mg-Ca-Ce ;
- 0,5 à 1 % de Fe-Si-Ba-Al ;
- 0,5 % de Fe-Si à 65 % de Si ,

et on fait un décrassage superficiel à l'aide du slax et la fonte obtenue est la suivante :

Elément	C	Si	Mn	Cu	S	P
Pourcentage ( % )	3,75 - 3,85	3,1-3,2	< 0,30	0,50	< 0,0015	< 0,02

- analyse pour l'obtention d'une fonte G.S à matrice ferritique au brut de coulée :

On verse dans le four environ :

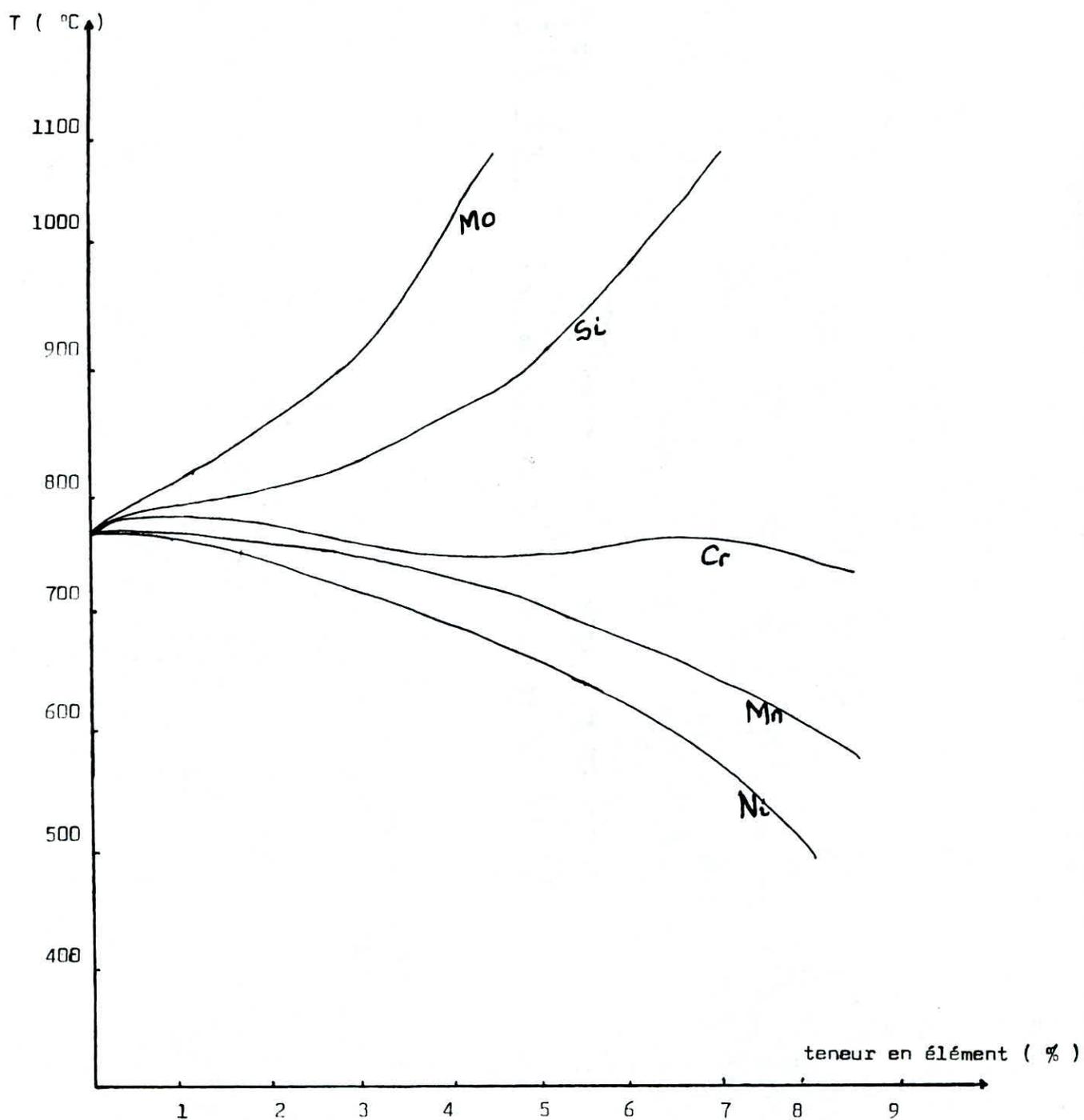
- 0,5 % de Fe - Si à 65 % de silicium ;
- 2,5 % de graphite exempt de soufre ;
- 50 % de toles d'acier extra-doux ;
- 43 % de retour de fonte G.S ferritique ,

et après fusion on verse le bain dans une poche de coulée contenant au fond un sandwich formé de :

- 1 à 2 % de Fe-Si-Mg-La-Ce ;
- 0,5 à 1 % de Fe-Si-Ba-Al-Ca ;
- 0,5 % de Fe-Si à 65 % de Si ,

et la fonte G.S obtenue est la suivante :

Elément	C	Si	Mn	S	P	-
Pourcentage ( % )	3,65 - 3,75	3,1 - 3,2	< 0,20	< 0,013	< 0,02	-



INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION SUR LA TEMPERATURE EUTECTIQUE

# CHAPITRE : II

MATERIAUX ET METHODES

EXPERIMENTALES

## II . 1 - ELABORATION DE LA FONTE G.S ALLIÉE AU NICKEL :

### II . 1 - 1 - Elaboration de la fonte de base :

Avant de parler de l'élaboration de la fonte G.S alliée au nickel , il faut qu'on parle de la préparation de la fonte G.S de base , qui est élaborée essentiellement à partir de :

- retours de fonderie constitués de masselottes , de rejets de coulée et des pièces défectueuses (65 % dont:60 % de la fonte G.S.C et 5 % de la fonte G.S.A) ;
- l'acier sous forme de tôles ( 15 % ) ;
- et de 20 % de fonte neuve .

L'ensemble est traité dans un four à arc , le bain est ensuite versé dans une poche de coulée dans laquelle se trouve les éléments d'alliage suivants :

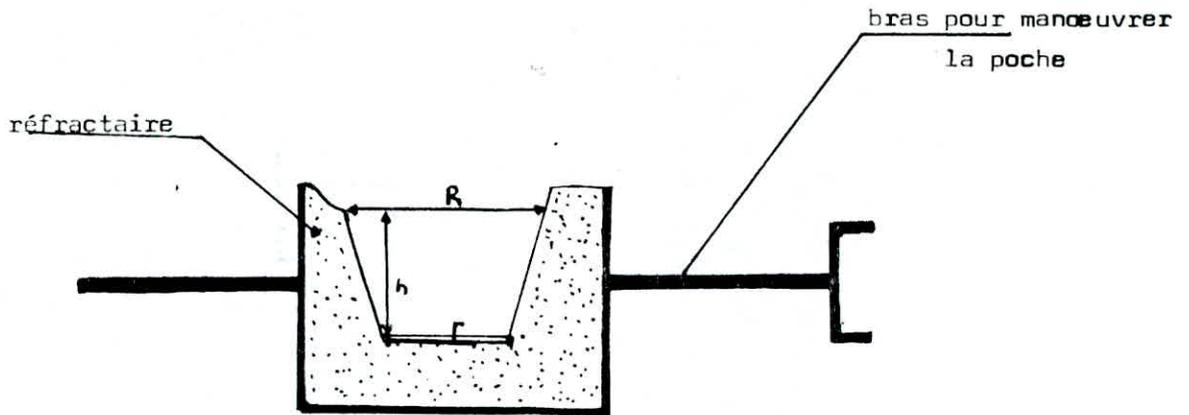
- ferro-alliage (1,7 % de Fe-Si-Mg-Ca à 7 % de Mg et 1 % de Fe-Si à 80 % de Si)
- le graphite ;
- la silice .

### II . 1 - 2 - Elaboration de la fonte G.S alliée au nickel :

Pour préparer de petites quantités de fonte alliée , nous utilisons la fonte de base que nous mélangeons avec les éléments d'alliage dans une petite poche de coulée spécialement aménagée . ( fig 5 )

( fig 5 )

- r : rayon inférieur de la petite poche ;
- R : rayon supérieur de la petite poche ;
- h : hauteur maximale de la fonte liquide .



La petite poche utilisée pour l'élaboration de faibles quantités de métal .

Le volume de la poche est donné par la relation :

$$V = \frac{\pi \cdot h}{3} \times ( R^2 + r \cdot R + r^2 )$$

avec ( r = 8,5cm, R = 12 cm , h = 14 cm )

le volume de la poche est :

$$V = 4665,78 \text{ cm}^3$$

En tenant compte de la masse volumique de la fonte de base (  $7,2 \text{ g / cm}^3$  ), nous devons ajouter ( **388g** ) de ferro-nickel ( à **85 %** de nickel ) pour l'obtention d'environ ( 33 kg ) de fonte liquide .

Cette quantité est relativement faible pour que la méthode " sandwich " soit rentable , car la diffusion est très lente et on risque la solidification du métal

Le moyen qui a été adopté pour réussir une bonne coulée est le suivant :

- on dépose le ferro - nickel au fond de la petite poche ;
- la fonte de base est versée ensuite ;
- afin d'activer la dissolution et l'homogénéisation , le bain est agité à l'aide d'une barre en acier pendant une ou deux minutes .

Le contenu de la poche nous permet d'obtenir :

- 6 keel blocs pour les éprouvettes de traction ;
- 1 médaille pour l'analyse chimique ;
- 1 échantillon pour la micrographie .

Les résultats obtenus de l'analyse chimique sont représentés dans les deux tableaux suivants :

Première coulée :

Elément	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	CE
Pourcentage ( % )	3,68	2,57	0,194	0,007	0,024	0,048	0,974	0,044	0,001	0,025	0,014	0,250	4,56

Deuxième coulée :

Elément	C	Si	S	P	Mn	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	CE
Pourcentage ( % )	3,71	2,52	0,006	0,024	0,192	0,046	0,970	0,044	0,001	0,023	0,014	0,232	4,56

II . 2 - TECHNIQUES EXPERIMENTALESII . 2 - 1 - Micrographie

L'examen de l'échantillon au microscope nécessite un polissage très poussé de façon à obtenir une surface exempte de toute rayures . Généralement , la préparation d'un échantillon nécessite le passage par trois étapes qui sont :

a - Abrasion :

L'échantillon subit des abrasifs ( de I20 jusqu'à I000 ) en prenant en considération que chaque fois qu'on passe d'un papier à un autre on fait tourner l'échantillon de  $90^{\circ}$  pour croiser les rayures .

b - Polissage de finition :

Comme une dernière étape , l'échantillon subit des abrasifs sous forme de disques recouverts de draps ou de velour , pour arriver enfin à une surface exempte de toute rayures .

c - Attaque :

Généralement l'attaque a pour but de mettre en évidence les différents constituants du métal en révélant les joints de grain . Dans le cas des fontes G.S on utilise le nital à 4 % pour une durée de temps d'environ 15 secondes .

## II . 2 - 2 - Essais mécaniques :

Les essais mécaniques ont pour but de déterminer un certain nombre de caractéristiques des métaux et alliages .

- la résistance à la pénétration d'une pièce dure soumise à un effort constant ( essai de dureté ) ;
- l'aptitude à la déformation plastique et élastique ( essais de traction ou de compression ) ;
- résistance au choc ( resiliance ) .

### II . 2 - 2 - 1 - Essai de traction :

L'essai de traction consiste à soumettre une éprouvette de forme normalisée ( cylindre de longueur initiale  $L_0$  et de section initiale  $S_0$  , selon la norme AFNOR : NFA 32 201 ( fig 7 ) ) à un effort de traction appliqué de façon continue selon l'axe de l'éprouvette , jusqu'à la rupture et à enregistrer la déformation de l'éprouvette et la longueur finale en fonction de la charge appliquée.

$$A \% = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100$$

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

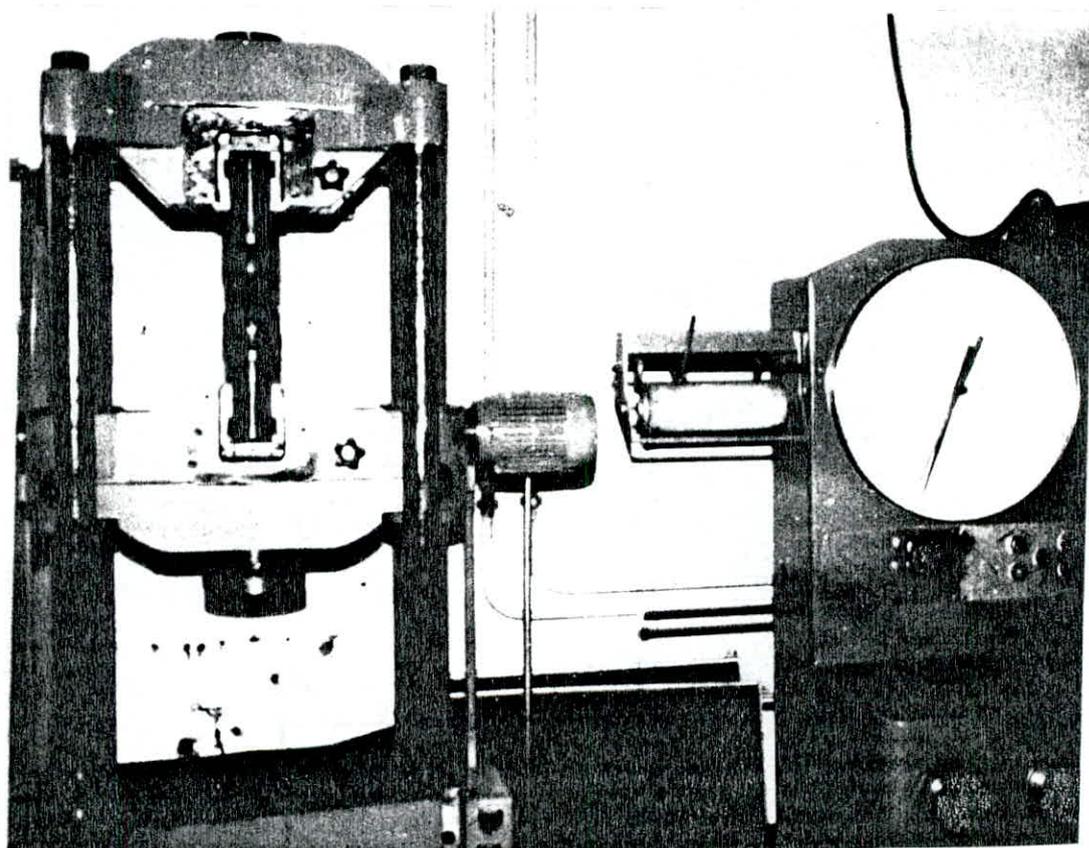
$$R_e = \frac{C_e}{S_0}$$

$C_r$  : charge à la rupture

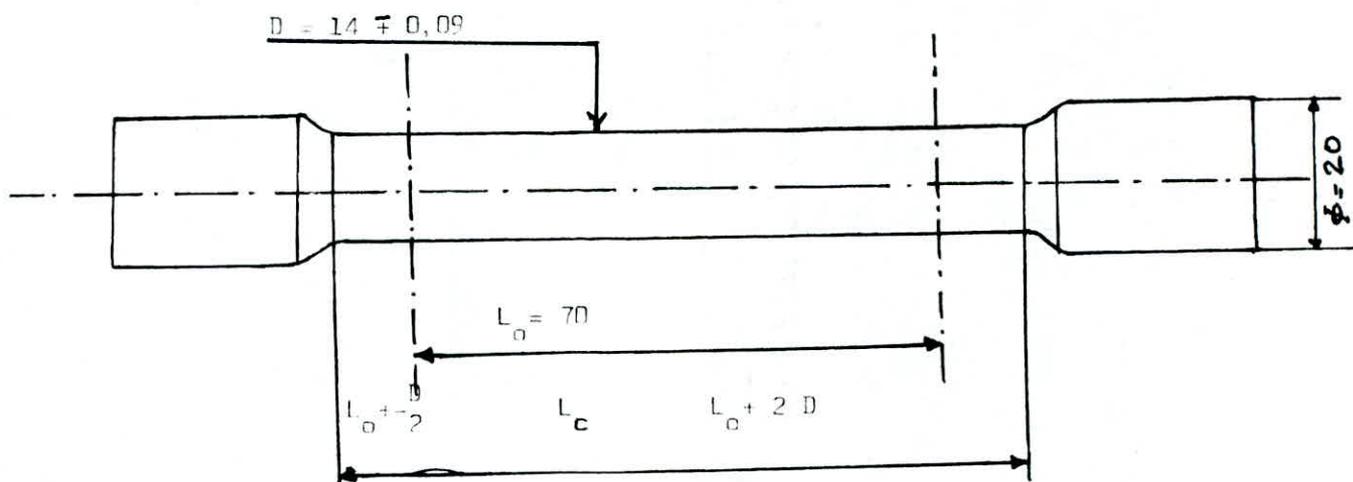
$C_e$  : charge élastique .

Les essais de traction ont été effectués sur une machine du type

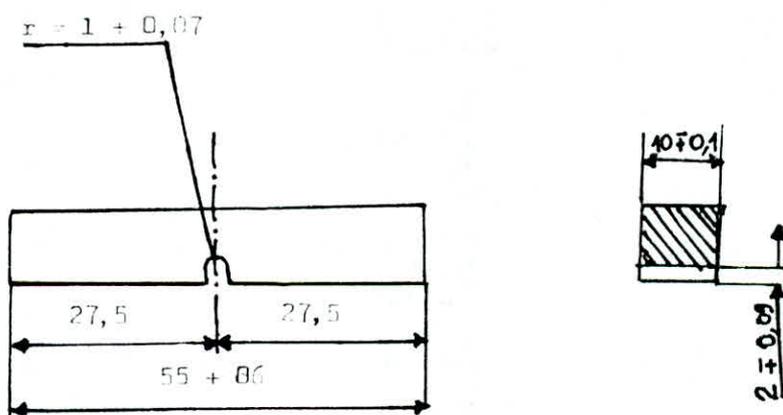
( fig 6 )



Machine d'essai de traction



(fig 7) : Eprouvette de traction



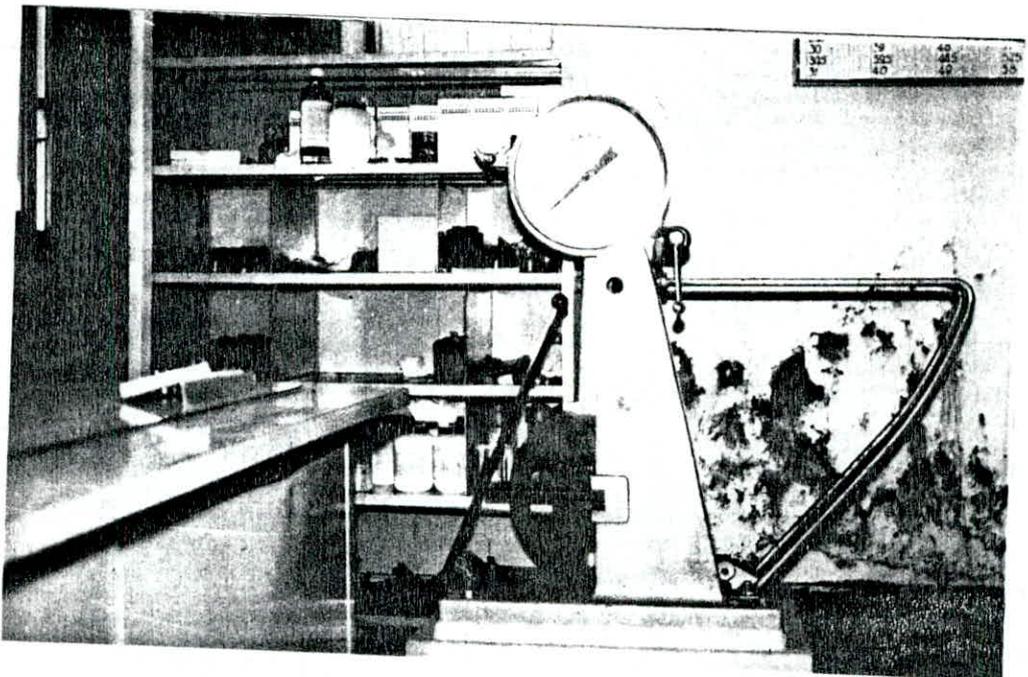
(fig 8) : Eprouvette de résilience charpy "U"

## II . 2 - 2 - 2 - Essai de résilience :

L'essai de résilience consiste à rompre une éprouvette reposant sur sur deux appuis rigides et placée au point d'équilibre stable d'un seul coup d'un pendule constitué d'un disque oscillant autour d'un axe . Le disque est creusé de telle manière que le couteau placé à sa face antérieure frappe l'éprouvette normalisée(entaillée en U , selon la forme AFNOR NFA D3 156 fig 8 ) .

On détermine l'énergie absorbée et on déduit la résilience qui représente l'énergie ( joule / cm<sup>2</sup> ) nécessaire pour produire la rupture

$$R ( K ) = \frac{W ( \text{joule} )}{S ( \text{cm}^2 )}$$



( fig 9 ) Machine d'essai de résilience

### II . 2 - 2 - 3 - Essais de dureté :

La dureté d'un métal est la résistance qu'il oppose à la pénétration d'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 sphérique , pyramidale ou conique ) une force constante pendant un temps donné .

La dureté est évaluée en fonction de la surface ou de la profondeur enregistrée par l'empreinte laissée par le poinçon .

#### a - Essai Brinell :

La pénétration est effectuée à l'aide d'une bille en acier extra dur de diamètre D , donne lieu à une empreinte qui affecte la forme d'une calotte sphérique de surface S .

La dureté Brinell est définie par :

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

P : la force exercée sur la bille en daN

S : la surface de la calotte calculée d'après la formule :

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

d : diamètre de la circonférence de l'empreinte .

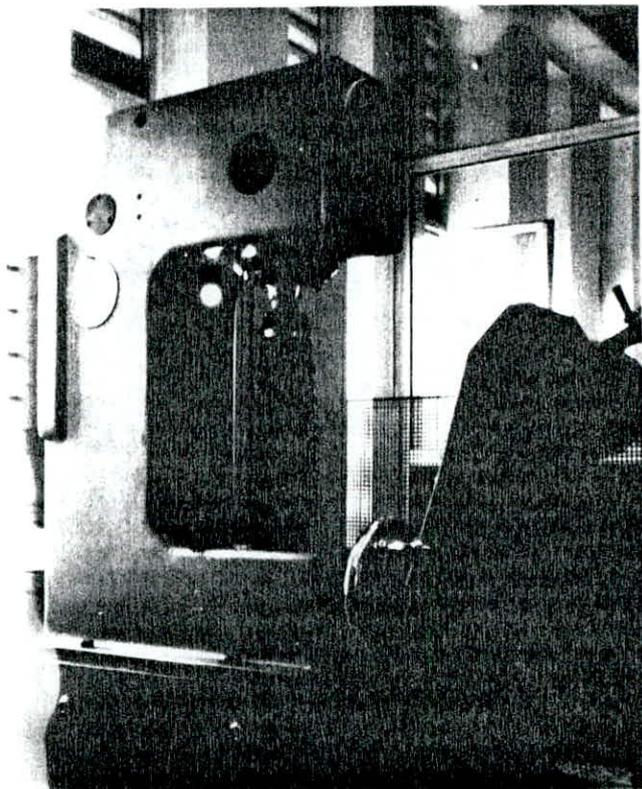
L'essai a été effectué sur une machine

( SKF type C9 )

( fig 10 )

Machine d'essai de dureté

Brinell



b - Essai de microdureté :

Les essais de microdureté sont des essais de dureté Vickers , effectués sous très faibles charges , ce qui donne des empreintes de quelques microns de dimensions seulement .

Les mesures de la microdureté permettent une exploration locale ( parfois l'empreinte Vickers est portée sur un seul cristal ) .

La dureté Vickers est définie par :

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

P : la charge appliquée en pénétration ;

S : la surface laterale de la pyramide

la dureté Vickers s'écrit :

$$HV = \frac{P}{S} = \frac{2 \cdot P \cdot \sin 68^\circ}{d^2}$$

$$HV = 1,8544 \cdot \frac{P}{d^2}$$

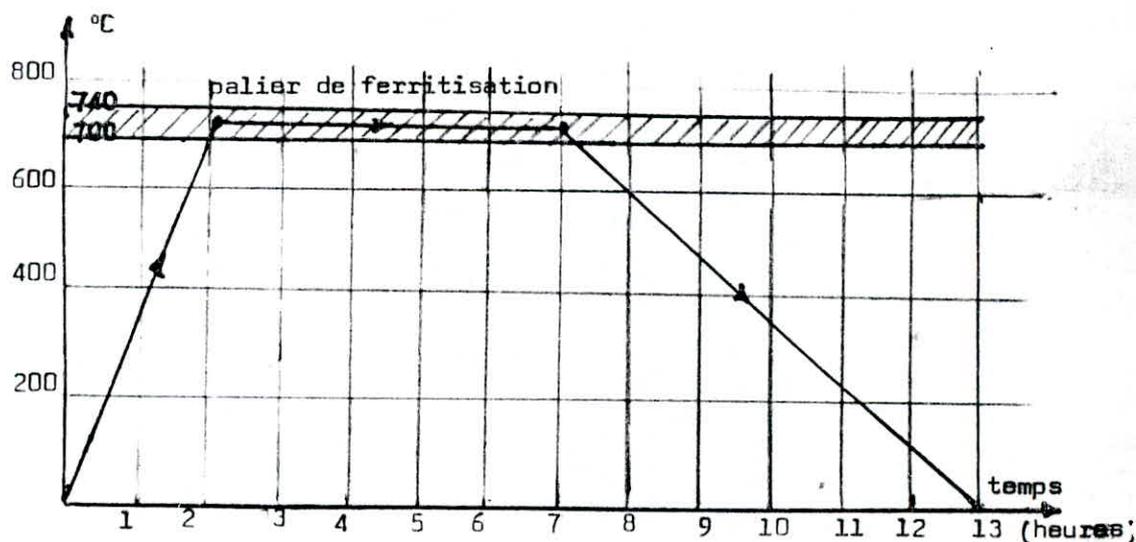
Les essais de la microdureté ont été effectués

## II . 2 - 3 - Traitements thermiques :

### II . 2 - 3 - 1 - Traitement de ferritisation :

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

Donc si on veut augmenter la ductilité , il faut qu'on fasse un recuit de ferritisation indirecte qui consiste à chauffer entre 700 et 740 °C pendant ( 4 à 5 heures ) puis faire un refroidissement très lent dans le four à porte fermé

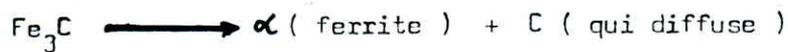


Cycle de ferritisation indirecte

Le phénomène de la ferritisation peut s'expliquer de la façon suivante ;  
la cémentite de la perlite est métastable et se décompose très facilement en  
ferrite et graphite selon la réaction :



( le graphite est généralement sous forme de nodules déchiquetés ou sphéroïdes ronds )  
En effet il existe toujours un gradient du titre en carbone dans la matrice  
ferritique . Le titre en carbone de la ferrite en contact avec le graphite est  
inférieur au titre en carbone de la ferrite en contact avec la cémentite .  
Ce gradient est le moteur de la diffusion du carbone de la perlite ou de la cémentite  
( de la perlite ) vers les nodules de graphite déjà existants .  
La cémentite rentre en solution dans la ferrite selon la réaction :



Ainsi le carbone dissous diffuse vers les particules de graphite sphéroïdal et  
y précipite ; et c'est la raison pour laquelle le temps de maintien d'un traitement  
de ferritisation est considérable .

## II . 2 - 3 - 2 - Trempe et revenu :

Le but de ce genre de traitement est l'augmentation de la dureté et la résistance  
à la traction , mais cette augmentation est toujours accompagnée d'une diminution

de la résilience et de l'allongement .

Le cycle thermique de ce traitement comporte trois étapes :

1 - le chauffage :

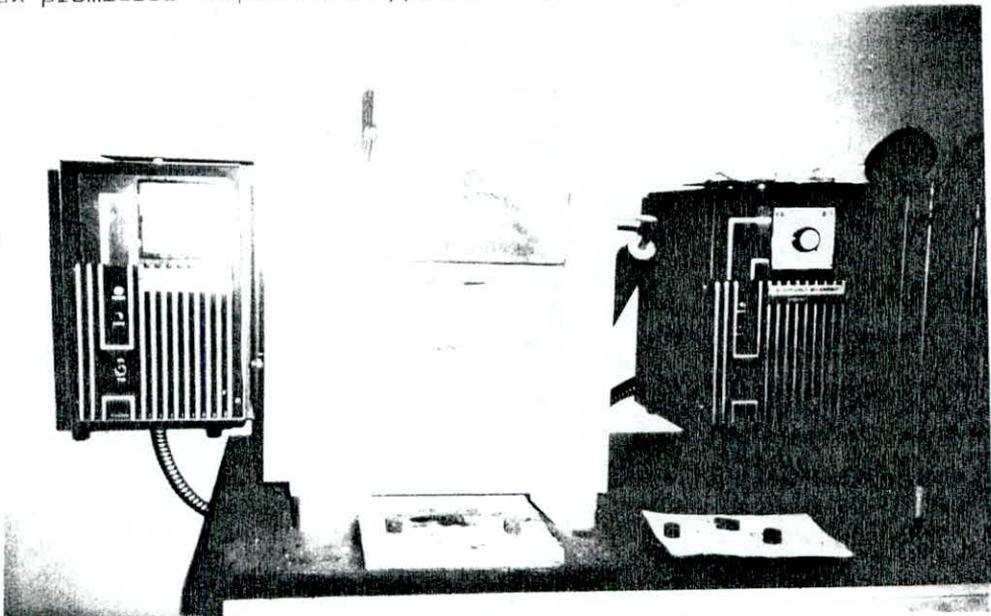
On introduit les échantillons dans le four de traitements thermiques ( fig 12 ) chauffé à 850 °C ( température d'austénisation ) .

2 - le maintien :

Le maintien a pour but de mettre en solution dans le fer ( $\gamma$ ) le carbone et les éléments d'alliage , et d'homogénéiser la température dans les échantillons entre la surface et le cœur .

La durée de maintien varie de 30 minutes à une heure , ( on a pris une demie heure seulement à cause de la dimension des échantillons ) .

Ces deux premières étapes sont appelées " austénisation " .



( fig 12 )

Four de traitements thermiques

### 3 - le refroidissement :

La vitesse de refroidissement est réglée de telle façon à obtenir une structure martensitique par une trempe à l'huile .

D'une manière générale une trempe est toujours suivie d'un revenu qui consiste à faire un chauffage dans un domaine de température inférieur à (  $A_c$  ) et un refroidissement à l'air calme , pour supprimer les tensions internes et régler la ductilité .

En fonctions de la structure et des propriétés mécaniques qu'on désire , la température de revenu est choisie entre ( 200 et 600 ) .

Stades de revenu :

#### - 1° stade :

Le revenu à basse température s'effectue avec un chauffage au environ de 200 °C. Ce revenu diminue les contraintes internes , transforme la martensite de trempe en martensite de revenu . Il augmente la résistance et améliore quelque peu la ductilité sans altérer sensiblement la dureté .

#### - 2° stade :

Le revenu à température intermédiaire se fait entre 300 et 500 °C , il permet d'obtenir une limite d'élasticité importante .

La structure assurée par ce revenu est troostite de revenu ou la troostomartensite .

3° stade :

Le revenu à haute température se fait entre 500 et 700 °C , il donne une structure de sorbite de revenu .

Le revenu à haute température donne un meilleur rapport entre la résistance et la ductilité . ( )

II . 2 - 2 - 3 - Méthode expérimentale

Généralement , la méthode la plus utilisée pour ce genre de travail est la méthode de calcul par " quadrage " :

on prend une surface de l'échantillon, et on la divise en petits carreaux en traçant des droites ( horizontalement et verticalement ) .

Le pourcentage d'une structure est

le nombre d'intersections qui

contiennent cette structure divisée

par le nombre d'intersections total .

Par exemple si on veut calculer le

pourcentage d'une structure " x "

fig ( 13 ) , on calcul le nombre

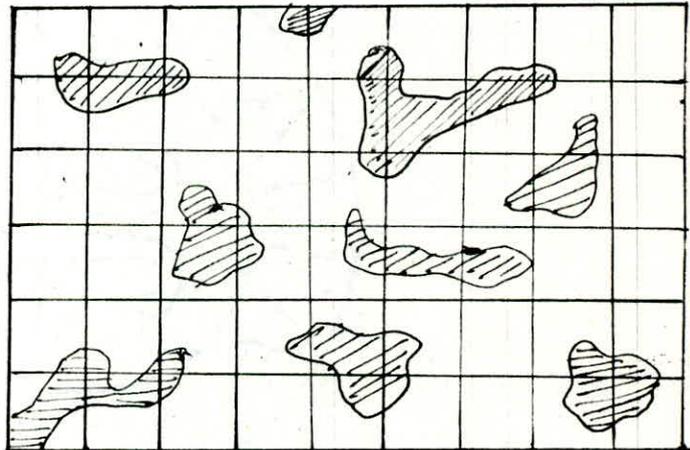


fig ( 13 )

d'intersections qui contiennent " x "

Méthode de calcul des pourcentages  
des structures par " quadrage "

( n = 13 ) , et avec un nombre d'intersections

total ( n = 70 ) , donc  $x \% = \frac{13}{70} \times 100 = 18,57 \%$

## II . 3 - RESULTATS :

### II . 3 - 1 - Avant traitement :

pour l'essai de traction on a obtenu :

- la charge à la rupture :  $C_r = 8200$  daN

connaissant la section de l'éprouvette ( $S_0 = 153,93 \text{ mm}^2$ ) on peut calculer

$$R_r = 53,27 \text{ daN} / \text{mm}^2 .$$

Du diagramme de traction ( fig 14 ) on tire ;

$$R_e = 20,56 \text{ daN} / \text{mm}^2$$

pour l'essai de résilience :

- l'énergie consommée est de 22 J

donc on peut calculer  $K = \frac{22}{0,8} = 2,75 \text{ daJ} / \text{cm}^2$

pour l'essai de dureté :

$$HB = 305$$

### II . 3 - 2 - Après traitement de ferritisation :

pour l'essai de traction on a obtenu :

- la charge à la rupture :  $C_r = 7600$  daN

$$\text{donc } R_r = 49,35 \text{ daN} / \text{mm}^2$$

Du diagramme de traction ( fig 15 ) on tire ;

$$R_e = 37,19 \text{ daN} / \text{mm}^2$$

pour l'essai de résilience :

- l'énergie consommée est de 24 j

$$\text{donc } K = 3 \text{ daJ} / \text{cm}^2$$

La structure obtenue par recuit de ferritisation est présentée sur fig ( 16 )

### II . 3 - 3 - Après la trempe et le revenu :

Après le revenu à différentes températures on a effectué des essais de dureté ( Brinell ) , et on a obtenu le suivant :

- à l'état trempé :

la structure est martensitique , fig (17) avec une exelente dureté ;

$$HB = 450$$

- revenu à 200 °C :

la structure est un peu plus fine que la première , fig (18) , avec une bonne dureté aussi " martensite de revenu " ;

$$HB = 380.$$

- revenu de 300 °C à 500 °C :

la structure obtenue dans ce domaine est la troostite de revenu , fig (19)

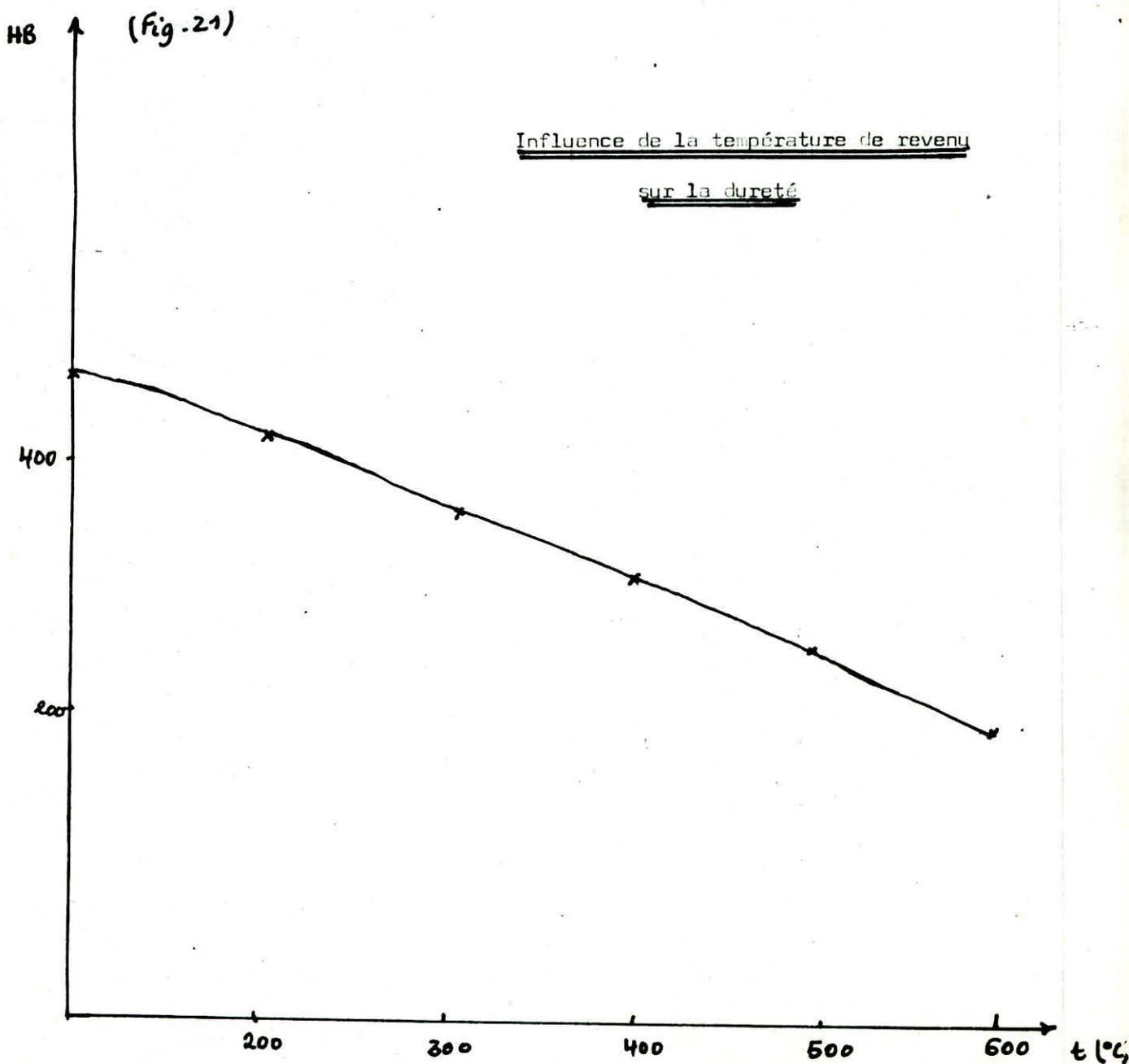
- revenu à 600 °C :

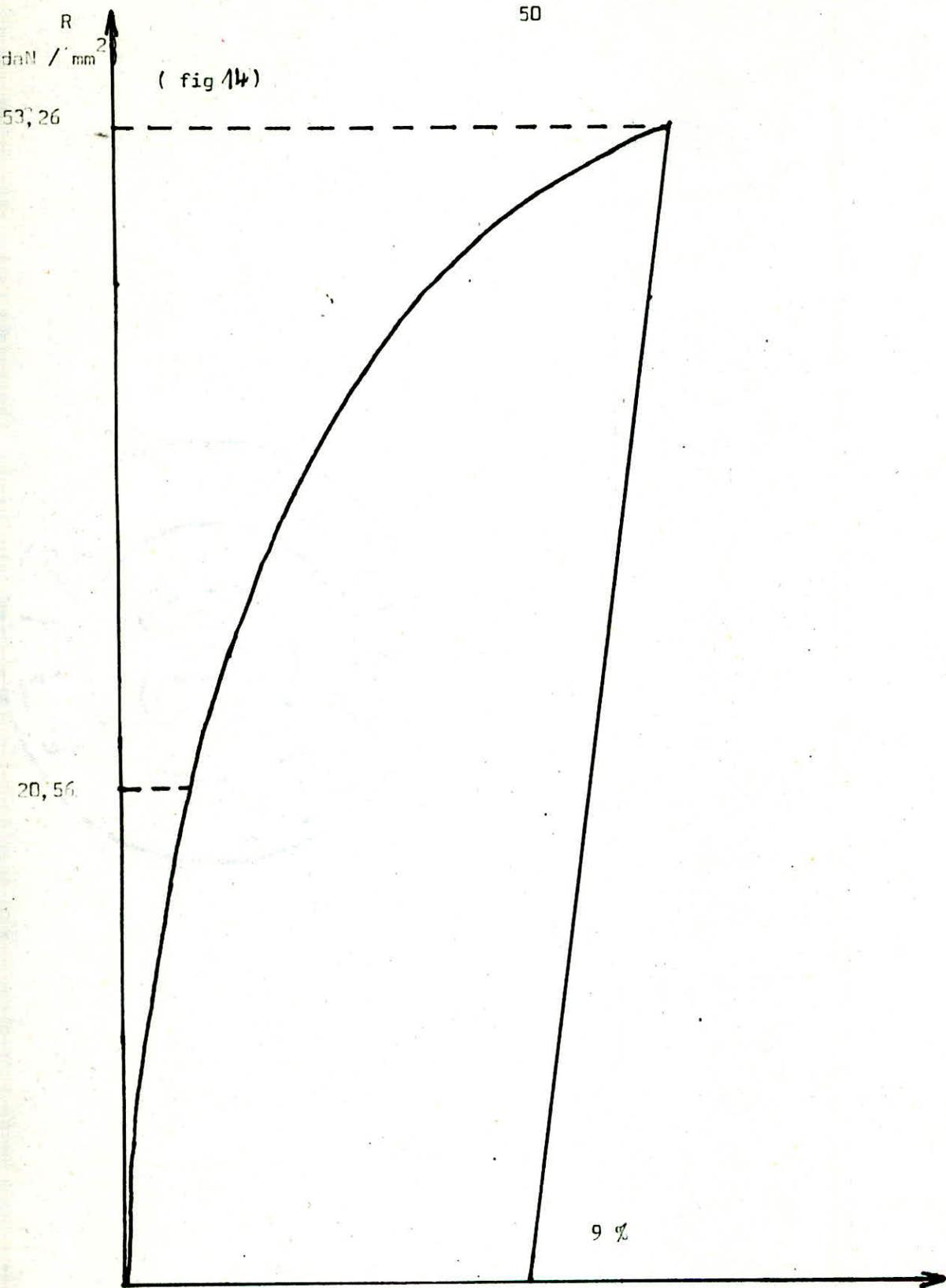
la structure obtenue à cette température , est la sorbite de revenu avec un présence de la ferrite . Fig (20)

les résultats des essai de dureté " Brinell " sont présentés dans le tableau suivant

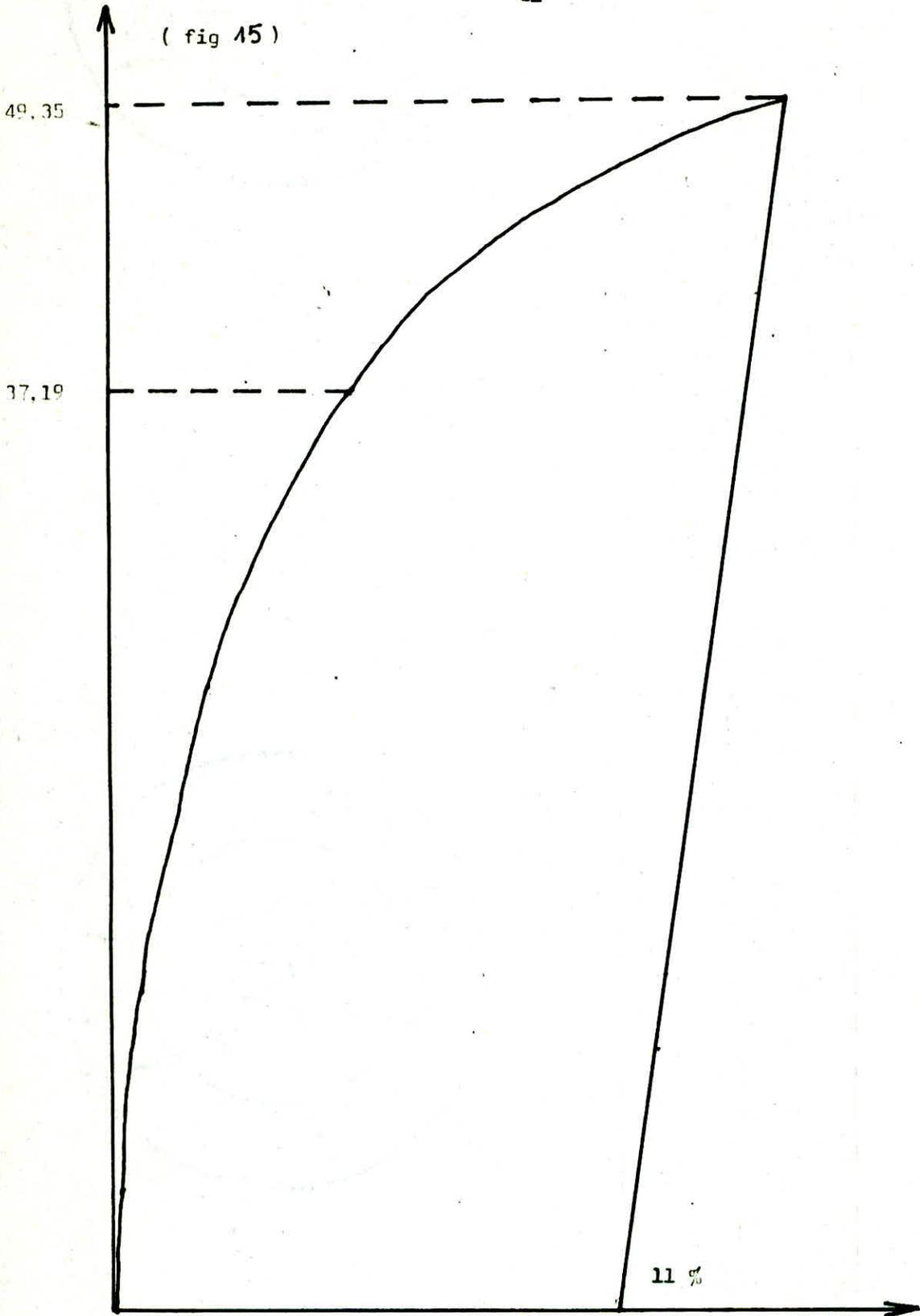
Température ( °C )	-	200	300	400	500	600
Dureté ( HB )	450	380	320	265	230	185

D'après le graphe de la dureté en fonction de la température de revenu , fig (21)  
on constate que la dureté diminue chaque fois que la température de revenu est  
élevée .

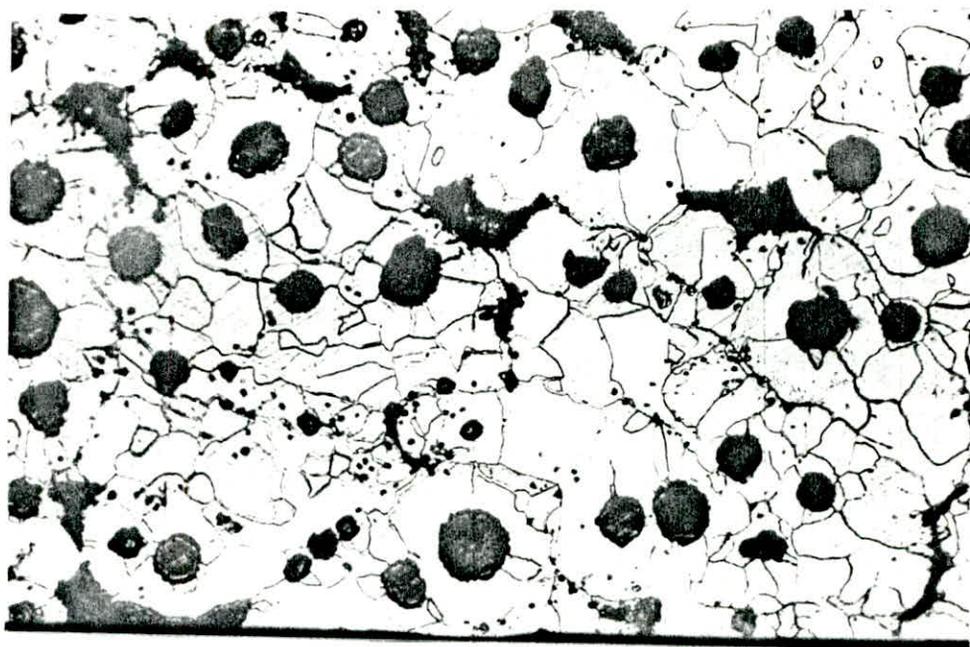




( fig 15 )



(fig 16)

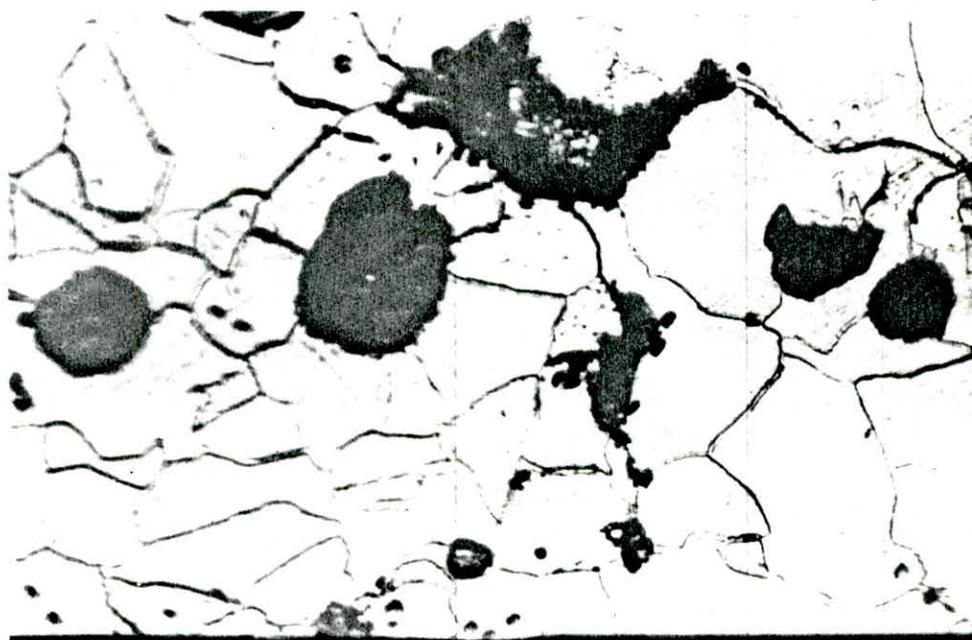


recuit de ferritisation

G = 200

attaque : nital ( 4% )

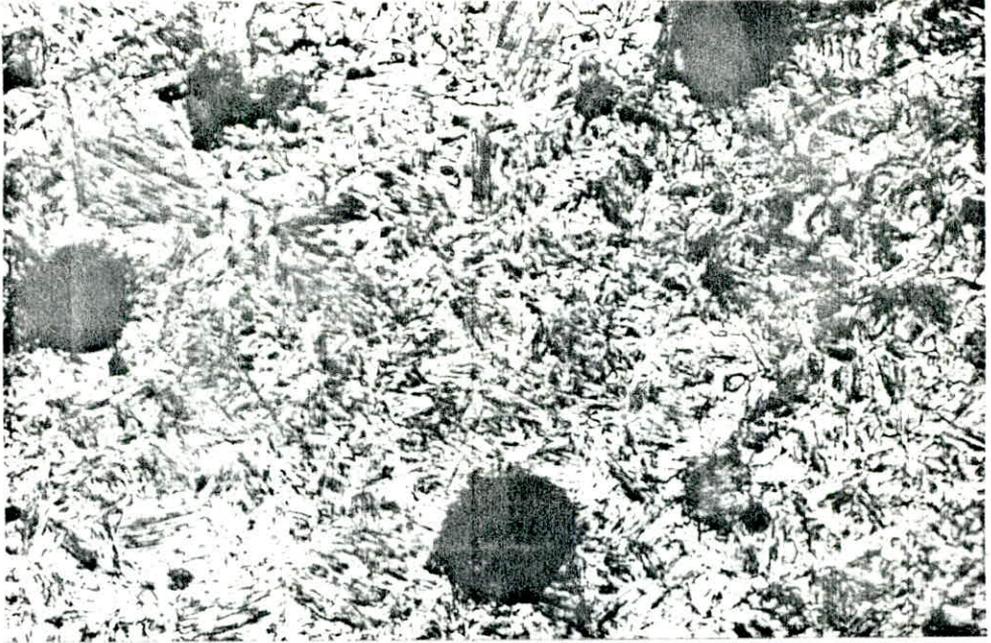
structure ferritique



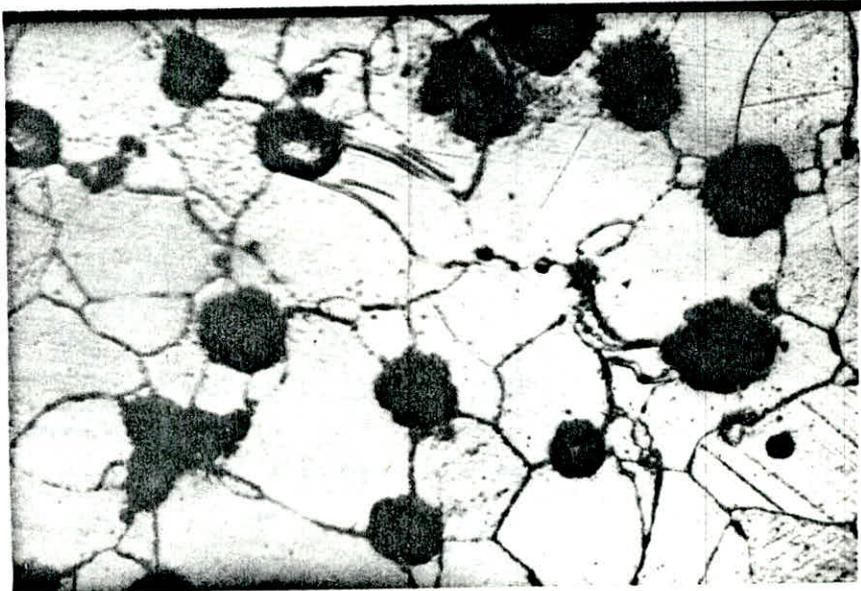
G = 500

attaque : nital ( 4% )

(fig 47)

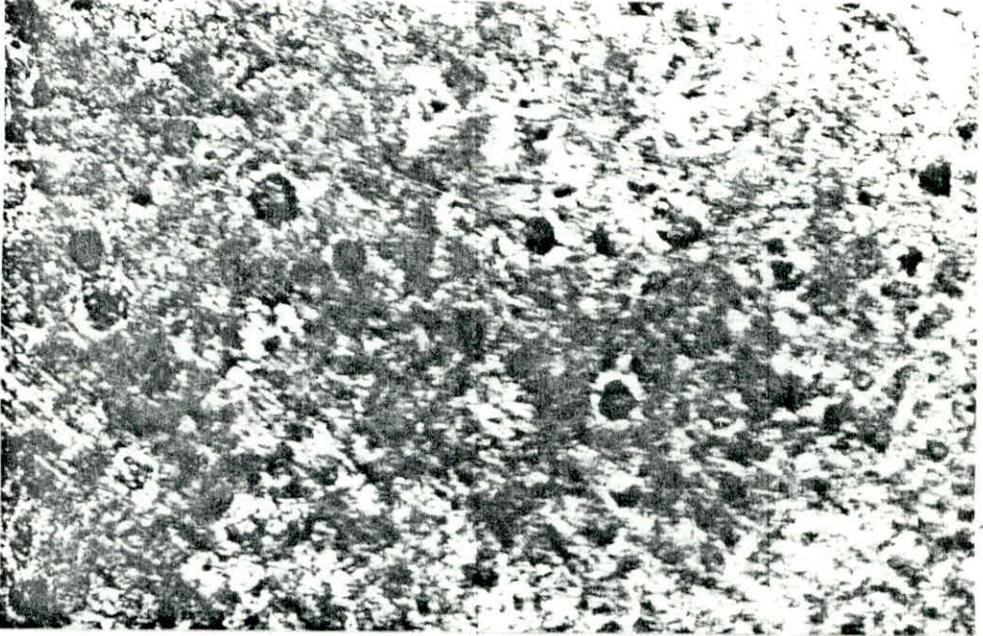


structure martensitique . (état trempé)  
G=500 , attaque : nital (4%)



structure ferritique . recuit de (Ferritisation)  
G=500 , attaque nital (4%).

(Fig 18)



structure martensite de revenu (revenu: 200°C)

G = 200

;

attaque nital (4%).

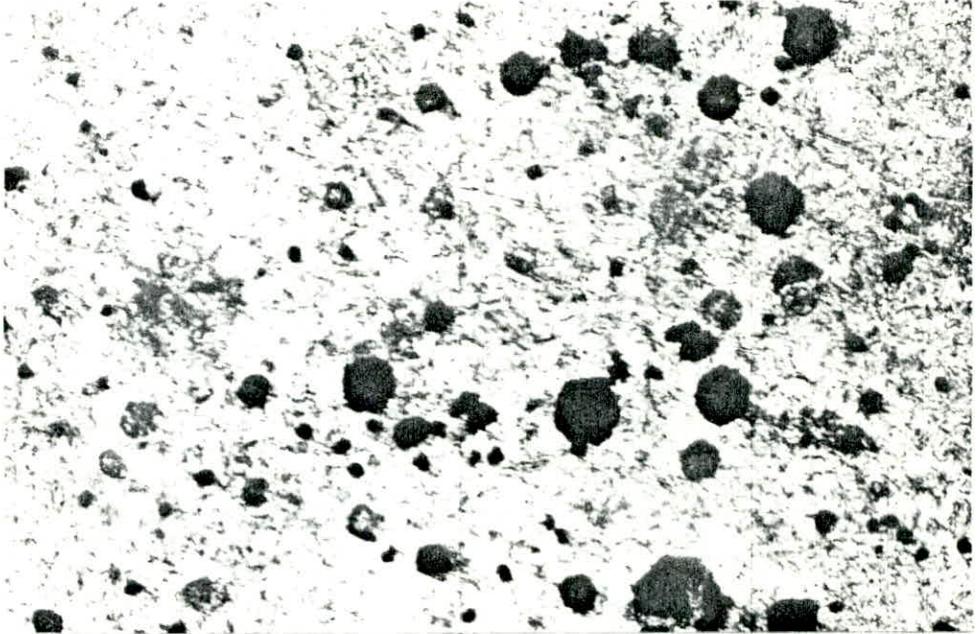


G = 500

;

attaque nital (4%).

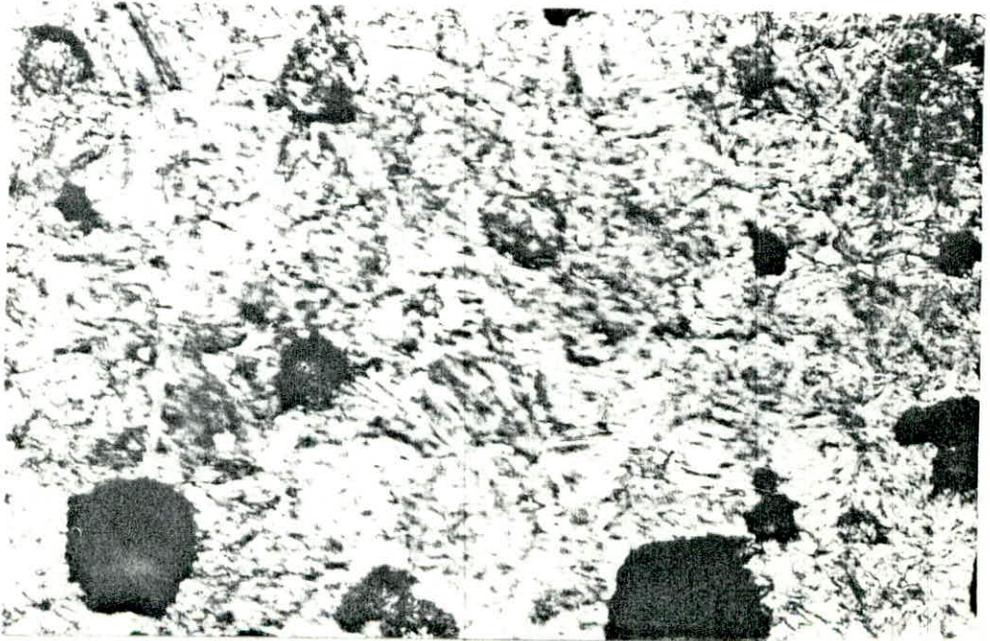
(fig 19)



structure troostite de revenu (revenu 400°C)

G = 200

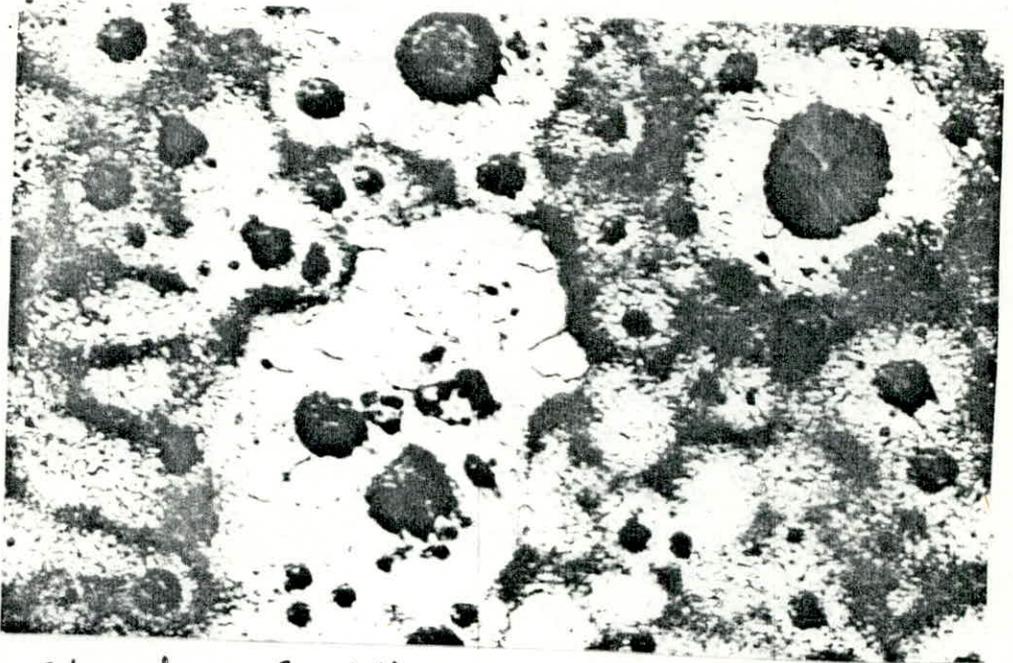
, attaque nital (4%).



G = 500

attaque nital (4%)

(Fig 20)



structure Sorbite de revenu (revenu 600°C)

G = 200

; attaque: nital (4%)



G = 500

, attaque nital (4%)

# CHAPITRE : III

INFLUENCE DU NICKEL SUR

LA FONTE G.S.C ( 38 - 15 )

### III . 1 - INFLUENCE DU NICKEL SUR LA STRUCTURE :

D'après le diagramme binaire fer - carbone , le domaine de l'austénite s'étend de la température de fin de solidification à la température de transformation de l'austénite (  $\gamma$  ) en ferrite (  $\alpha$  ) .

Cette dernière température qui est liée à la présence d'autres éléments que le fer et le carbone . Certains élèvent la température de transformation , donc étendent le domaine de stabilité de la phase (  $\alpha$  ) ( éléments alphagènes ) . D'autres au contraire , l'abaissent et par suite , étendent l'intervalle de stabilité de la phase (  $\gamma$  ) ( éléments gammagènes ) .

Par exemple une matrice austénitique peut être obtenue stable à une température d'environ 20 °C ; par utilisation ; à une teneur convenable , de nickel ( qui est un élément gammagène ) , à condition de tenir compte de la présence éventuelle d'un ou de plusieurs éléments alphagènes , comme le silicium et le chrome .

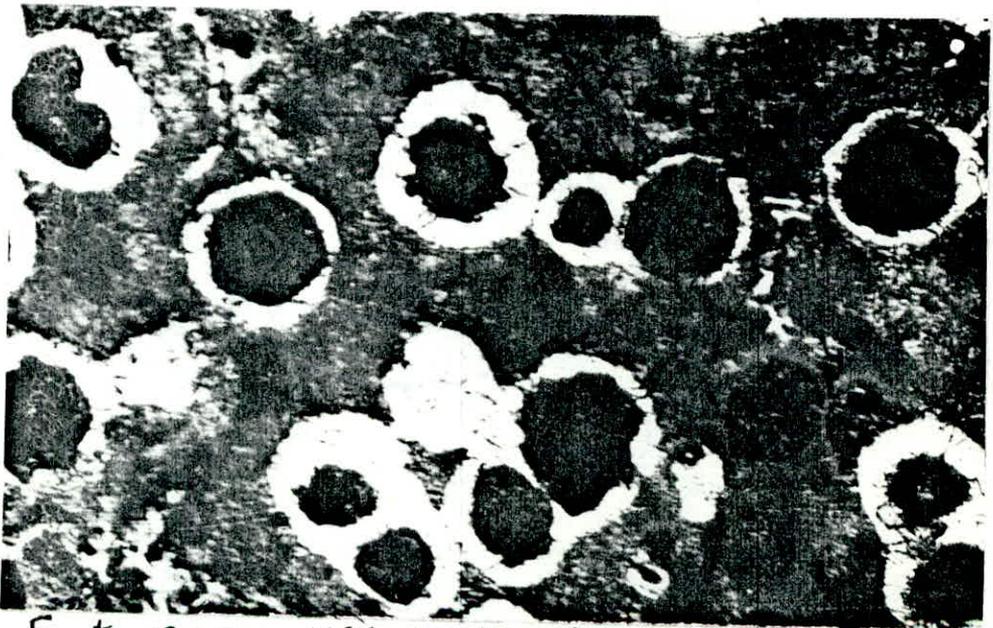
Le nickel est un élément qui favorise l'obtention d'une matrice perlitique , à l'état brut de coulée , en particulier dans les parties épaisses des pièces où le refroidissement est plus lent , sans risque de formation de carbures dans les parties minces .

En outre , en entrant en solution dans les divers constituants et en affinant la perlite ( fig ) , le nickel augmente la résistance mécanique , et la dureté avec une diminution de la ductilité . ( )

(Fig 22)



Fonte G.S.C alliée à 1% de nickel.  
G = 200 sans attaque



Fonte G.S.C alliée à 1% de nickel.  
G = 200 attaque nitrat (4%).  
structure ferrite-perlitique (à ~ 80% de perlite)

Pour la détermination du pourcentage de la perlite obtenue suite à une addition de 1 % de nickel , on a utilisé la méthode de quadrage sur deux échantillons différents en prenant cinq plages de chacun .

Le nombre total d'intersection étant : 126

les résultats sont représentés sur le tableau suivant :

	Nombre d'intersection		Pourcentage	
	1° échan	2° échan	1° échan	2° échan
1	88	95	69,84	75,39
2	92	106	73,01	84,12
3	105	104	83,33	82,53
4	97	103	76,98	81,74
5	107	100	84,92	79,36

donc le pourcentage moyen pour le premier échantillon est :

$$\bar{P}_1 = 77,63 \% \text{ de perlite}$$

et le pourcentage moyen pour le deuxième échantillon est égal à :

$$\bar{P}_2 = 80,71 \% \text{ de perlite}$$

le pourcentage moyen global de la perlite est :

$$P_{\text{moy}} = \frac{\bar{P}_1 + \bar{P}_2}{2}$$

$$P_{\text{moy}} = 78,66 \%$$

donc on peut dire que la matrice est à environ 80 % perlitique .

### III . 2 - INFLUENCE DU NICKEL SUR LA DIMENSION DU GRAPHITE :

Les fontes perlitiques améliorées sont obtenues par une addition modérée d'éléments d'alliage à une fonte perlitique non alliée . La somme des teneurs en éléments d'alliage est , généralement , inférieur à 3 % de telle sorte que la matrice reste perlitique .

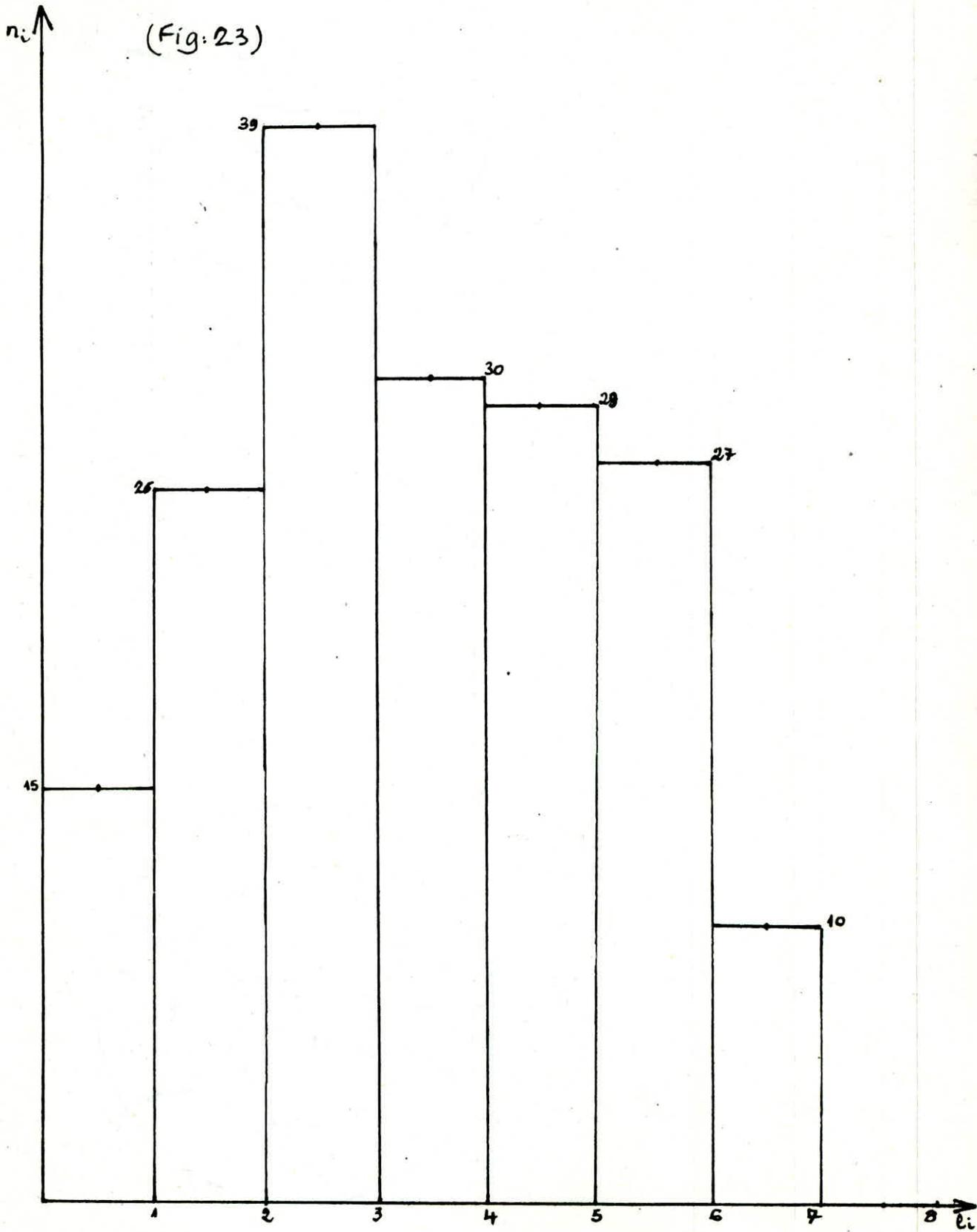
Ainsi le nickel en entrant en solution dans les constituants de la fonte , affine la perlite et le graphite de la matrice pour donner des fontes à caractéristiques mécaniques très élevées .

Pour calculer la dimension du graphite on a pris six plages différents d'un même

échantillon , et on a enregistré les résultats obtenus dans deux tableaux :

tableau ( a ) : échantillon brut de coulée

$l_i \rightarrow$	0 - 1	1 - 2	2 - 3	3 - 4	4 - 5	5 - 6	6 - 7
1°	3	5	3	4	0	5	1
2°	1	2	2	3	6	4	1
3°	3	4	7	5	8	2	1
4°	2	7	13	9	8	4	4
5°	4	6	10	5	6	5	2
6°	2	2	4	4	1	7	1
$n_i$	15	26	39	30	29	27	10
$n_i \cdot l_i$	7,5	39	97,5	105	130,5	148,5	65



Pour calculer la dimension moyenne du grain on fait le calcul suivant :

$$\sum_{i=1}^n n_i \cdot l_i = 593$$

$$\sum_{i=1}^n n_i = 176$$

donc :

$$\bar{I} = \frac{\sum_{i=1}^n n_i \cdot l_i}{\sum_{i=1}^n n_i} = \frac{593}{176} = 3,37$$

d'après l'échelle choisie ( une division est égale à  $1 \mu\text{m}$  ) .

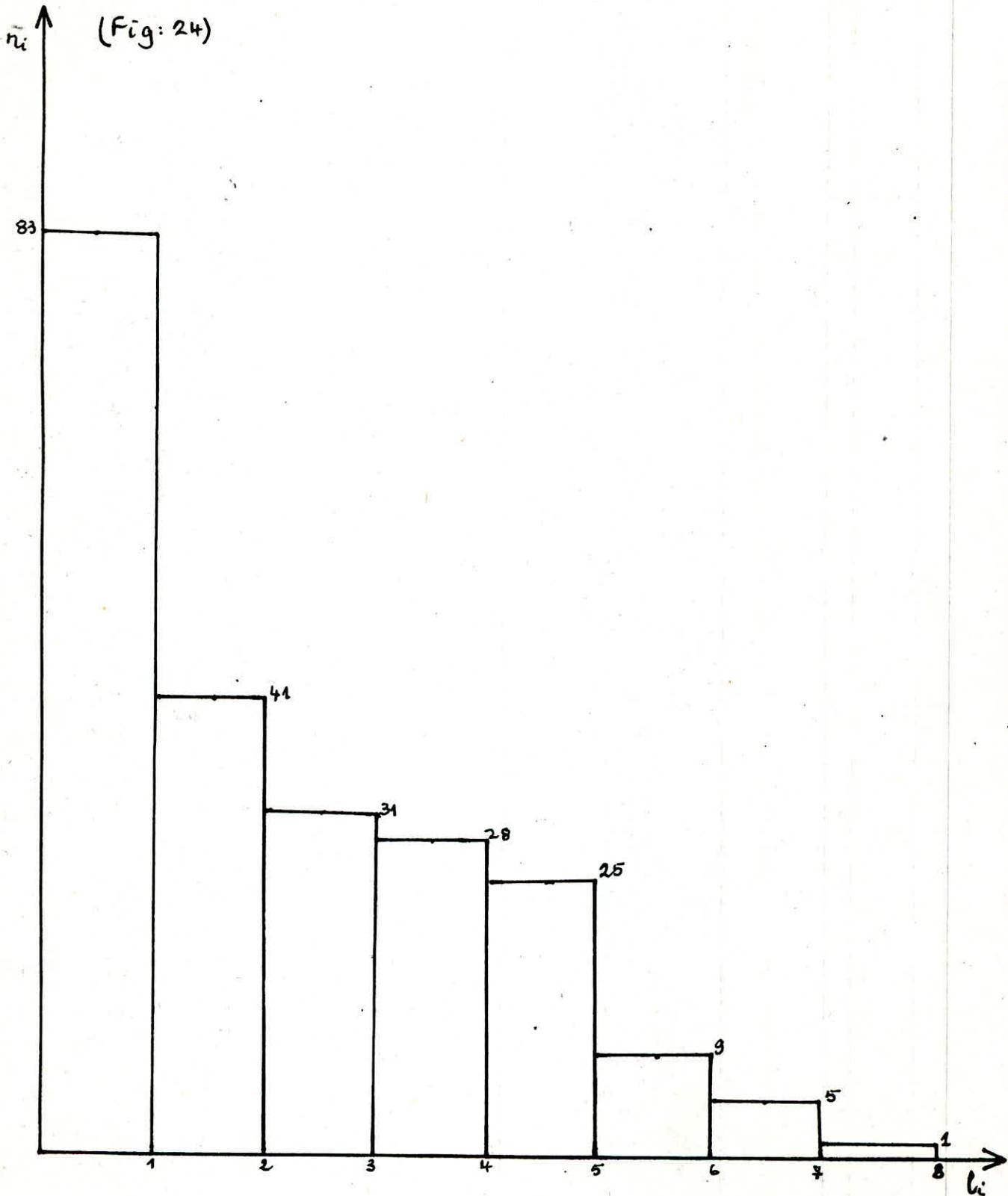
donc  $\bar{I} = 3,37 \mu\text{m}$

d'après le graphe ( fig23 ) on constate la présence d'un palier de dimension de grain compris entre  $l_i = 1$  et  $l_i = 6$  ,

~~\_\_\_\_\_ :~~

Tableau ( b ) : " échantillon après traitement de ferritisation "

$i$ $l_i$	0 - 1	1 - 2	2 - 3	3 - 4	4 - 5	5 - 6	6 - 7
1°	20	8	0	7	5	6	I
2°	16	6	3	4	5	5	10
3°	14	6	0	5	6	3	2
4°	11	10	2	6	4	4	0
5°	9	3	2	6	4	4	0
6°	13	8	2	3	4	3	2
$n_i$	83	41	31	28	25	9	5
$n_i \cdot l_i$	41,5	61,5	77,5	98	112,5	49,5	32,5



de la même façon que dans le calcul précédent :

$$\sum_{i=1}^n n_i \cdot l_i = 480,5$$

$$\sum_{i=1}^n n_i = 223$$

donc :

$$\bar{l} = \frac{\sum_{i=1}^n n_i \cdot l_i}{\sum_{i=1}^n n_i} = \frac{480,5}{223} = 2,15$$

d'après l'échelle choisie :

$$\bar{l} = 2,15 \mu m$$

d'après le graphe (fig 24) on constate un très nombre de graphite pour  $l_i$  ( 0 - 1 ) , et pour les autres dimensions on constate une repartition décroissante régulière contrairement au premier graphe (fig 23). D'après ces deux résultats on constate une dimension du graphite avec une augmentation dans le nombre de graphite ( $n_i = 176$  avant ferritisation et  $n_i = 223$  après ferritisation )

# CHAPITRE : IV

INTERPRETATION S

ET

CONCLUSION

#### IV . 1 - PROPRIETES MECANIQUES :

D'après les résultats obtenus dans le chapitre II et dans le chapitre III , on constate bien que ces résultats sont remarquables :

- résistance à la traction d'environ  $54 \text{ daN} / \text{mm}^2$  largement supérieure à celle d'une fonte G.S.C brut de coulée ( environ  $38 \text{ daN} / \text{mm}^2$  ) ;
- résilience de  $2,75 \text{ daj} / \text{cm}^2$  avant traitement thermique et  $3 \text{ daj} / \text{cm}^2$  après ferritisation est largement supérieure à celle d'une fonte G.S.C ;
- pour l'allongement on a constaté que celui-ci a diminué par rapport à la fonte G.S.C , mais comme les utilisations des fontes ne demandent pas de grandes valeurs de l'allongement , cet inconvénient reste sans grande importance d'influence sur les caractéristiques mécaniques générales .

#### IV . 2 - PROPRIETES STRUCTURALES :

Les résultats présentés dans les chapitres précédents montrent qu'une 1 % de nickel , la structure obtenue en brut de coulée est avec une prédominance de la perlite ( environ 80 % de perlite ) qui communique à la fonte une bonne dureté .

La structure perlitique des auréoles de ferrite qui entourent le graphite peuvent être transformées en structure entièrement ferritique . Avec un traitement de ferritisation qui améliore bien la limite d'élasticité ( passe de  $20,56 \text{ daN} / \text{mm}^2$  à  $37,19 \text{ daN} / \text{mm}^2$  ) sans que son influence sur la résistance

de traction soit considérable et avec le traitement de trempe et revenu on a obtenu des structures différentes ( martensite , troostite et sorbite ) avec des différentes duretés , ce qui nous permet des utilisations différentes pour ces revenus à différentes températures .

Donc en conclusion , on peut dire que le nickel à faible teneur influe favorablement sur les fontes G.S.C en lui communiquant une structure réglable avec des différentes caractéristiques qui permettent un grand choix d'utilisation et après ces résultats on peut remplacer même certains aciers moulés.

Lors de l'élaboration des fontes alliées on a remarqué des pertes considérables dans les éléments d'alliage et cela à cause de la méthode utilisée pour l'élaboration , c'est pourquoi on espère que pour des études de ce genre il serait plus favorable d'utiliser un four de fusion .

## B I B L I O G R A P H I E

- ( 1 ) - Technique de l'ingénieur :  
M392 : propriétés des fontes G.S  
M1145 : traitements thermiques des fontes G.S  
M761 : élaboration des fontes G.S
- ( 2 ) - M . GEIER  
Metallurgie de fonderie tome I et II Edition Eyrolles
- ( 3 ) - A . ROOS  
Precis de metallographie appliquée Edition Dunod - Bordas
- ( 4 ) - C . CHAUSSIN et G . HILLY  
Metallurgie tome II : Elaboration des métaux Edition Dunod - Bordas
- ( 5 ) - E . C BAIN - H . W PAXTON  
Les éléments d'addition dans l'acier Edition Dunod
- ( 6 ) - J . BENARD  
Metallurgie générale Edition Masson
- ( 7 ) - Manuel des fontes moulées Traduit par le centre d'information des fontes moulées de " The gray iron castings hand book "
- ( 8 ) - Lakhtine  
Metallographie et traitements thermiques des métaux Edition Mir
- ( 9 ) - Atlas métallographique des microstructures types  
Edition T E des industries de la fonderie
- ( 10 ) - Projets de fin d'étude :  
" Etude metallographique des fontes G.S 56-5 et 38-15  
A . Djidjelli  
" Etude de la fonte G.S.C( 38 - 15 ) alliée au Si-Sn"  
Azzaz  
" Effets de faibles additons de nickel sur la fonte  
à graphite sphéroïdal "  
M . Hamidi et A : Hassoun
- ( 11 ) - Aide memoire de metallurgie  
Edition Dunod

