

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

THESE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Présentée par Mr R.CHEGROUNE

Pour l'obtention de grade de Magister

Option : Métallurgie

Thème

*Optimisation des paramètres de
recuit, d'usinage et de trempe
bainitique pour les fontes grises
GSC, GSA et F125*

Soutenu en juillet 1998 devant le jury composé de Mrs:

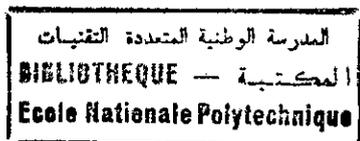
N.MESRATI
E.SALHI
M.E.DJAGHLAL
M.LARIBI
K.ABADLI
K.AMROUNI

Maître de conférences à ENP
Maître de conférences à ENP
Chargé de cours à ENP
Chargé de cours à ENP
Chargé de cours à ENP
Directeur UER-SNVI

Président
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Invité

Sommaire

INTRODUCTION GENERALE

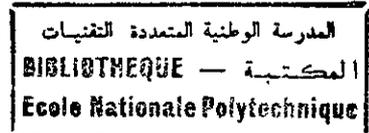


CHAPITRE I

1) ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1-1) Généralités.....	3
1-2) Etudes de fontes grises.....	3
1-2-1) Fontes grises lamellaires.....	3
1-2-1-1) Formation du graphite lamellaire.....	3
1-2-2) Fontes grises sphéroïdales.....	4
1-2-2-1) Formation du graphite sphéroïdal.....	4
1-2-2-2) Influence des sphéroïdes de graphite.....	5
1-2-3) Diagramme pseudo-binaire Fe-C-Si.....	5
1-2-4) Hétérogénéité de la matrice.....	6
1-3) Notion sur la bande triphasée.....	8
1-4) Sensibilité à l'épaisseur des fontes grises.....	8
1-4-1) Définition de la sensibilité à l'épaisseur.....	8
1-4-2) Caractéristiques des fontes grises en fonction de la variation de l'épaisseur.....	8
1-5) Traitements thermiques des fontes grises.....	9
1-5-1) Influence des différents facteurs sur les traitements thermiques.....	9
1-5-2) Le traitement thermique de stabilisation.....	10
1-5-3) Traitement de graphitisation.....	10
1-5-4) Traitement de ferritisation.....	10
1-5-5) Traitement de perlitisation.....	12
1-5-6) Traitement de trempe bainitique.....	13
1-5-6-1) Influence de la composition chimique sur la transformation bainitique.....	14
1-5-6-2) Hétérogénéité de la transformation bainitique dans les fontes....	15
1-5-6-3) Diagramme T.T.T.....	15
1-5-6-4) Morphologie de la bainite.....	15
1-5-6-5) Cristallographie de la transformation bainitique.....	16
1-6) Enrichissement en carbone de l'austénite.....	16
1-7) Cinétique des transformations bainitique.....	17
1-8) Usinage des fontes grises.....	18
1-8-1) Notions et critères d'usinabilité.....	18
1-8-2) Facteurs métallurgiques de l'usinabilité.....	19
1-8-3) Etat de surface.....	19

Chapitre II



2) TECHNIQUES EXPERIMENTALES

2-1) Elaboration des fontes.....	23
2-2) Analyse chimique.....	23
2-3) Observation métallographique.....	25
2-4) Eprouvettes utilisées.....	25
2-5) Fours de traitement.....	25
2-6) Essais mécaniques.....	26
2-7) Usinage.....	27
2-7-1) Tournage.....	27
2-7-2) Fraisage.....	28
2-8) Mesure de la rugosité.....	28
2-9) Analyse d'image.....	29
2-10) Diffraction des rayons X.....	30

Chapitre III

3) RESULTATS ET DISCUSSION

3-1) Optimisation des paramètres des recuits des fontes GSC, GSA et Ft25.....	31
3-1-1) Caractérisation de l'état brut de coulée des trois fontes.....	31
3-1-1-1) Analyse chimique.....	31
3-1-1-2) Analyse qualitative des structures à l'état brut de coulée.....	31
3-1-1-3) Essais mécaniques.....	32
3-1-2) Influence de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques et structurales des fontes GSC, GSA et Ft25 à l'état brut de coulée.....	32
3-1-2-1) Analyse qualitative et quantitative des fontes GSC, GSA et Ft25.....	38
3-1-2-2) Analyse micrographique de la matrice des fontes GSC, GSA et Ft25.....	44
3-1-2-3) Influence de l'épaisseur sur la résilience et la dureté.....	44
3-1-3) Délimitation de la bande triphasée des trois fontes GSC, GSA et Ft25.....	47
3-1-4) Traitements de recuit de ferritisation et perlitisation pour les trois fontes.....	56
3-1-4-1) Recuit de ferritisation.....	56
3-1-4-2) Recuit de perlitisation.....	70
3-1-4-3) Caractéristiques mécaniques des fontes GSC, GSA et Ft25 optimisées.....	73

3-2) Influence des paramètres d'usinage sur la fonte GSC.....	79
3-2-1) Influence des paramètres d'usinage sur l'état de surface.....	79
3-2-1-1) Influence du martiau usiné.....	79
3-2-1-2) Influence des paramètres définissant le régime de coupe.....	80
(Tournage)	
3-2-1-3) Influence des paramètres définissant le régime de coupe.....	80
(Fraisage)	
3-3) Traitement de trempe bainitique de la fonte GSC.....	86
3-3-1) Type d'éprouvettes utilisées pour le traitement thermique.....	86
3-3-2) Traitements thermiques utilisés.....	86
3-3-3) Méthode permettant de caractériser l'avancement de la réaction.....	87
bainitique	
3-3-4) Etude structurale après trempe bainitique à différentes températures et différents maintiens.....	90
3-3-5) Evolution de la transformation isotherme à 380°C.....	93
3-4) Les deux étapes de la transformation bainitique à 380°C de la fonte GSC contenant 3.49%C et 2.55%Si.....	94
3-4-1) Etude micrographique.....	94
3-4-2) Identification radiocristallographique des phases.....	94
3-4-3) Evolution de la macrodureté HV de la fonte GSC à 360°C et 400°C.....	96

CHAPITRE IV

4) APPLICATION INDUSTRIELLE

4-1) Présentation des pièces sur site.....	98
4-2) Charges sur le pont.....	98
4-3) Production des pièces en fonte GS bainitique.....	101
4-4) Traitement thermiques réalisés sur les pièces.....	104
4-4-1) Traitement thermique de ferritisation.....	104
4-4-2) Traitement de trempe bainitique figure.....	105
4-5) Usinage.....	106
4-6) Approche Technico-économique.....	106
4-7) Prix de revient des pièces étudiées en acier forgé et cémenté en fonte coulée et traitée par trempe bainitique.....	107
4-7-1) Prix de revient pour les deux procédés de fabrication (pièces brutes).....	110
4-7-2) Prix de revient des pièces finies.....	111
4-7-3) Prix de revient globale des quatre pièces en acier et en fonte.....	112

Introduction générale

Tous les ingénieurs connaissent bien les fontes grises, qui présentent des charges de rupture allant jusqu'à 400N/mm^2 mais qui sont caractérisées par une ductilité et une résilience limitées compte tenu de leur structure à graphite lamellaire. La plupart des ingénieurs savent également qu'on peut modifier la morphologie du graphite en la faisant passer d'une forme lamellaire à une forme sphéroïdale ou nodulaire en traitant le métal fondu avant ou au moment même de son introduction dans le moule. Les fontes à graphite sphéroïdale (GS) qui en résultent, que l'on appelle également fontes ductiles; présentent des combinaisons sensiblement meilleures de charge de rupture, de ductilité et de résilience. Depuis leur développement vers la fin des années 1940, ces matériaux sont devenus importants dans le domaine de la construction mécanique et ils représentent maintenant 24% de tous les moulages ferreux produits au Royaume Uni (United Kingdom) et 42% en France.

Les fontes GS à matrice ferritique présentent généralement une charge de rupture d'environ 400N/mm^2 et une ductilité de 18% d'allongement à la rupture, alors que les fontes à matrice perlitique présentent normalement des charges de rupture allant jusqu'à 800N/mm^2 et un allongement minimum de 2%. Les fontes GS peuvent également être trempées et revenues pour obtenir une charge de rupture et une ductilité semblable à celles des fontes perlitique, mais avec une résilience et un rapport plus élevé entre l'allongement et la charge de rupture.

Le développement le plus récent est l'application d'un traitement thermique par trempe étagée sur les fontes GS pour obtenir une variété de structure à matrice bainitique avec une augmentation de la charge de rupture et de la ductilité. Les fontes GS présentent de ce fait un grand intérêt d'application [1,2,3,4] suite aux avantages technico-économiques des fontes GS [5,6,7,8] cités par plusieurs auteurs et particulièrement par Richard Harding [1]. Nous avons entrepris dans la présente étude des investigations sur les fontes grises (GS38-15, GS56-5 et Ft25) produites par l'Unité fonderie de Rouiba (U.F.R). L'objectif de notre étude est à terme de remplacer les pignons du pont arrière du camion K66 (SNVI), fabriqués en aciers forgés et cimentés par une fonte GS bainitique dont la gamme de fabrication est moins coûteuse.

Après avoir présenté une étude bibliographique sur les fontes grises d'une manière générale et les techniques expérimentales, nous avons caractérisé les trois fontes grises à l'état brut de coulée, ainsi que l'évolution des caractéristiques mécaniques et structurales en fonction de la vitesse de refroidissement qui varie avec l'épaisseur du moule.

Nous nous sommes également intéressés à la détermination de la bande triphasée « $A_{\text{MIN}}-A_{\text{MAX}}$ » ainsi qu'aux traitements thermiques de ferritisation et de perlitisation effectués à partir du domaine de la bande triphasée défini par chauffage des structures initiales. En effet les traitements thermiques effectués à partir de la température de ce domaine de transition, sont économiquement avantageux.

Enfin, nous avons procédé à l'étude d'un traitement de trempe étagée bainitique appliqué sur la fonte GS38-15 "GS", en fixant la température de transformation dans le domaine de la bainite supérieure, ainsi que le temps de maintien à cette température.

Les fontes GS bainitiques, obtenues par trempe étagée, peuvent présenter des combinaisons exceptionnelles de caractéristiques mécaniques et

de propriétés d'emplois dans des conditions rigoureuses de fabrication. Ces caractéristiques sont liées aux structures obtenues en fin de traitement thermique, comme l'ont montré de nombreux auteurs [1-8].

Cette étude présente également un intérêt technico-économique, qui nous a incité à faire une approche économique pour la substitution des pièces mécaniques (satellite, planétaire, pignon d'attaque et couronne) en acier (16NC6 et 18NC13) forgé et cémenté par une fonte (GS38-15) « GSC » bainitique coulée en fonderie.

CHAPITRE I

1 ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1-1 Généralité

La majeure partie de la production de fontes grises généralement commercialisées concerne les nuances classiques (ferritique, perlitique et ferrito-perlitique) qui sont généralement obtenues directement au terme des opérations de fonderie. Du fait que les traitements thermiques complémentaires n'étaient pas impératifs, les diagrammes des types T.R.C (transformation en refroidissement continu) et T.T.T (transformation température, temps) n'ont pas fait l'objet jusqu'à présent d'études systématique. Le développement actuel des fontes grises à graphite sphéroïdal à haute résistance de bonne ductilité nécessite, par contre la connaissance de ces diagrammes de façon à définir précisément les traitements thermiques appropriés pour obtenir par exemple une structure bainitique capable de réaliser un compromis satisfaisant entre résistance et ductilité. Dans ce contexte, nous avons orienté notre étude sur les fontes grises existantes en Algérie.

1-2 Etudes de fontes grises [9-10-11-12-13]

1-2-1 Fontes grises lamellaires

Dans les fontes grises lamellaires, la majeure partie du carbone se trouve sous forme de lamelles de graphite. Sa morphologie joue un rôle essentiel dans la résistance à la traction.

Le graphite est un constituant sans résistance mécanique et sa présence correspond à des « vides » dans la matrice, ces derniers forment des fissures naturelles du fait de leur morphologie lamellaire.

Le graphite intervient par effet d'entaille conduisant à des concentrations des contraintes locales aux extrémités des lamelles qui constituent une source d'amorçage de fissures et une continuité dans la masse. On conçoit que les cassures progressent facilement de lamelle en lamelle.

Le graphite a une action lubrifiante qui améliore la tenue à l'usure et les propriétés antifriction de la fonte.

1-2-1-1 Formation du graphite lamellaire

Il y a d'abord formation d'un squelette dendritique primaire suivi en deuxième phase dans l'intervalle interdendritique par la cristallisation du liquide eutectique. C'est à ce stade qu'il y a formation des lamelles de graphite. La graphitisation eutectique n'est entièrement terminée que lorsque la solidification est terminée. Le centre de croissance des lamelles de graphite est le centre de cristallisation des cellules eutectiques, un refroidissement lent permet au liquide eutectique de se solidifier en graphite et en austénite.

L'accroissement des lamelles graphitiques se produit principalement par la fonction adhésion des germes dimensionnelles du carbone aux pointes de graphite qui sont toujours en contact avec le liquide. La vitesse de diffusion du carbone dans le solide est beaucoup plus faible par rapport à celle du liquide, ceci explique la formation de graphite lamellaire. (Voir tableau 1-1)

Qualité	Rm (daN/mm ²)	Re (daN/mm ²)	A%
Ft 10	10	-	-
Ft 15	15	0.8 à 0.9 Rm	0.5 à 1
Ft 20	20	-	-
Ft 25	25	-	-
Ft 30	30	-	-

Tableau 1.1 : Quelques nuances de fonte lamellaires

1-2-2 Fontes grises sphéroïdales

Ce sont des fontes grises dont lesquelles le graphite est obtenu à l'élaboration sous forme sphéroïdale, de ce fait les inconvénients dus à la forme lamellaire sont fortement diminués. Le phénomène de sphéroïdisation du graphite est dû principalement à l'effet du magnésium qui joue le rôle d'inhibiteur de courte durée en retardant la formation du graphite dans le liquide, puis l'action du magnésium cessant celle-ci se décompose en donnant du graphite qui se développe dans toute les directions, ce qui entraîne une forme sensiblement sphérique.

1-2-2-1 Formation du graphite sphéroïdal

La position centrale des sphéroïdes de graphite à l'intérieur des grains primaires indique que ces sphéroïdes ont crû en phase solide, c'est à dire par rapport au carbone diffusant depuis le liquide jusqu'au cristal de graphite à travers l'enveloppe austénitique.

La croissance sphéroïdale du graphite est expliquée par un mécanisme de diffusion isotrope et d'autre, diffusion en admettant que l'austénite soit homogène.

On conçoit que la diffusion du carbone vers le cristal de graphite en cours de croissance s'effectue à la même vitesse dans toute les directions,

une vitesse constante de croissance engendre évidemment la forme sphéroïdale. La libération de l'espace nécessaire à l'accroissement du sphéroïde se fait (apparemment) par la diffusion du fer (auto-diffusion) et des autres éléments dissous dans l'austénite, dans le sens opposé du carbone. (Tableau 1-2)

	Rm(N/mm ²)	Re _{0,2} (N/mm ²)	A % min	HB
FGS perlitique	600-800	370-480	3-2	200-350
FGS ferritique	370-400	230-250	17-12	201
FGS ferrito-perlitique	500	320	7	170-240

Tableau I.2 Caractéristiques mécanique des différentes matrices de la fonte G.S

1-2-2-2 Influence des sphéroïdes de graphite

Le nombre et la dimension des nodules de graphite ont une influence sur :

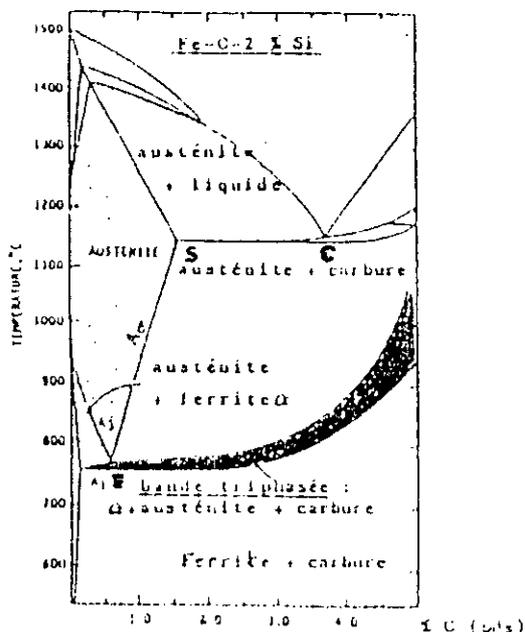
- Le processus de diffusion du carbone surtout dans l'austénite, qui se fait plus rapidement, est dû à l'approximité des sphéroïdes, ce qui a un intérêt dans les traitements thermiques basés sur la diffusion du carbone.
- La valeur de la résistance diminue lorsque la sphéroïdisation diminue.
- La valeur optimale de la dimension du graphite est de 80 nodules/mm².

1-2-3 Diagramme pseudo-binaire Fe-C-Si

Dans les fontes, les teneurs en éléments normaux d'élaboration Mn, Si, P, S sont en général plus élevées que dans les aciers. Pour cela, la description de leur transformation à l'aide du diagramme binaire Fe-C est insuffisante. Il faudrait souvent au moins introduire les diagrammes ternaires Fe-C-Si.

L'examen de ces ternaires montre que ces éléments conduisent à une diminution de la teneur en carbone de l'austénite eutectique et le déplacement vers la gauche des points S, E et C par rapport au binaires. La figure I.1 présente une coupe pseudo-binaire à 2% de Si.

Figure I.1:
Diagramme pseudo-
binaire Fe-C-Si à 2%
de Si. [15]



Pour tenir compte de l'effet semblable de P et Si sur la position du point eutectique E, on a introduit la notion de carbone équivalent (Ceq):

$$\%C_{eq} = \%C + (\%Si + \%P) / 3 \quad (1) \quad [15-16]$$

1-2-4 Hétérogénéité de la matrice

Les fontes grises présentent une particularité qui leur est propre, en effet leur mode de solidification entraîne une morphologie du solide qui est composé de « cellules de solidification » comme on remarque sur la figure I.2



Figure I.2 Aspect
micrographique d'une
fonte GS non alliée à
l'état brut de coulée
(attaquée au nital)

On remarque que cette fonte GS possède une matrice ferrito-perlitique dont la ferrite disposée en auréole autour du graphite appelée « bull's-eyes » alors que les zones perlitiques sont situées aux joints de cellules de

solidification. Cette disposition particulière de la ferrite classique dans les fontes GS indique qu'il existe une relation avec le sphéroïde.

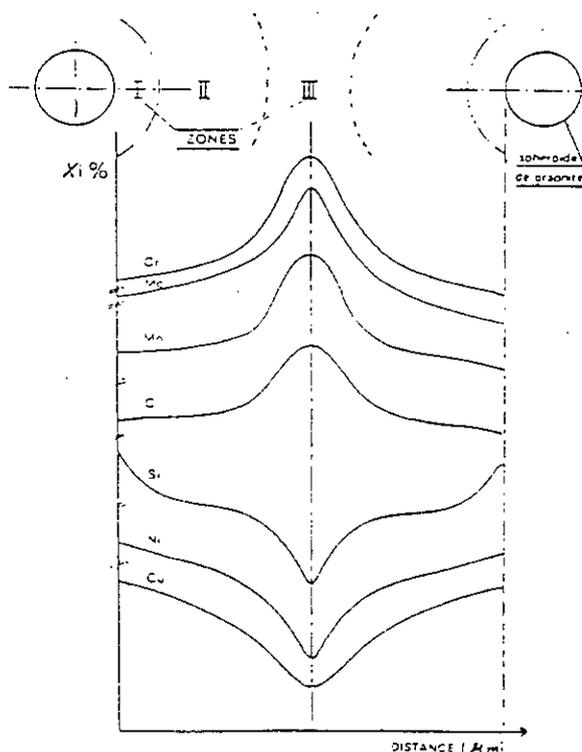
Une étude de la répartition des éléments d'alliage au sein d'une cellule reflète l'hétérogénéité de cette dernière. En effet on peut discerner trois zones:

*la zone I située près du graphite est celle qui contient le plus de silicium et le moins de manganèse.

*la zone II est la zone intermédiaire.

*La zone III située au niveau de joints de cellule, est celle qui contient le moins de silicium et le plus de manganèse.

L'étude de la répartition des éléments d'alliage au sein de la cellule figure I-3 montre que les éléments Si, Cu, Ni sont en excès en zone I par rapport aux zones II et III, par contre le manganèse et les éléments carburigènes sont plus importants dans la zone III.



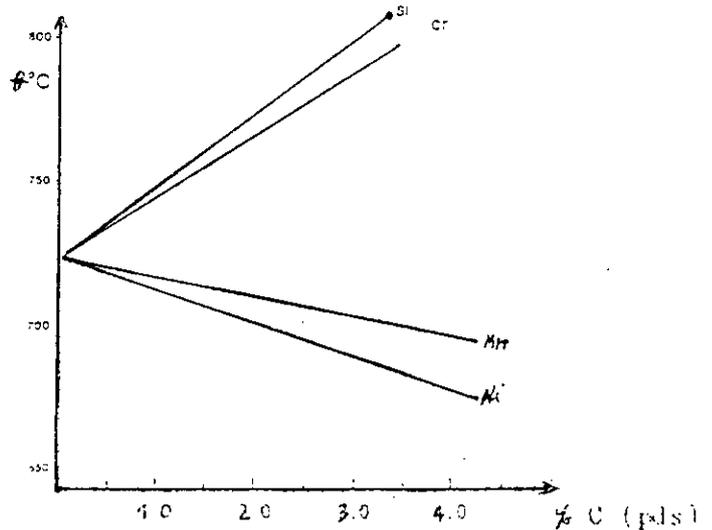
FigI.3 Profils de répartition des éléments d'alliage entre deux nodules de graphite dans une fonte GS à l'état brut de coulée.

Au cours d'une austénitisation, la ségrégation des éléments de substitution ne disparaît pas. Des études ont montré que leur diffusion est lente. Dans ces conditions après les étapes d'austénitisation on ne peut pas avoir une phase austénitique homogène en carbone, car les concentrations de celui-ci dépendent localement de l'association des concentrations locales en éléments de substitution (Ni, Ca, Si, et Mn) à haute température. On peut donc définir une fonte GS comme étant composée d'un ensemble de matrice austénitique de composition variable.

1-3 Notion sur la bande triphasée

Si on tient compte de l'influence de chaque élément sur la température eutectoïde, on conçoit aisément que cela entraîne l'existence d'un éventail assez vaste de température (figI.4)

FigI.4 Influence de quelque éléments sur l'eutectoïde



En général la zone I commence à se former à A_{1max} et la zone III s'achève à la température A_{1min} (figI.1), un maintien assez long dans cet intervalle de température donne l'existence de trois phases ($\alpha + \gamma + \text{graphite}$) d'où le terme de bande triphasée qui sera mis en évidence lors de nos travaux expérimentaux.

1-4 Sensibilité à l'épaisseur des fontes grises

1-4-1 Définition de la sensibilité à l'épaisseur

C'est l'interdépendance de la structure finale et la loi de refroidissement pour une composition chimique donnée. [18-21]

1-4-2 Caractéristiques des fontes grises en fonction de la variation de l'épaisseur

Les caractéristiques des fontes grises sont entièrement liées à la structure de ces fontes (nature de la matière, forme et répartition de graphite, etc..) laquelle dépend de deux facteurs principaux, l'analyse chimique d'une part et la vitesse de refroidissement d'autre part.

La vitesse de refroidissement d'une fonte dans un moule varie en sens inverse avec l'épaisseur de la pièce, de la nature du moule et de la composition chimique donnée. La structure obtenue à l'état brut de coulée est constituée de ferrite et de perlite. Si la pièce présente une variation d'épaisseur, la plus épaisse se refroidit lentement avec une structure à prédominance ferritique.

Bien que les fontes à graphite sphéroïdal possèdent une grande sensibilité à l'épaisseur que les fontes à graphite lamellaire, un certain nombre de phénomènes apparaissent lorsque les pièces de forte section se refroidissent lentement dans le moule. [23-25]

Ces phénomènes se traduisent par une diminution plus ou moins sensible des caractéristiques mécaniques qui sont dues:

- à une dégénérescence du graphite sphéroïdal.
- à une réduction du nombre de sphéroïdes. [26-27-28]

1-5 Traitements thermiques des fontes grises

Les fontes sont constituées d'une matrice analogue à un acier dont laquelle les lamelles ou les sphéroïdes sont répartis.

La matrice qui peut être ferritique, perlitique, bainitique...etc est modifiable par traitement thermique compte tenu de sa composition chimique.

1-5-1 Influence des différents facteurs sur les traitements thermiques

Certains facteurs influencent les traitements thermiques en accélérant ou en retardant les transformations des phases

a) Influence de la température d'austénitisation

Une élévation d'une température d'austénitisation se traduit en général par un déplacement vers la droite de la courbe T.T.T dû à un enrichissement en carbone de l'austénite. L'élévation de la température favorise aussi la dissolution des carbures et augmente la vitesse de diffusion du carbone. En outre, elle provoque également l'accroissement de la trempabilité, ceci est dû en partie à l'influence de la grosseur du grain sur la vitesse de germination.

Dans la pratique l'austénitisation est réalisée en portant les pièces au dessus de l'intervalle critique. Le domaine de température possible est compris entre 815°C et 950°C environ. Ce domaine doit être plus serré si l'on veut optimiser les conditions d'austénitisation et assurer le meilleur comportement de la fonte lors de la transformation bainitique. Un domaine compris entre 850°C et 925°C représente assez bien celui qui est utilisé réellement en fabrication.

b) Influence de la durée d'austénitisation

La durée du traitement d'austénitisation dépend principalement de la composition chimique, de l'état initial et de l'épaisseur. Elle peut varier selon les cas entre trente minutes et trois heures. Un traitement préalable de ferritisation permet de pratiquer des durées qui sont le plus souvent de l'ordre d'une heure. [39,31]

c) Influence de la composition chimique

Le rôle essentiel des éléments d'alliages consiste à accroître la trempabilité dû au déplacement des courbes T.T.T vers la gauche à l'exception de l'effet du cobalt; leurs action est d'autant plus marquée que la teneur est plus élevée dans la solution solide austénitique. Les éléments gammagènes tels que le Ni et le Mn abaissent les températures AC_1 et AC_3 et repoussent les domaines perlitique et bainitique de la courbe T.T.T vers la droite.

1-5-2 *Le traitement thermique de stabilisation*

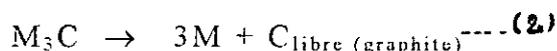
Ce traitement consiste à éliminer le plus possible les contraintes résiduelles de fonderie, tel que l'exige l'utilisation des pièces.

La stabilisation consiste en un chauffage entre 500°C et 650°C suivant la forme et le degré d'élimination des contraintes désirées. La durée du palier de chauffage est fonction de la température adoptée, de la massivité des pièces et du degré de détente désiré.

En pratique, on choisi 1 heure par 25mm d'épaisseur moyenne et un refroidissement lent pour ne pas créer de nouvelles contraintes.

1-5-3 *Traitement de graphitisation*

Ce traitement consiste à décomposer les carbures suivant la réaction du types :



M. correspond à Fe, Mn, Cr, etc..

Le carbone résultant de cette décomposition, se dépose à l'état de graphite sur les particules de même nature préexistantes ou sous forme de nouveaux nodules, du fait de l'évolution naturelle du système métastable vers la forme stable. La température du palier est usuellement comprise entre 900 et 950°C . La durée du maintien minimale est à déterminer expérimentalement, elle peut être de quelques dizaines de minutes à quelques heures, suivant la composition exacte de la fonte, la massivité de pièces, l'abondance des carbures et la présence d'éléments carburigènes.

On applique ce traitement aux fontes présentant des carbures secondaires (fonte truités) en présentant une structure entièrement perlitique.

Pour le cas des fontes élaborées a l'UFR on a constaté après observation micrographique, qu'elle ne présentent pas des carbures de solidification.

1-5-4 *Traitement de ferritisation*

Ce traitement est utilisé pour obtenir une structure ferritique, ainsi on aura un abaissement de la dureté et une plasticité maximale exprimée par un allongement et une striction de traction maximale du métal.

Férritisation directe

Ce traitement consiste en un maintien dans la bande triphasée c'est à dire entre les températures A_{1min} et A_{1max} . Ceci provoque la transformation de l'austénite en ferrite suivant la réaction :



Le cycle de traitement consiste en un chauffage de quelque heures jusqu'à une température comprise entre A_{1min} et A_{1max} , suivi d'un refroidissement lent dans le four jusqu'à $A_{1min}-\epsilon$, puis à l'air libre (fig1.1). Ce traitement peut être précédé par une austénitisation et ceci afin de décomposer les carbures secondaires s'ils existent. (Fig1.2).

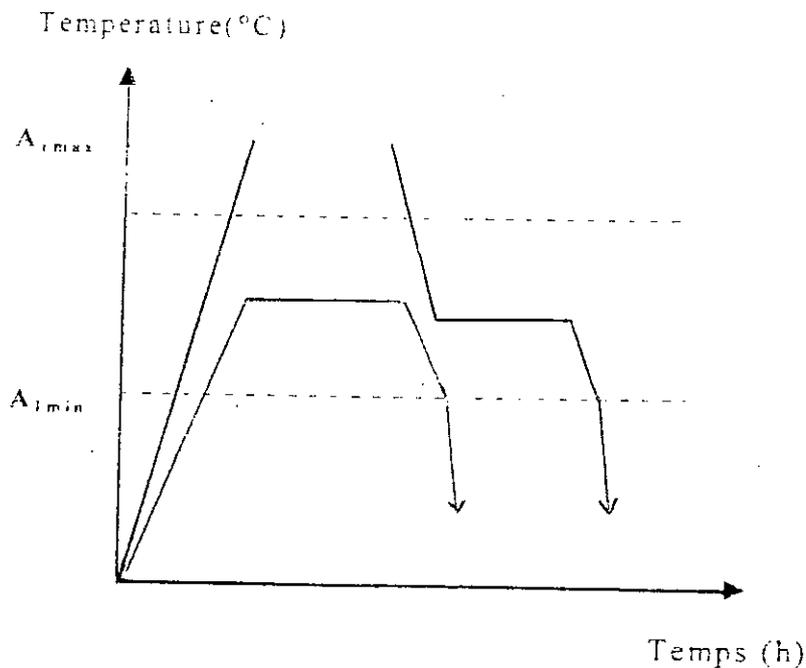
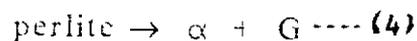


fig1.5 Cycle de traitement de ferritisation directe avec et sans austénitisation

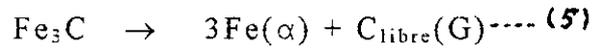
Férritisation indirecte

Ce traitement se fait par un maintien de quelques heures à une température de quelques degrés au dessous de A_{1min} , le refroidissement se fait à l'air libre (fig1.6).

On peut faire une austénitisation avant le maintien si on a des carbures secondaires (fig1.6). Ce cycle provoque le retour des phases issues du diagramme métastable, en l'occurrence la perlite, vers le diagramme stable constitué de ferrite et de graphite suivant la réaction:



La ferrite se développe à partir de l'interface graphite-perlite autour du graphite. Les plages de ferrite grossissent et finissent par envahir toute la structure; cependant il subsiste à la fin du traitement, une cémentite sous forme de globule c'est ce qu'on appelle « perlite coalescée ». La transformation se fait par la décomposition de la cémentite en ferrite et en carbone libre. Ce dernier peut former du graphite à travers la ferrite selon la réaction suivante:



La cinétique de transformation dépend de quelques facteurs particulièrement la finesse du graphite et particulièrement de la teneur plus élevée en Si.

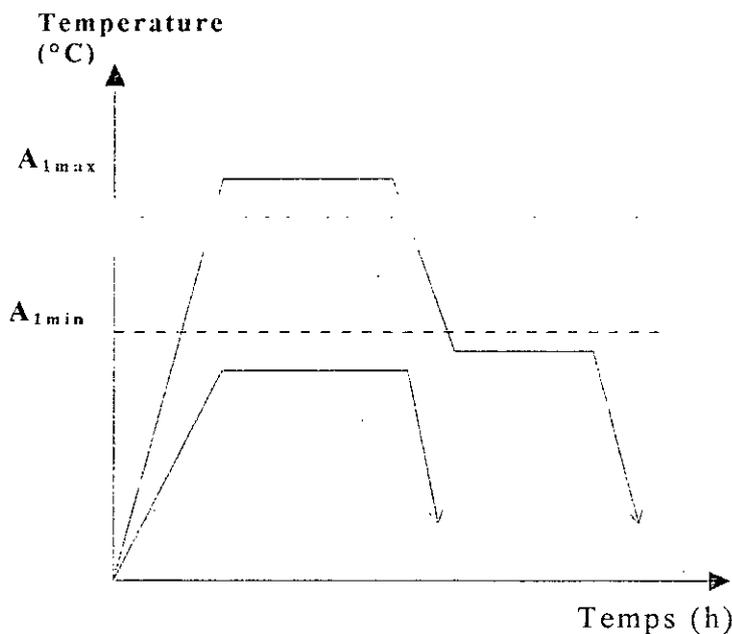


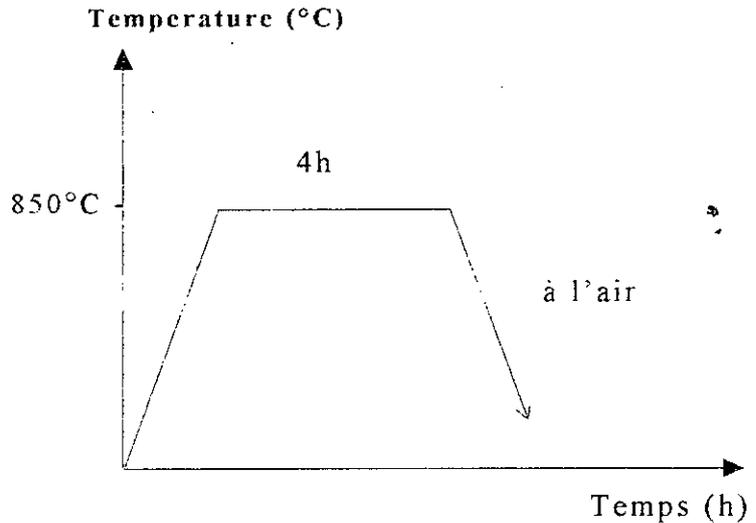
Fig1.6 Cycle de ferritisation indirecte avec et sans austénitisation

1-5-5 Traitement de perlitisation

La perlitisation a pour but, contrairement à la ferritisation, d'obtenir une résistance plus élevée à la traction et une plus grande dureté.

Le traitement thermique se fait par un maintien à une température de 840 à 860°C pendant 4 heures suivie d'un refroidissement à l'air libre. Certaines références recommandent de faire un maintien à 900±25°C, mais la durée est plus courte. (Fig1.7)

figI.7 Cycle de traitement de perlitisation



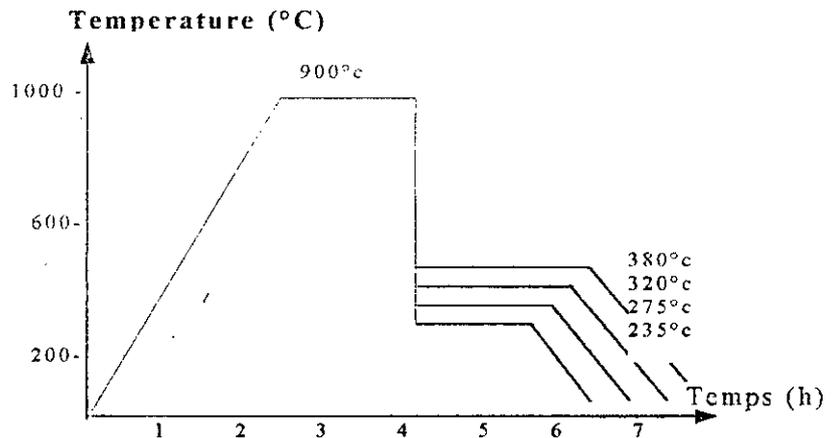
L'obtention d'une matrice perlitique est liée à la teneur en carbone de l'austénite lors de son passage pendant le refroidissement du système stable au système métastable. Pour cela il faut déterminer expérimentalement la température et la durée du maintien nécessaire pour que l'austénite se rapproche le plus possible de la teneur eutectoïde. Puis faire un refroidissement plus au moins rapide (air libre). Pour définir la cinétique de refroidissement, on a souvent recourt aux courbes des diagrammes T.R.C.

1-5-6 Traitement de trempe bainitique

Le traitement de trempe étagée bainitique, basé sur les diagrammes de transformation isotherme comprend généralement trois périodes:

1. Austénitisation dans le domaine 800-950°C.
2. Refroidissement très rapide jusqu'à des températures de transformations comprises dans le domaine 235-400°C.
3. Maintien à une température de transformation dans le domaine pendant une durée comprise entre le début et la fin de transformation défini par les courbes T.T.T des différents alliages. (FigI.8)

figI.8 schéma d'un cycle de traitement thermique par trempe étagée



Lorsque il s'agit d'un traitement thermique final, l'austénitisation s'effectue généralement dans des fours à atmosphère protectrice ou dans des bains de sel pour éviter la formation de la calamine et la décarburation. L'austénitisation est effectuée à une température supérieure à celle du point de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ variable avec la teneur en silicium et en éléments d'alliage. La teneur en carbone de l'austénite à l'équilibre dépend de la température et des teneurs en silicium et autres éléments d'alliage.

Par exemple, dans une fonte non alliée à 3,3%C et de 2,5%Si, la teneur en carbone de l'austénite est 0,73% à 875°C, 0,93% à 900°C et 1,14% à 1000°C.

En traitement thermique industriel, la plupart des praticiens préfèrent adopter des températures d'austénitisation proches de 900°C ce qui, de plus, permet à d'éventuels carbures de graphitiser. [40]

La trempe isotherme est généralement effectuée dans un milieu ayant la température à laquelle la transformation doit s'effectuer pour des températures inférieures à 250°C. Ce milieu peut être de l'huile, mais aux températures supérieures, on utilise couramment un bain de sel.

Des essais en bain fluide n'ont pas toujours donné satisfaction, car le refroidissement est moins rapide et plus difficile à contrôler. Il faut donc, dans ce cas utiliser des fontes de plus grande trempabilité, surtout dans le domaine de transformation de la bainite supérieure. En effet, quelque soit le milieu de trempe utilisé, la vitesse de refroidissement entre la température d'austénitisation et celle de transformation bainitique diminue très sensiblement avec l'augmentation de la température de trempe isotherme.

1-5-6-1 Influence de la composition chimique sur la transformation bainitique

Le silicium joue un rôle essentiel pendant la transformation bainitique en retardant la précipitation des carbures dans l'austénite et il favorise l'enrichissement en carbone de cette phase.

Le manganèse et le chrome, éléments carburigènes réduisent les possibilités d'enrichissement en carbone de l'austénite, ils se localisent vers les joints de cellule eutectique, leur concentration doit être limitée aux exigences de la rentabilité des pièces.

Le phosphore provoque aussi une forte ségrégation chimique et conduit à des structures hétérogènes, sa présence est à éviter.

L'aluminium élève les températures de transformation et en conséquence impose des températures d'austénitisation plus élevées; par ailleurs, il peut occasionner des difficultés d'élaboration et en contre partie n'apporte pas d'avantage particulier.

Une faible teneur de molybdène ~ 0,2% est très favorable pour obtenir les structures austéno-bainitiques en refroidissement en continu, la structure serait de type aciculaire. Sa tendance à former des carbures dans le domaine bainitique est faible, et présente un grand intérêt pour retarder la transformation bainitique par rapport au nez perlitique.

Le nickel et le cuivre sont aussi favorables; ces deux éléments augmentent la trempabilité sans provoquer la formation de carbures. [32-33]

1-5-6-2 Hétérogénéité de la transformation bainitique dans les fontes[20-21]

L'évolution différente des fontes alliées, surtout au dessus de 350°C, peut s'expliquer par une transformation hétérogène due aux ségrégations d'éléments d'alliage. Les éléments à tendance carburigène, Cr et Mo, se localisent vers les joints de cellules. Dans ces régions, l'austénite s'enrichit plus lentement et l'interruption de la transformation y provoque une formation de martensite.

Cette hétérogénéité peut être mise en évidence par un examen micrographique à faible grossissement.

1-5-6-3 Diagramme T.T.T [35-36-41]

L'emploi de traitement isotherme permet d'étudier séparément l'influence des facteurs températures et temps sur les transformations de l'austénite.

L'hétérogénéité chimique de l'austénite mère provoque l'existence d'une famille de courbes T.T.T correspondent aux différentes zones I, II et III (fig.1.3), et cela est amplifié par une diversification des tailles des cellules.

Les T.T.T traduisent les transformations possibles en refroidissement isotherme de l'austénite à partir d'un état initial bien défini et correspondant généralement à un état d'équilibre physico-chimique structural et mécanique. Ces diagrammes permettent d'imaginer et de comprendre les transformations qui accompagnent les traitements thermiques.

1-5-6-4 Morphologie de la bainite [42]

La bainite se forme dans un domaine de température intermédiaire entre celui de la perlite et celui de la martensite. Dans le cas des aciers et des fontes, on distingue habituellement deux types de bainite :

La bainite supérieure et la bainite inférieure. Ces deux formes peuvent être identifiées sans ambiguïté au microscope électronique.

La bainite supérieure est constituée d'un assemblage de lattes parallèlement à leur axe. Elle se forme à la température la plus élevée et sa morphologie change progressivement au fur et à mesure qu'on diminue la température; la densité des carbures précipités s'accroît. Les études effectuées par microscopie électronique montrent que ces carbures ont précipités aux interfaces entre les lattes des ferrite; d'autre part, la dimension des agrégats de lattes s'accroît.

La bainite inférieure est constituée de plaquettes de ferrite. A l'intérieur, la précipitation de carbures qui sont alignés dans une direction faisant un certain angle avec l'axe de la plaquette.

La morphologie de la bainite inférieure change brutalement à une certaine température (vers 350°C pour un acier à 0,5%C). Elle est alors constituée de plaquettes dont les quelles l'étude au microscope électronique révèle l'existence d'une sous-structure limitée par des sous-joints.

1-5-6-5 Cristallographie de la transformation bainitique

Depuis longtemps, on a démontré que la ferrite bainitique est en relation d'orientation avec l'austénite suivant les relations de KURJUMOV-SACHS[]; le plan cristallographique varie avec la température et la nature des éléments d'alliages. Le plan pour la bainite supérieure est voisine de $(111)_\gamma$ et devient de plus en plus irrationnel lorsque la température diminue.

Il y a donc une similitude importante avec la transformation martensitique. On pense que la germination de la bainite s'effectue par l'intermédiaire de la ferrite.

La nature des carbures précipités permet de distinguer la bainite supérieure de la bainite inférieure.

Dans la bainite supérieure, les carbures sont en réalité de la cémentite dont les relations d'orientation avec la ferrite sont le plus souvent identiques à celle qui existent dans la martensite de revenu.

On a montré que ces relations d'orientation prouvent que les carbures ont précipité à partir de l'austénite. Des études au microscope électronique de la bainite supérieure ont montré que les carbures précipitent dans des zones d'austénite enrichie en carbone, bloquées entre deux lattes de ferrite. Dans la bainite inférieure, la nature des carbures dépend de la température, de la durée de la transformation et de la composition de l'alliage; par exemple, le silicium retarde la précipitation de la cémentite, tous les carbures sont du type ϵ . Puis que on sait par des études sur le revenu des martensites au carbone, que le carbure ϵ ne précipite pas à partir de l'austénite, on conclut que la précipitation des carbures dans la bainite inférieure s'effectue à partir de la ferrite sursaturée.

1-6 Enrichissement en carbone de l'austénite [40]

La tendance à l'enrichissement de l'austénite en carbone, ainsi que la tendance à conserver, à la température ambiante de l'austénite retenue, est étroitement liée à la nature des carbures qui précipitent et à leur vitesse de précipitation à partir de l'austénite et de la ferrite. Rappelons que deux paramètres qui influencent cette précipitation sont essentiellement la température de la transformation et surtout, la composition de l'alliage.

Par exemple, au cours de la formation de la bainite supérieure il subsistera dans un acier hypoeutectoïde au silicium une plus grande quantité d'austénite retenue que dans un acier hypoeutectoïde au carbone non allié.

Dans les deux cas, on constate un enrichissement considérable de l'austénite en carbone. Cette différence concernant la quantité d'austénite retenue, est due au fait que le silicium retarde la précipitation de la cémentite à partir de l'austénite ou de la ferrite. En effet dans un acier à 2% de silicium, aucun carbure ne précipite, tout le carbone est dans l'austénite retenue.

Au cours de la formation de la bainite inférieure, la quantité d'austénite retenue est bien plus faible qu'au cours de la formation de la bainite supérieure; c'est encore une différence fondamentale entre les deux types de bainite.

Dans le cas de la bainite inférieure, c'est la précipitation très rapide du carbure ϵ qui suit la propagation de l'interface ferrite-austénite qui limite l'enrichissement de l'austénite en carbone et du même coup la quantité d'austénite retenue.

1-7 Cinétique des transformations bainitique [41]

Entre les zones des températures où se développe la transformation eutectoïde et la transformation martensitique, une transformation nouvelle peut se manifester, c'est la transformation bainitique. Elle apparaît comme intermédiaire entre le mécanisme martensitique et la germination croissance. On pense qu'elle commence par une transformation martensitique α' locale de l'austénite le long des plans $[111]$ du réseau c.f.c. Les germes de cette phase α' ainsi formés, se développent dans la direction de ces plans. Mais cette phase α' se trouve sursaturée en carbone, qui est rejetée vers l'interface α' est γ . La diffusion du carbone se fait très lentement à la température considérée, qui conduit à une précipitation du carbone sous forme de Fe_3C à l'état très dispersé (résolution au microscope électronique).

Il est maintenant bien établi que la transformation isotherme des fontes dans le domaine bainitique s'effectue en deux étapes pour plus de clarté, la cinétique de la transformation a d'abord été étudiée sur des aciers hypereutectoïdes ayant la composition de la matrice des fontes [40]. C'est le silicium, toujours présent dans les fontes grises qui est responsable des deux étapes de la transformation en inhibant la précipitation de la cémentite dans la bainite.

La formation de l'austénite enrichie en carbone se traduit par l'abaissement de la température M_s . Si le traitement est interrompu avant que M_s atteigne la température ambiante, une partie de l'austénite se transforme en martensite au cours de refroidissement. Mais si le traitement se poursuit jusqu'à ce que l'austénite soit stabilisée à l'ambiante, la structure finale de la fonte se compose uniquement de ferrite et d'austénite saturée en carbone $|\alpha|$ et $|\gamma|$.

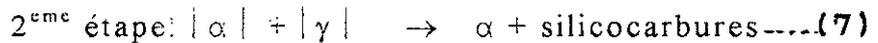
Les plaques ou les lattes de ferrite moins sursaturées en carbone $|\alpha|$ se trouvent entourées de Fe_3C métastable et de l'austénite enrichie $|\gamma|$. Ceci peut s'expliquer par la réaction suivante considérée comme une 1^{ère} étape apparante.



Ainsi, la bainite présente une haute résistance mécanique associée à une ductilité satisfaisante.

L'austénite enrichie arrive à un point de sursaturation où débute une précipitation de silicocarbures entraînant une transformation de l'austénite adjacente en ferrite. A la fin de la deuxième étape la structure de la matrice est donc formée de ferrite et de silicocarbures. [40]

Dans le domaine de la transformation de la bainite supérieure ($380^\circ C$), la 2^{ème} étape prend fin qu'après une centaine d'heures.



$|\alpha|$: est une ferrite saturée en carbone et $|\gamma|$ représente l'austénite post-bainitique. Cette austénite $|\gamma|$ est enrichie en carbone et sa température M_s est alors inférieure à la température ambiante.

Lorsque la température de transformation isotherme est abaissée, la transformation est très ralentie et en dessous de 350°C , la seconde étape ne débute qu'après plusieurs heures de maintien ou même pratiquement pas à des températures inférieures. La transformation étant très lente et la structure finale est généralement composée de ferrite aciculaire, d'austénite et de martensite.

1-8 Usinage des fontes grises

Selon les conditions de traitements thermiques que l'on utilise, les pièces de fontes G.S bainitique présenteront une dureté élevée (jusqu'à 50HRC environ). Bien que certaines qualités de ces fontes permettent un usinage beaucoup plus rapide que d'autres, il est recommandé d'effectuer la plupart des opérations d'usinage avant la trempe bainitique.

1-8-1 Notions et critères d'usinabilité

L'enlèvement de copeaux par outil est une opération qui dépend de nombreux facteurs :

- * type d'usinage (tournage, perçage, fraisage, etc..).
- * Outils de coupe (aciers rapides, carbures frittés, céramique..)
- * Condition d'usinage (géométrie de l'outil, conditions de coupe, etc..).

La mesure de la dureté Brinell constitue un indice d'usinabilité puisqu'elle dépend en premier lieu de la structure.

Toutefois, la dureté n'est pas un critère suffisant d'usinabilité, car celle-ci est affectée aussi par la présence de constituants durs dans la matrice (par exemple, traces de carbures libres). En outre d'après P.Mathon [43], à chaque type d'opération, on peut correspondre, pour l'usinage d'un matériau, différents critères qui sont :

- rugosité de la surface usinée.
- force de coupe (ou puissance de coupe) définissant la résistance à la surface de coupe.
- vitesse de coupe compatible avec une durée de vie de l'outil donnée.

Les trois critères ne sont pas nécessairement liés entre eux. Notre étude se base sur le premier critère qui concerne la rugosité et l'état de surface des différentes structures de la fonte GSC.

1-8-2 Facteurs métallurgiques de l'usinabilité [43]

La facilité d'usinage des fontes grises, constitue l'une de leurs principaux avantages, elle est due surtout à la présence, la répartition et la forme du graphite dans la matrice.

La forme et la qualité du graphite conditionnent l'état de surface usiné. La nature de la matrice détermine les conditions de coupe (durée de vie de l'outil, vitesse, avance).

- Le graphite est un constituant tendre et lubrifiant qui confère aux fontes grises une bonne usinabilité.

- La ferrite est un constituant doux de faible dureté, qui s'usine facilement. Pour les fontes grises à forte teneur en Si, la présence du silicium en solution solide dans la ferrite exerce un effet durcissant modéré.

- La perlite est un constituant formé de lamelles alternées de ferrite et de cémentite, son usinage est difficile à cause de la présence de la cémentite.

La forme compacte du graphite des fontes à graphite sphéroïdale permet d'obtenir un état de surface de très bonne qualité. Le tableau (1-3) suivant donne les valeurs de rugosité que l'on peut atteindre lors de l'usinage des fontes à graphite sphéroïdal.

Opération, d'usinage	Rugosité moyenne arithmétique (Ra)			
	FGS 370-17 dureté Brinell: 152µm	FGS 50-7 dureté Brinell: 223µm	FGS 600-3 dureté Brinell: 265µm	FGS 800-2 dureté Brinell: 302µm
Tournage, outil en carbure métallique:				
passe d'ébauchage avec huile soluble...	1.52à2.03	1.04à2.03	1.52à2.54	1.52à2.54
passe de finition avec huile soluble....	1.78à2.03	1.02à1.52	1.27à2.54	1.27à2.54
Fraisage en bout, outil en carbure met:				
passe d'ébauchage avec / sans facette..	2.54à10.16	1.78à8.89	1.78à10.16	2.29à10.16
passe de finition avec facette.....	2.03à3.05	1.52à2.03	1.52à1.78	2.03à2.79

Tableau 1.3 Etat de surface exprimé par la rugosité moyenne arithmétique Ra de différentes fontes GS.

1-8-3 Etat de surface

Une surface est considérée comme limite d'un corps solide dans la plupart des cas, elle n'a pas une structure régulière et présente des défauts que l'on classe en trois ordres: rugosité, ondulation et forme.

◇ Ligne moyenne

La ligne moyenne représente l'ondulation et la forme, elle coupe le profil pour obtenir une répartition des surfaces irrégulières (irrégularités supérieures et inférieures).

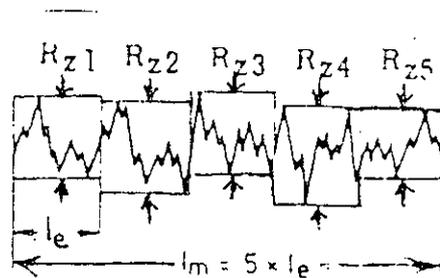
La ligne moyenne est obtenue par les filtres, le perthometre SP6 montre pour la première fois l'évolution de la ligne moyenne sur un profil palpé.

Toutes les évaluations découlant de la ligne moyenne sont repérées par le symbole R.

◇ Rugosité moyenne Rz

moyenne de profondeurs de rugosité de cinq (5) longueurs d'évaluation partielle successives (Le). (FigI.10)

figI.10 profil exprimant la moyenne des profondeurs de rugosité



$$Rz = (Rz_1 + Rz_2 + Rz_3 + Rz_4 + Rz_5) / 5 \text{-----(8)}$$

◇ Rugosité partielle Rz1.....Rz5

Ecart vertical entre le point le plus haut et le point le plus bas du profil de rugosité R sur une longueur partielle d'évaluation (Le).

◇ Rugosité maximale R_{MAX}

La plus forte des rugosités détectée sur la longueur L_M.

◇ Rugosité maximale Rt

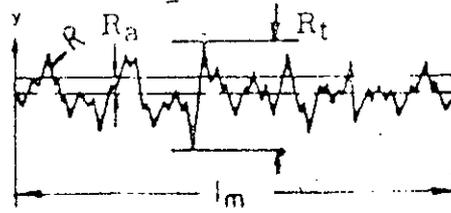
Ecart vertical entre le point le plus haut et le point le plus bas adjacent du profil de rugosité R sur la longueur totale d'évaluation.

◇ Rugosité moyenne Ra

Moyenne arithmétique de tous les écarts du profil de rugosité R par rapport à la ligne moyenne.

$$Ra = \frac{1}{L_M} \int_0^{L_M} y dx \text{-----(9)}$$

figI.11 profil exprimant la moyenne arithmétique de la rugosité Ra.



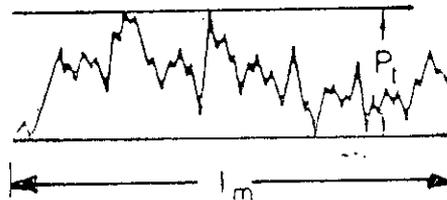
◇ Rugosité moyenne Rq

Moyenne géométrique de tous les écarts du profil de rugosité R par rapport à la ligne moyenne

$$Rq = \sqrt{\frac{1}{L_M} \int_0^{L_M} y^2 dx} \dots (10)$$

◇ Profondeur de profil Pt

Ecart compris entre les deux lignes parallèles qui enferment le profil exploré entre le point le plus haut et le point le plus bas sur la longueur totale d'évaluation L_M . (figI. 12)

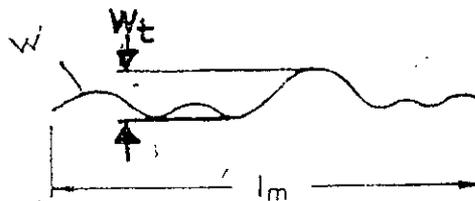


figI.12 profil montrant l'écart d'ondulation

◇ Profondeur maximale d'ondulation Wt

Ecart vertical entre le point le plus haut et le point le plus bas du profil d'ondulation W , sur la longueur totale d'évaluation L_M . (FigI.17)

figI.17 profil montrant l'écart d'ondulation Wt



◇ Longueur de palpation L_t

Longueur totale parcourue par le palpeur pendant un cycle de mesure.

◇ Longueur totale d'évaluation L_M

Partie de la longueur de palpation effectivement analysée par l'appareil.

Chapitre II

2 TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Ce chapitre « techniques expérimentales » a pour but de présenter les conditions d'obtention des matériaux sur lesquelles les investigations ont été effectuées. Nous avons également décrit dans ce chapitre les différentes techniques expérimentales utilisées.

2-1 Elaboration des fontes

Les fontes élaborées à l'unité fonderie de Rouiba (UFR) sont du type fonte GS et fonte lamellaire Ft25.

Les fontes GS présentent deux nuances différentes. la première est une fonte GS non alliée (GSC) de nuance GS 38-15. la deuxième est une fonte alliée au manganèse (GSA) de nuance GS 56-5.

Ces fontes de base ont été élaborées dans un four à arc à partir d'un lit de fusion constitué de retours de fonderie, de tôles neuves et de ferrailles. Le contrôle de l'analyse au four et en poche de traitement par spectrographie sur des médailles permet alors de corriger les écarts à la composition chimique préconisée pour les trois nuances.

Le traitement au magnésium et l'inoculation pour les fontes GS sont effectués à la poche de traitement par introduction d'un alliage Fe-Si-Mg à 8-10%Mg (méthode « sandwich »).

La température de coulée des trois fontes a été fixée entre 1380° et 1410°C.

2-2 Analyse chimique

Les analyses chimiques ont été effectuées par deux techniques différentes:

Fluorescence de rayons X :

La méthode d'analyse XFR (X Ray Fluorescence) qui est une technique d'analyse quantitative par spectromètre de fluorescence des RX. Elle consiste à prendre un échantillon après préparation préalable (pastille de 4,5cm de diamètre et de quelques millimètres d'épaisseur) pour ensuite le bombarder avec un faisceau de rayonnement X pour obtenir ainsi un spectre caractéristique de chaque élément chimique. Ce spectre est analysé par un microprocesseur qui donne les valeurs exactes de la composition chimique (pourcentage en poids) (Voir tableau II.1).

L'analyse du carbone :

C'est un analyseur automatique pour la mesure des pourcentages du carbone dans les métaux et autres matières inorganiques.

Le principe physique est la combustion d'un échantillon sous un courant d'oxygène dans un four à induction; un circuit de gaz ouvert et un

détecteur à haute sensibilité, allié à un microprocesseur donnent une analyse à haute précision qui permet de détecter le pourcentage du carbone jusqu'à des teneurs de 1p.p.m.

Le tableau II.1 illustre la composition chimique des trois fontes grises GSC, GSA et Ft25 destinées à l'étude.

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Ceq
GSA	3.40	2.75	0.71	0.018	0.059	0.03	4.33
GSC	3.48	2.55	0.30	0.016	0.052	0.02	4.33
Tt25	3.01	1.85	0.53	0.013	0.039	0.9	3.63

Tableau II.1 composition chimique des trois fontes GSC, GSA et Ft25 (en poids %)

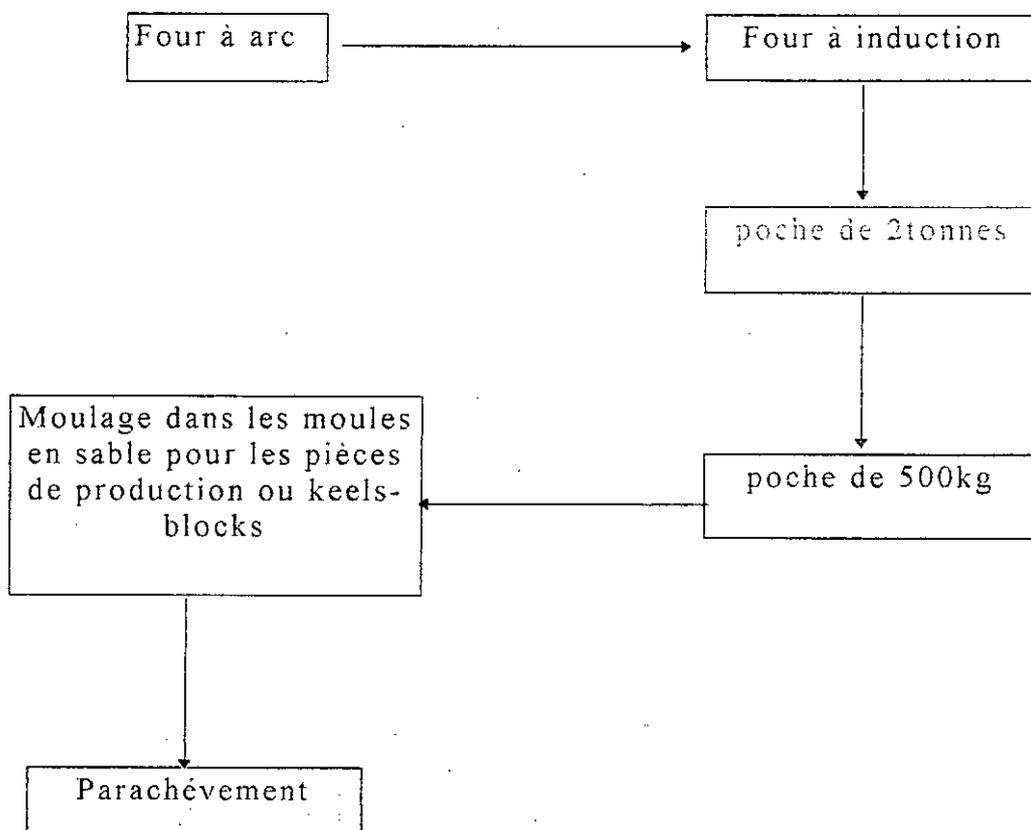


Figure II.1 Schéma du circuit industriel de la production des trois nuances de fontes destinées à l'étude.

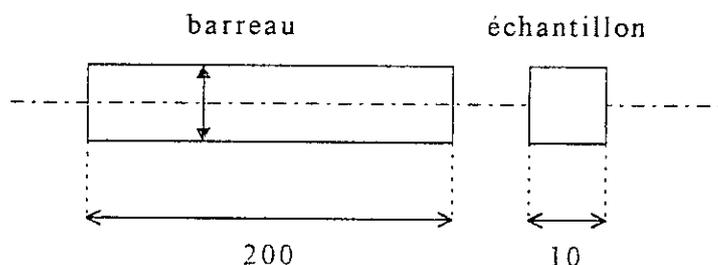
2-3 Observation métallographique

Les observations métallographiques de l'ensemble des échantillons ont été mis en évidence par attaque chimique au nital (5% d'acide nitrique + 100ml d'alcool méthylique). Après un bon polissage et une attaque chimique, on procède à l'analyse qualitative des différentes phases existantes dans la matrice.

Les observations ont été réalisées sur un microscope optique de marque ZEISS AXIOVERT 100A.

2-4 Eprouvettes utilisées

Pour préparer les échantillons qui seront utilisés le long de notre étude, nous avons coulé des barreaux cylindriques de 200mm de longueur et de 25mm de diamètre appelés « Kells blocks » voir figII.2 .



figII.2 schémas du barreau coulé « Keels blocks »

2-5 Fours de traitement

a/ Fours des traitements de recuit

Le four utilisé est de marque « SYBRON/THERMOLYNE ». C'est un four à résistance électrique pouvant atteindre une température de 1400°C. De dimension 20x20x30cm³ pour la chambre de chauffage. Celui ci peut être programmé à n'importe quelle température désirée avec une tolérance de (±5°C).

b/ Fours de traitement de trempe étagée

Les fours utilisés sont à bain de sels de marque « AJAX » pour l'austénitisation et le « TIC » pour la température de traitement dans le domaine bainitique.

1) Le four AJAX à électrodes plongeantes est destiné à la chauffe des échantillons et des pièces dans le domaine austénitique. Le chauffage du bain est assuré par le passage d'un courant électrique entre les électrodes, disposées par paires et alimentés par un transformateur.

*Les dimensions du four AJAX sont:

profondeur : 800mm
largeur : 510mm
longueur : 560mm
température normale de travail : 750°C-980°C
température maximale : 1000°C
quantité de sel nécessaire : 300kg. FigII.3

*Le sel utilisé : les milieux les plus utilisés sont les bains de sels et les atmosphères contrôlées. Les premiers offrent la possibilité de contrôler assez facilement la température et la durée de l'austénitisation.

Dans notre cas, le bain utilisé dans le four AJAX est constitué d'un mélange de chlorures.

2/ Le four « TIC » à bain de sel est utilisé pour la trempe étagée des pièces et échantillons austénitisés dans le four AJAX.

Le chauffage est assuré par des éléments blindés situés à l'arrière du four et plongeant dans le bain. Un brassage assure l'agitation du sel.

*Dimensions du four : (800x800x600mm³)
température maximale : 400°C
quantité de sel nécessaire : 100kg

* Le sel utilisé :

Plusieurs milieux sont utilisables pour la transformation bainitique. Les bains de sels sont de loin les plus utilisés et le sel utilisé dans le four « TIC » est constitué d'un mélange de nitrites et de nitrates.

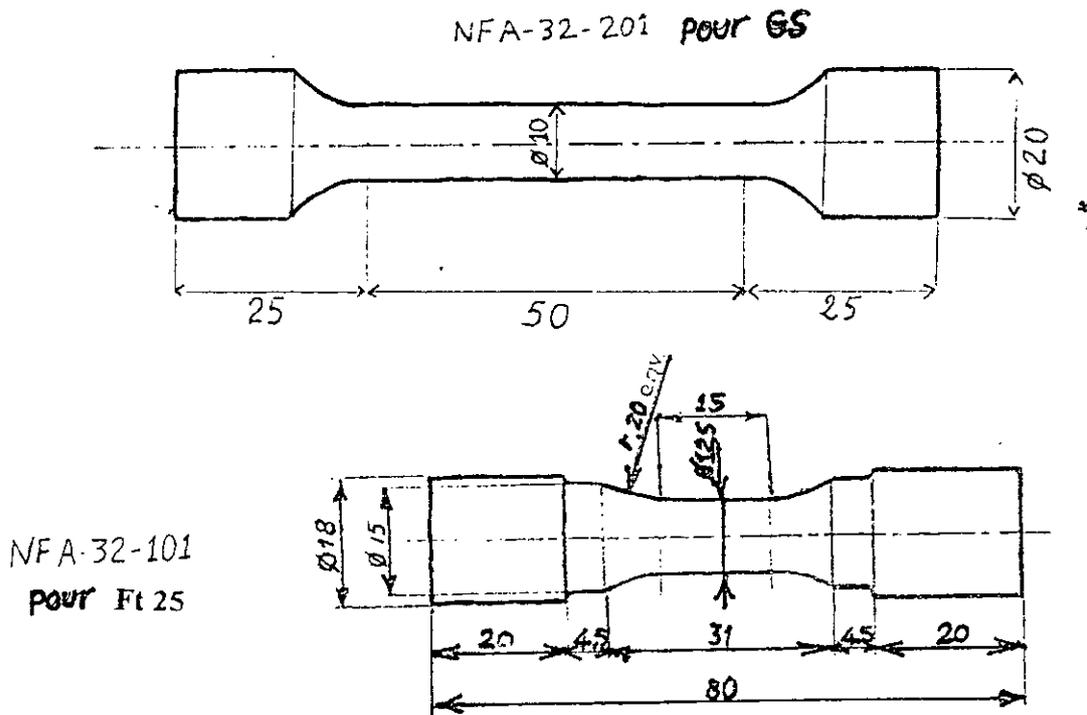
2-6 Essais mécaniques

1/ Les essais mécaniques de traction ont été effectués sur une machine universelle de marque « SCHENCK » de force nominale 100KN.

2/ Les essais mécaniques de dureté ont été effectués sur une machine de marque « WOLPERT ».

3/ Les essais mécaniques de résilience ont été effectués sur une machine « CHARPY ».

Tous ces essais mécaniques ont été effectués à l'état brut de coulée et après les différents traitements thermiques de recuit sur des éprouvettes usinées selon la norme AFNOR Fig(II.3).



figII.3 Eprouvette de traction

2-7 Usinage

2-7-1 Tournage

L'étude de l'influence des différents paramètres d'usinage, par le procédé de tournage, a été effectuée sur un tour parallèle de marque « ALMO » équipé d'un moteur électrique de 2,2kw à 1500tr/mn. La fréquence de rotation de la broche est obtenue grâce à une boîte de vitesse permettant six couples de vitesse (voir tableauII.2). L'outil utilisé est une plaquette en carbone de forme triangulaire, dont le rayon du bec est égal à 0,5mm.

Avance (mm/tr)		
0,32	0,08	0,16
0,36	0,09	0,18
0,44	0,11	0,22
0,48	0,12	0,24
0,56	0,14	0,28
0,80	0,2	0,44

tableauII.2: les avances du tour « ALMO »

2-7-2 Fraisage

L'étude de l'influence des différents paramètres d'usinage, par le procédé de fraisage, a été effectuée sur une fraiseuse universelle de marque « ALMO » à tête verticale, équipé d'un moteur de broche de 2,2kw. (voir tableauII.3)

Avance (mm/tr)		
16	63	250
20	80	315'16
25	100	400
31,5	125	500
40	160	630
50	200	800

tableauII.3: Les avances de la fraiseuse « ALMO »

L'outil de coupe est une fraise à surfacer et à dresser, comprenant des plaquettes en carbures à angle vif. Cette fraise a un diamètre de 80mm.

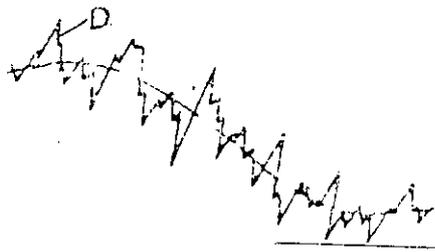
2-8 Mesure de la rugosité

Toutes les mesures du rugosité, ont été prises grace au perthomètre SP6 de marque « MAHR PERTHEN ». Ce procédé de mesure permet d'explorer le profil de la surface à mesurer grâce à un palpeur qui est guidé sur celle-ci par une unité d'avance à vitesse constante et suivant un plan horizontal.

•Profil D : Le profil D englobe toujours la rugosité de la surface, en revanche, il ne tient pas compte de l'ondulation et de la forme de type de palpeur utilisé.

Les palpeurs comptent la totalité du profil avec une extrême précision représentant le point de départ à tous les calculs et puis celui-ci est mis en mémoire dans l'apareil.

•Profil G : Ce type de profil se distingue du profil D par le fait qu'il est transformé automatiquement sur l'inclinaison et le niveau dans la longueur totale.



a/ profil d'ondulation D

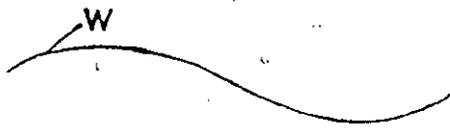


a/ profil d'ondulation G

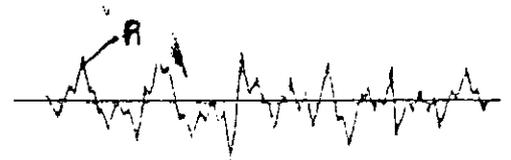
figII.4: Profil d'ondulation D et G

- Profil W : Celui ci est issue du profil G après filtrage par un séparateur de rugosité (filtre passe bas).

- Profil R : Ce type de profil est issue du profil D après filtrage par un séparateur d'ondulation (filtre passe haut).



a/ profil d'ondulation W



a/ profil d'ondulation R

figII.5: Profil d'ondulation W et R

2-9) Analyse d'image

Pour l'étude quantitative des phases, la distribution et la dimension moyenne des nodules de graphite, on a utilisé un analyseur d'image de marque NACHET muni d'un processeur d'images NS15000.

Le dispositif de traitement d'image comprend une camera vidéo noir et blanc qui est fixée sur le microscope. Le processeur NS15000, est piloté par un micro-ordinateur; une imprimante est connectée à celui ci, permet d'imprimer les résultats des mesures.

Un logiciel interactif LUCIE donne accès à toutes les possibilités, sous forme de menus. Divers traitements sont proposés à l'utilisateur.

Une fois que l'image correcte a été obtenue, diverses mesures, peuvent être prises selon le type de phase étudiée (facteurs de forme, taille, critère de répartition etc...).

Les résultats sont visualisés dans un tableau dans lequel on peut réaliser des statistiques et de tracer des histogrammes ou des courbes.

2-10 Diffraction des rayons X

Cette technique a été utilisé pour la détermination des phases existantes ainsi que leurs taux pour un traitement de trempe bainitique à 380°C en fonction du temps de maintien à cette température.

Les spectres de diffraction des rayons X ont été réalisés sur une surface polie, à l'aide d'un diffractometre composé d'un détecteur à anticathode en cuivre de marque (PW1830), à la longueur d'onde de $1,54\text{Å}$ et d'un goniomètre piloté par ordinateur, permettant de digitaliser et d'imprimer le diffractogramme.

Chapitre III

3 Résultats et discussion

La majeure partie de la production des fontes grises couramment commercialisées concerne les nuances classiques (ferritique, perlitique et ferrito-perlitique), dont les propriétés recherchées (ductilité, résistance, usinabilité) sont généralement obtenues par des traitements thermiques adéquats à la structure finale désirée.

Partant de cette préoccupation, notre étude s'est fixée comme double objectif.

* optimisation des paramètres de recuit pour les trois nuances utilisées au niveau de l'Unité de Fonderie de Rouiba (UFR): GSC, GSA et Ft25.

* la détermination d'un traitement thermique approprié pour obtenir une structure bainitique capable de réaliser un compromis satisfaisant entre la résistance et la ductilité pour le cas de la fonte GSC.

3-1 Optimisation des paramètres des recuits des fontes GSC, GSA et Ft25

3-1-1 Caractérisation de l'état brut de coulée des trois fontes

Les fontes grises étudiées se distinguent soit par leur composition chimique, soit par le traitement préalablement imposé dans le but de leur conférer un état structural particulier (traitement de ferritisation, de perlitisation et de trempe bainitique).

3-1-1-1) Analyse chimique:

Les résultats de l'analyse chimique obtenus après élaboration sont portés sur le tableau III.1

	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ceq
GSA	3.40	2.75	0.71	0.018	0.059	0.03	4.33
GSC	3.48	2.55	0.30	0.016	0.052	0.02	4.33
Ft25	3.01	1.85	0.53	0.013	0.039	0.9	3.63

tableau III.1 composition chimique des trois fontes utilisées (%poids)

3-1-1-2) Analyse qualitative des structures à l'état brut de coulée

L'observation métallographique des échantillons pour les trois fontes, donne les résultats suivants :

la fonte GSA présente un graphite sphéroïdal avec une matrice ferrito-perlitique. La ferrite se trouve sous forme auréolaire autour du graphite. (FigIII.1)

La fonte GSC présente un graphite sphéroïdal avec une matrice ferrito-perlitique et avec un taux de ferrite important. (FigIII.1)

La fonte Ft25 présente un graphite lamellaire avec une matrice perlitique. (FigIII.1)

La détermination des taux de phases a été obtenue par un analyseur d'image. Ces taux de phases sont représentées sous forme d'histogramme. (FigIII.2)

3-1-1-3) Essais mécaniques

Après dépouillement des courbes de traction (fig: III.3 à 5), des essais de résilience et les essais de dureté Brinell, nous avons obtenu les caractéristiques mécaniques résumées dans le tableauIII.2.

	Re _{0,2} (N/mm ²)	Rm _{0,2} (N/mm ²)	A%	Z%	K (daJ/cm ²)	HB
GSA	462,22	662,22	6.59	7.5	0,78	263
GSC	406	592	10.6	9.3	0,42	218
Ft25	292,22	318,88	1.9	3	0,12	230

tableauIII.2 Caractéristiques mécaniques à l'état brut de coulée des fontes GSC, GSA, Ft25

3-1-2 *Influence de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques et structurales des fontes GSC, GSA et Ft25 à l'état brut de coulée.*

On peut encadrer les fabrications d'un atelier de fonderie utilisant une fonte de composition pratiquement constante. Il suffit de déterminer judicieusement la même loi de refroidissement pour les pièces de massivité maximale et minimale obtenues dans l'atelier de fonderie.

On peut prévoir, par précision suffisante, les duretés extrêmes obtenues sur l'ensemble des pièces, les résistances à la traction, les pourcentages de phases, etc..., par l'utilisation des refroidisseurs.

Cette simple étude consiste à déterminer l'évolution des caractéristiques mécaniques et structurales en fonction de la vitesse de refroidissement qui varie avec l'épaisseur.

Pour le suivi de cette étude, on a conçu un type d'éprouvette dite en escalier. (FigII.3) [29-30]

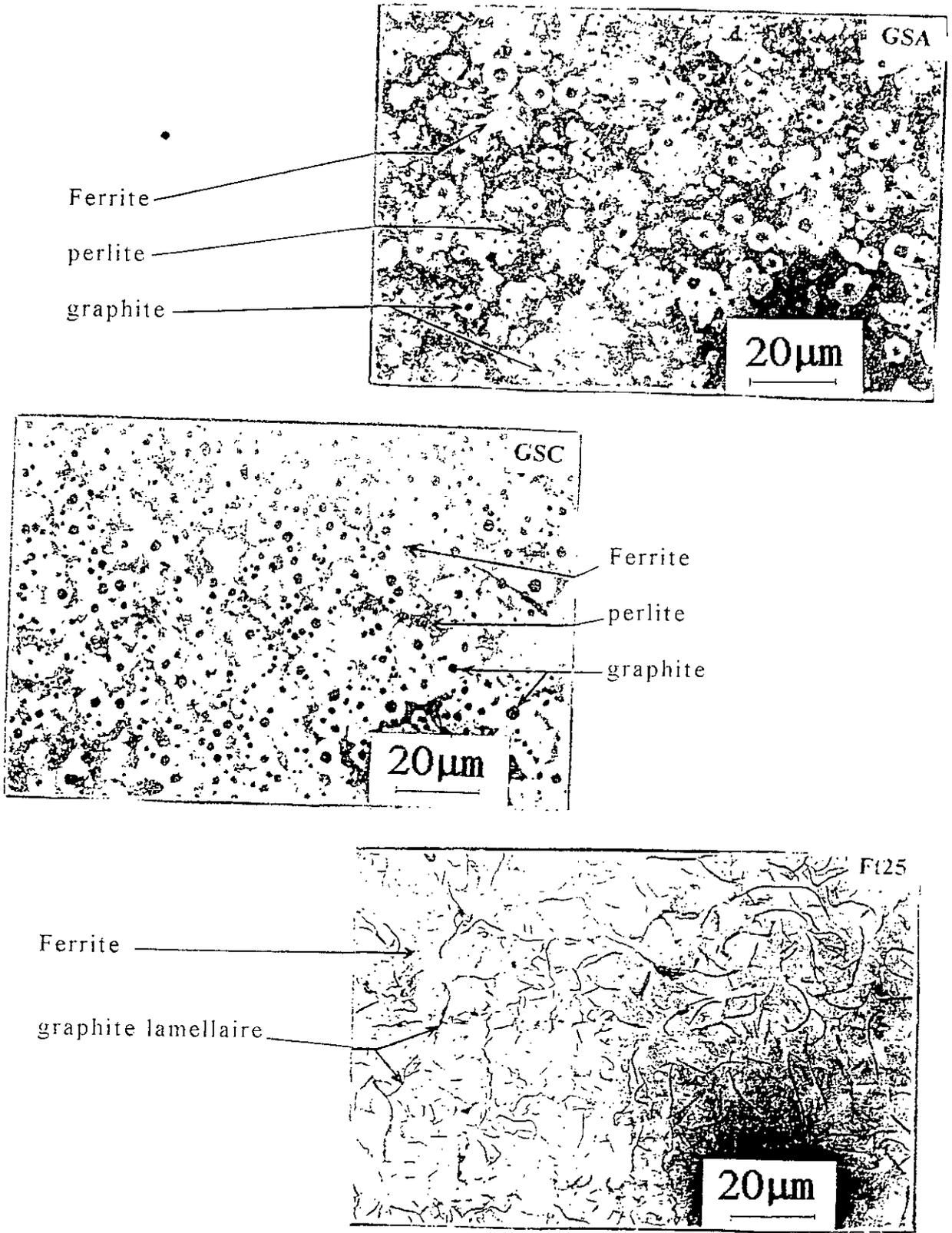


Fig III.1 Micrographie sur l'état brut de coulée des fontes GSA, GSC et Ft25

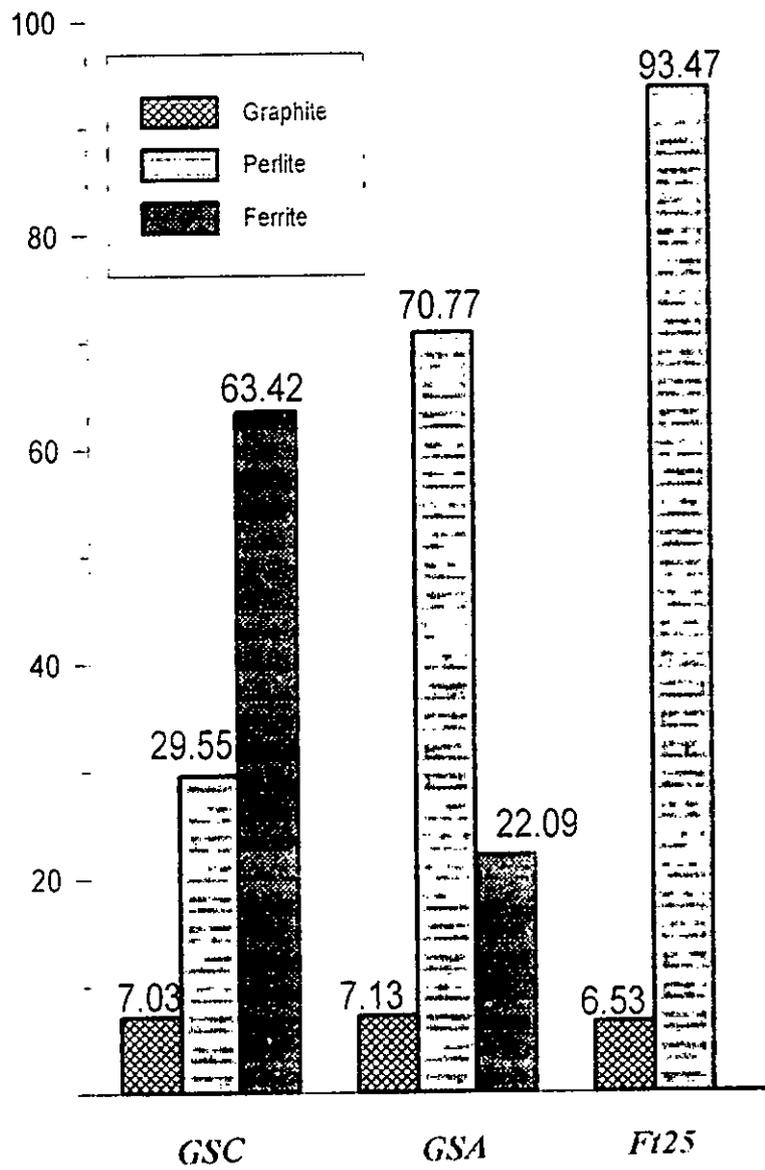


Fig III.2 Répartition des taux des phases des trois fontes GSC, GSA et Ft25

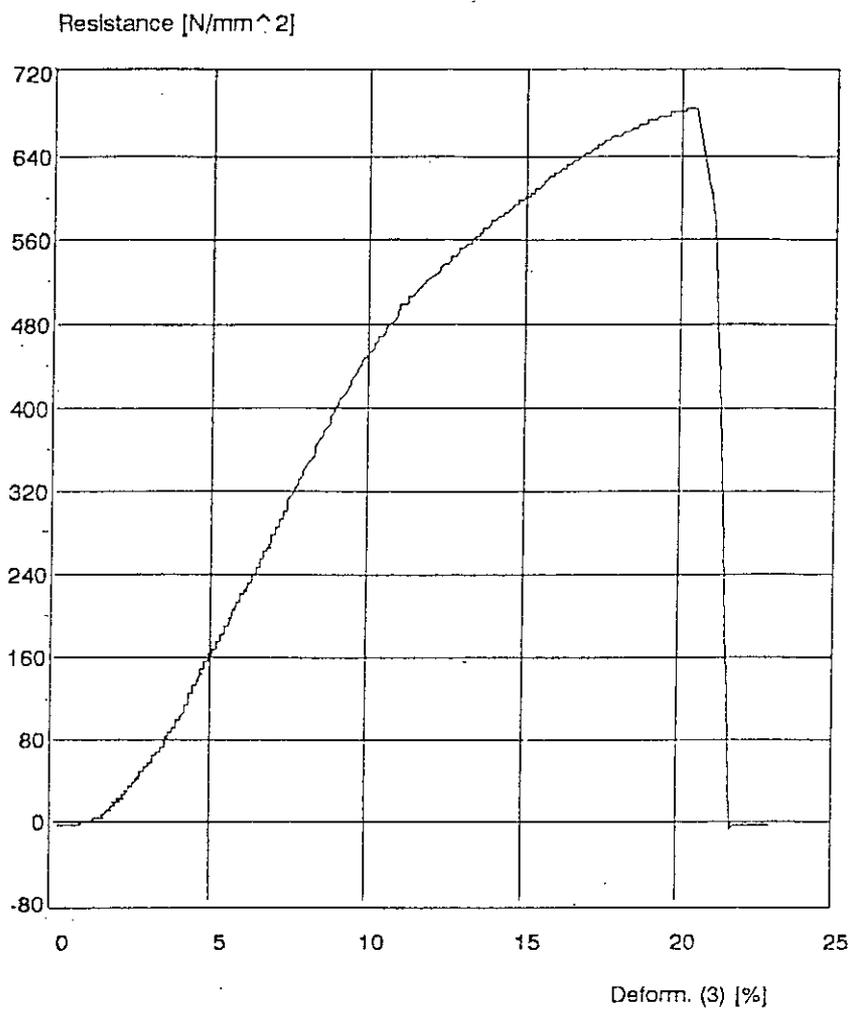


Fig III.3 courbe de traction conventionnelle de la fonte GSA à l'état brut de coulée

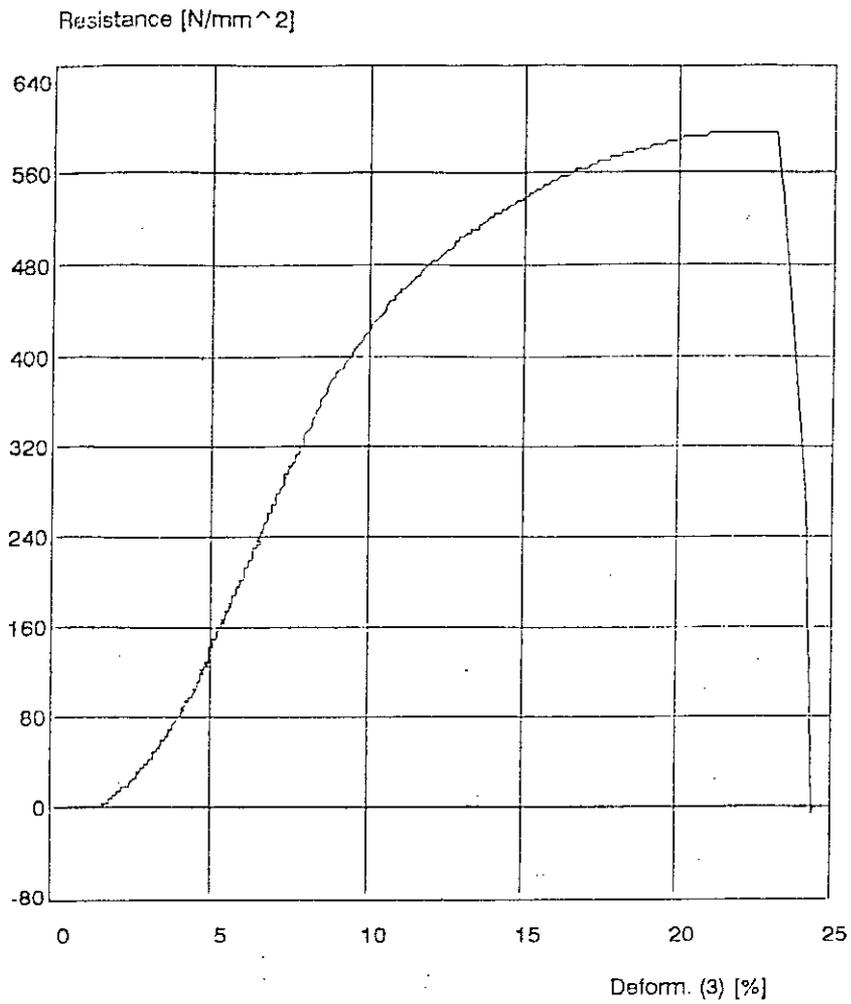


Fig III.4 courbe de traction conventionnelle de la fonte GSC à l'état brut de coulée

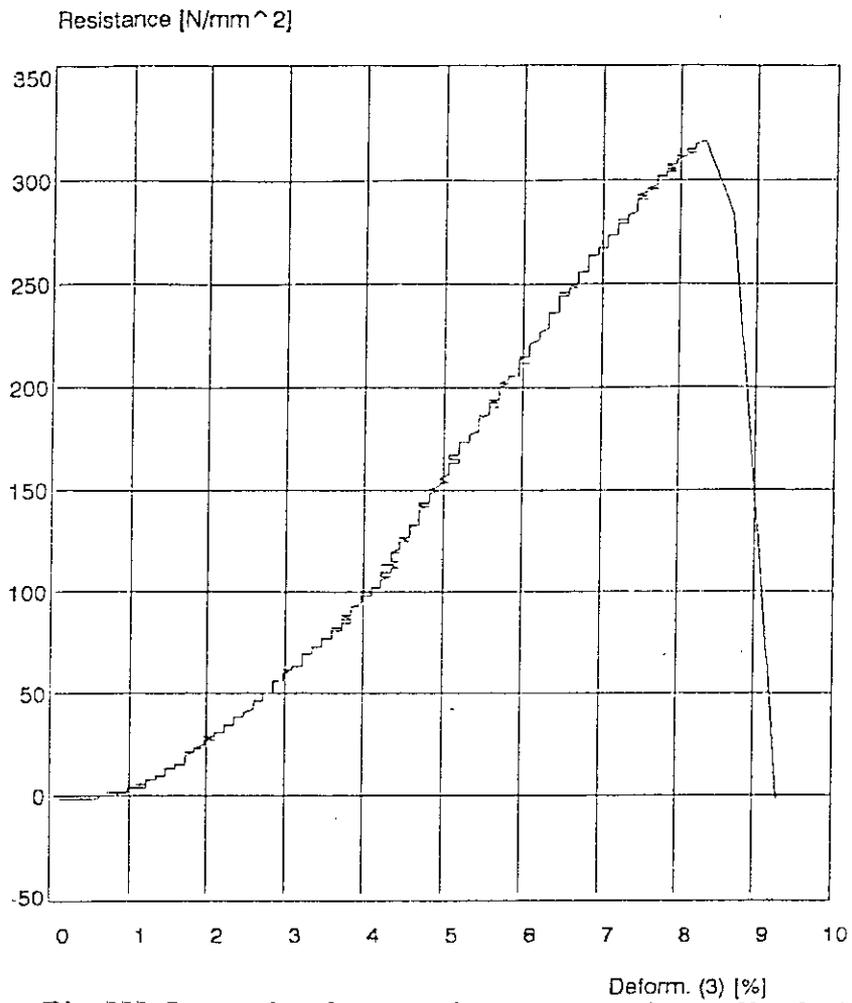


Fig III.5 courbe de traction conventionnelle de la fonte F125 à l'état brut de coulée

3-1-2-1 Analyse qualitative et quantitative des fontes
GSC, GSA et Ft25

Par analyse quantitative des micrographies de chaque épaisseur, le graphite des fontes GSC et GSA est sphéroïdal. On a trouvé également la taille des sphéroïdes peu dispersées. Mais pour les grandes épaisseurs de 20mm pour la GSA et de 10mm à 20mm d'épaisseur pour la GSC, on a remarqué que la taille des nodules de graphite est dispersée, ou le diamètre varie de 14 μ m jusqu'à 16,7 μ m.

Le diamètre moyen est calculé à partir d'un ensemble de diamètres (α_i) correspondant à un ensemble de sphéroïde (i). Les figures III.6 à 9 montrent que la distribution de la taille du graphite pour les deux fontes a une forme de cloche; cela est dû au fait que la plupart des sphéroïdes ont une taille proche de la taille moyenne. L'écart type δ de la taille moyenne des nodules de graphite a été calculé sur la base de quatre plages micrographiques. (Tableau III.3)

On a pour les deux fontes GSC et GSA une diminution de la densité de sphéroïdes qui varie inversement suivant l'épaisseur. (Figures III.10 à 12)

Epaisseur en mm		2,5	3,5	4,5	6	10	15	20
GSC	Diametre moyen réel (μ m)	10,8	11,9	12,0	13,8	14,4	16,2	16,7
	Ecart type δ (μ m)	7,26	8,19	8,4	9,06	9,78	10,9	13,3
GSA	Diametre moyen réel (μ m)	11,9	13,1	15,4	16,2	16,4	17,1	17,6
	Ecart type δ (μ m)	7,41	8,04	9,66	11,1	11,3	11,9	12,7

tableau III.3 variation du diamètre moyenne en fonction de l'épaisseur

Pour la fonte Ft25, l'observation micrographique des échantillons révèle une multitude de morphologie du graphite, or on a un passage d'une forme punctiforme pour l'épaisseur 3,5mm vers un mélange de rosette, et lamellaire. Pour les épaisseurs de 20mm, on a la présence seulement du graphite lamellaire.

Comme les sphéroïdes, les lamelles du graphite deviennent de plus en plus larges, plus longues lorsque on se rapproche vers les grandes épaisseurs. Figure III.12

Les dimensions du graphite (lamellaire ou sphéroïdale) croissent avec l'épaisseur, cela est dû à la vitesse de refroidissement. Etant donné que la croissance des germes du graphite est contrôlée essentiellement par la diffusion du carbone, les grains seront plus gros que la durée de transformation est élevée.

Sur les échantillons de faibles épaisseurs, on a remarqué que le nombre de grains de graphite est plus élevé que sur les grandes épaisseurs. Cette évolution résulte de l'effet inoculant du sable de moulage.

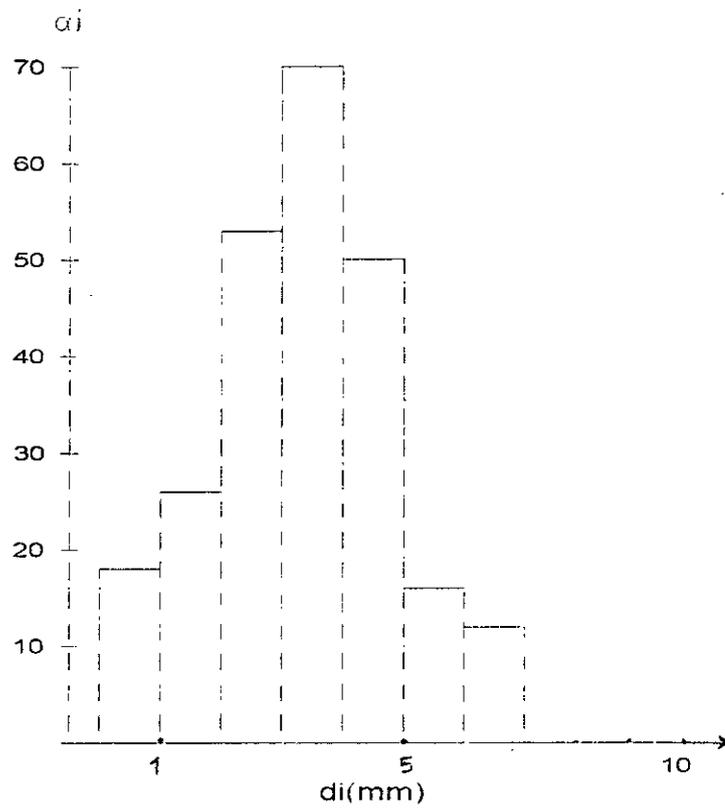


Fig III.6 Distribution de la taille des sphéroides du graphite fonte GSC, épaisseur 2,5mm

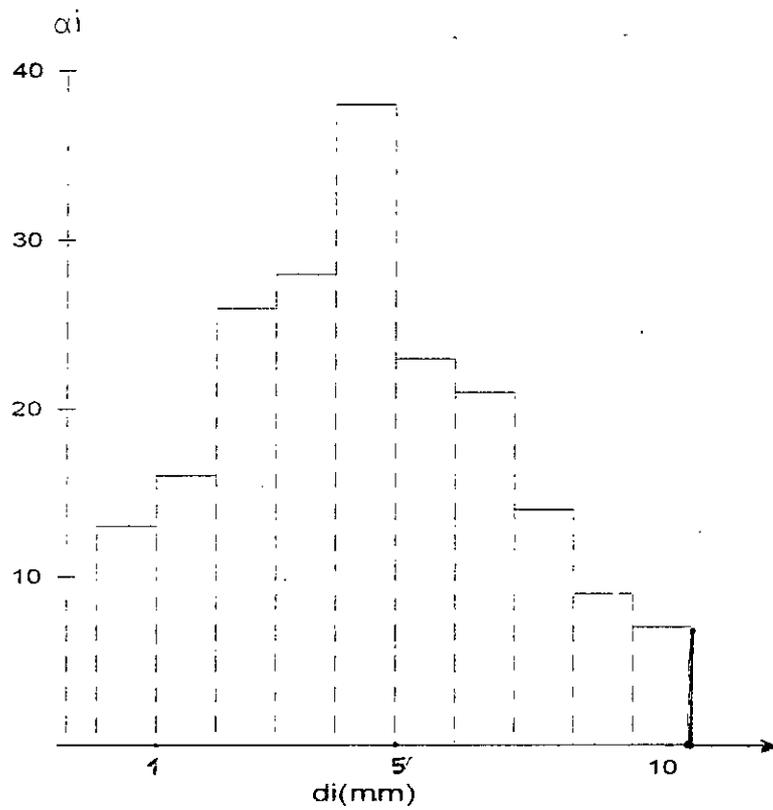


Fig III.7 Distribution de la taille des sphéroides du graphite fonte GSC, épaisseur 15mm

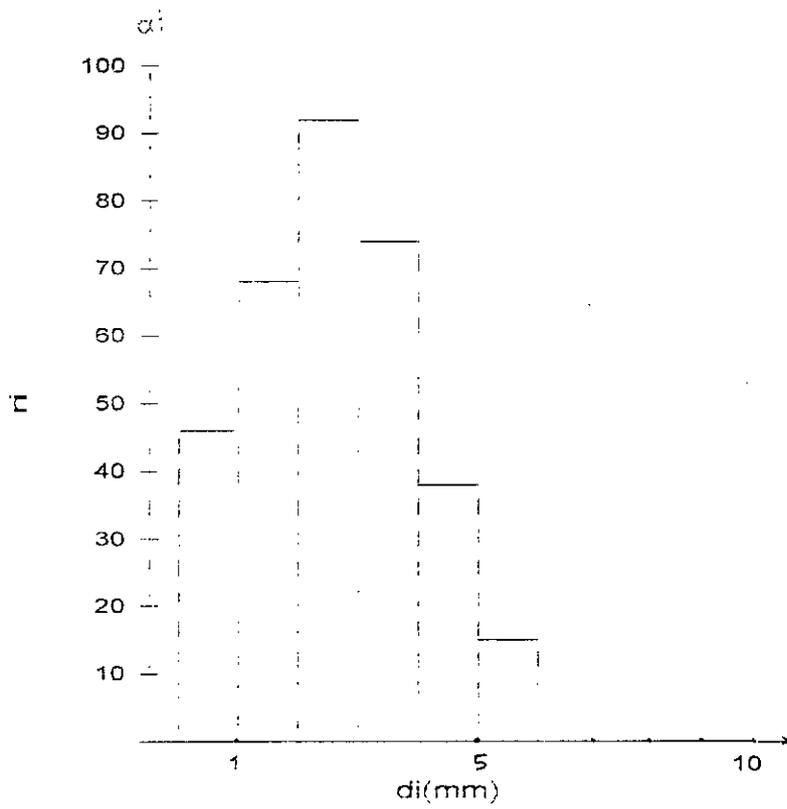


Fig III.8 Distribution de la taille des sphéroides du graphite fonte GSA, épaisseur 3.5mm

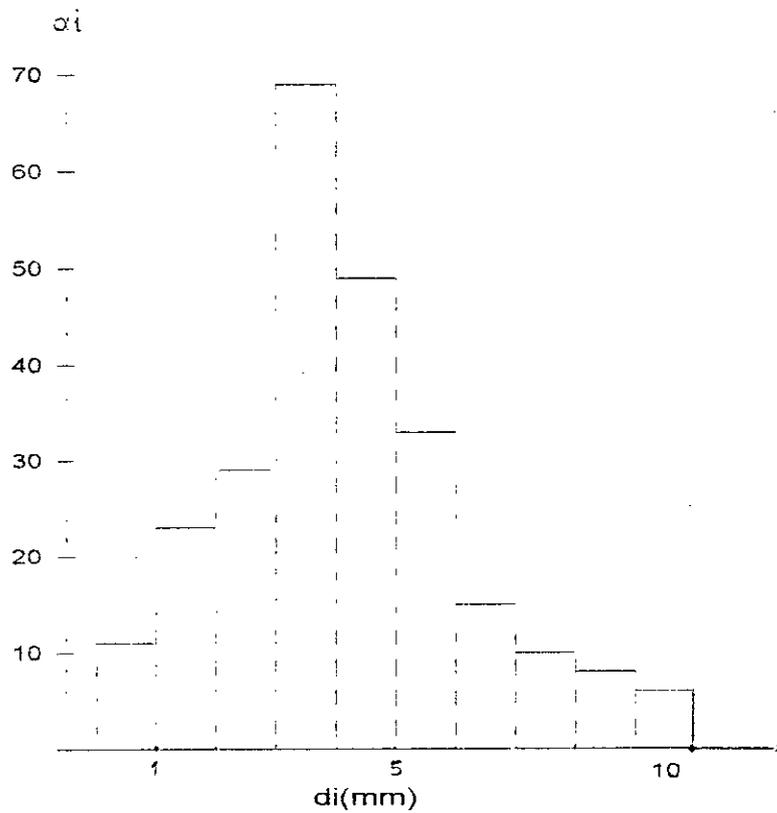
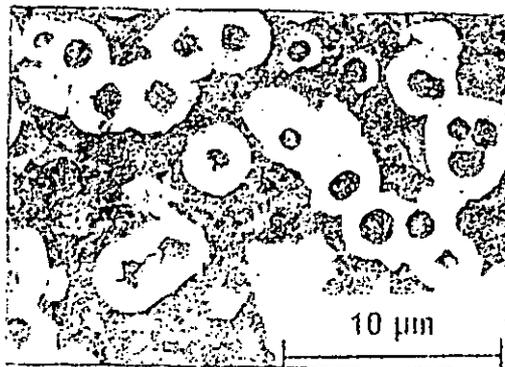
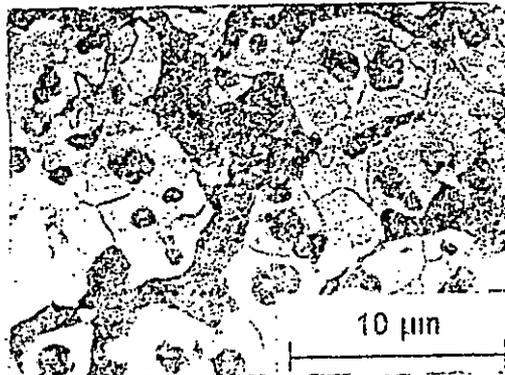


Fig III.9 Distribution de la taille des sphéroides du graphite fonte GSA, épaisseur 20mm

a) épaisseur 2.5mm



b) épaisseur 6mm



c) épaisseur 20mm

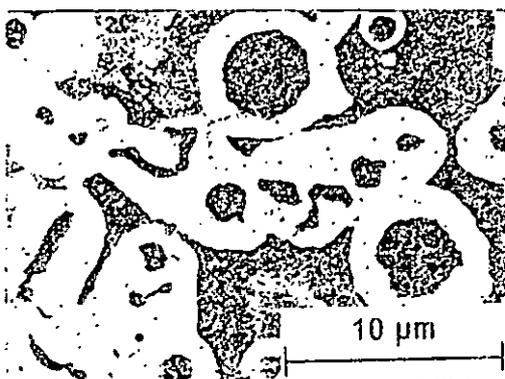
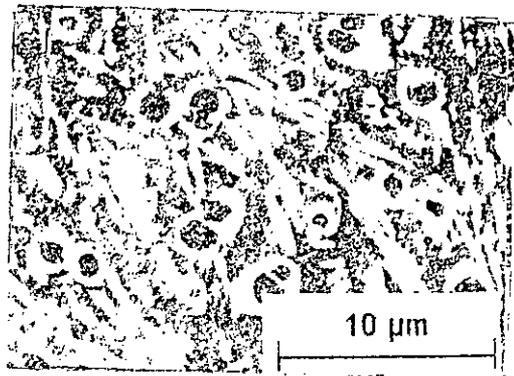
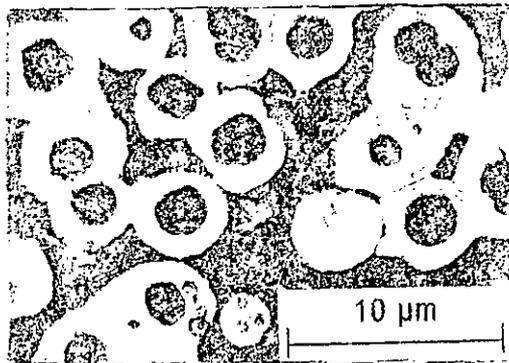


Figure III.10 micrographie d'une fonte GSC à l'état brut de coulée à différentes épaisseurs (a, b, c) (attaqué au Nital)

a) épaisseur 2.5mm



b) épaisseur 6mm



c) épaisseur 20mm

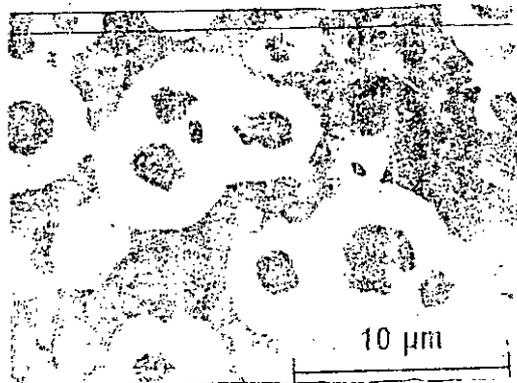
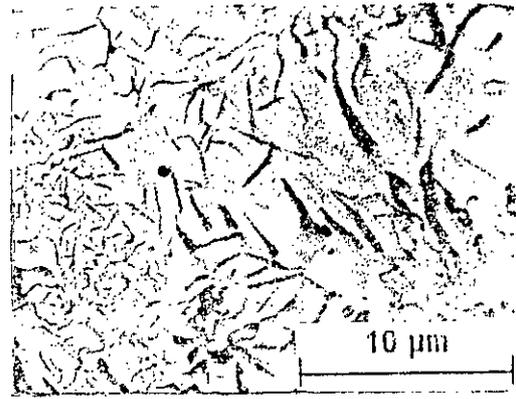


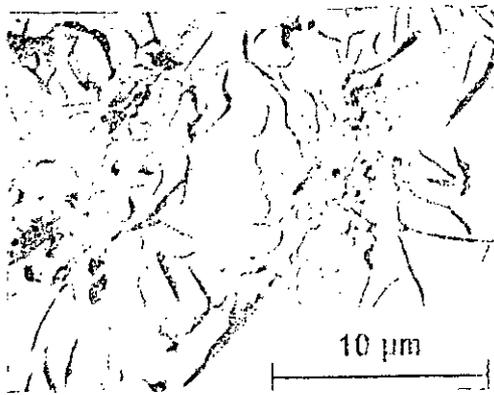
Figure III.10 micrographie d'une fonte **GSA** à l'état brut de coulée à différentes épaisseurs (a, b, c) (attaqué au Nital)



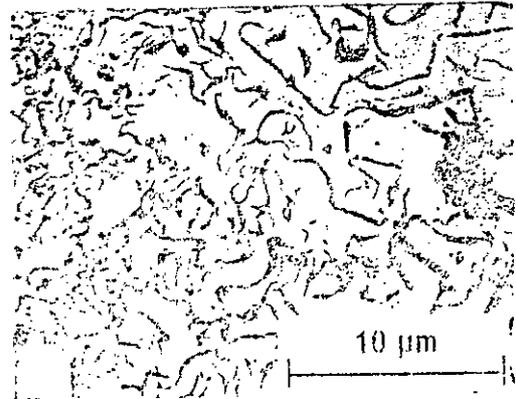
a) épaisseur 3,5mm



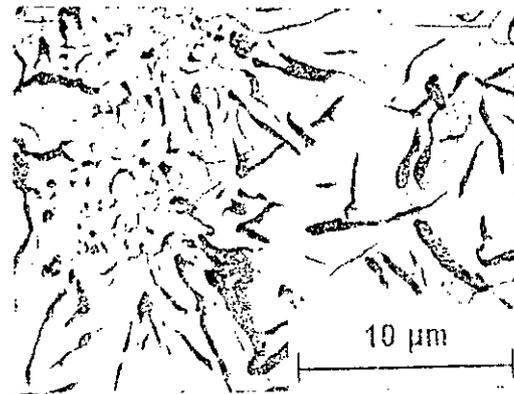
b) épaisseur 4,5mm



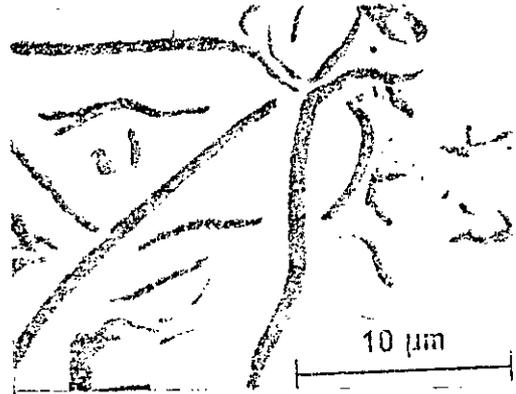
c) épaisseur 6mm



d) épaisseur 10mm



e) épaisseur 15mm



f) épaisseur 20mm

Figure III.12 micrographie d'une fonte Ft25 à l'état brut de coulée à différentes épaisseurs (a, b, c, d, e, f) (sans attaque)

3-1-2-2 Analyse micrographique de la matrice des fontes GSC, GSA et Ft25

La matrice des trois fontes est ferrito-perlitique. de prédominance perlitique, il y a augmentation du taux de ferrite avec l'augmentation de l'épaisseur. (Figure III.13)

Pour la fonte GSA d'épaisseur 2.5mm. on a remarqué la présence des carbures qui a été confirmée par une mesure de microdureté (580HV). (Figure III.14a)

La diminution du taux de perlite et la disparition des carbures est peut être expliquée par la diminution de la vitesse de refroidissement qui favorise la cristallisation du carbone sous forme de graphite (germination puis croissance par diffusion). d'où l'appauvrissement de la matrice de plus en plus en carbone et sera au plus tard le siège de la transformation de l'austénite à la ferrite.

Il est à noter que cette ferrite est sous forme d'auréoles entourant les sphéroïdes du graphite dans les fontes GSC et GSA. Sur les faibles épaisseurs. on a plus de germes qui prennent naissance dans le liquide, mais sous l'effet de la vitesse de refroidissement. la croissance sera stoppée après une durée proportionnelle à l'épaisseur. Le carbone se cristallisera beaucoup plus sous forme de cémentite en lamelles alternées avec la ferrite pour donner de la perlite.

3-1-2-3 Influence de l'épaisseur sur la résilience et la dureté

Sur les graphes (Figure III. 14 -15) donnant les variations de la résilience en fonction de l'épaisseur. on constate que la résilience varie inversement avec la vitesse de refroidissement. mais dans le même sens que la dureté.

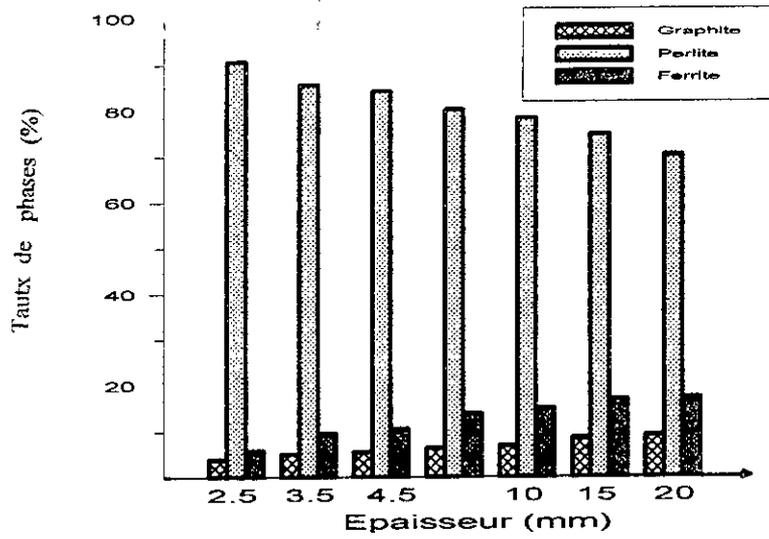
Pour les fontes GSC et GSA, l'augmentation de la résilience et la diminution de la dureté peuvent être traduites par la diminution de la perlite qui est une phase dure dans la matrice de ces fontes d'une part et l'augmentation du taux de la ferrite et du graphite d'autre part.

Pour la fonte Ft25, on a remarqué que la résilience diminue lorsque l'épaisseur augmente, contrairement aux deux autres fontes. cela peut être expliqué par le grossissement des lamelles de graphite. qui deviennent des sources de concentration de contraintes à leurs extrémités pointues. d'où la création d'un effet d'entaille et la rupture se propagera aisément de lamelle en lamelle.

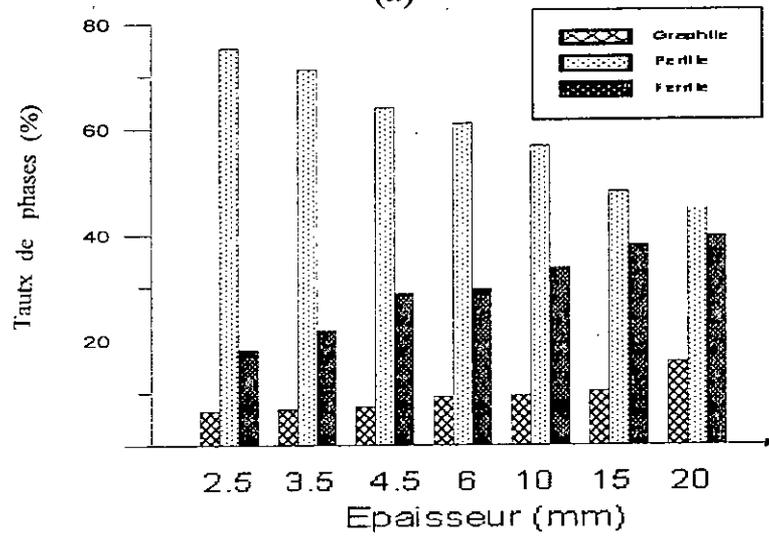
La dureté varie inversement avec la vitesse de refroidissement. pour les grandes épaisseurs qui se traduit par la plus faible dureté à cause de la grande proportion de ferrite formée.

Les caractéristiques mécaniques et structurales sont liées non seulement à la composition chimique mais aussi à la vitesse de refroidissement des pièces et à l'épaisseur des parois des moules.

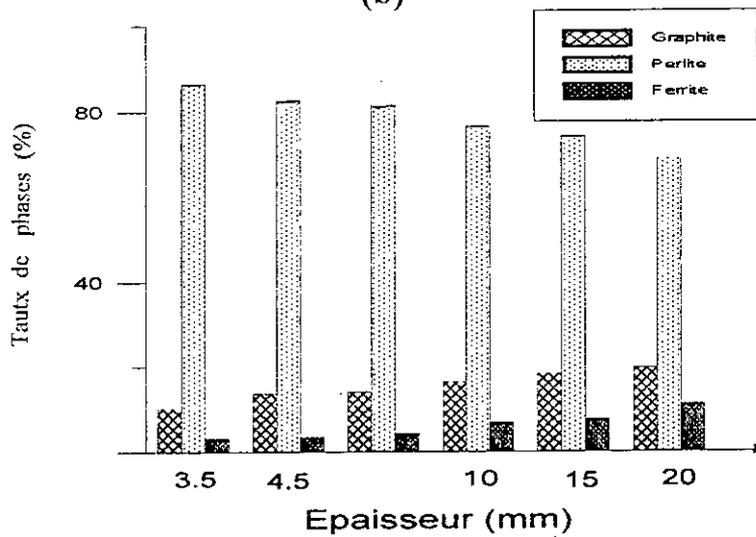
Pour une composition chimique donnée correspond une grande variation des caractéristiques en fonction de l'épaisseur à l'état brut de coulée. Pour y remédier à ce problème d'ordre métallurgique, il faut placer sur les parois minces des moules, des refroidisseurs afin d'obtenir une meilleure uniformité de la cinétique de refroidissement des pièces.



(a)



(b)



(c)

Fig III.13 Distribution des phases en fonction de l'épaisseur
 a) fonte GSC, b) fonte GSA, c) fonte Ft25

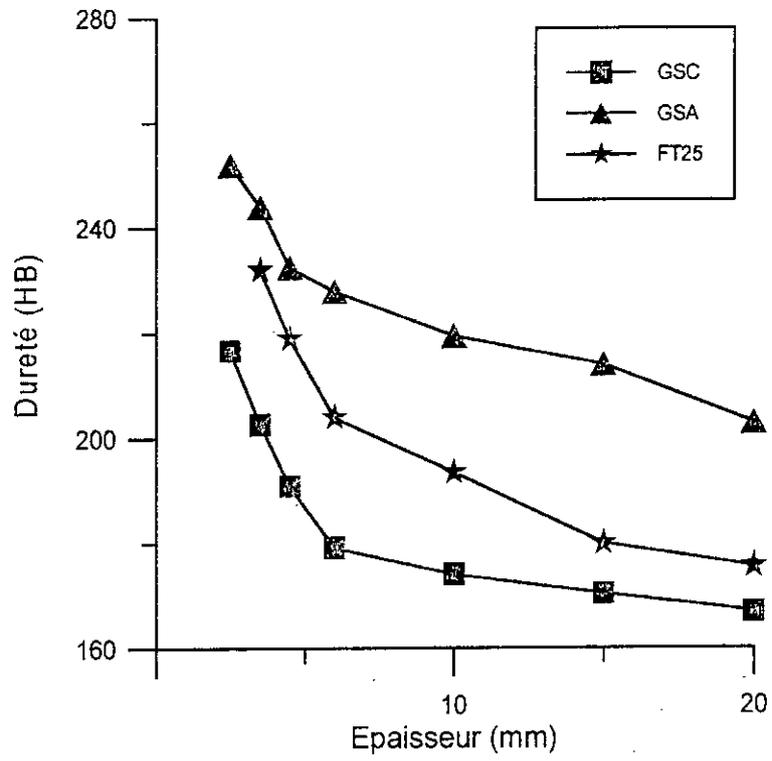


Fig III.14 variation de la dureté en fonction de l'épaisseur

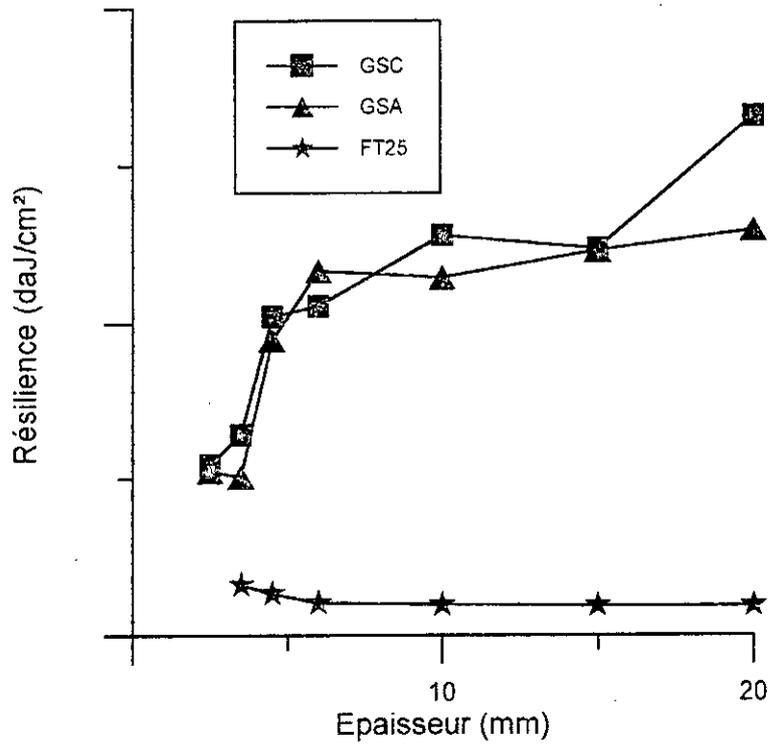


Fig III.15 variation de la résilience en fonction de l'épaisseur

3-1-3 Délimitation de la bande triphasée des trois fontes GSC, GSA et Ft25

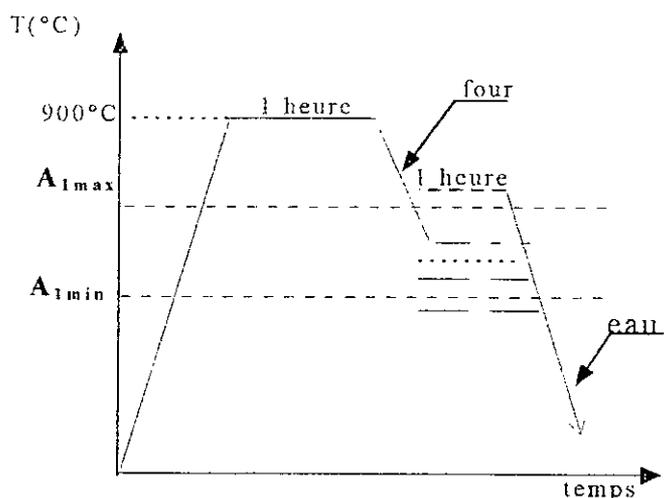
La connaissance de la bande triphasée présente un apport technico-économique important. Cela permet de prévoir une approche de la température à utiliser dans les cycles de traitements thermiques de recuit. [19-22]

Ainsi de nombreux cycles ont été prévus qui consistent à chauffer les trois fontes grises jusqu'au domaine austénitique suivi d'un refroidissement dans le four à différentes températures comprises entre 820°C et 660°C avec un maintien de 1 heure, ensuite une trempe à l'eau (fig III.16).

Une observation métallographique qualitative et quantitative, ainsi que des mesures de dureté, nous ont permis de délimiter l'intervalle de la bande triphasée de trois fontes grises élaborées à l'UFR.

Les éprouvettes utilisées pour ces traitements thermiques ont une épaisseur de 10mm, elles sont découpées à partir de barreaux cylindriques de longueur 200mm et de diamètre 25mm coulées dans des Keel blocks.

Fig III.16 cycle thermique utilisé pour la détermination de la bande triphasée



Une caractérisation structurale de l'état brut de coulée s'avère indispensable. Ainsi l'histogramme de la figure III.17 illustre l'état du brut de coulée des trois fontes GSC, GSA et Ft25. Un profil des éléments chimiques entre deux nodules de graphite a mis en évidence une ségrégation préférentielle des éléments de substitution tels que le manganèse (Mn), le silicium (Si) et le carbone (C), (figure III.18) qui sont à l'origine de la bande triphasée.

La transformation de l'austénite en perlite (α +cémentite) commence à la température A_{1MAX} dans la zone III. La transformation s'achève à la température A_{1MIN} dans la zone I, soit en $\gamma \rightarrow P(\alpha$ +cémentite)) dans le cas d'une matrice entièrement perlitique, soit ($\gamma \rightarrow \alpha$ +graphite) dans le cas d'une structure de ferrite auréolaire.

La transformation eutectoïde nécessite un intervalle de température de la bande triphasée, dû à l'hétérogénéité chimique entre les zones I, II et III qui sont créés lors de la solidification. [15-18]

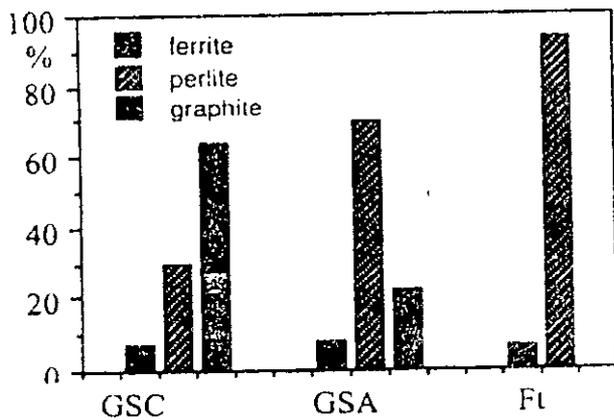


fig III.17 répartition des taux des phases des trois fontes GSC, GSA et Ft25

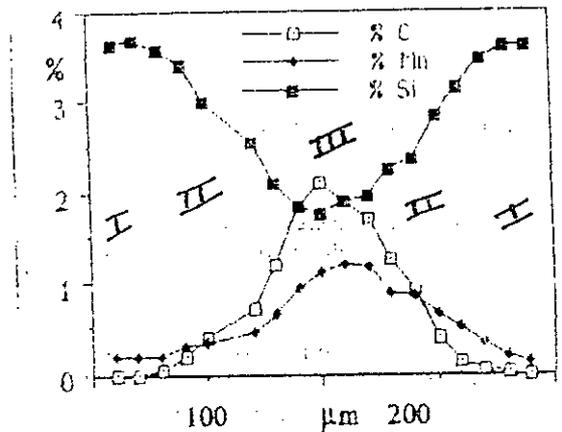
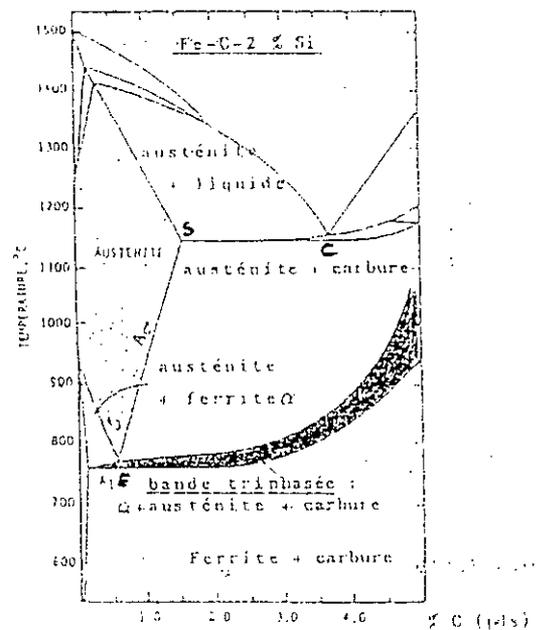


fig III.18 profil de répartition des éléments C, Si, et Mn entre deux nodules de graphite à l'état brut de coulée de la fonte GSA

La figure III.19 illustre la zone III qui commence en premier à se solidifier est appelée joint de cellule. La fin de solidification a lieu dans la zone I riche en silicium et pauvre en Mn.

Les éléments interstitiels continuent à ségréger lors du refroidissement dans le domaine austénitique (γ enrichie \rightarrow γ appauvrie + graphite secondaire + carbures secondaires) dans le cas d'une fonte truitée, en fonction du taux des éléments graphitisants et de la vitesse de refroidissement.



FigIII.19 diagramme pseudo-binaire Fe-C a 2% de Si d'après DORAZIL et KLAUSS

Pour tout traitement thermique des fontes grises, la connaissance des températures limites de la bande triphasée est indispensable. Ainsi, on a été amené à déterminer A_{1MAX} et A_{1MIN} des trois fontes GSC, GSA et Ft25. On

sait que dans un diagramme d'équilibre stable classique, la bande triphasée est formée de trois phases ($\alpha + \gamma + \text{graphite}$), alors que dans la réalité industrielle, il existe toujours des carbures eutectoides tels que le montre le diagramme de *DORAZIL* et *Klawss* ou cette bande est formée de quatre phases ($\alpha + \gamma + \text{graphite} + \text{carbure perlitique}$). (Figure III.19)

En traversant cette bande de $A_{1\text{MAX}}$ et $A_{1\text{MIN}}$, le taux de l'austénite diminue, alors que le taux de ferrite, de graphite ou de carbures perlitiques augmente.

La méthode choisie pour déterminer la bande à 900°C pendant une heure, afin d'éliminer la microstructure initiale et obtenir une structure austénitique homogène. Un refroidissement dans le four jusqu'à un deuxième palier d'une durée de 1 heure à différentes températures variant de 820°, 800°, 780°, ..., 640°C de telle façon à balayer toute la bande triphasée, après un refroidissement à l'eau, l'austénite non transformée en ferrite se trouve sous forme de martensite.

La méthode d'analyse structurale quantitative permet de délimiter les températures $A_{1\text{MAX}}$ et $A_{1\text{MIN}}$.

($A_{1\text{MAX}} + \varepsilon$) correspond à une matrice complètement martensitique et ($A_{1\text{MAX}} - \varepsilon$) correspond à la disparition complète de la martensite, c'est à dire à 100% de ferrite ou (ferrite + perlite) voir (figure III 20 à 22), pour le cas des trois fontes étudiées.

*La fonte GSC

L'intervalle de température préconisé dans le deuxième palier compris entre 820°C et 660°C est largement suffisant du fait que la métallographie, nous a permis d'observer la martensite aux températures supérieures à 765°C. A 720°C, on remarque des traces de martensite, alors qu'à la température de 710°C, la matrice est entièrement ferritique. Les résultats de l'analyse structurale quantitative et les mesures de dureté HB sont présentés sur la figure(III.23) confirment avec plus de précision l'intervalle du domaine de température de la bande triphasée qui est comprise entre 715°C et 765°C.

*La fonte GSA

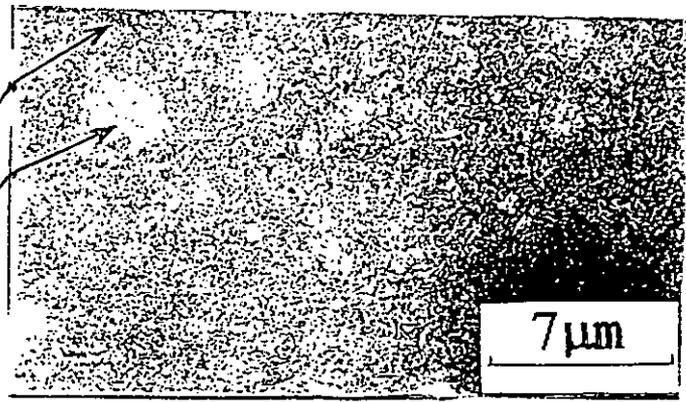
Les structures, nous ont permis d'observer la martensite aux températures supérieures à 760°C. On remarque des traces de martensite à 730°C qui est une zone de fluctuation, alors qu'à la température de 720°C, la matrice est ferritique avec la présence de la perlite coaliscée. Les résultats de l'analyse structurale quantitative et les mesures de dureté HB, sont présentés sur la figure(III.23), confirment avec plus de précision l'intervalle de domaine de température de la bande triphasée qui est compris entre 725°C et 760°C.

On constate que le taux de silicium est presque identique dans la GSA et la GSC, par contre le manganèse dans la fonte GSA qui est en excès se traduit par la réduction de l'intervalle de température de la bande triphasée.

a) $\theta_m = 780^\circ\text{C}$

martensite

graphite



b) $\theta_m = 760^\circ\text{C}$

martensite

ferrite

graphite



c) $\theta_m = 740^\circ\text{C}$

martensite

ferrite

graphite



d) $\theta_m = 710^\circ\text{C}$

ferrite

graphite

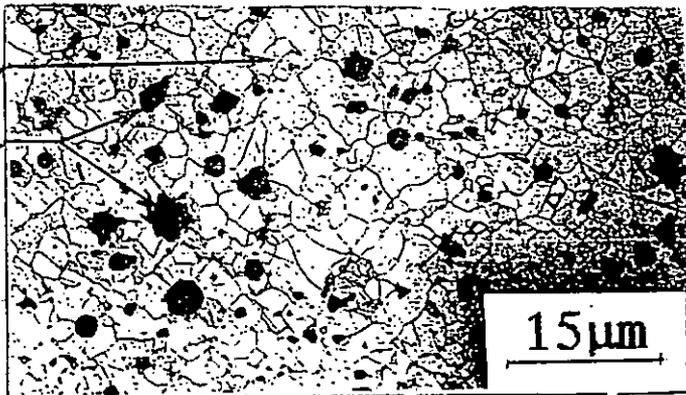
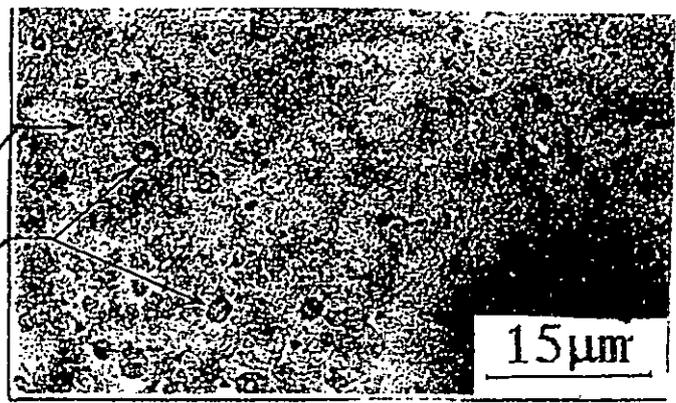


Figure III.20 micrographie pour la détermination de la bande triphasée de la fonte GSC

a) $\theta_m = 770^\circ\text{C}$

martensite

graphite



b) $\theta_m = 760^\circ\text{C}$

martensite

ferrite

graphite

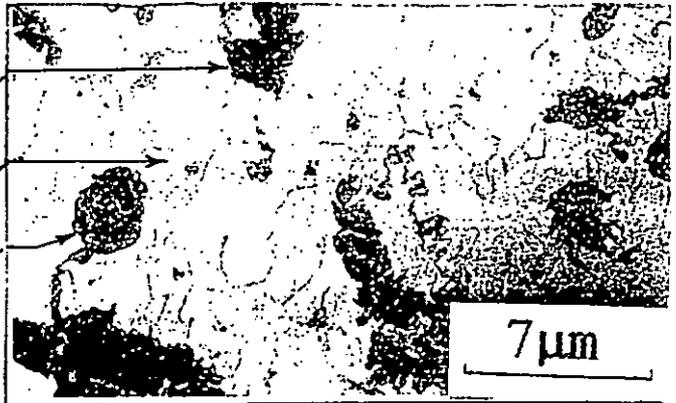


c) $\theta_m = 730^\circ\text{C}$

martensite

ferrite

graphite



d) $\theta_m = 720^\circ\text{C}$

ferrite

graphite

perlite coaléscée

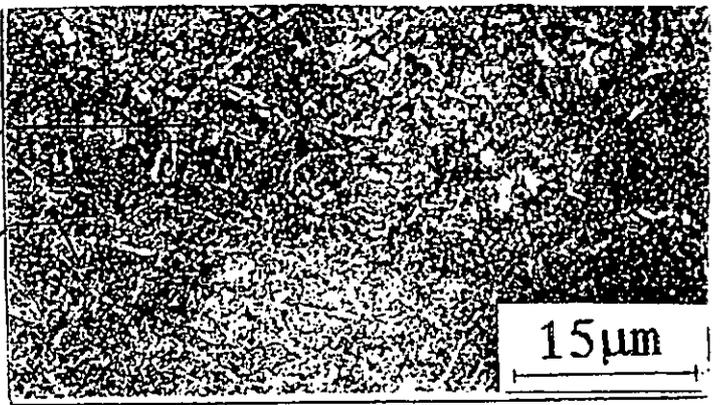


Figure III.21 micrographie pour la détermination de la bande triphasée de la fonte GSA

a) $\theta_m = 70^\circ\text{C}$

martensite

graphite



b) $\theta_m = 720^\circ\text{C}$

martensite

ferrite

graphite



c) $\theta_m = 680^\circ\text{C}$

martensite

ferrite

graphite lamellaire



d) $\theta_m = 670^\circ\text{C}$

ferrite

graphite lamellaire



Figure III.22 micrographie pour la détermination de la bande triphasée de la fonte Ft25

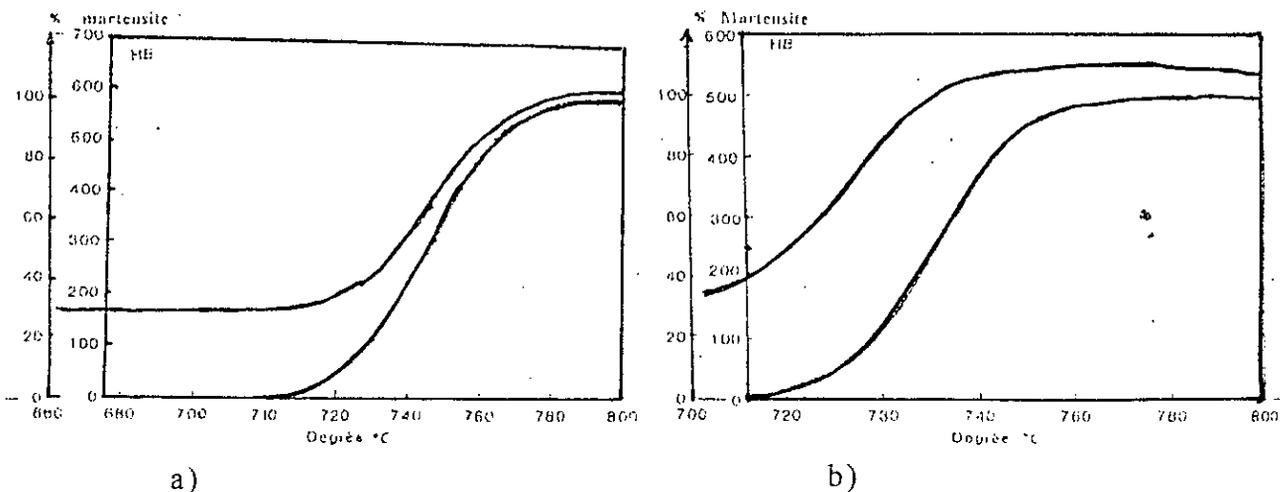
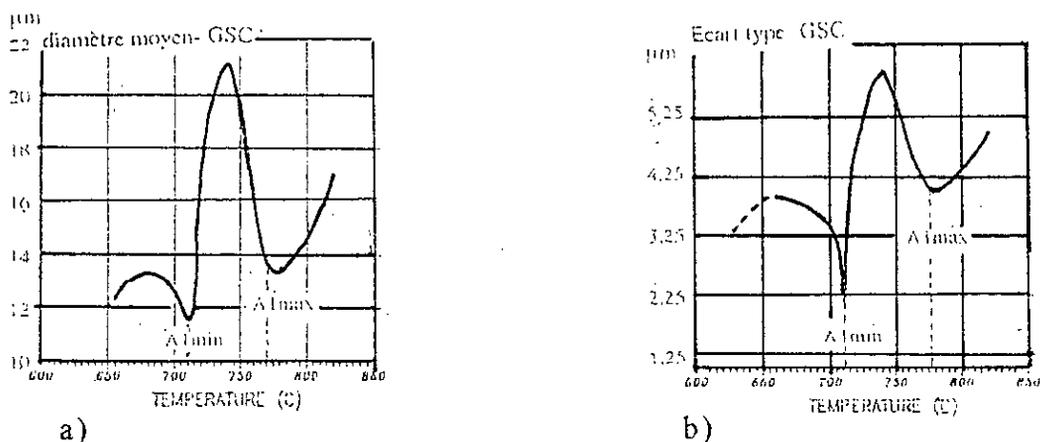


figure III.23 variation du taux de (martensite et d'austenite résiduelle), ainsi que la dureté HB en fonction de la température de maintien dans la bande triphasée des fontes GSC (a) et GSA (b).

*Variation des diamètres des sphéroïdes de graphite des fontes GSC et GSA

L'étude a été effectuée sur une surface non attaquée au nital et l'allure des courbes de variation des diamètres des nodules de graphite et leur écart-type en fonction des températures supposées incluses ou proche de l'intervalle de température de la bande triphasée sont présentés sur la figure(III.24) et la figure(III.25).

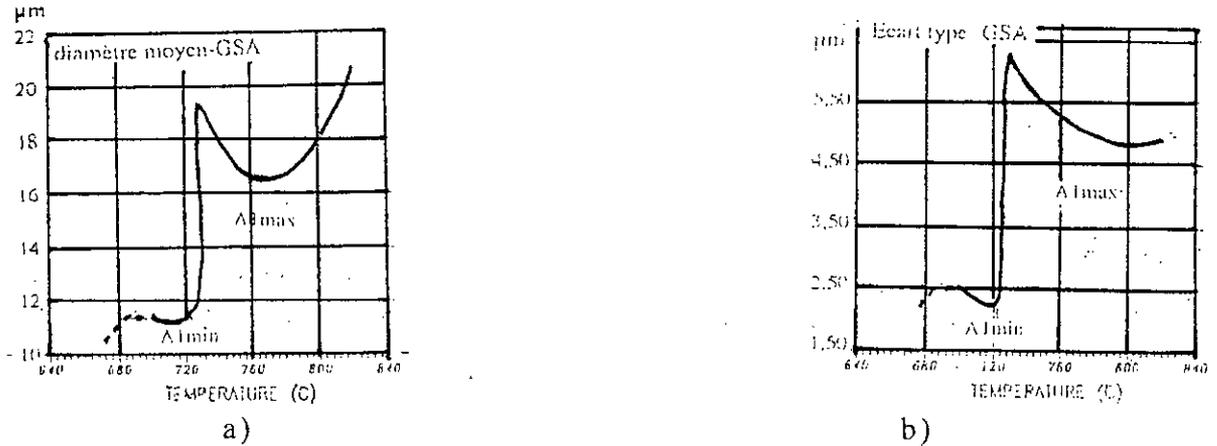


figures III.24 Courbes de variation du diamètre moyen « a » et écart-type « b » des sphéroïdes de graphite en fonction de la température de maintien de la fonte GSC.

En fonction de la diminution de la température du domaine austénitique jusqu'à A_{1MAX} , la réaction qui a lieu, se présente comme suit :

γ enrichie $\rightarrow \gamma$ appauvrie + graphite.

La graphitisation ne cesse d'augmenter en fonction de l'augmentation de la température dans le domaine austénitique en particulier pour la fonte GSC ou l'écart type et le diamètre moyen des nodules croissent, ce qui se traduit par le grossissement des nodules de graphites préexistants et la formation d'autres nodules plus petits. Pour ce qui est de la fonte GSA, qui contient 0.71% de manganèse, s'opposant à la graphitisation en particulier dans le joint de cellule. Cette fonte GSA présente en effet la croissance de diamètre moyen, alors que l'écart type reste constant qui se traduit par une faible formation de nouveaux nodules dans le domaine austénitique.



figures III.25 Courbes de variation du diamètre moyen « a » et écart-type « b » des sphéroïdes de graphite en fonction de la température de maintien de la fonte GSA.

La température A_{1MAX} se caractérise par un minimum de valeurs de la dimension moyenne et de l'écart type de nodules. A_{1MAX} n'est pas une température idéale pour précipiter le graphite selon la réaction:

(γ enrichie en C $\rightarrow \gamma$ appauvrie en C + graphite).

La température ($A_{1MAX} - \epsilon$) n'est pas également idéale pour la graphitisation selon la réaction (γ enrichie en C $\rightarrow \gamma$ appauvrie en C + α + perlite).

La réaction ($\gamma \rightarrow \alpha +$ graphite), est à son minimum du fait que c'est la perlite qui commence à se former en zone III surtout dans le cas de la fonte GSA.

Dans le domaine de la bande triphasée, on constate que l'intervalle de température compris entre A_{1MAX} et la température respectives de 740°C et 730°C des fontes GSC et GSA, la dimension moyenne et l'écart type des nodules croissent. Les deux températures respectives de 740 et 730°C des fontes GSC et GSA sont considérées comme le milieu des deux bandes triphasées où la graphitisation est à son maximum selon la réaction :

($\gamma \rightarrow \alpha + \text{graphite}$), du fait qu'on a déjà la formation d'une grande partie de la ferrite auréolaire dont l'austénite mère est riche en silicium et pauvre en manganèse. Cela se traduit par une graphitisation moins marquée dans la fonte GSA.

Le deuxième intervalle de la bande triphasée compris entre les températures respectives de 740 et 730°C des fontes GSC et GSA et A_{MIN} met en évidence une diminution de la graphitisation selon la réaction : ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{graphite}$) dans la zone I et en particulier dans la GSA.

La température A_{MIN} est caractérisée par l'absence de toute réaction qui se traduit par une graphitisation presque nulle.

A une température comprise entre A_{MIN} et 680°C, l'austénite est absente. Dans ce domaine, le diamètre moyen et l'écart-type croissent pour la fonte GSC, par contre pour la fonte GSA, le diamètre moyen augmente légèrement et l'écart-type reste constant. La pente croissante dépend du taux de perlite à graphitiser et de la stabilité des carbures perlitiques pour se transformer en ($\alpha + \text{graphite}$). Ce stade correspond à la décomposition de la cémentite perlitique qui est plus lente pour la fonte GSA, car cette dernière contient plus de manganèse que la fonte GSC.

A la température inférieure à 680°C, la graphitisation tend vers zéro qui se traduit par la diminution du diamètre moyen et de l'écart-type.

L'étude de la variation des nodules de graphite, a permis également de confirmer les limites supérieures et inférieures de la bande triphasée des fontes GSC et GSA et de préconiser le choix de la température qui présente une forte graphitisation.

*Fonte Ft25

L'observation microscopique de cette fonte de type lamellaire présente des traces de martensite à la température de 680°C, puis le taux de martensite augmente avec la température jusqu'à 740°C.

L'analyse d'image (figure III.26), illustre la variation des taux des phases en fonction des températures considérées, montre en effet que la martensite commence à apparaître pendant un maintien de 675°C pour atteindre la valeur de 100% à 740°C. Les essais de dureté HB (figure III.26) confirment également l'intervalle de température de la bande triphasée qui est comprise entre 675 et 740°C

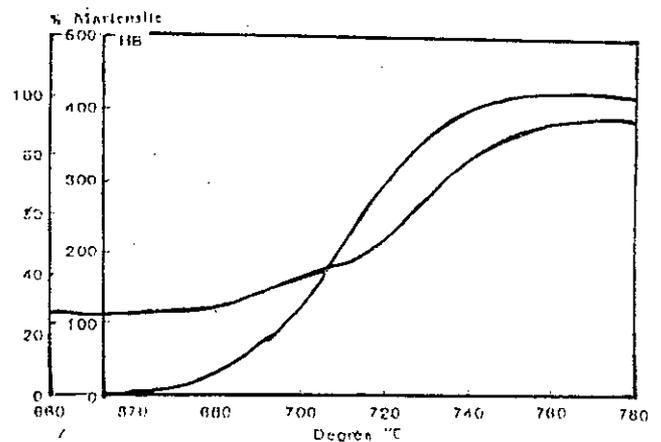


figure III.26 Variation de taux de (martensite et d'austénite résiduelle) ainsi que de la dureté HB en fonction de la température de maintien des fontes Ft25.

La diminution et l'élargissement de l'intervalle de la température de la bande triphasée s'explique par la présence des éléments austénitiques tels que le manganèse et le cuivre, puisque respectivement l'un ségrège dans la zone I et l'autre dans le joint de cellule (zone III), et tous les deux diminuent les températures A_{1MIN} et A_{1MAX} donc retardent la transformation de l'austénite.

Sachant bien que la température ($A_{1MAX} - \epsilon$) correspond au début de la transformation de la zone III et la température A_{1MIN} correspond à la fin de la transformation de la zone I. Les températures limites de la bande triphasée pour les trois fontes sont :

pour la GSA $A_{1MIN} = 725^{\circ}\text{C}$; $A_{1MAX} = 760^{\circ}\text{C}$; $\Delta T = 35^{\circ}\text{C}$.

pour la GSC $A_{1MIN} = 715^{\circ}\text{C}$; $A_{1MAX} = 765^{\circ}\text{C}$; $\Delta T = 50^{\circ}\text{C}$.

pour la Ft25 $A_{1MIN} = 775^{\circ}\text{C}$; $A_{1MAX} = 740^{\circ}\text{C}$; $\Delta T = 65^{\circ}\text{C}$.

L'intervalle de la température et la position de la bande triphasée dépendent de la présence des éléments de substitution. La connaissance du domaine de la bande triphasée permet de préciser la température de maintien idéale d'un recuit de ferritisation ou de perlitisation.

3-1-4 *Traitements de recuit de ferritisation et perlitisation pour les trois fontes*

La détermination de la bande triphasée des trois fontes, a permis d'optimiser les paramètres de recuit de ferritisation et de perlitisation par une analyse métallographique qualitative, ainsi que par des essais de dureté HB.

3-1-4-1 Recuit de ferritisation

Deux cycles de recuit de ferritisation ont été utilisés.

- Une ferritisation directe.
- Une ferritisation indirecte.

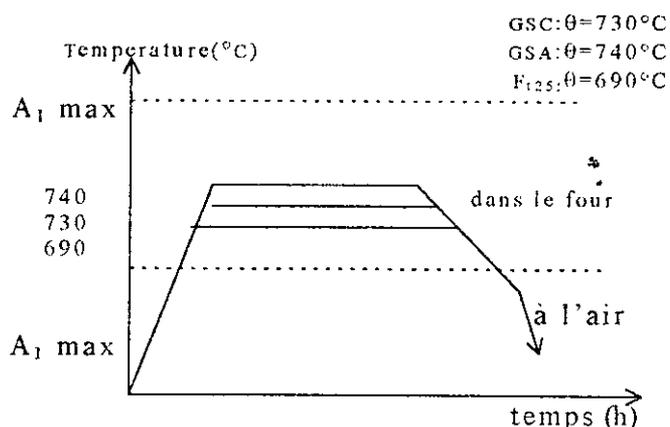
a' Ferritisation directe

Un four de laboratoire a été utilisé dont la température maximale est de 1200°C .

L'optimisation d'un recuit de ferritisation directe (figure III.27), consiste à maintenir les échantillons à une température θ_1 dans le domaine de la bande triphasée.

Cette température a été déterminée après un maintien à la température θ_1 pendant un temps qui varie d'une heure jusqu'à dix heures, on procède à un refroidissement dans le four jusqu'à une température inférieure à A_{1MIN} , puis à l'air libre.

Figure III.27 Cycle de ferritisation directe des trois fontes GSC, GSA et Ft25 (temps de maintien = 1h, 2h, ..., 10h)



b/ Ferritisation Indirecte

L'optimisation d'un recuit de ferritisation indirecte consiste à maintenir les échantillons à une température θ_i , inférieure à A_{1MIN}

pendant un temps qui varie d'une heure jusqu'à dix heures. On procède ensuite à un refroidissement à l'air libre. Figure(III.28)

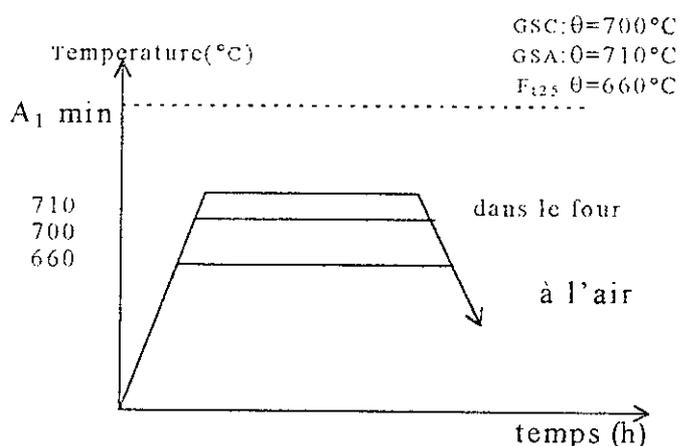


Figure III.28 Cycle de ferritisation indirecte des trois fontes GSC, GSA et Ft25

* La fonte GSC

a/ Ferritisation directe

Un maintien de quatre heures dans le domaine de la bande triphasée à une température de 730°C, est largement suffisante pour la décomposition totale de la perlite. (figure III.29)

Les résultats de l'analyse structurale quantitative et les mesures de dureté HB qui sont présentés sur les figures(III.35à36) confirment la durée de maintien avec précision.

b/ Ferritisation indirecte

Un maintien de deux heures dans le domaine de la bande triphasée à une température de 700°C, est largement suffisant pour l'obtention d'une matrice ferritique. (figure III.30)

Les résultats de l'analyse quantitative et les mesures de dureté HB qui sont présentés sur les figures(III.35à36) confirment la durée de séjours à la température de 700°C avec précision.

* La fonte GSA

a/ Ferritisation directe

Un maintien de quatre heures dans le domaine de la bande triphasée à une température de 740°C, donne une matrice totalement ferritique. (figure III.31)

Les résultats de l'analyse quantitative et les mesures de dureté HB présentés dans les figures(III.37à38) confirment avec précision la durée de maintien.

b/ Ferritisation indirecte

Un maintien de trois heures, d'une matrice de perlite coalescée, dans le domaine de la bande triphasée à une température de 710°C, donne un taux de ferrite de 96%. (figure III.32)

Les résultats d'une analyse quantitative et des mesures de dureté HB présentés par les figures(III.37-38) confirment la durée de maintien.

* La variation des diamètres des sphéroïdes des fontes GSA et GSC

a/ Ferritisation directe

La graphitisation a été analogue pour la GSC et la GSA jusqu'à un temps de maintien de deux heures; le diamètre moyen des nodules de graphites diminue, grâce à la formation de petits nodules de graphites.

Entre deux heures et trois heures de maintien, pour la GSC, le diamètre moyen augmente et l'écart-type diminue, à cause des petits nodules qui se relient entre eux pour former un gros nodule de graphite; alors que pour la GSA, le diamètre moyen diminue, à cause de la formation de petits nodules de graphite par la diffusion du carbone à partir de l'austénite enrichie et par la décomposition de la cémentite perlitique, qui est plus importante dans la fonte GSA que dans la fonte GSC. Figures(III.41à42)

b/ Ferritisation indirecte

Pour la fonte GSC, on remarque que le diamètre moyen des nodules de graphite devient constant à partir de deux heures de maintien; pour la GSA, le diamètre moyen, ne devient vraiment constant qu'à partir de 4 heures, ce palier correspond à la fin de la décomposition de la perlite.

* La fonte Ft25

a/ Ferritisation directe

L'observation structurale a montré que la perlite de toute la matrice à l'état brut de coulée, diminue considérablement à partir d'une heure de maintien et se stabilise à partir de 2 heures (Figure III.33).

L'analyse structurale quantitative donne plus de précision à travers la figure III. 39. La perlite ne disparaît pas, par contre la ferrite atteint son maximum à partir de 3 heures (Figure III.39).

À une heure de maintien la dureté atteint 150 HB et devient constante aux environs de 115 HB à partir de 2 heures (Figure III.40).

b/ Ferritisation indirecte

L'observation microscopique montre qu'il y a de la ferrite à une heure de maintien, mais la perlite reste en quantité importante jusqu'à trois heures. Ce n'est qu'à partir de quatre heures que la perlite s'est coalescée (Figure III.34).

Les résultats d'analyse d'image obtenus montrent que le pourcentage de la ferrite croît, jusqu'à quatre heures pour se stabiliser à 58% (Figure III.54).

Les mesures de dureté ne varient qu'à partir de quatre heures de maintien où elles atteignent 123 HB. (Figure III.40)

Choix de traitement de ferritisation optimal pour les trois fontes

*Fonte GSA :

Les résultats après ferritisation de la fonte GSA, montrent que la durée de maintien de trois heures pour obtenir une fonte à graphite sphéroïdal à matrice ferritique est la même pour la ferritisation indirecte car la température de maintien est de 710°C qui est plus basse que celle de la ferritisation directe qui est de 740°C.

*Fonte GSC :

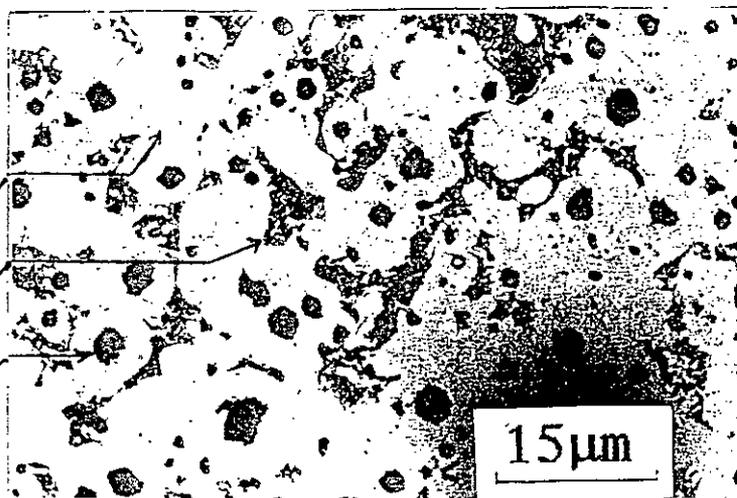
Le cycle optimal choisi étant la ferritisation indirecte car elle présente une température de maintien de 700°C qui est inférieure à celle de la ferritisation directe (730°C) avec une durée de maintien plus faible. Deux heures pour la ferritisation indirecte et trois heures pour la ferritisation directe.

* Fonte Ft25 :

Les résultats obtenus montrent, que la ferritisation directe a présenté une matrice ferritique pour une température de 690°C pendant trois heures, mais pour la ferritisation indirecte, il a fallu quatre heures de maintien à une température de 660°C, d'où le choix est opté pour le recuit de ferritisation directe.

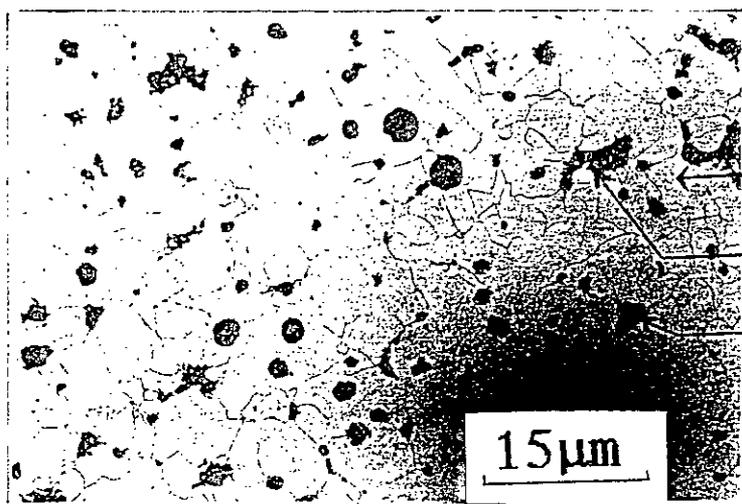
a) $T_m = 1h$

ferrite
perlite
graphite



b) $T_m = 3h$

ferrite
perlite
graphite



c) $T_m = 4h$

ferrite
graphite

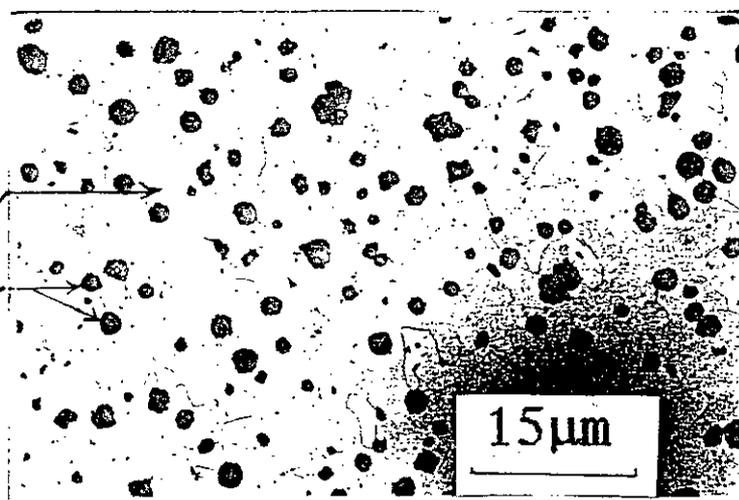
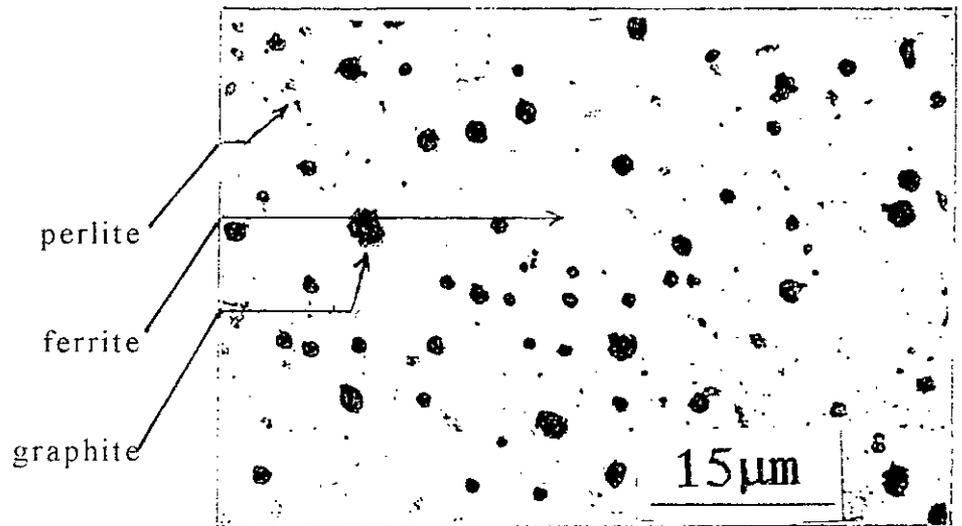


Figure III.29 micrographie sur la ferritisation directe de la fonte GSC

a) $T_m = 1h$



b) $T_m = 2h$

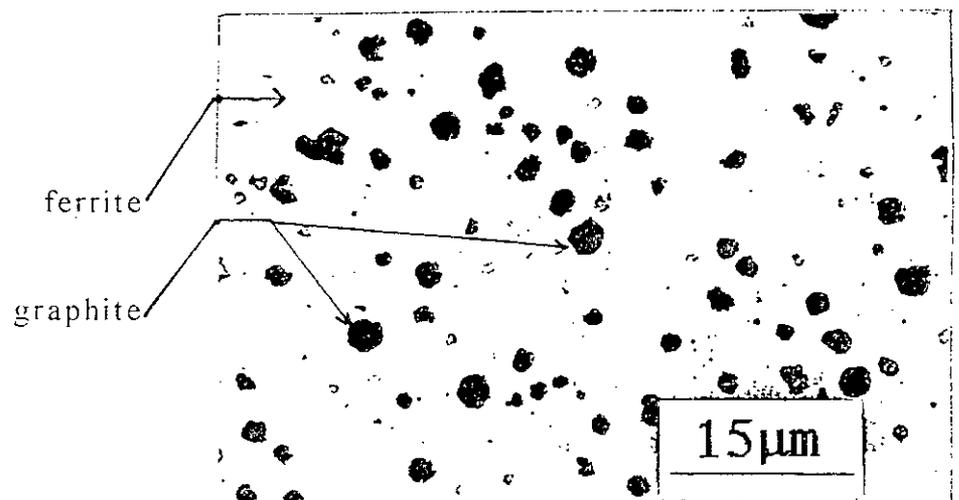


Figure III.20 micrographie sur la ferritisation indirecte de la fonte GSC

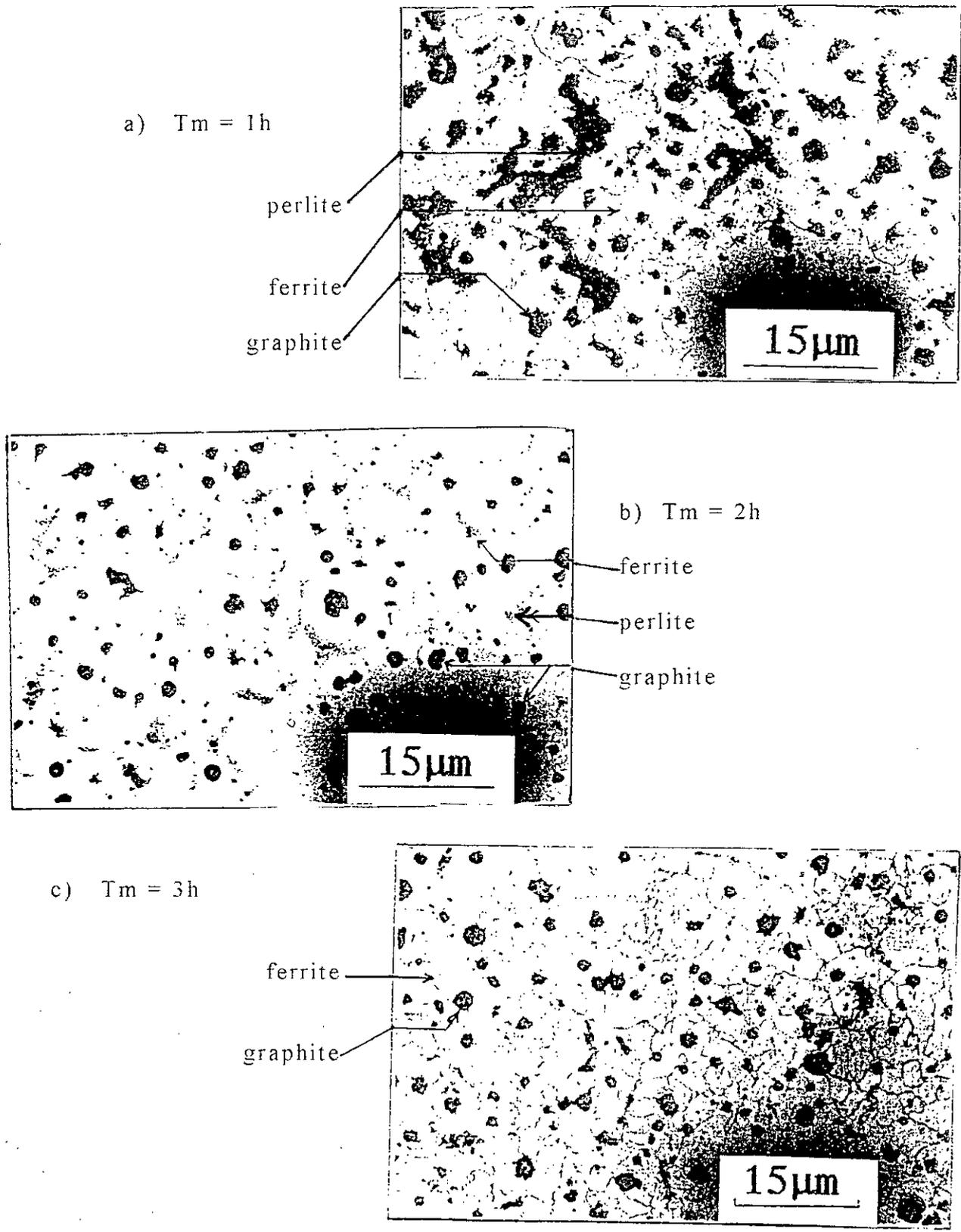
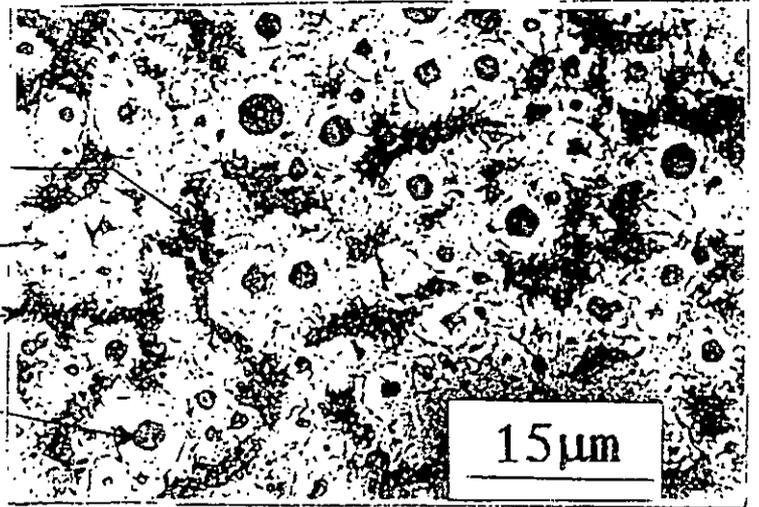


Figure III.31 micrographie sur la ferritisation directe de la fonte GSA

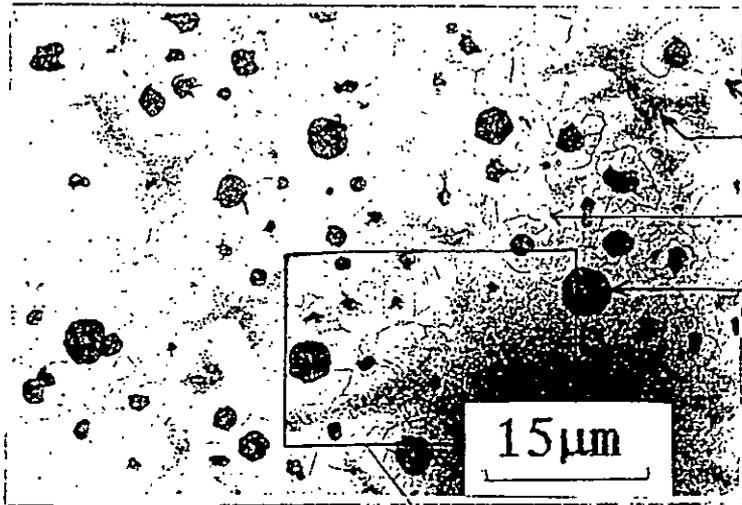
a) $T_m = 3h$

ferrite
perlite
graphite



b) $T_m = 2h$

ferrite
perlite coaliscée
graphite



c) $T_m = 3h$

ferrite
perlite coaliscée

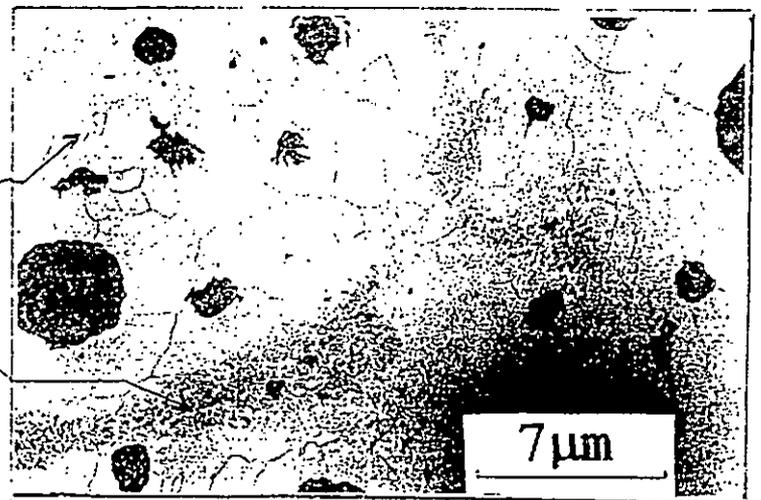
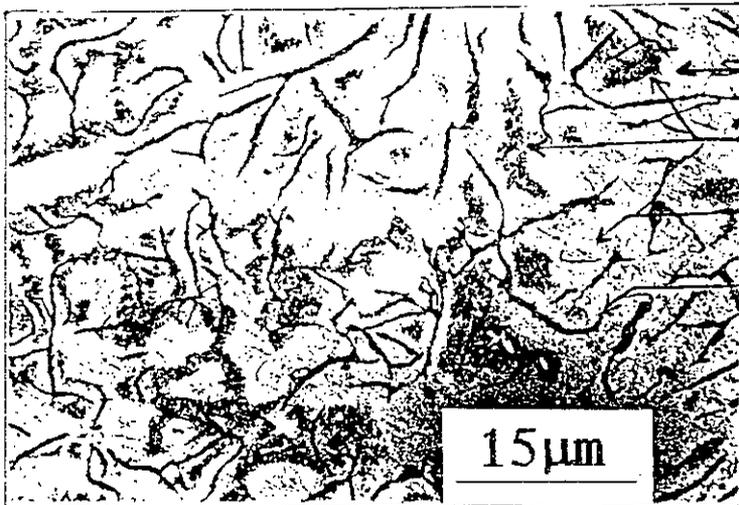
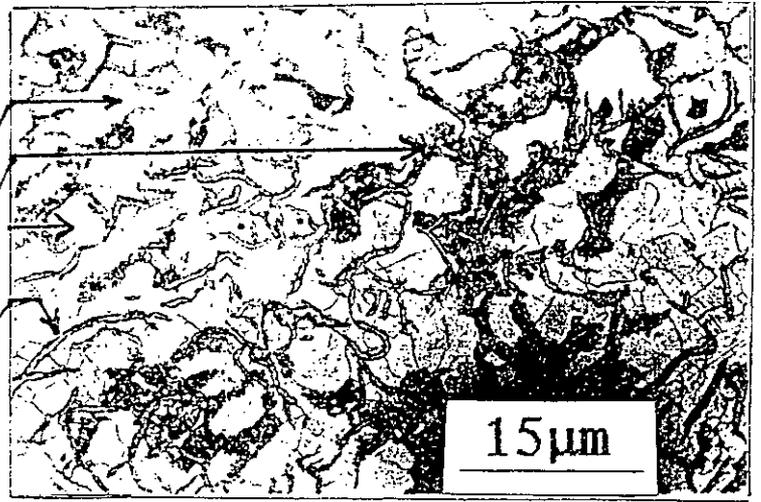


Figure III.31 micrographie sur la ferritisation indirecte directe de la fonte GSA

a) $T_m = 3h$

ferrite
perlite
graphite



b) $T_m = 2h$

ferrite
perlite
graphite

c) $T_m = 10h$

ferrite
graphite
perlite

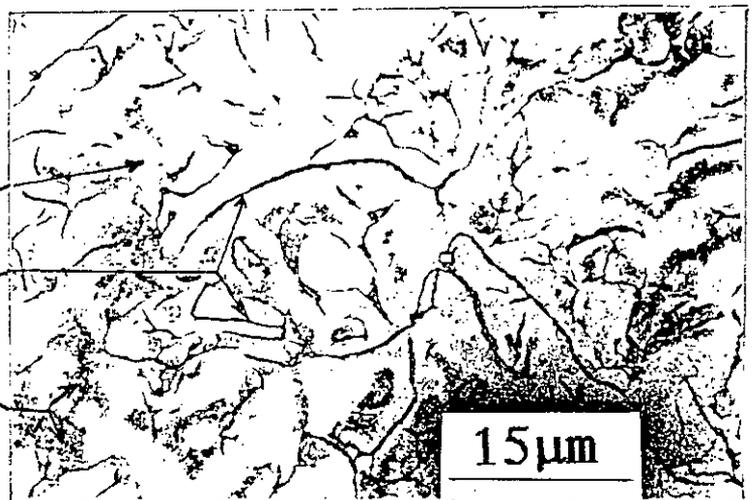
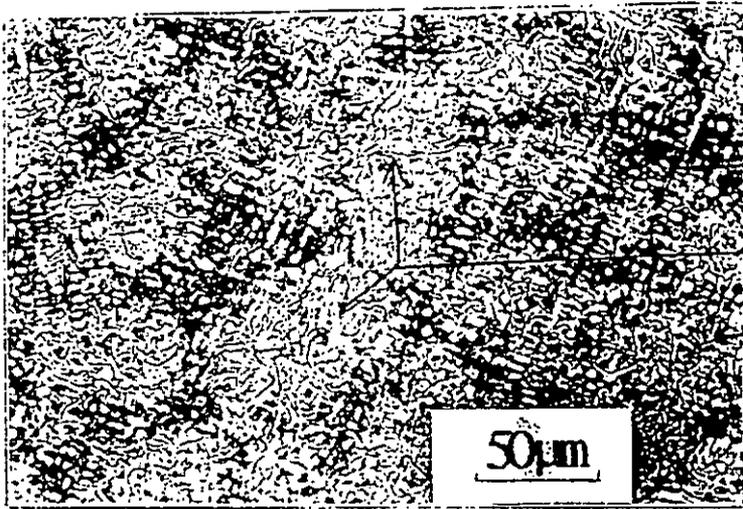
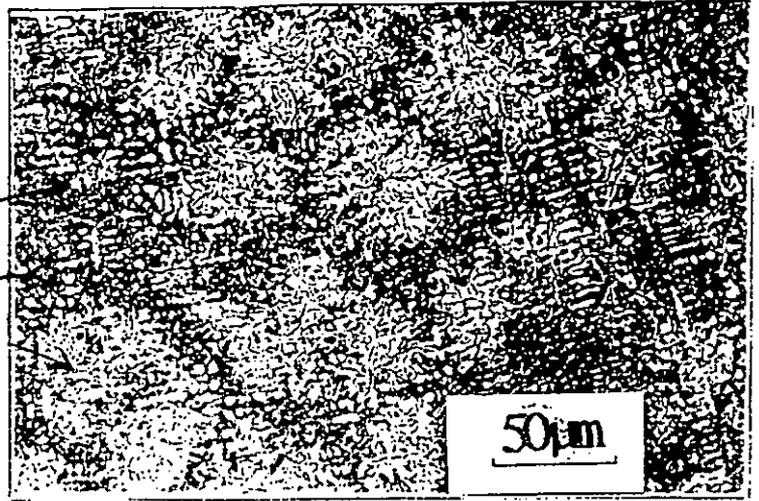


Figure III.33 micrographie sur la ferritisation directe de la fonte Ft25

a) $T_m = 3h$

ferrite
perlite



b) $T_m = 4h$

ferrite
perlite

c) $T_m = 10h$

ferrite
perlite

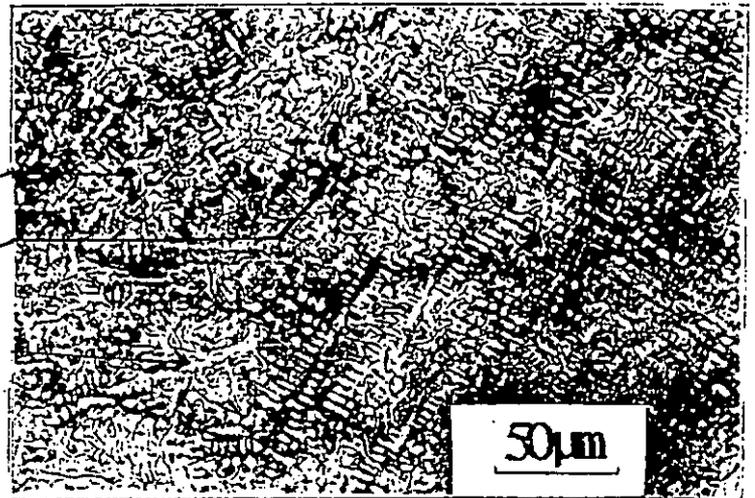


Figure III.34 micrographie sur la ferritisation directe de la fonte Ft25

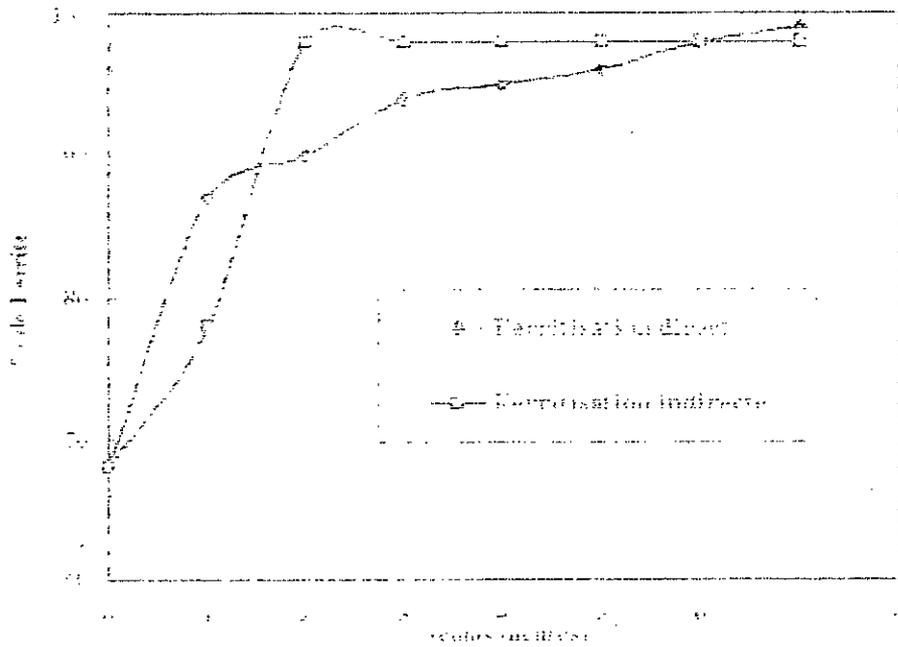


Fig III.35 Evolution du taux de fertilité en fonction de la durée de maintien de la terre (1957)

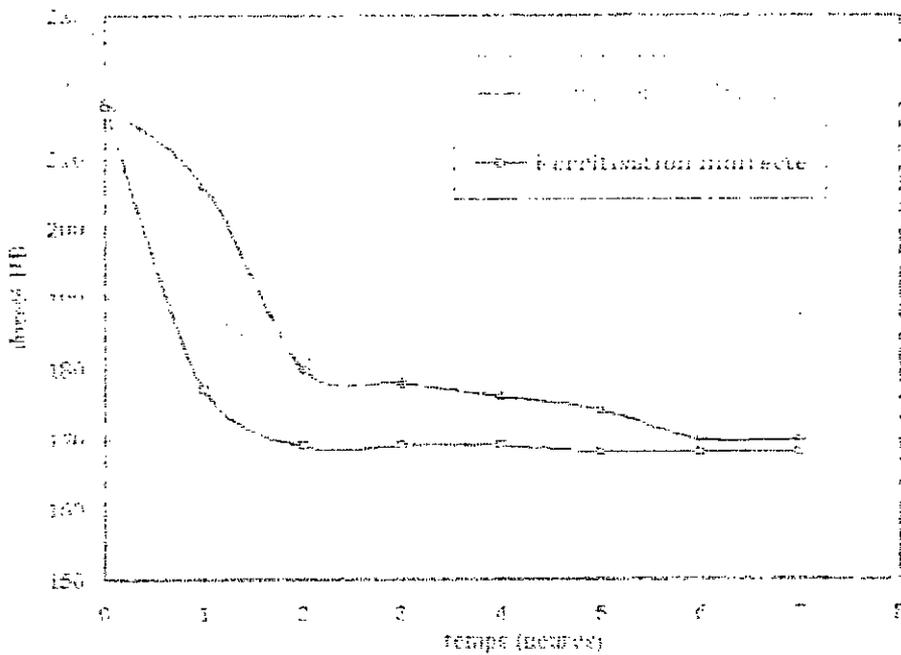


Fig III.36 Variation de la durée en fonction de la durée de maintien de la terre (1957)

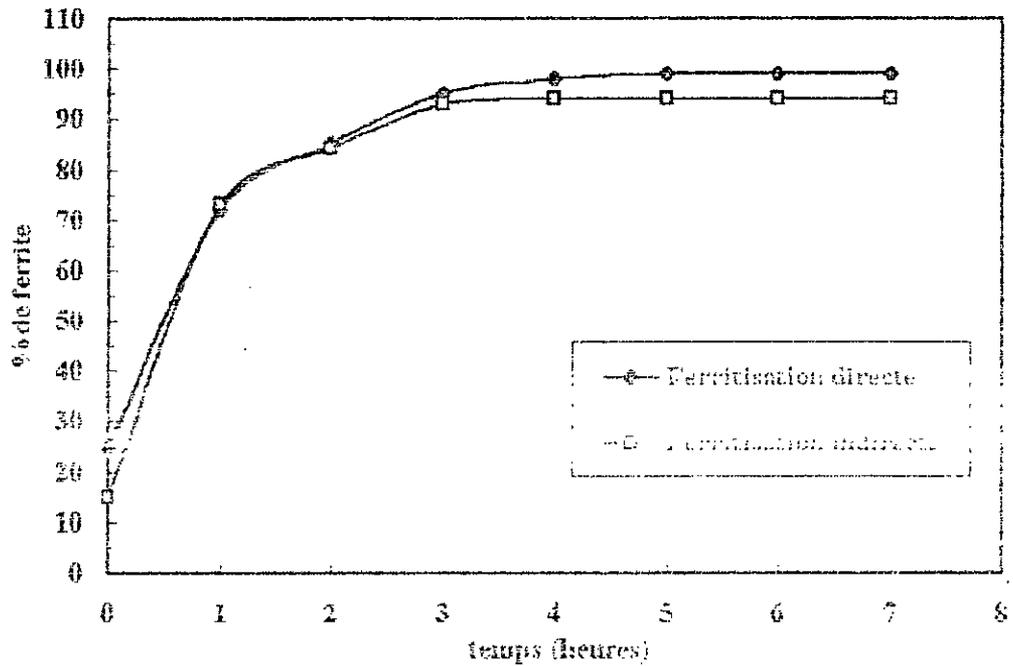


Fig III.37 Variation du taux de ferrite en fonction de la durée de maintien de la fonte GSA

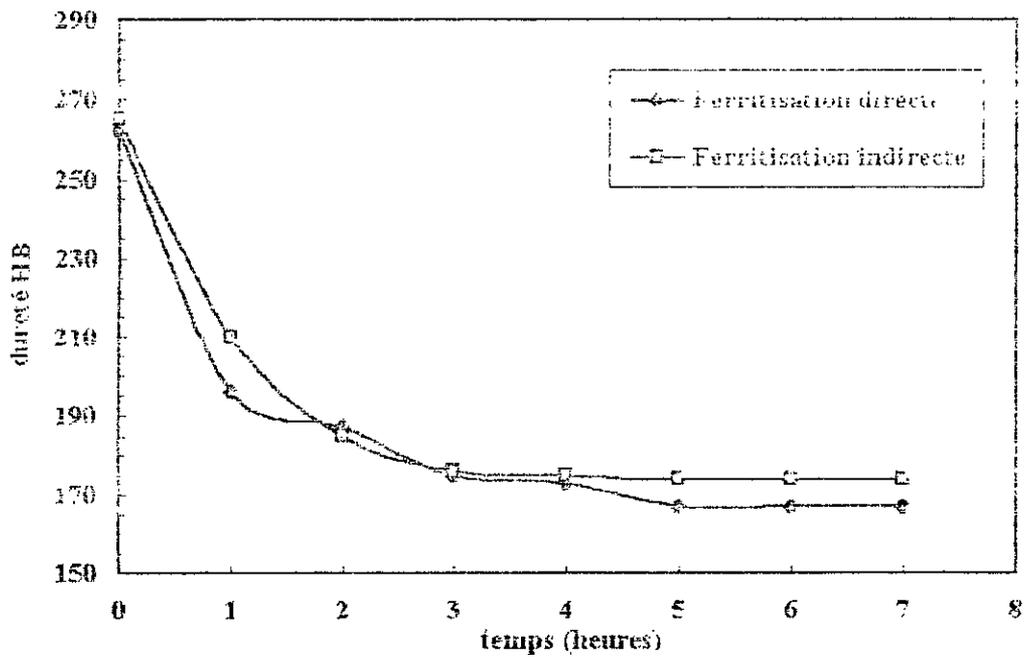


Fig III.38 variation de la dureté en fonction de la durée de maintien de la fonte GSA

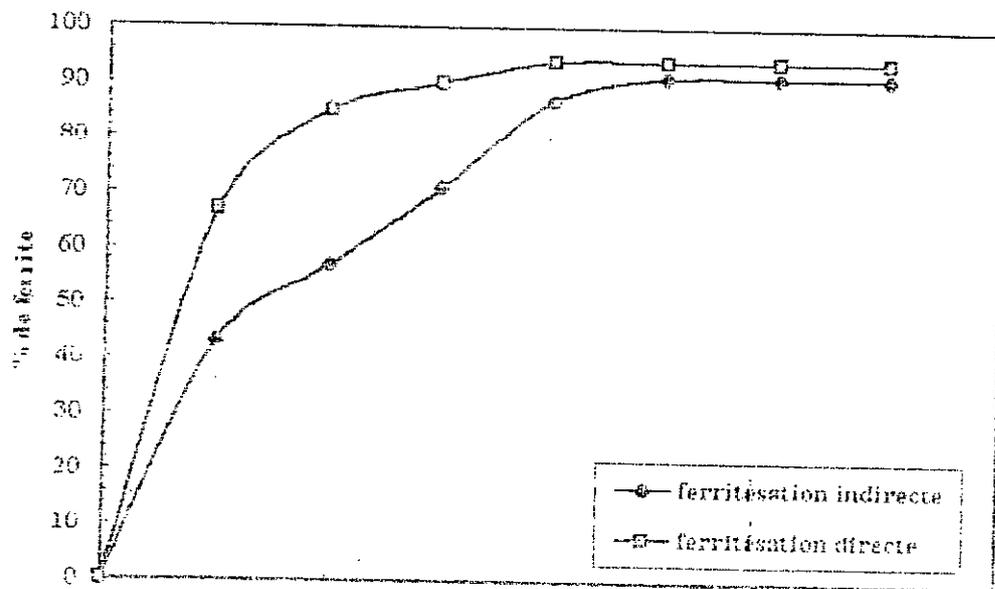


Fig III.39

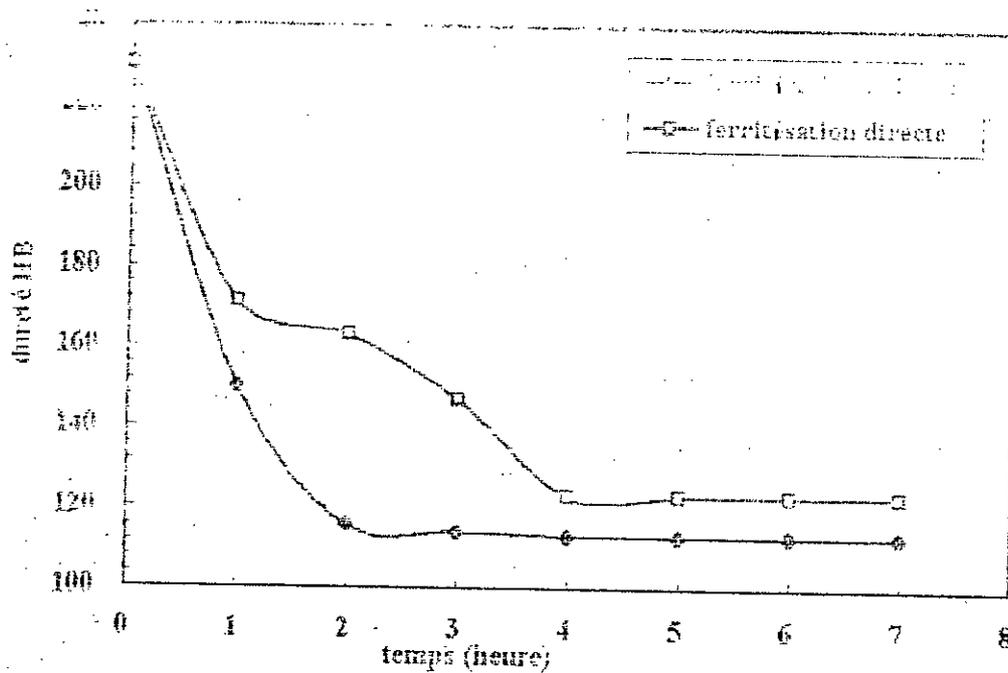


Fig III.40 variation de la dureté en fonction de la durée de maintien de la fonte Fe25

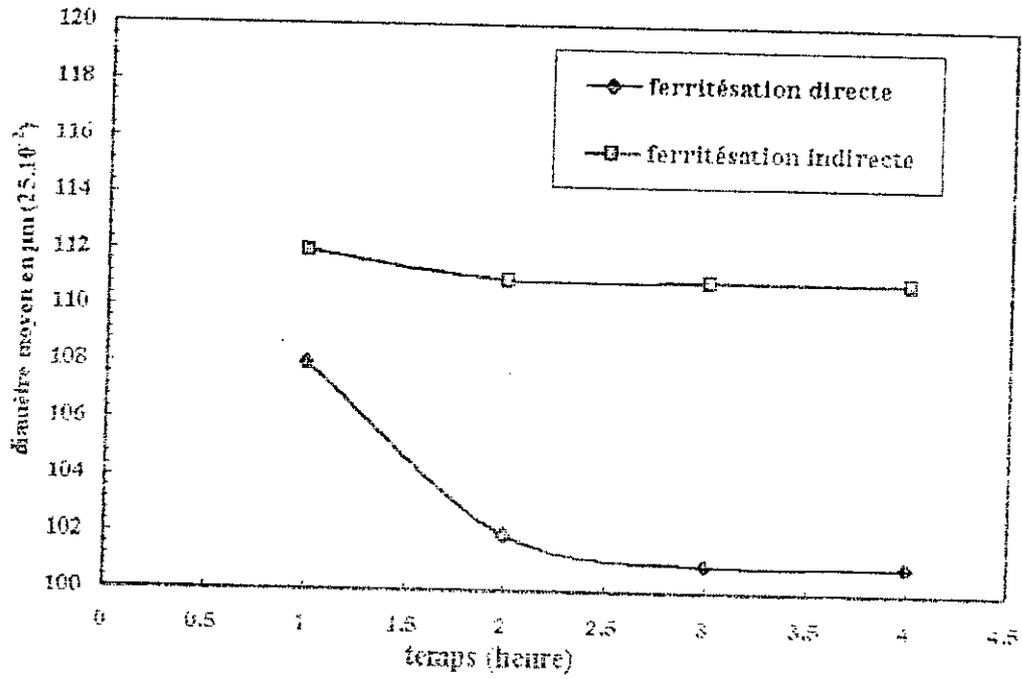


Fig III.41 variation du diamètre moyen en fonction de la durée de maintien de la fonte GSC

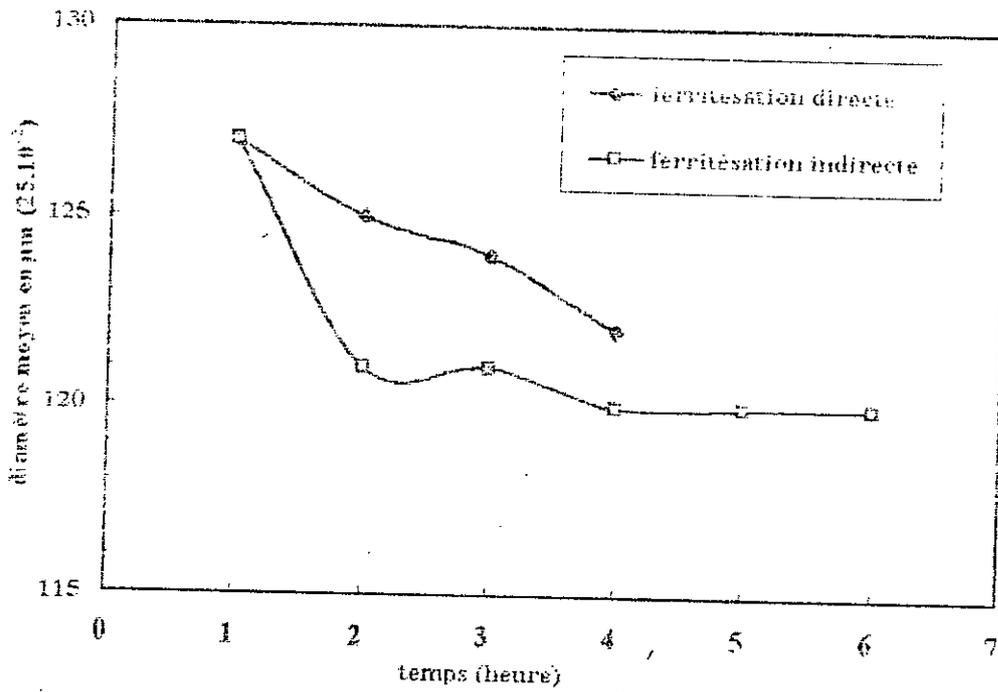


Fig III.42 variation du diamètre moyen en fonction de la durée de maintien de la fonte GSA

3-1-4-2 Recuit de perlitisation

D'après l'étude bibliographique et la détermination de la bande triphasée, nous avons choisi une température de $A_{1MAX} + 50$ à 100°C . pour éviter le grossissement et homogénéiser le grain austénitique. Le cycle choisi est le même pour la fonte GSA et GSC qui consiste à un maintien à 850°C avec des durées variables (1/2h, 1h, 2h, 3h et 4h) suivi d'un refroidissement à l'air libre (figure III.43).

*Fonte GSA

L'observation micrographique de la fonte GSA à l'état brut de coulée a montré que tous les échantillons étaient perlitiques à 76%. La perlite à 100% s'obtient très rapidement après 30 minutes seulement. Figure(III.44)

Pour 30 minutes de maintien on obtient une dureté de 325 HB et à partir d'une heure, la dureté se stabilise et ne dépasse pas 330 HB (Figure III.46).

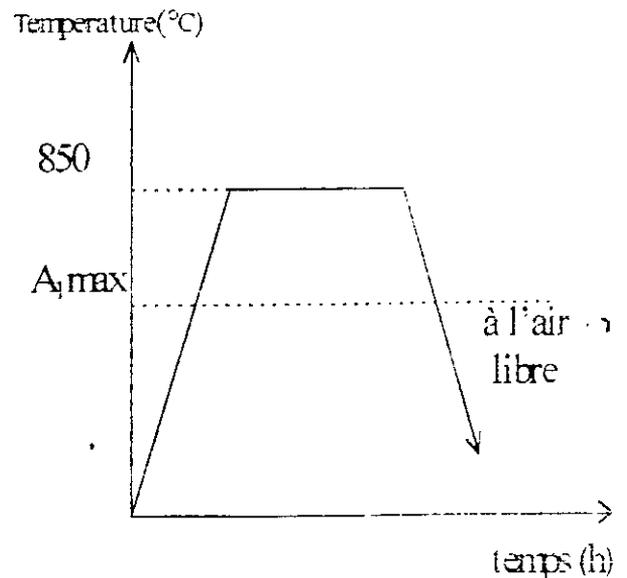


figure III.43 cycle de traitement de perlitisation des fontes GSC et GSA.

*Fonte GSC

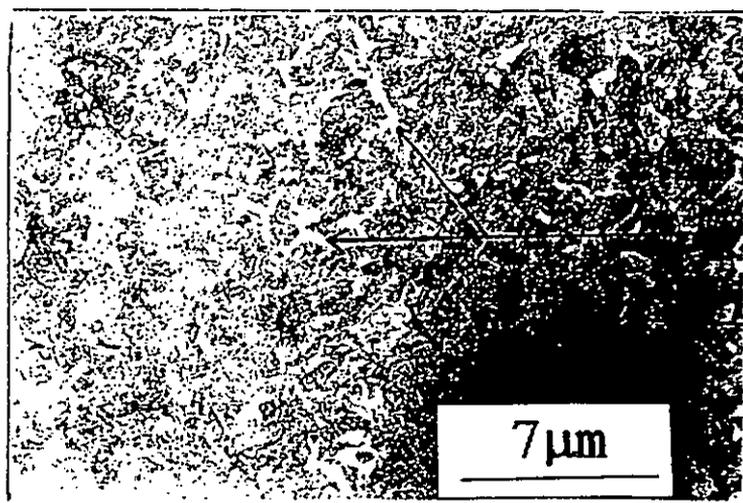
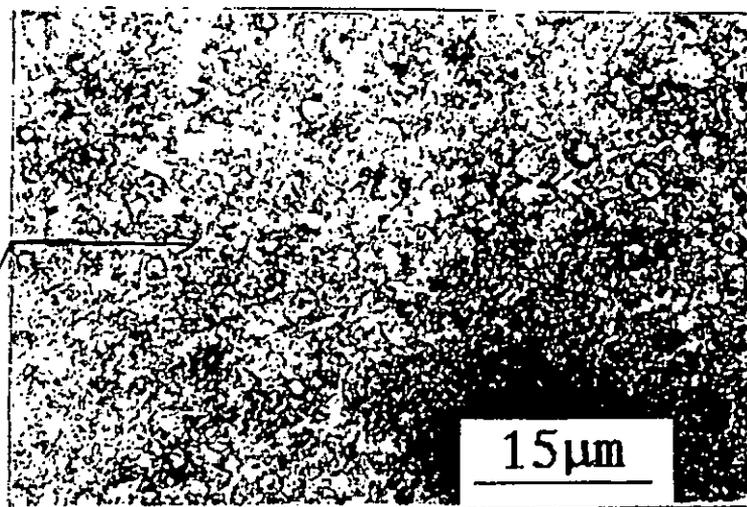
L'observation micrographique de la fontes GSC à l'état brut de coulée a montré que la matrice était ferrito-perlitique à 29% de perlite.

La perlitisation à 95% n'est obtenue qu'après une heure de maintien et la perlitisation totale n'est obtenue qu'après deux heures de maintien. Ces analyses ont été basées sur l'étude micrographique qualitative figure III.44 et quantitative (figure III.45).

a) perlitisacion de la
fonte GSA

$T_m = 0,5h$

perlite



b) perlitisacion de la
fonte GSC

$T_m = 1h$

ferrite

perlite

c) perlitisacion de la
fonte GSC

$T_m = 2h$

perlite

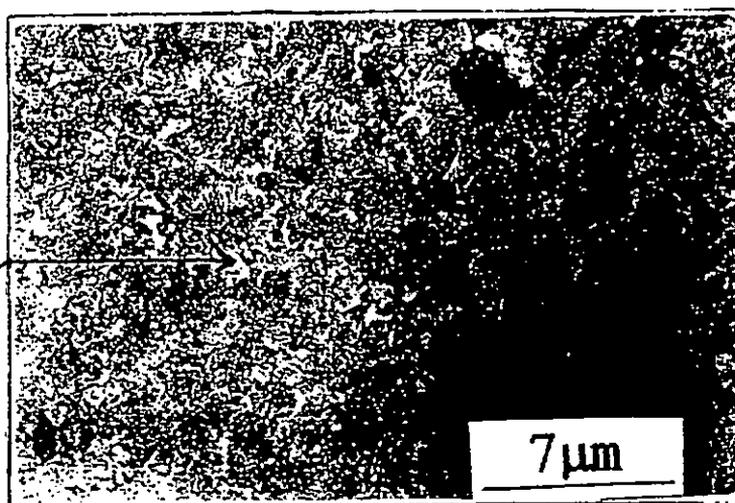


Figure III.44 micrographie sur la perlitisacion de la fonte GSA ET GSC

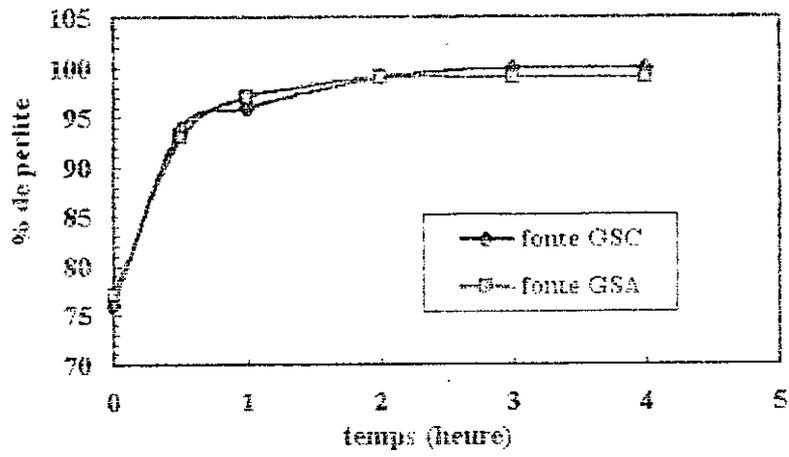


Fig III.45 variation du taux de perlite en fonction de la durée de maintien au cours de la perlitisation

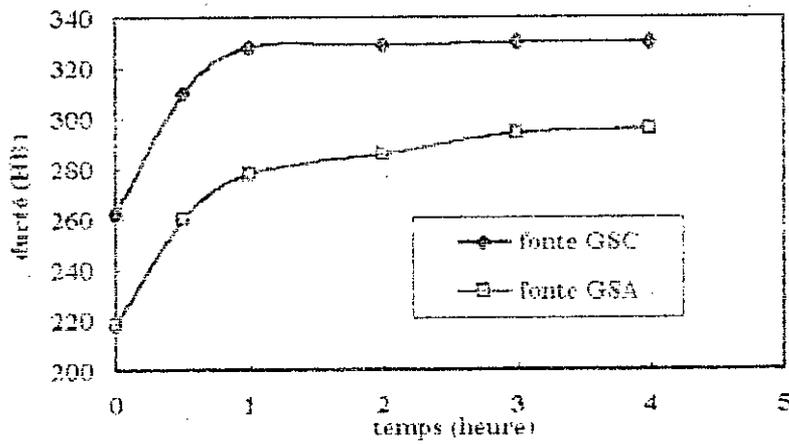


Fig III.46 variation de la dureté HB en fonction de la durée de maintien au cours de la perlitisation

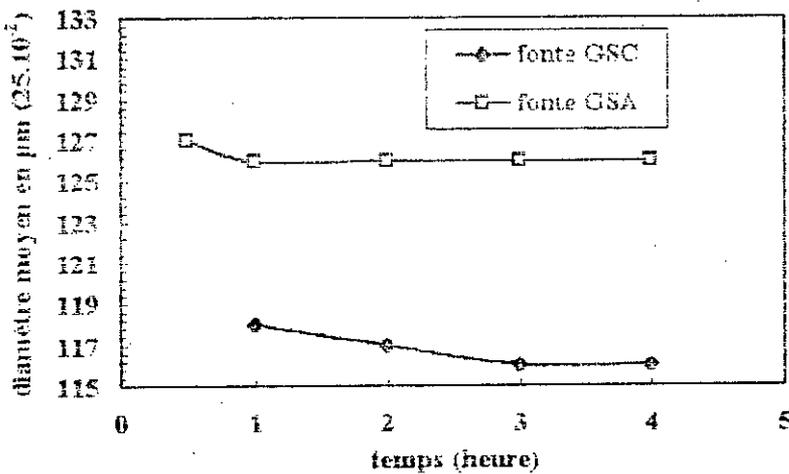


Fig III.47 variation du diamètre moyen des sphéroides de graphite en fonction de la durée de maintien au cours de la perlitisation

Les duretés 295 HB et 302 Hb correspondent respectivement aux maintiens d'une heure et de deux heures, au delà de ces maintiens, la dureté se stabilise et reste constante (Figure III.46).

Variation des diamètres des sphéroïdes (GSC et GSA)

L'étude des courbes de diamètre moyen en fonction des temps de maintien (figure III.47), montre bien que pour les deux fontes GSC et GSA, ces deux paramètres diminuent à cause de la migration du carbone des nodules de graphite vers l'austénite. Ce dernier s'enrichit à une température de 850°C, pour atteindre le taux eutectoïde, ainsi une structure totalement perlitique à la température ambiante.

3-1-4-3 Caractéristiques mécaniques des fontes GSC, GSA et Ft25 optimisées

Après l'optimisation des paramètres de recuit de ferritisation et de perlitisaiton, nous nous sommes intéressés aux propriétés mécaniques.

Les résultats obtenus après l'essai de traction (figure III.48 à 52) et l'essai de résilience, sur des éprouvettes traitées thermiquement, sont regroupés dans les tableaux III. 4 à 5.

	R_e [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A%	Z	daJ/cm ²	HB
GSA	366.22	504.88	14	20.2	1.8	175
GSC	368,33	479.02	18.03	26.5	1.57	170
Ft25	160	168,88	0.7	3,7	0.1	114

tableau III.4 Caractéristiques mécaniques des trois fontes après le recuit de ferritisation optimisé.

	R_e [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A%	Z	daJ/cm ²	HB
GSA	667.22	906.11	3,09	4,1	0.75	331
GSC	555,55	894,44	4,50	5,7	0.69	296

tableau III.5 Caractéristiques mécaniques des fontes GSC et GSA après le recuit de perlitisaiton optimisé.

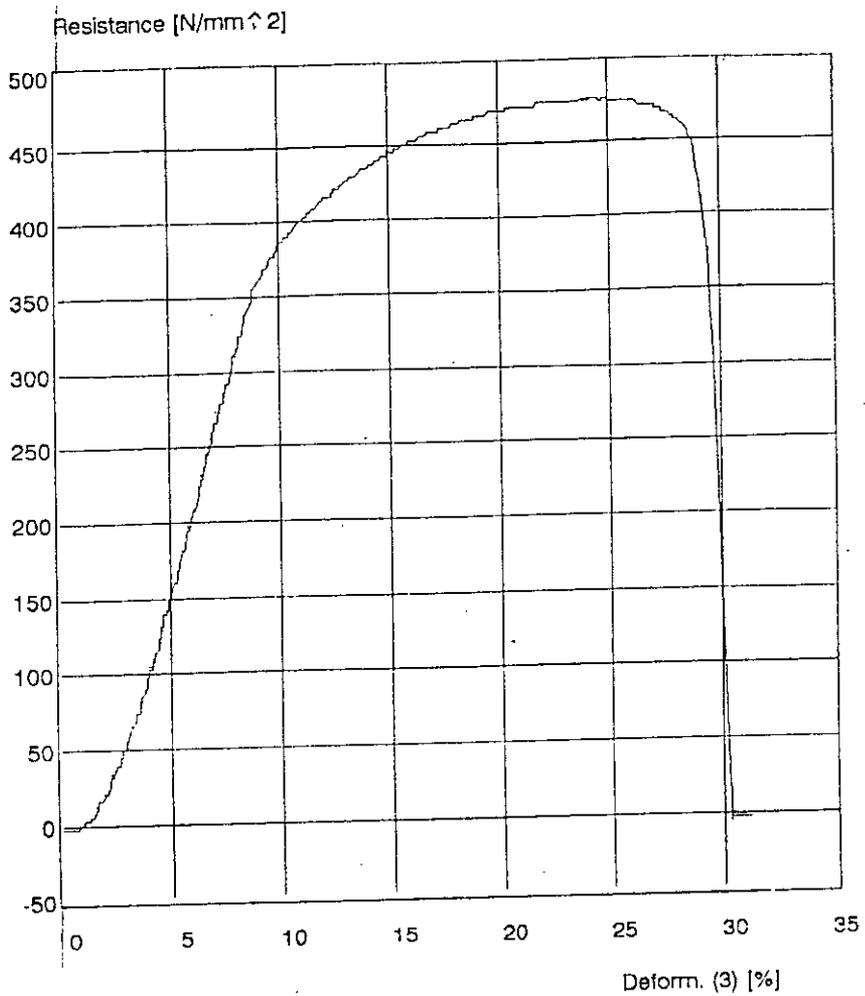


Fig III.48 courbe de traction conventionnelle de la fonte GSC après le recuit de ferritisation optimisée

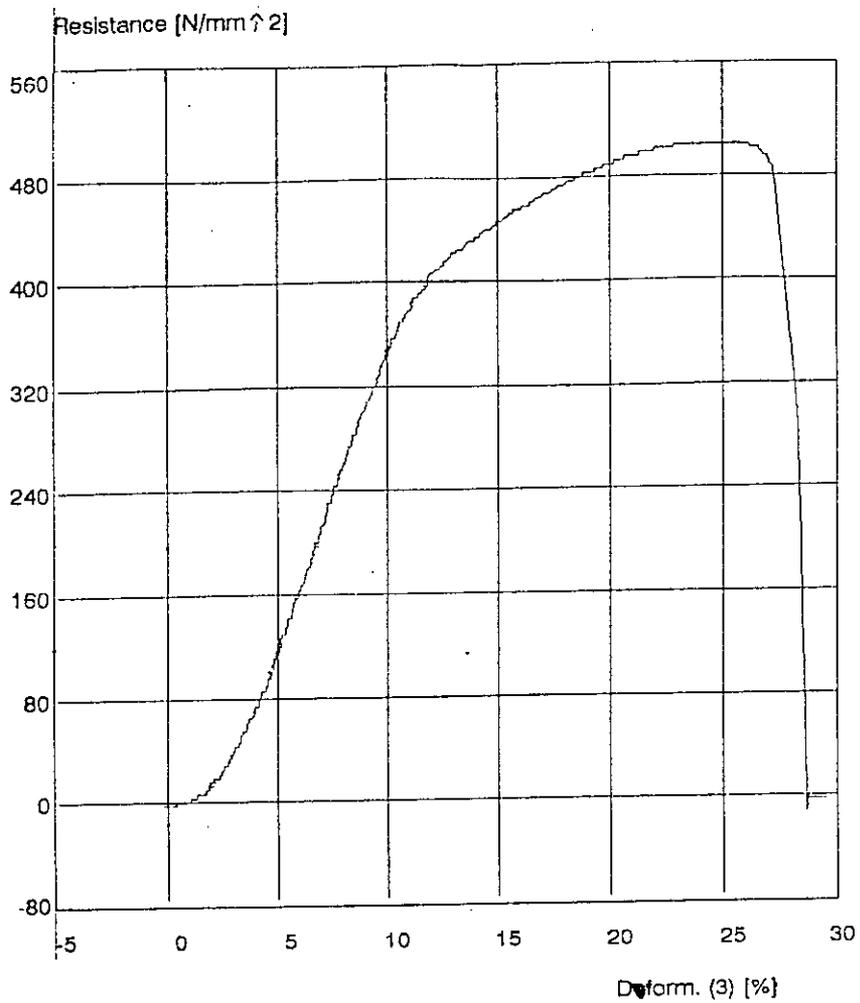


Fig III.49 courbe de traction conventionnelle de la fonte GSA après le recuit de ferritisation optimisée

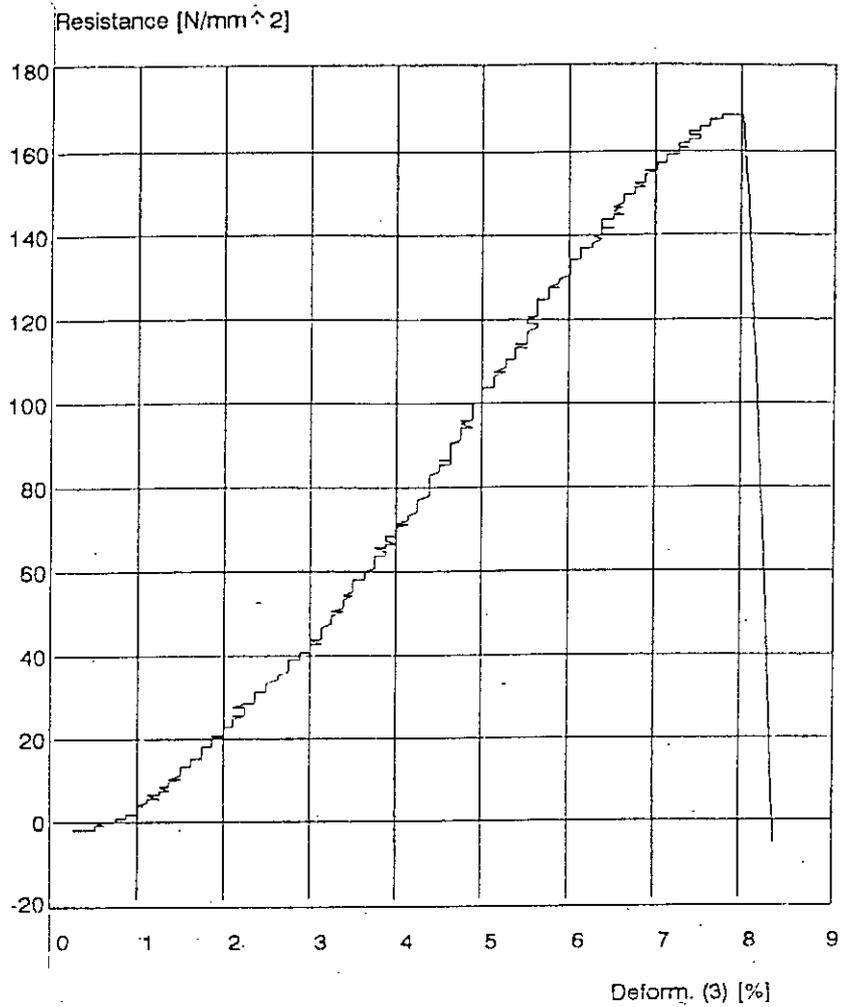


Fig III.50 courbe de traction conventionnelle de la fonte Ft25 après le recuit de ferritisation optimisé

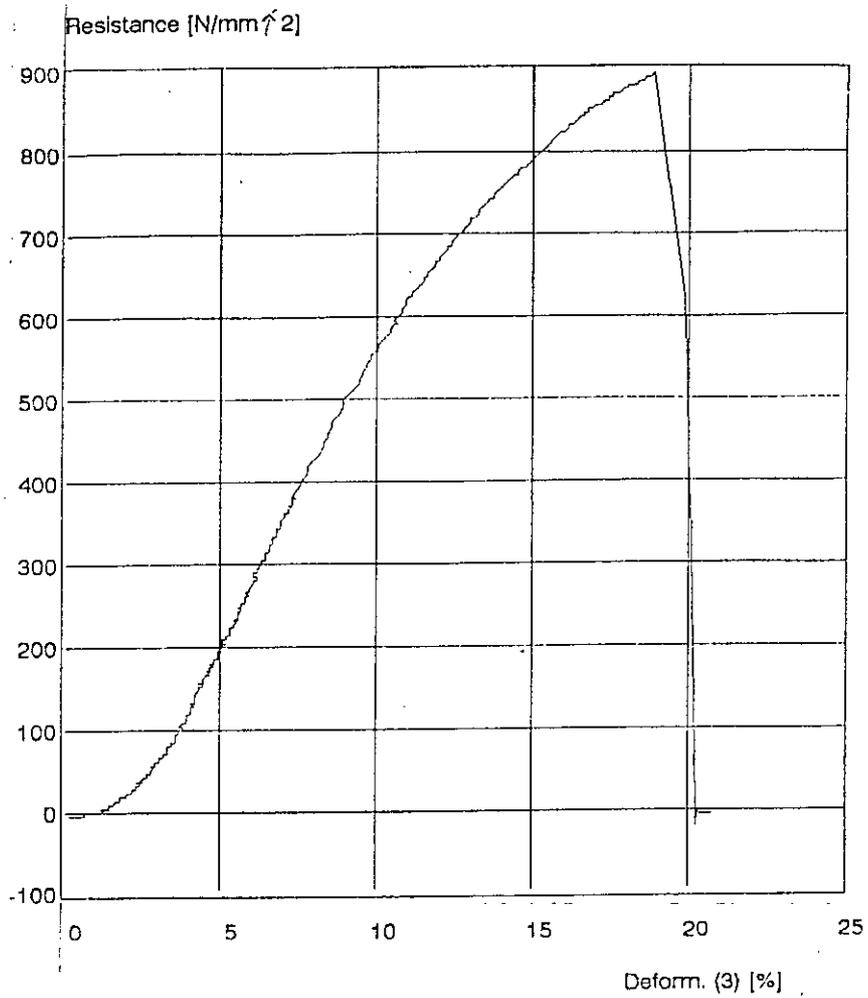


Fig III.51 courbe de traction conventionnelle de la fonte GSC après le recuit de perlitisation optimisé

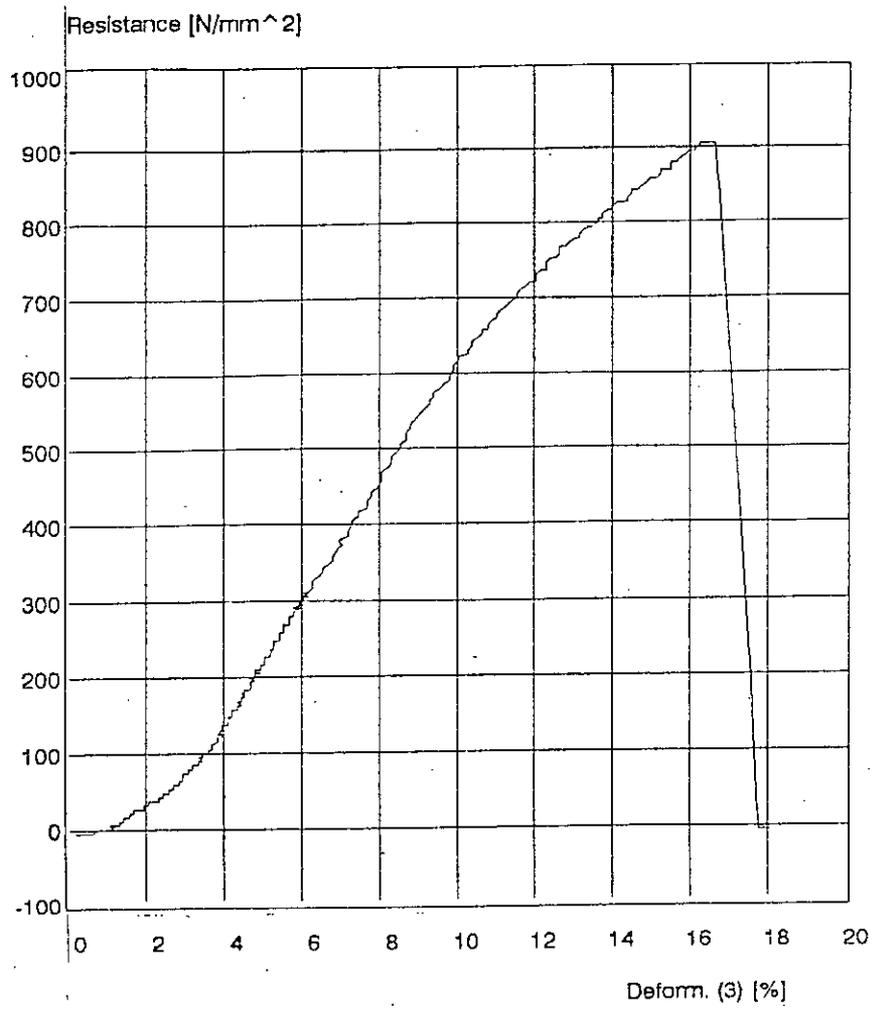


Fig III.52 courbe de traction conventionnelle de la fonte GSA après le recuit de perlitisation optimisé

3-2 Influence des paramètres d'usinage sur la fonte GSC

D'après une étude bibliographique, la facilité d'usinage est obtenue pour une structure ferritique, lorsque le matériau est à son point le plus doux. Pour l'état de surface, après usinage, nous avons étudié la variation de la rugosité pour les trois structures : brut de coulée, ferritique et ferrito-perlitique, en variant les vitesses de coupe et les avances.

3-2-1 Influence des paramètres d'usinage sur l'état de surface

Un état de surface de meilleure qualité obtenu par les procédés d'usinage est conditionné par plusieurs facteurs, qui peuvent être classés de la manière suivante :

- a) les paramètres définissant le régime de coupe (vitesse de coupe, profondeur de passe et l'avance).
- b) l'influence du maintien de matériau usiné (dureté, structure,...).
- c) les paramètres liés à la partie active de l'outil (angle de coupe, matériau).
- d) le fluide de refroidissement et de lubrification.

Notre étude concerne seulement les premiers facteurs et leurs influences sur la rugosité que se soit pour le tournage ou le fraisage. La détermination des conditions de coupe optimale a été prise également en considération, grâce aux courbes des variations de la rugosité (R_a) en fonction des avances.

3-2-1-1 Influence du matériau usiné

Une amélioration nette de la rugosité est provoqué par une augmentation de la dureté Brinell. (Voir tableau III. 6)

Pour la fonte GSC à état brut de coulée, on a remarqué, au cours de l'usinage, des cavités distribuées arbitrairement sur la surface, provoquées par la rupture des sphéroïdes de graphite.

	Brut de coulée	ferritique	perlitique
Vitesse de coupe (m/mn)	11-20	11-20	11-20
Avance (mm/tr)	0.2-0.4	0.2-0.4	0.2-0.4
Dureté (HB)	218	170	294
Ramoy (μm)	2.9	3.4	2.1

tableau(III.6) Relation entre les duretés des trois structures et la rugosité moyenne.

Formés de carbone libre dont la structure est hexagonale. La rugosité de la surface est meilleure pour la structure perlitique, avec une répartition uniforme des sphéroïdes de graphite sur toute la matrice.

Même pour la structure ferritique on obtient une rugosité acceptable d'où un bon état de surface avec un avantage économique pour la durée de vie des outils car la phase ferritique s'usine facilement.

3-2-1-2 Influence des paramètres définissant le régime de coupe (Tournage)

L'influence de la vitesse sur la rugosité est moins sensible, il apparaît d'après les figures (III.53 à 55), que l'allure générale des courbes est la même quelle que soit la vitesse de coupe, ceci s'explique par l'absence du phénomène d'arrête rapporté, provoqué par le collage de la ferrite sur l'outil, ce phénomène existe dans le cas des aciers qui cause la détérioration des outils de coupe.

L'influence de l'avance sur la rugosité est primordiale pour mieux apprécier les courbes de la rugosité en fonction de l'avance et elle a été présentée dans les (figures III-53 à 55).

On a constaté que l'augmentation de l'avance varie dans le même sens que la rugosité moyenne, en même temps. Il est inutile de réduire l'avance à son minimum, cela causerait une la diminution de la productivité. En fonction de ces critères, on a choisi les paramètres optimums suivants.

structure paramètre de coupe	brut de coulée		ferritique		perlitique	
	vitesse de coupe (mm/mm)	11-20	28-55	11-20	28-55	11-15
avance (mm/tr)	0,2-0,4	0,08-0,2	0,2-0,4	0,14-0,3	0,2-0,3	0,08-0,2

Tableau III.7 Optimisation des paramètres définissant le régime de coupe en tournage

3-2-1-3 Influence des paramètres définissant le régime de coupe (Fraisage)

A l'appuis des figures (III.56 à 58), il apparaît que l'avance a une influence prépondérante surtout pour les valeurs réduites des vitesses de coupe dépassant les 178m/mm, on remarque sur les courbes, quelle que soit la valeur de l'avance, la rugosité se stabilise entre 0.4µm et 2µm.

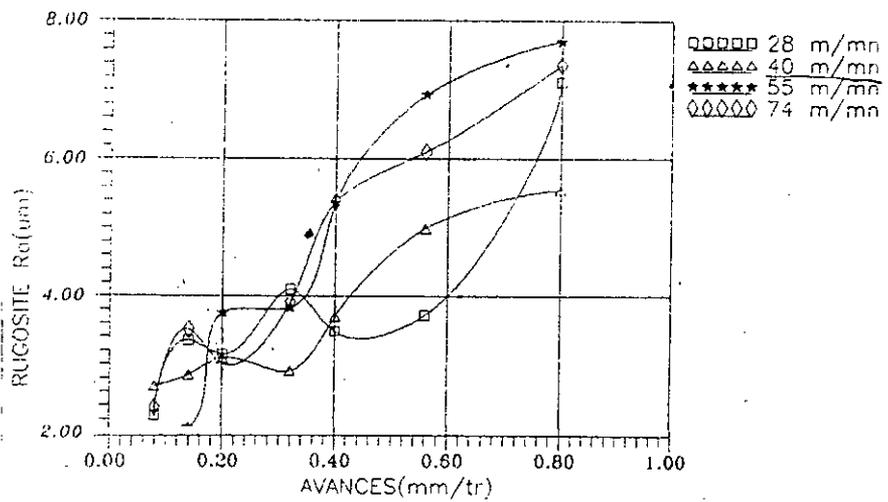
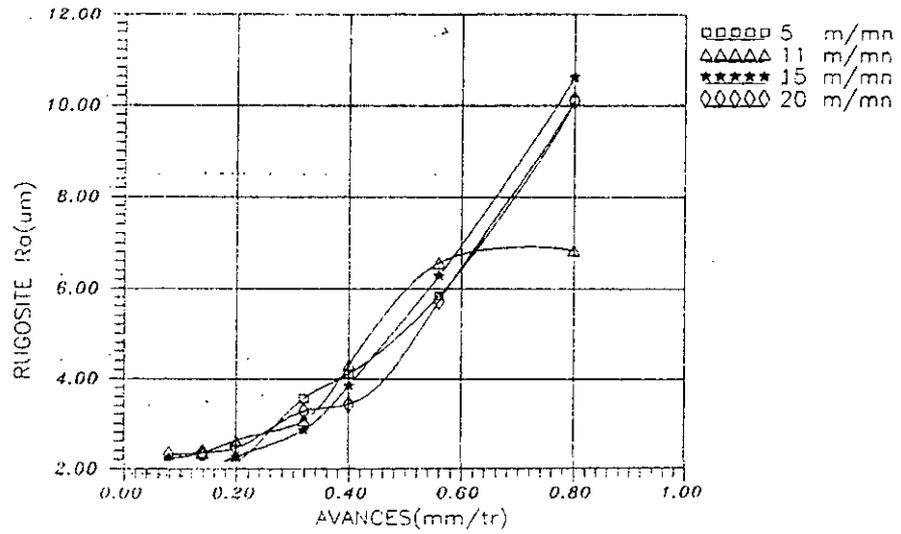


Fig III.53 variation de la rugosité moyenne en fonction des avances pour une structure ferritique de la fonte GSC en tournage

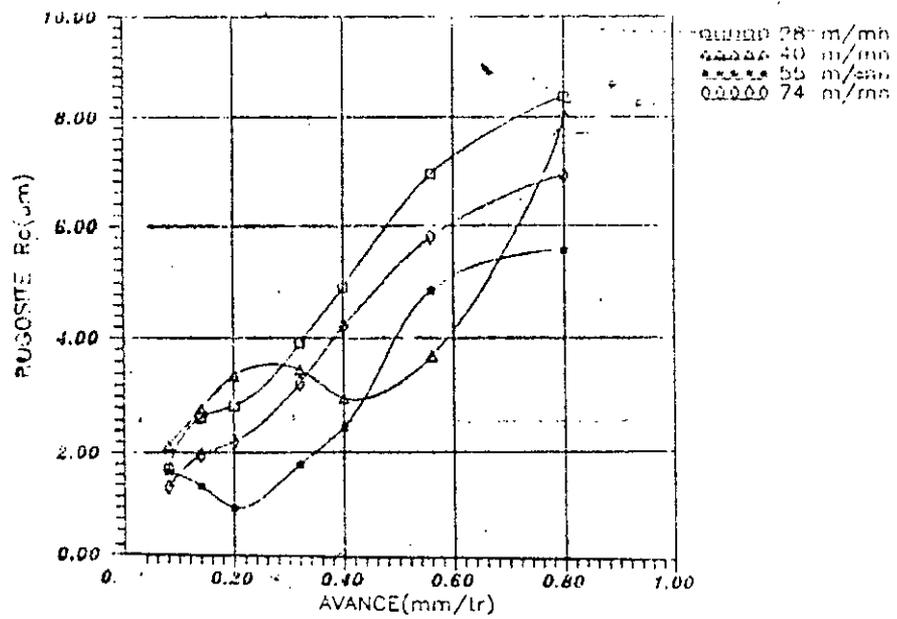
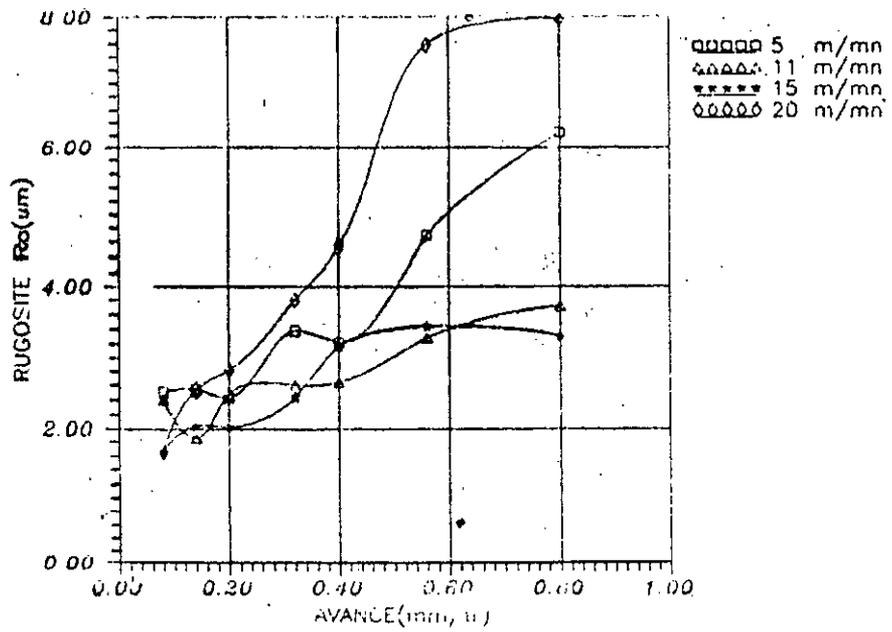


Fig III.54 variation de la rugosité moyenne en fonction des avances pour une structure perlitique de la fonte GSC en tournage

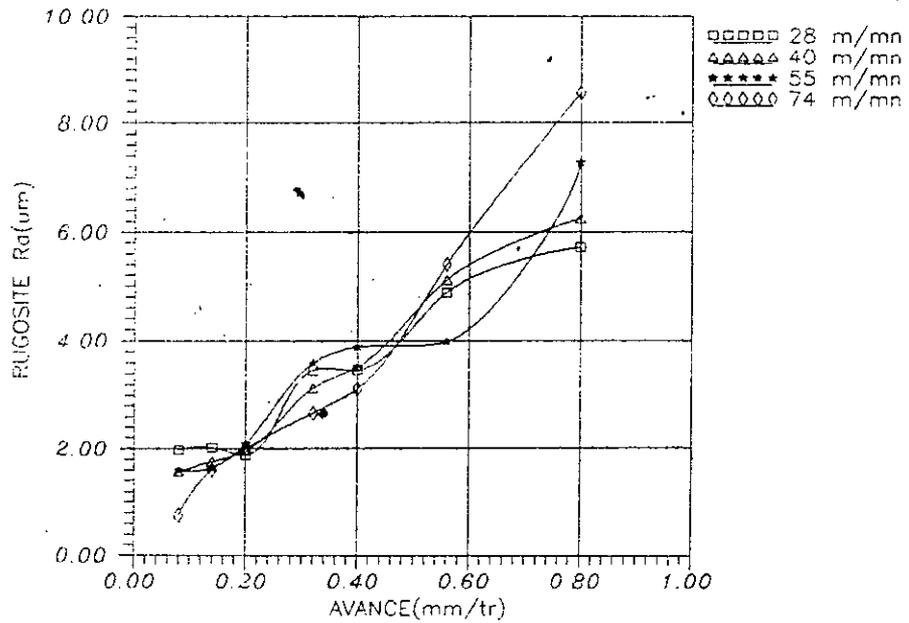
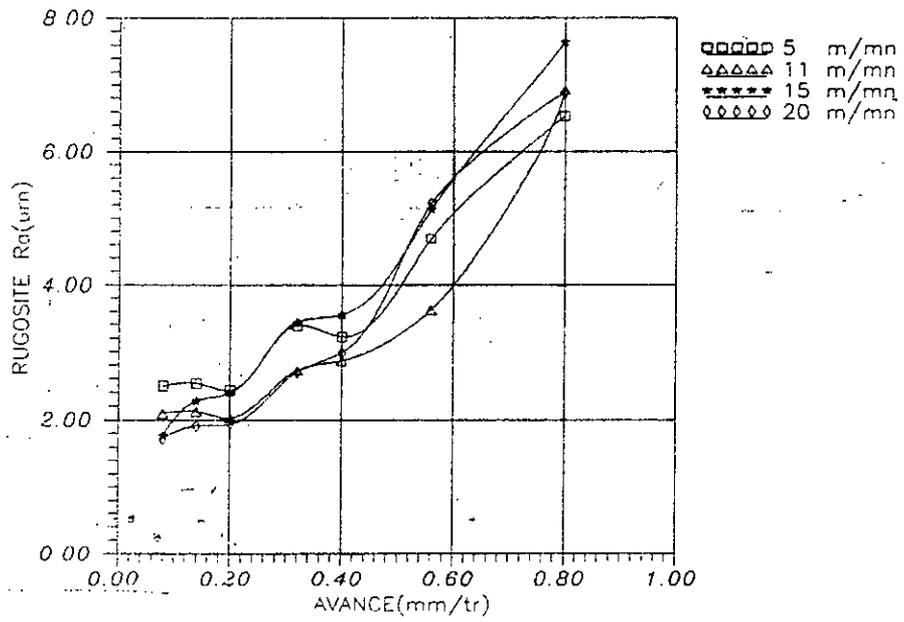


Fig III.55 variation de la rugosité moyenne en fonction des avances a l'état brut de coulée de la fonte GSC en tournage

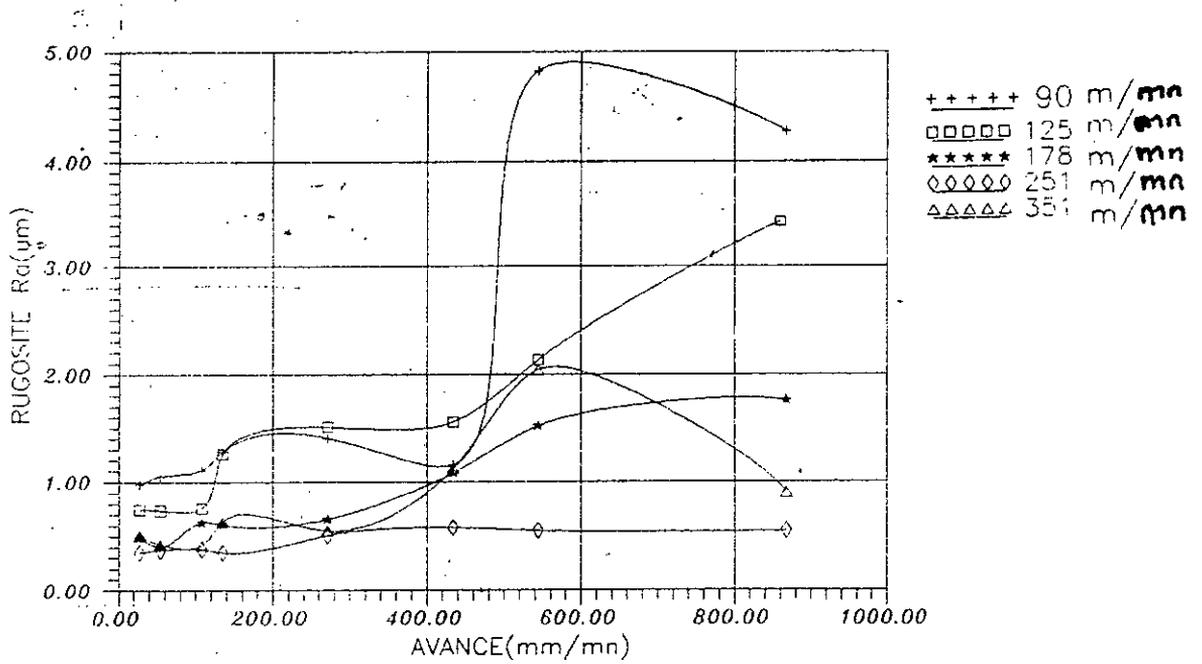


Fig III.56 variation de la rugosité moyenne en fonction des avances a l'état brut de coulée de la fonte GSC en fraisage

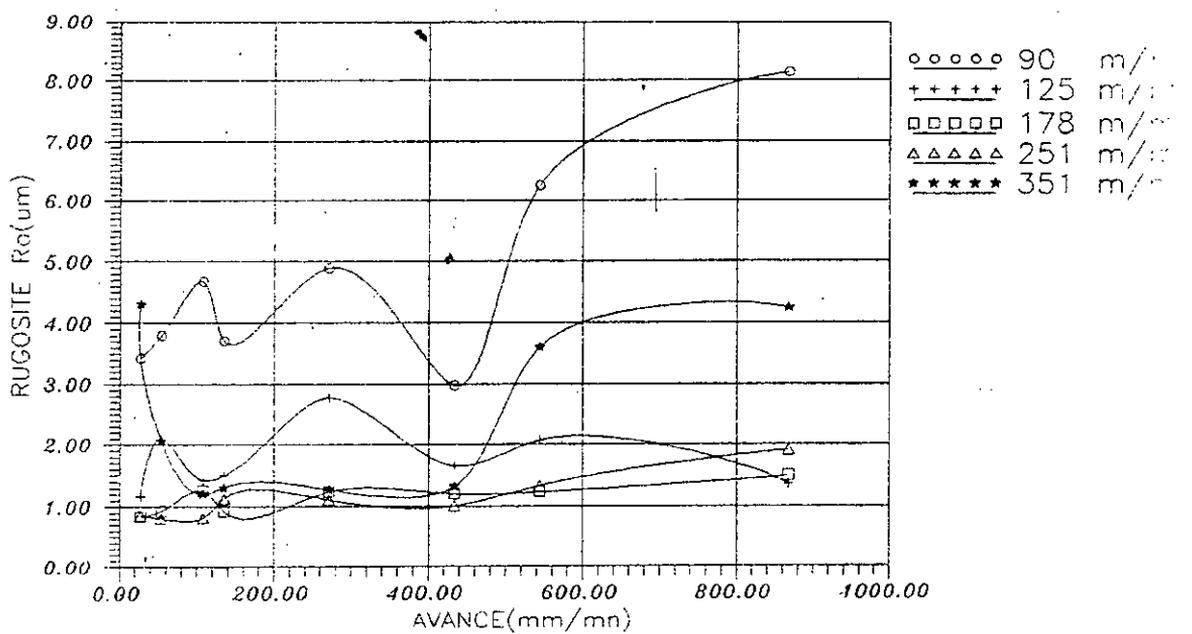


Fig III.57 variation de la rugosité moyenne en fonction des avances pour une structure ferritique de la fonte GSC en fraisage

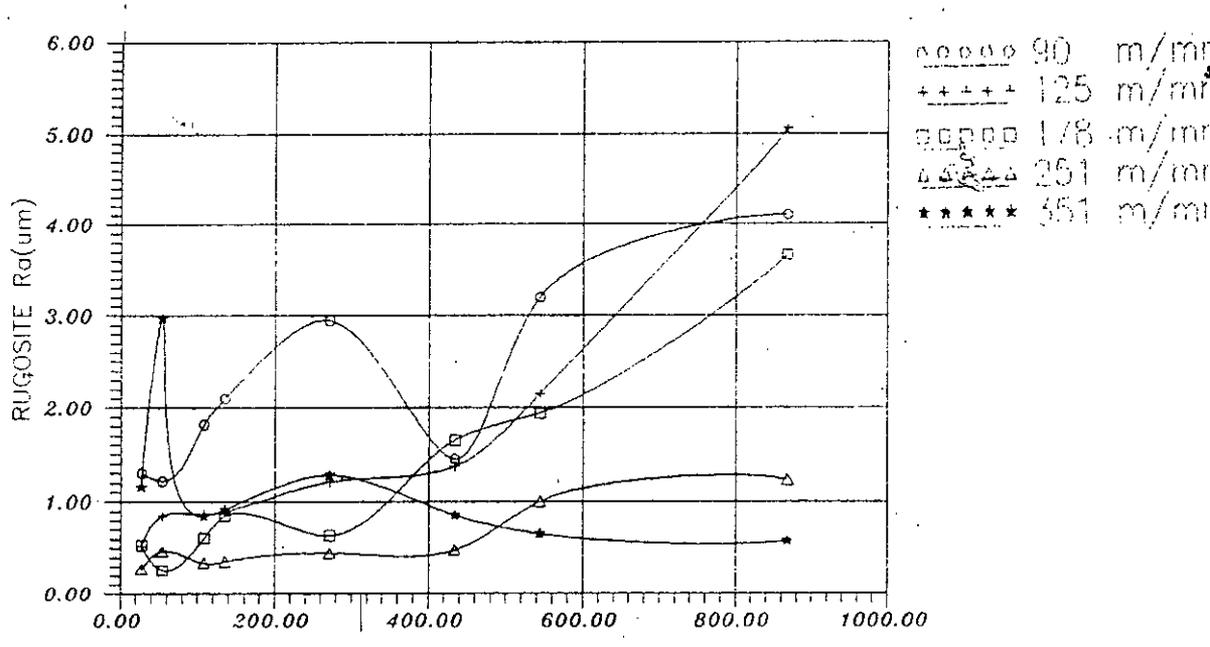


Fig III.58 variation de la rugosité moyenne en fonction des avances pour une structure perlitique de la fonte GSC en fraisage

Les paramètres optimisés des vitesses de coupe et des avances sont les suivants :

structure paramètre de coupe	brut de coulée	ferritique	perlitique	
vitesse de coupe (mm/mm)	125-351	178-20	90-125	178-351
avance (mm/tr)	135-544	27-420	27-271	27-434

Tableau III.7 Optimisation des paramètres définissant le régime de coupe (fraisage)

3-3 Traitement de trempe bainitique de la fonte GSC

Les transformations susceptibles de se produire au cours d'une trempe étagée bainitique, depuis le domaine austénitique, dépendent étroitement de la température du traitement dans le domaine bainitique, du temps de maintien à cette température et du milieu de trempe utilisé.

3-3-1 Type d'éprouvettes utilisées pour le traitement thermique

Les éprouvettes destinées pour les traitements thermiques ont une épaisseur de 10mm et un diamètre de 25mm sont préalablement ferritisées, car le traitement de ferritisation présente certains avantages : graphitisations des carbures, diminution du taux de ségrégation, amélioration de la trempabilité de la fonte. [1]

3-3-2 Traitements thermiques utilisés

Deux fours à bain de sel ont été utilisés, le premier pour l'austénitisation, sa température maximale est de 1000°C, le deuxième pour la transformation bainitique, sa température maximale est de 400°C.

Pour la détermination d'une matrice constituée d'une structure de bainite supérieure à la fin de la première étape, on a utilisé un cycle thermique. Figure (III .59)

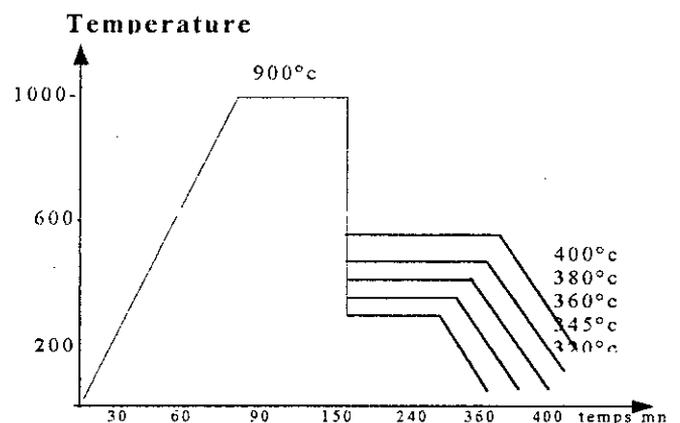


Figure III.59 Cycle thermique utilisé

La température et le temps de maintien du deuxième palier sont variables de telle façon à balayer tout le domaine de la bainite supérieure et atteindre la fin de la première étape.

3-3-3 Méthode permettant de caractériser l'avancement de la réaction bainitique

Le procédé de dosage de l'austénite stabilisée ou retenue après trempe bainitique doit être connu avec précision car c'est de lui que dépend étroitement les propriétés mécaniques du produit final.

Ce dosage peut être effectué classiquement de différentes manières dont les plus courantes sont les suivantes :

- * Métallographie quantitative.
- * Spectrométrie Mossbauer.
- * Analyse par aimantation.
- * Radio cristallographie par rayons X
- * Dilatométrie.
- * Macroductée Vickers.

Pour étudier l'avancement de la réaction bainitique, nous avons utilisé la méthode de dosage par l'analyse de diffraction des rayons X. C'est la radiocristallographie; elle permet la mesure précise des paramètres du réseau cristallin, l'enrichissement de l'austénite en carbone pendant la transformation bainitique et l'identification avec le dosage semi quantitative des phases cristallines.

Chaque phase cristalline produit des spectres de diffraction caractéristiques de sa structure, l'angle de diffraction et l'intensité réfléchi. Chaque spectre correspondant à une famille de plans réticulaires (hkl). Le diagramme de diffraction des rayons X des (ANNEXE) met en évidence des raies après un traitement bainitique de 380°C à différents maintiens.

1-Dosage de la phase austénobainitique (γ)

En fonction des familles de plan (hkl) diffractés et en utilisant la loi de BRAGG :

$$2d_{hkl} \sin\theta = \lambda \text{ ou } d = \frac{a}{(h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}} \text{ ---- (11)}$$

Nous avons déterminé les différents paramètres de maille « a » de la phase austénobainitique en fonction de la durée de maintien à 380°C.

La teneur de la ferrite bainitique et de l'austénite bainitique en carbone est obtenue en utilisant, la formule empirique de Roberts :

$$a = 3.548 + 0.044(\%C) \text{ ou } \%C: \text{ la teneur en carbone.}$$

Cette relation ne tient pas compte de la présence du Si. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau (III.9) suivant :

t(mn)	30	60	90	150	240	360	400
a(A°)	3.626	3.620	3.658	3.656	3.656	3.648	3.644
%C _γ	1.773	1.636	2.473	2.454	2.454	2.273	2.182

tableau III.9 variation du paramètre de l'austénite enrichie et du pourcentage de carbone en fonction de la durée de maintien à 380° (alliage GS38-15 « GSC »)

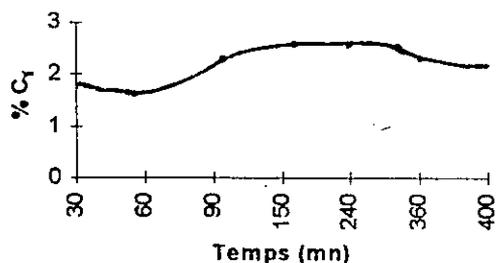


figure III.60 variation du pourcentage en carbone de l'austénite enrichie en fonction de la durée de maintien à 380°C.

La teneur de l'austénite enrichie (γ) en carbone croît avec le temps de 1,773% à 2,473%. On déduit de ces observations que l'austénite ne s'enrichit pas brutalement mais progressivement.

La courbe d'enrichissement présentée sur la figure(III.60) montre que l'austénite en cours d'enrichissement atteint sa teneur maximale en carbone après un maintien de 90mn à 380°C.

2-Dosage de la ferrite bainitique

Les paramètres de mailles de la ferrite bainitique, ainsi que la teneur de cette phase en carbone en fonction de la durée de maintien à 380°C sont

présentés dans le tableau III.10 suivant :

t(mn)	30	60	90	150	240	360	400
a(A°)	2.872	2.875	2.873	2.875	2.873	2.863	2.863
%C _(a)	0.869	1.077	0.924	1.077	0.923	0.154	0.154
C _(A°)	2.918	2.99	2.892	2.89	2.874	2.887	2.887
%C _(c)	0.491	0.336	0.267	0.250	0.224	0.112	0.138
%C _{moy}	0.680	0.672	0.595	0.663	0.573	0.266	0.146

tableau III.10 variation des paramètres de la ferrite bainitique a et c et du pourcentage de carbone en fonction de la durée de maintien à 380°C (alliage GS38-15 « GSC »).

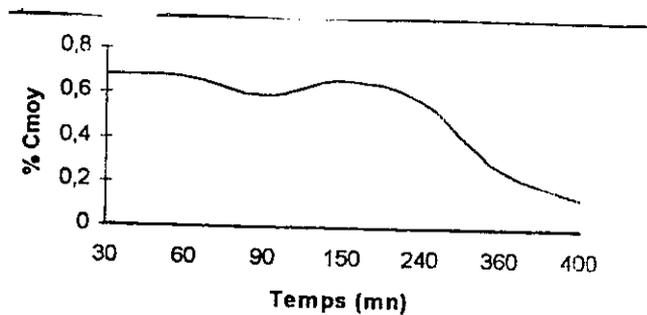


figure III.61 variation du pourcentage en carbone de la ferrite en fonction de la durée de maintien à 380°C.

La teneur moyenne en carbone diminue figure(III.61), cela peut être expliqué par l'appauvrissement de l'austénite initiale pour donné la ferrito-bainitique.

Pour le calcul du %C_(a) et %C_(c), on a utilisé les formules empiriques de Roberts [46]:

$$a = 2.861 - 0.013 (\%C)$$

$$c = 2.861 - 0.0116 (\%C)$$

%C : représente le pourcentage de carbone.

%Ca : représente le pourcentage de carbone pour le paramètre de la maille « a ».

%Cc : représente le pourcentage de carbone pour le paramètre de la maille « c ».

3-3-4 Etude structurale après trempe bainitique à différentes températures et différents maintiens

a/ Analyse des structures après trempe bainitique

Les observations micrographiques ont été effectuées par microscopie optique, la structure bainitique a été obtenue par un maintien isotherme dans le domaine bainitique. Les températures bainitiques sélectionnées ont été les suivantes : 320°C, 340°C, 360°C, 380°C et 400°C. Le choix de ces températures, permettra l'obtention des structures des (bainites inférieure et supérieure). figure (III.62)

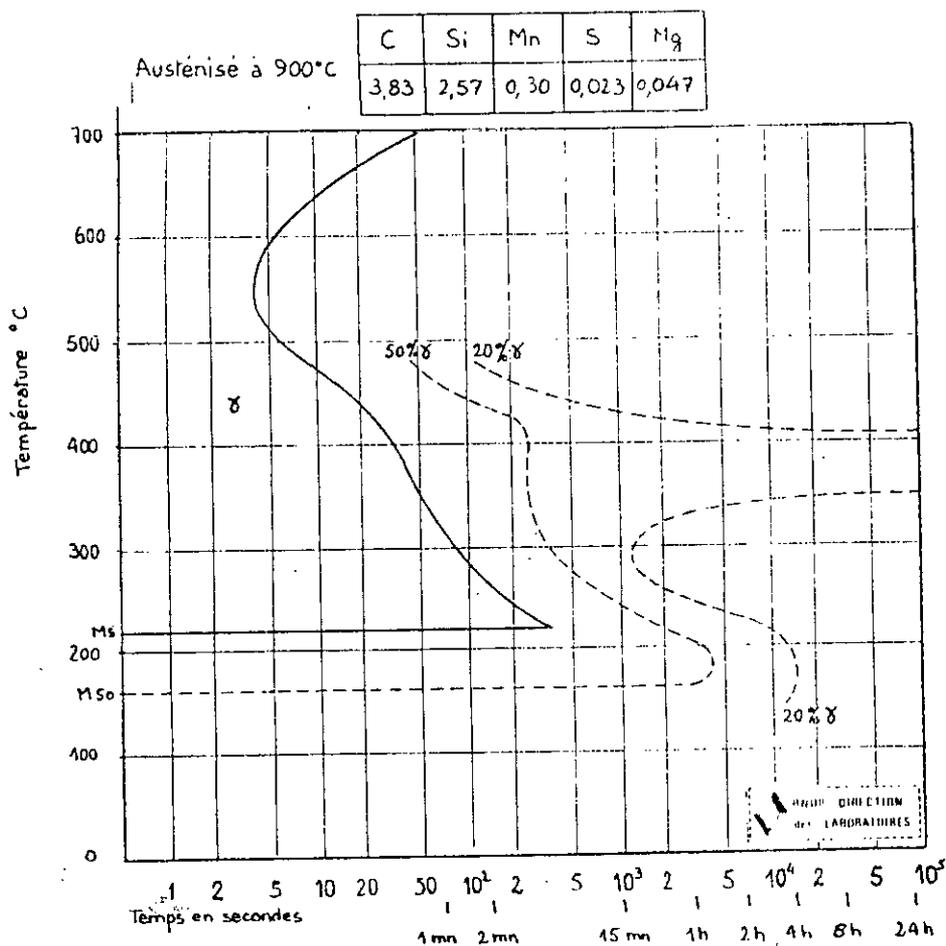


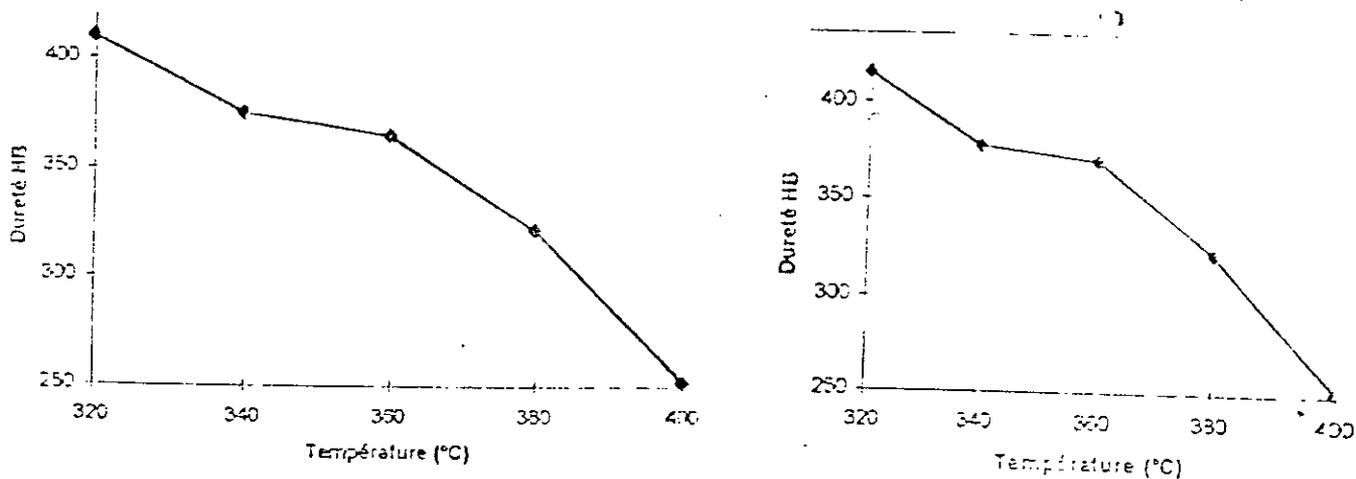
figure III.62 courbe T.T.T d'une fonte GS de composition chimique : %C 3.83, %SI 2.57, %S 0.023, %Mg 0.04

*Evolution de la structure micrographique

Les figures (III.64 a-b) illustrent les phases obtenues après maintien de 30h et de 6h à la température de traitement 380°C.

Ces structures sont constituées de ferrito-bainite, d'austénite résiduelle, de nodules et de la martensite qui est une phase difficile à distinguer de la phase bainitique. Cette martensite se trouve avec un taux élevé pour un temps de maintien de 1h à des températures de transformation inférieure à 360°C, cela peut être expliqué par le faible enrichissement de l'austénite en carbone. Le point Ms est supérieur à la température ambiante, après une trempe, une partie de cette austénite instable se transforme en martensite.

Cela a été confirmé par des essais de duretés Brinell qui donnent la variation de la dureté HB en fonction de la température de transformation bainitique (Figure III.63).



a)

b)

Figure III.63 variation de la dureté Brinell en fonction de la température de transformation bainitique

a) temps de maintien 1h.

b) temps de maintien 8h.

La macrodureté pour les températures inférieures à 360°C, est de l'ordre de 370HB, cela est dû essentiellement à la transformation de l'austénite en martensite. Cette macrodureté diminue pour les températures les plus élevées 380°C et 400°C.

a) $T_m = 30mn$

ferrite bainitique

austénite résiduelle

graphite



b) $T_m = 6h$

ferrite bainitique

austénite résiduelle

graphite



Figure III.63 micrographie d'une fonte GSC trempée à 380°C
a) temps de maintien 30mn
b) temps de maintien 6h

On remarque que le temps de maintien dans les différentes températures de transformation bainitique, n'a pas une influence remarquable sur l'allure des courbes.

La température de transformation bainitique est un paramètre très important car il est directement lié à la nature de la structure à matrice bainitique.

Avec des basses températures lors de la trempe étagée (235-250)°C on obtient de la bainite inférieure. Les fontes GS à structure bainitique inférieure, présentent des valeurs de dureté élevées (jusqu'à 500HB).

Avec des températures élevées de la trempe étagée (environ 370-450°C), on obtient la bainite supérieure dont les valeurs de dureté sont inférieures (280-320)HB.

Avec des températures intermédiaires (330-370)°C, il est souvent difficile de faire une distinction claire entre les deux formes de bainite étant donné que la morphologie et la taille des plaquettes ferritiques changent progressivement au fur et à mesure du changement de la température de transformation [40].

Pour les températures basses lors de la trempe bainitique, on peut associer de la martensite avec la ferrite bainitique, en particulier avec des temps de maintien courts et sa présence explique en partie les hautes valeurs de dureté que l'on a obtenu. Avec des températures de trempe étagée plus élevées, la quantité d'austénite résiduelle associée avec la ferrite bainitique influe fortement sur certaines propriétés mécaniques, en particulier, la ductilité et la résistance. On obtient généralement les valeurs les plus élevées de ces propriétés en les traitant dans la plage 350-400°C et en utilisant des temps de trempe étagée qui donnent lieu à des quantités maximales d'austénite résiduelle.

Pour cela nous avons choisi une température de trempe bainitique de 380°C, et il reste à déterminer le temps de maintien à cette température.

3-3-5 Evolution de la transformation isotherme à 380°C

Il est maintenant bien établi que la transformation isotherme des fontes dans le domaine bainitique s'effectue en deux étapes [40-36].

Pour plus de clarté, la cinétique de la transformation a d'abord été étudiée sur des aciers hypereutectoïdes ayant la composition de la matrice des fontes[40].

Le silicium toujours présent dans les fontes à graphite sphéroïdal qui est responsable des deux étapes de la transformation en inhibant la précipitation de la cémentite dans la bainite

La figure III.65, montre en haut un enregistrement magnétique de la transformation à 400°C d'un acier à 1% de C-0.36%Mn et 2.15%Si mettant clairement en évidence les deux étapes. Les structures sont représentées schématiquement à l'ambiante. La recherche ou la détermination de la fin de la première étape pour le cas de la fonte GSC a été suivi par la variation du temps de maintien à la température 380°C.

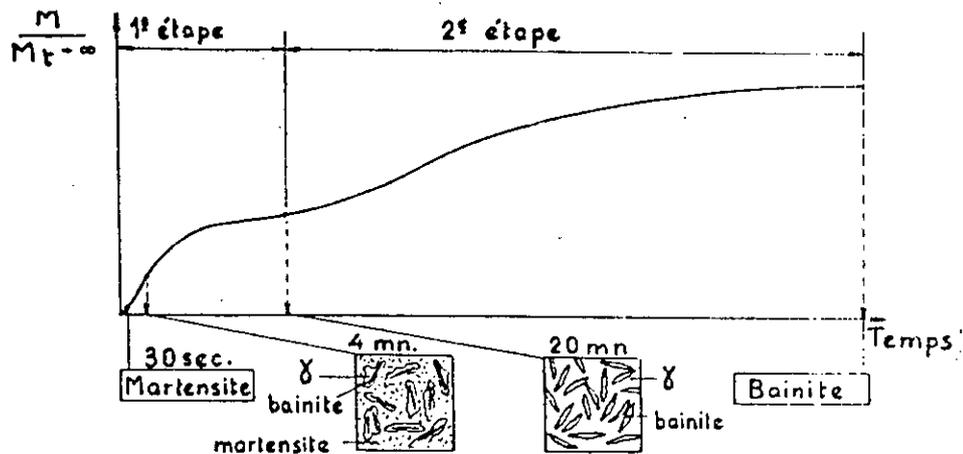


Figure III.65 enregistrement magnétique de la transformation à 400°C d'un acier à 1%C-0.36%Mn et 2.15%Si [25]

3-4 Les deux étapes de la transformation bainitique à 380°C de la fonte GSC contenant 3.49%C et 2.55%Si

L'analyse micrographique optique, la diffraction des rayons X et la macrodureté HV nous ont permis de montrer que la transformation isotherme au environs de 380°C de la fonte GSC, se déroule en deux étapes dont la première d'une durée de l'ordre de 90 minutes, peut être facilement obtenue.

3-4-1 Etude micrographique

*Structure à la fin de la première étape:

Cette structure est de type ferrito-austénitique et ne contient pas de carbures.

Nous avons utilisé comme réactif d'attaque et comme réactif colorant sélectif : le nital à 4% qui colore en noir les aiguilles de ferrite, alors que l'austénite reste parfaitement blanche; il n'y a donc aucune ambiguïté pour l'identification micrographique de la ferrite. [40]Figure (III.63)

La macrodureté de l'ensemble de cette structure est de l'ordre de 340HV. Cependant, elle reste suffisamment faible pour que l'on ne puisse l'attribuer à la présence de carbures.

3-4-2 Identification radiocristallographique des phases

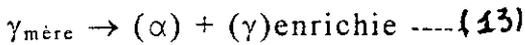
Une analyse par diffraction des rayons X, nous a permis de confirmer la coexistence de l'austénite et de la ferrite déjà mise en évidence par micrographie optique. Cependant, les positions des raies de l'austénite

mettent en évidence une importante variation de composition de cette phase depuis la valeur initiale de 1,7%C jusqu'à la valeur de 2,473%C obtenue en utilisant la relation de Robert [46] suivant :

$$a = 3.54 + 0.048\%C \text{ --- (12)}$$

A la fin de la première étape, l'austénite est donc fortement sursaturée en carbone. Figure(III.66)

Cette analyse radiocristallographie a mis en évidence l'enrichissement en carbone de l'austénite de la fonte GSC. En effet, au fur et à mesure de l'avancement de la réaction bainitique, on voit apparaître de nouvelles raies dont la position angulaire varie, on peut schématiser cette transformation à 380°C comme suit :



Après trempe à l'ambiante, la teneur de l'austénite enrichie en carbone (γ) croit avec le temps de 1,7% à 2,473%. On déduit de ces observations que l'austénite ne s'enrichit pas brutalement mais progressivement.

La courbe d'enrichissement présentée sur la (figureIII.67), donne la variation du paramètre de maille de l'austénite qui augmente avec l'enrichissement en carbone en fonction de la durée de maintien à 380°C, a la fin de la première étape, le paramètre de la maille austénitique se stabilise à une valeur de 3,658 Å, cela montre que l'austénite en cours d'enrichissement atteint sa teneur maximale en carbone après un maintien de 90mn à 380°C.

Figure III.66
diffractogramme de
l'échantillon après
maintien bainitique
de 4h à 380°C

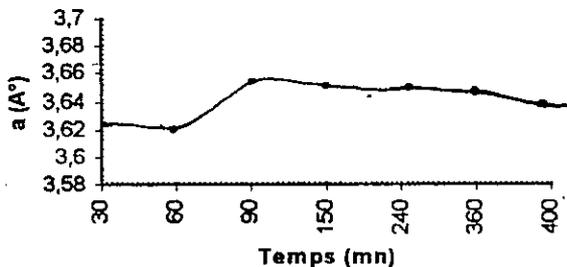
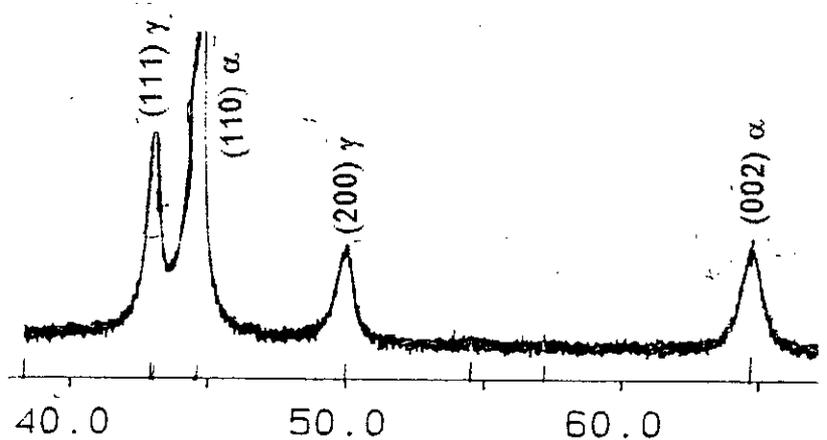


figure III.67 variation de paramètre de maille austénitique en fonction du temps de maintien

3-4-3 Evolution de la macrodureté HV de la fonte GSC à 360°C et 400°C

Pour suivre l'évolution de la dureté pendant la première étape de la transformation et le début de la deuxième étape, nous avons étudié cette évolution à deux températures de 360°C ET 400°C.

Les courbes de la figure(III.68 à 69), représentent les variations de la dureté mesurée après retour à la température ambiante.

figure III.68
variation de la dureté Hv en fonction du temps de maintien à 360°C

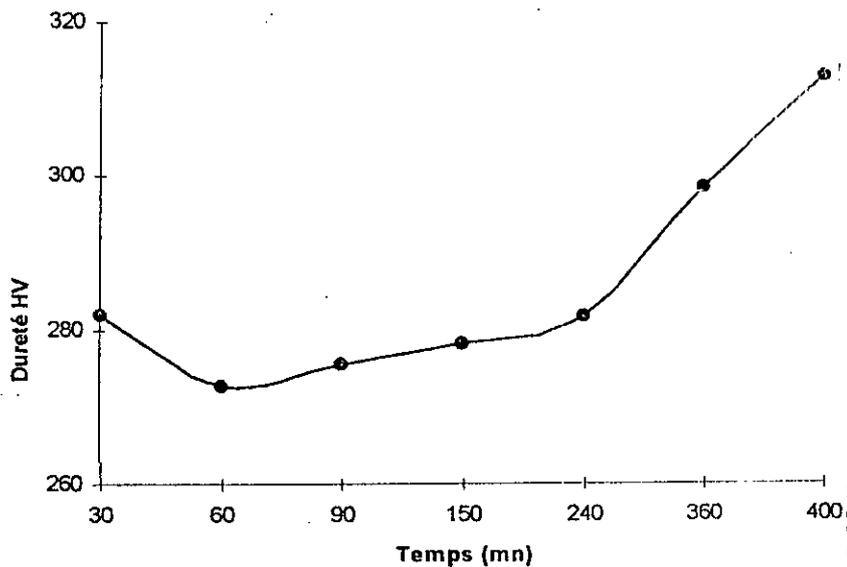
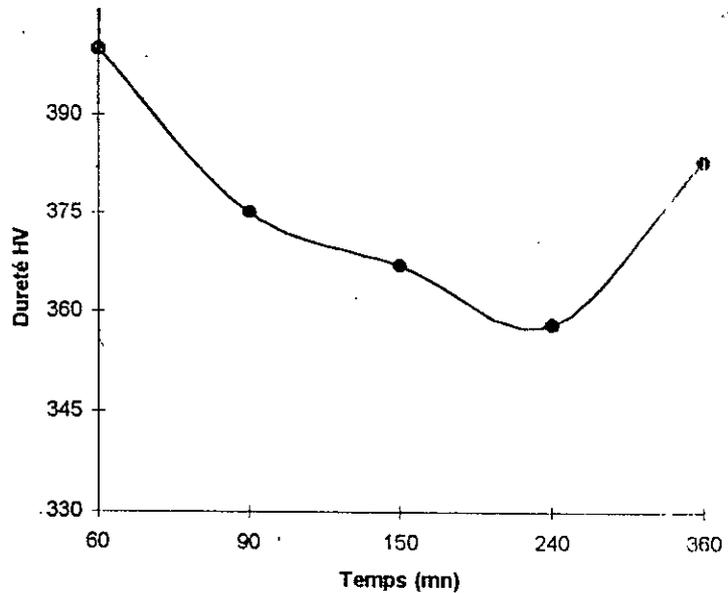
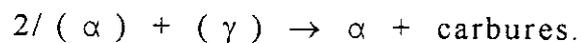
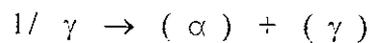


figure III.69 variation de la dureté Hv en fonction du temps de maintien à 400°C

La dureté mesurée est celle de l'ensemble de la ferrite bainitique (α), austénite enrichie (γ), martensite (α'), et l'austénite résiduelle, qui évolue de la structure « austénite résiduelle + martensite » provenant de l'austénite initiale à la structure « ferrite bainitique - austénite enrichie » de la fin de la première étape.

Après la trempe, pour un temps de maintien de 30 minutes, la dureté obtenue est de l'ordre de 400HV, un ordre correct pour un taux de carbone de 1.7%, avec une transformation d'une quantité d'austénite résiduelle en martensite. Après un maintien bainitique de 6h, la dureté tend vers une valeur minimale qui correspond à la structure ferrito-austénitique. Cependant, entre les deux temps extrêmes, elle diminue très vite entre 30mn et 90mn puis lentement entre 90mn et 240mn, le ralentissement de la variation de dureté est dû à l'enrichissement en Carbone progressif de l'austénite. Après un maintien de 4h en remarque une augmentation de la dureté, cela peut être expliquer par le début de précipitation des carbures dans la matrice [41], c'est le début de la deuxième étapes de la transformation bainitique.

Rappelons que l'action inhibitrice du silicium sur la précipitation des carbures permet de scinder la réaction bainitique en deux étapes :



CHAPITRE IV

4 Application industrielle

Pour démontrer l'adaptation de la fonte GSC, élaborée au niveau de la fonderie de Rouiba (Algerie) au traitement de trempe bainitique, une première étude a été engagée entre le secteur industriel (SNVI) et l'université (ENP EL HARRACH).

Les fontes ductiles à graphite sphéroïdal ou nodulaire sont des matériaux bien établis dans le domaine de la construction mécanique.

Un des développements récents consiste à effectuer un procédé à traitement thermique par trempe étagée pour obtenir une matrice bainitique permettant d'améliorer les propriétés mécaniques [45]. Dans de nombreux cas, ces fontes GS bainitique peuvent être considérées comme étant compétitives avec les aciers forgés.

La mise au point des pièces prototype de fonderie (tracé, alimentation, masselotage) a été assurée par la fonderie. L'élaboration des fontes, les opérations de réalisation des pièces brutes de fonderie, les traitements thermiques et les opérations d'usinage, ont été effectuées au complexe des véhicules industriels (C.V.I) et l'unité fonderie de Rouiba (U.F.R). Concernant la santé des pièces, le contrôle a été effectué à la société nationale des grands travaux pétrolier (G.T.P).

A la fin, nous avons présenté l'aspect économique pour la substitution d'un acier forgé par une fonte coulée.

4-1 Présentation des pièces sur site

Les conceptions modernes de véhicules automobiles utilisent un pont moteur dont le but de transmettre la puissance depuis le moteur jusqu'aux roues.

La plus part des ponts moteurs utilisent une transmission par des engrenages hypoides entre l'arbre de transmission et les arbres de roues. De plus, le pont moteur comporte un jeu d'engrenage de différentiel pour permettre aux deux roues de tourner à des vitesses différentes lorsque le véhicule décrit une courbe.

Les pièces qui ont été réalisées ce sont des pignons qui se trouvent dans le pont arrière du camion K66 (C.V.I) (figures 1à4).

4-2 Charges sur le pont

La sélection d'un engrenage ayant la capacité de se comporter de manière satisfaisante dans un pont de véhicule automobile devrait, pour être idéal, être basée sur un enregistrement couple-temps du véhicule dans toutes les conditions d'utilisation.

Une nouvelle méthode d'analyse du couple sur les engrenages de transmission et les engrenages de différentiel, basée sur les charges

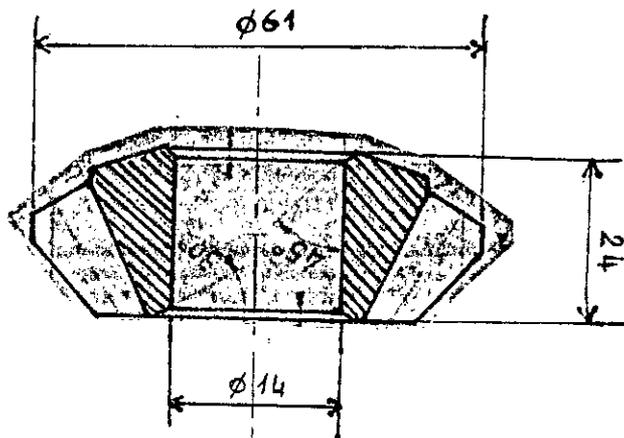


figure.1 Satellite en fonte GSC traitée par trempe bainitique, d'un pont arriere du Camion K66 (SNVI)

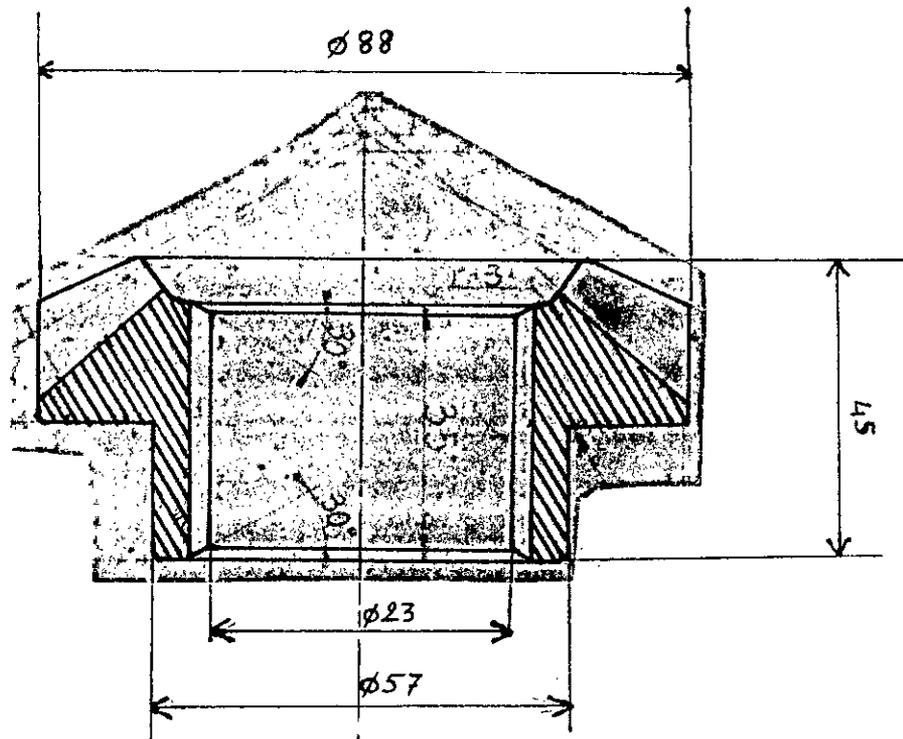


figure.2 Planétaire en fonte GSC traitée par trempe bainitique, d'un pont arriere du Camion K66 (SNVI)

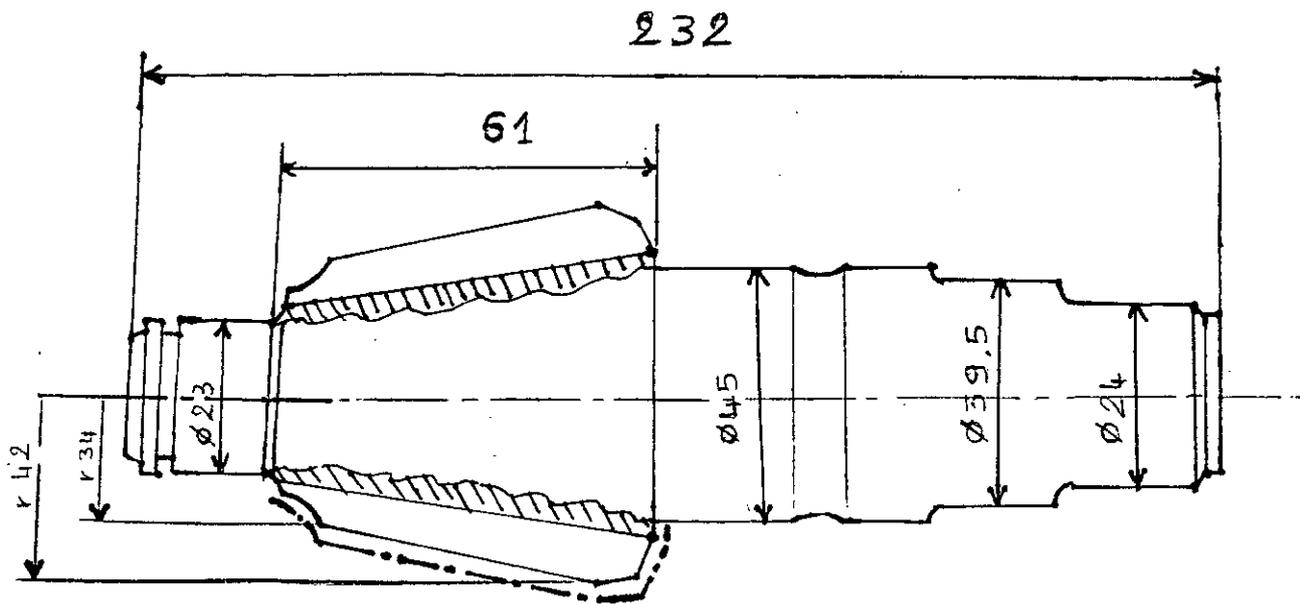


figure.3 Pignon d'attaque en fonte GSC traitée par trempe bainitique, d'un pont arriere du Camion K66 (SNVI)

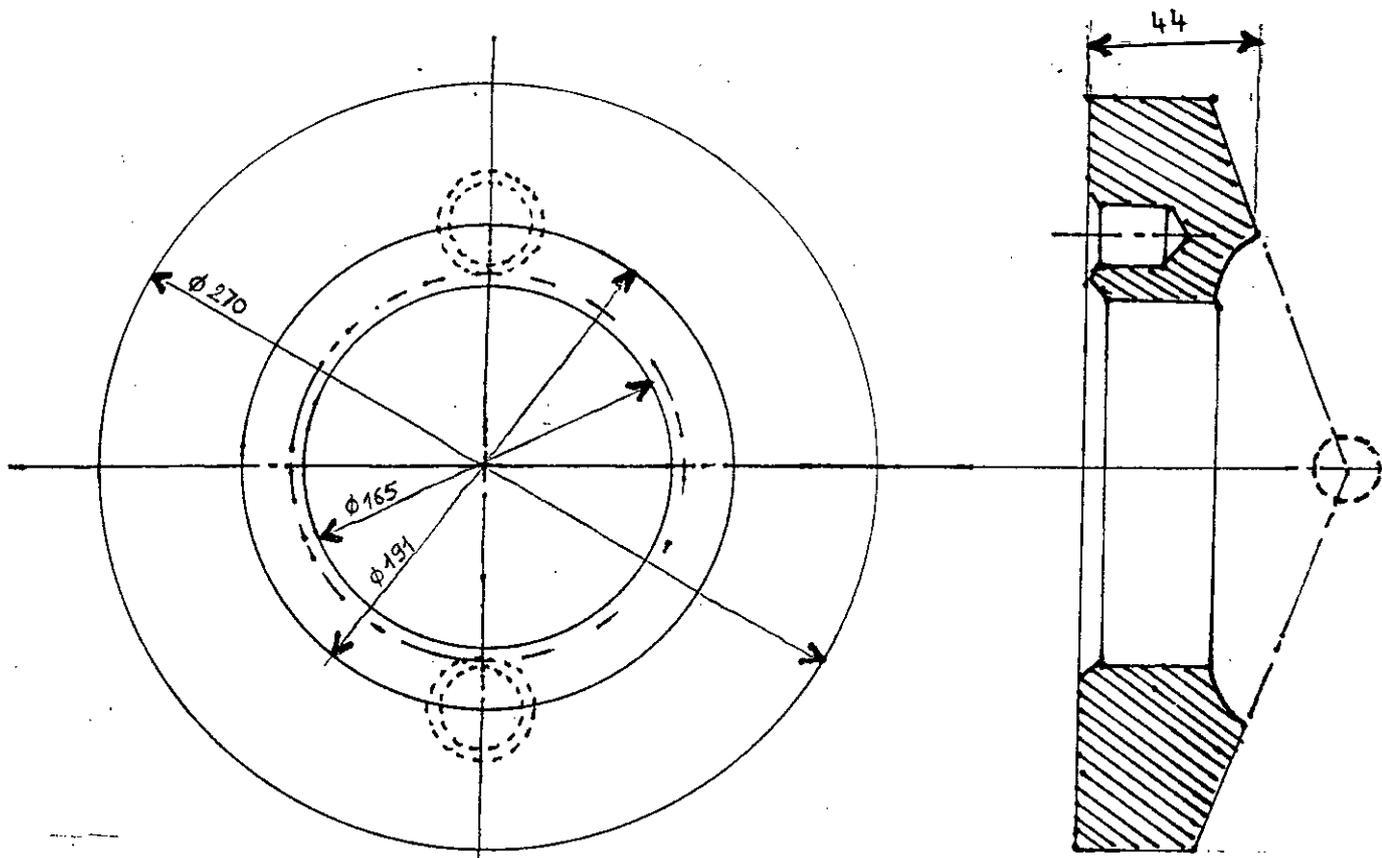


figure.4 Couronne en fonte GSC traitée par trempe bainitique, d'un pont arriere du Camion K66 (SNVI)

normales du véhicule, a eu pour effet une estimation plus valable des dimensions minimales des engrenages nécessaires pour les véhicules à toutes performances.

4-3 Production des pièces en fonte GS bainitique

Les opérations essentielles de la production des pièces en fonte GS bainitique sont les suivantes :

- 1/ mouler les pièces, d'une manière à avoir une forme aussi nette que possible.
- 2/ effectuer un traitement de ferritisation pour faciliter l'usinage.
- 3/ effectuer les principales opérations d'usinage.
- 4/ effectuer la trempe étagée pour obtenir une structure à matrice bainitique.

Le premier stade est la production d'une pièce en fonte GS de haute qualité en utilisant de nombreuses techniques de fonderie bien établies.

On doit accorder une importance primordiale à la qualité et utiliser des techniques d'examen non destructives pour garantir la forme du graphite et l'absence des défauts.

* Contrôle des pièces

Pour le contrôle des pièces, deux techniques ont été réalisées, un contrôle destructif et le deuxième non destructif.

a/ contrôle destructif :

Plusieurs pièces coulées ont été découpées à différentes zones au niveau du service contrôle (U.F.R). Aucun macrodéfaut de fonderie n'a été détecté, pour ce qui est des microdéfauts qui sont de nature gazeuses, ont été diminués grâce à des inoculation du cuivre dans la poche de coulée et par les teneurs de soufre et de manganèse existants dans la fonte de base.

b/ Contrôle non destructif :

Un contrôle non destructif sur les différentes pièces mécanique est effectué par la technique des rayons X.

Cette technique consiste à bombarder les pièces par un faisceau de rayon X, pour le cas de nos pièces qui présentent une forme géométrique complexe, on a utilisé la technique multiple (utilisation de plusieurs films) pour obtenir un seul film radiographique.

L'interprétation de ces films est basée sur des références ASTM.

On a détecté quelques microporosités internes sur certaines pièces qui n'influent pas sur la santé de ces pièces.

c/ La composition chimique

Le matériau choisi pour la réalisation des pièces mécaniques est la fonte grise à graphite sphéroïdal de nomination usine GSC. Elle présente des caractéristiques mécaniques à l'état brut de coulée meilleures par rapport aux deux autres fontes GSA et Ft25.

La composition chimique de la fonte GSC est présentée dans le tableau suivant :

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Ceq
GSC	3.48	2.55	0.3	0.016	0.052	0.02	4.33

Tableau 1 composition chimique de la fonte GSC

d/ Caractéristiques mécaniques :

	R_e [N/mm ²]	R_m [N/mm ²]	A%	Z	daJ/cm ²	HB
GSC	406	592	10.6	9.3	0.42	218

tableau 2 caractéristiques mécaniques de la fonte GS.

Dans le tableau si dessus, on donne les valeurs des caractéristiques mécaniques de la fonte GSC à l'état brut de coulée.

Analyse micrographique des pièces

Cette étude micrographique a été réalisée sur des échantillons qui ont été prélevés de chaque pièce.

Après un polissage et une attaque chimique au nital 4%, une observation structurale par microscope optique a été réalisée.

1/ *Echantillon prélevé de la couronne (fig 5) :*

L'échantillon prélevé de la couronne, présente une structure ferritoperlitique avec une proportion de la ferrite importante et des nodules de graphite bien repartis avec une forme sphéroïdale.

Figure 5 micrographie d'un échantillon prélevé de la couronne à l'état de coulée



2/ Echantillon prélevé du pignon d'attaque (figure 6) :

L'échantillon prélevé du pignon d'attaque présente une structure ferrito-perlitique avec une proportion importante de ferrite et des nodules de graphite bien réparties dans toute la surface, avec une forme sphéroïdale.

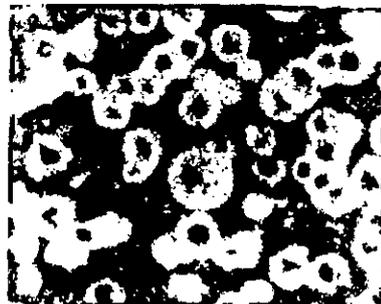
Figure 6 micrographie d'un échantillon prélevé de pignon d'attaque à l'état brut de coulée



3/ Echantillon prélevé du satellite (figure 7) :

L'échantillon prélevé du satellite présente une structure ferrito-perlitique avec une proportion importante de perlite et des nodules de graphite bien réparties avec une formes sphéroïdales. La présence de la perlite est dû à la vitesse de refroidissement qui est plus grande que la couronne ou le pignon d'attaque, car la dimension des catellites est petite.

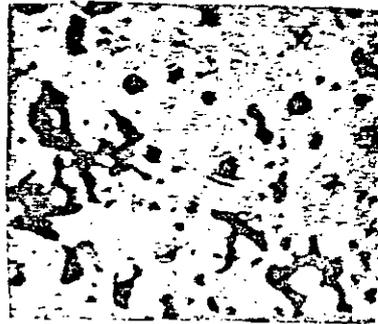
Figure 7 micrographie d'un échantillon prélevé du satellite



4/ Echantillon prélevé du planétaire (figure 8) :

L'échantillon prélevé du planétaire, présente une structure ferrito-perlitique avec une proportion de ferrite importante et des nodules de graphite bien repartis avec une forme sphéroïdale.

Figure 8 micrographie d'un échantillon prélevé du planétaire à l'état brut de coulée



4-4 Traitements thermiques réalisés sur les pièces

4-4-1 Traitement thermique de ferritisation (figure 9)

Lorsqu'on désire avoir la plasticité maximale, chiffrée par l'allongement et la striction de traction statique, on applique un traitement de ferritisation.

En pratique, la ferritisation s'effectue surtout lorsque le métal brut de coulé présente une matrice ferrito-perlitique, notamment avec « bull's eyes », c'est à dire lorsque chaque sphéroïde de graphite est entouré d'une auréole de ferrite.

Après l'optimisation des paramètres de recuit de ferritisation, ce traitement a été appliqué sur les quatre pièces.

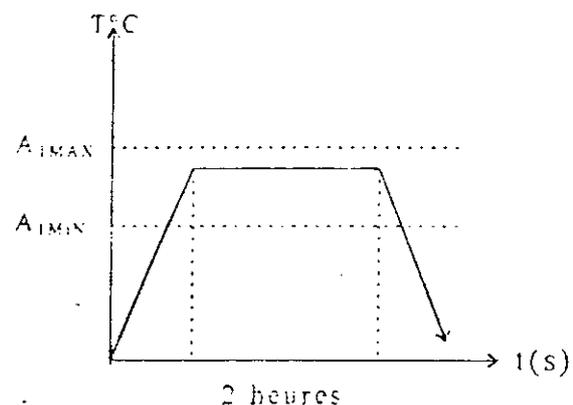


figure 9 cycle de ferritisation

* Cycle de traitement de ferritisation :

Il consiste à :

Un chauffage jusqu'à la température 680°C dans le domaine de la bande triphasée, un maintien de deux heures dans ce domaine, suivi d'un refroidissement à l'air libre.

L'application industrielle de ce traitement a été vérifiée avec une observation micrographique sur une seule pièce représentative, qui présente une variation de section:

le pignon d'attaque. figure(10)

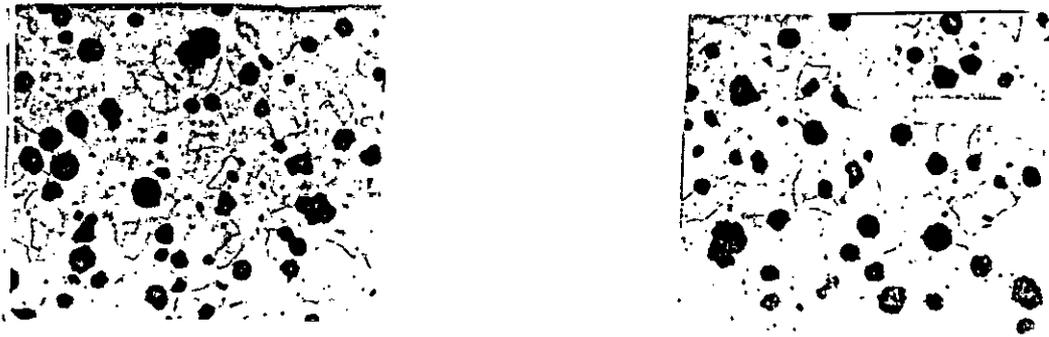


figure 10 microstructure de deux échantillons ferritisés, prélevée du pignon d'attaque de deux zones différentes en surface et au coeur.

4-4-2 Traitement de trempe bainitique figure (11)

Après l'optimisation d'une trempe bainitique sur les échantillons, ce traitement a été appliqué sur les pièces usinées.

Mise en application du traitement de trempe étagée: Afin de respecter les spécifications proposées, il s'est avéré nécessaire d'optimiser les conditions de trempe bainitique. La relation résistance - allongement visée, était obtenue dans le domaine de bainite supérieure à une température de traitement de 380°C et a la fin de la première étape.

Après la trempe étagée pendant la période spécifiée, les pièces ont été refroidies à l'air libre.

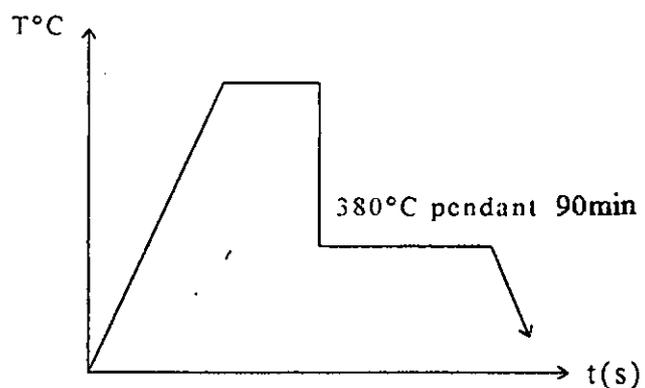


figure 11 cycle de trempe bainitique

Les structures micrographiques de la pièce représentative traitée dans ces conditions est illustrée par la (figure 12).

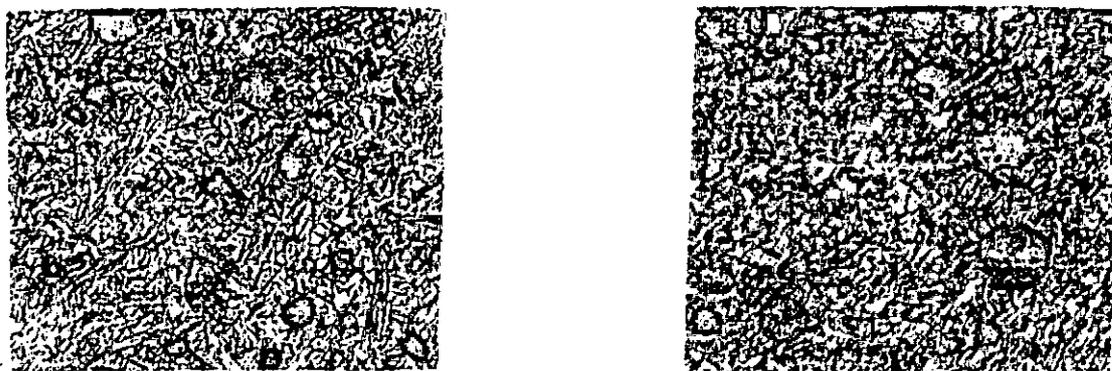


figure 12 microstructure de deux échantillons prélevés en surface et au coeur du pignon d'attaque avec une structure bainitique.

4-5 Usinage

Selon les conditions de traitement bainitique thermique que l'on applique, les pièces en fonte GS bainitique présentent une dureté élevée, il est recommandé d'effectuer la plupart des opérations d'usinage avant ce traitement thermique.

L'usinage de nos pièces, confirme la facilité d'usinage à l'état ferritique, avec l'absence de phénomène d'arrêtes rapporté provoqué par le collage de la ferrite sur l'outil et un état de surface acceptable.

L'usinage a été réalisé au niveau du bâtiment mécanique (C.V.I) avec les mêmes conditions d'usinage des pièces en aciers forgés.

Le taillage a été réalisé sur des machines américaine de marque GLEASON.

4-6 Approche Technico-économique

Les fontes GS ont toujours présentées certains avantages techniques et commerciaux par rapport aux aciers moulés et forgés, et ces avantages sont devenus encore plus évidents avec le remplacement de certains aciers forgés de haute résistance par la fonte GS bainitique.

* Avantages techniques

En plus de ces combinaisons de propriétés mécaniques intéressantes, les fontes bainitiques offrent un certain nombre d'avantages techniques parmi les quelles on indiquera les suivantes :

- Le poids des pièces en fonte GS est inférieur de 10% à celui des pièces en acier forgé ayant les mêmes dimensions.

Exemple : le poids du satellite brut de forge est de 480gr.

le poids du satellite brut de fonderie est de 420gr.

- La présence du graphite amortit les vibrations dans les fontes GS et a titre d'exemple, les engrenages en fonte GS bainitique présentent un fonctionnement plus silencieux que les engrenages équivalents en acier.

- Les pièces en fonte GS bainitique présentent une résistance majeure au grippage que les pièces semblables en aciers.

- La fonte GS bainitique est moins sensible aux entailles que les aciers. Ce qui implique que les discontinuités sur les surfaces des pièces révèlent une importance moindre.

* Avantages économiques

La création d'un nouveau marché pour les moulages ne pourra être réalisée que si les avantages techniques résultants de l'utilisation de fontes GS bainitique peuvent être obtenus à des coûts compétitifs avec d'autres méthodes de fabrication. (Tableau 3)

Un des avantages évident est l'utilisation du procédé de moulage pour la production de pièce sous forme quasifinie. Lottridge et Grindahl [1] décrivent les économies d'énergie réalisées par Général Motors a l'occasion du remplacement d'une pièce forgée cémentée par un moulage en fonte GS bainitique. (figure 13)

G.S Hornung et Hauke ont quantifié la consommation d'énergie pour la fabrication d'engrenages dans ces deux types de matériaux. (Tableau 4)

4-7 Prix de revient des pièces étudiier en acier forgé et cémenté en fonte coulée et traitée par trempe bainitique

Avec l'aide des services de comptabilité analytique du C.V.I et de l'U.F.R, nous avons estimés le prix de revient de chaque pièce pour les deux procédés de fabrication et les deux types de matières.

- Les prix de revient sont donnés dans les tableaux suivants :

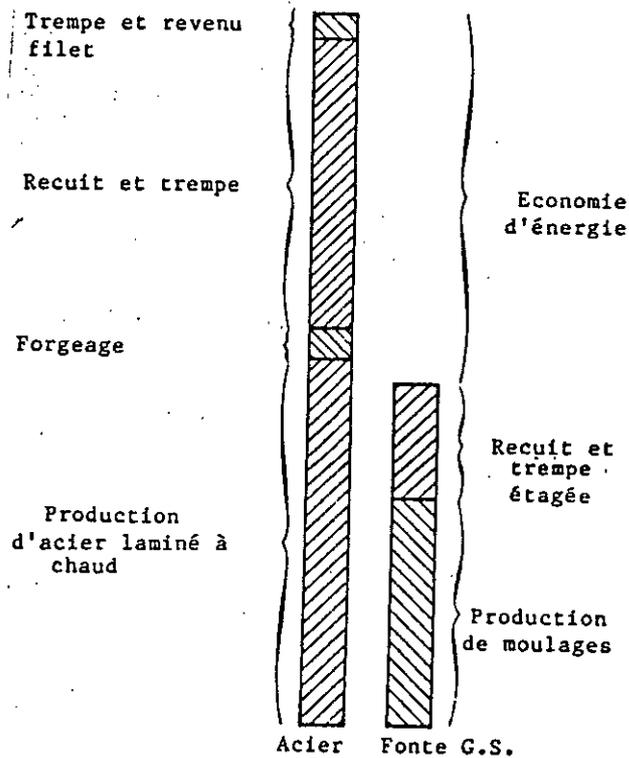


figure.13 Consommation d'énergie relative par couple hypoidé

Utilisation de la machine	Augmentation de la durée de vie utile de l'outil %
Coupe des pignons	
- Presse à pointe	30
- Foret	35
- Tours de dégrossissage	70
- Tours finisseurs	50
- Rectifieuse	20
Coupe de couronnes dentées	
- tournage	200
- forage	20
- Alésage	20
Usinage Gleason	
- Pignons - dégrossissage	900
- finissage	233
- Couronne - dégrossissage	962
- finissage	100

Tableau.3 Augmentation de la durée de vie utile des outils en remplaçant l'Acier cémenté par la fonte GS bainitique

Opération	Consommation d'énergie kWh/t	
	Fonte G.S.	Acier forgé
Production de la pièce brute)	2 500	4 500
Traitement de recuit)		500
Trempe étagée bainitique	600	--
Cémentation	--	800 - 1 200
TOTAL	3 100	5 600 - 6 200
Economie d'énergie totale	46 - 50%	

Tableau.4 Consommation d'énergie au cours de la fabrication d'engrenage en fonte GS traitée par trempe étagée et en Acier forgé

4-7-1 Prix de revient pour les deux procédés de fabrication (pièces brutes)

a/ Pièces forgées : Le tableau suivant donne les prix de revient des pièces brutes de forge.

Pièces et désignation	coût de main d'oeuvre (D.A)	frais généraux (DA)	prix de la matière (DA)	prix de revient (DA)
Satellite	13.39	121.63	23.78	158.81
Planétaire	20.50	196.29	84.66	301.47
Pignon d'attaque	36.36	330.76	522.25	889.38
Couronne	93.79	925.06	2196.71	3215.57

b/ pièces coulées : Le tableau suivant donne les prix de revient des pièces brutes de coulées.

Pièces et désignation	coût de main d'oeuvre (D.A)	frais généraux (DA)	prix de la matière (DA)	prix de revient (DA)
Satellite	27.60	109.44	10.71	147.04
Planétaire	31.52	160.60	28.92	221.04
Pignon d'attaque	70.38	447.86	117.89	636.05
Couronne	111.25	799.8	267.76	1178.89

A la base des deux tableaux précédents, il apparaît clairement que le prix de revient des pièces en fonte GSC coulées est nettement inférieure à celui des pièces en aciers forgés.

Exemple, concernant la couronne, le prix de revient total pour le cas de l'acier forgé s'élève à 3215.5791 DA alors que celui d'une fonte coulée s'élève à 1178.89 DA c'est à dire une économie de 2036.6891 DA, ce qui reste valable pour les autres pièces.

Il faut signaler également que le procédé de fonderie procure une économie de matière première utilisée dans la production des pièces et ceci en offrant la possibilité de la récupération des rebuts.

4-7-2 Prix de revient des pièces finies

Les deux tableaux suivants donnent le prix de revient des pièces forgées finies et le prix de revient des pièces coulées finies.

a/ Pièces forgées finies : Le tableau donne le prix de revient des pièces forgées finies (traitement thermique, usinage et taillage).

Pièces et désignation	coût de main d'oeuvre (D.A)	frais généraux (DA)	prix de revient (DA)
Satellite	129.7	20.31	150.01
Planétaire	340.71	20.31	361.02
Pignon d'attaque	1263.99	25.88	1282.87
Couronne	1210.71	20.31	1231.02

b/ Pièces coulées finies : Le tableau suivant donne le prix de revient des pièces coulées finies (traitement thermique, usinage et taillage).

Pièces et désignation	coût de main d'oeuvre (D.A)	frais généraux (DA)	prix de revient (DA)
Satellite	273.80	16.71	290.50
Planétaire	452.11	16.71	468.82
Pignon d'attaque	2119.44	22.28	2141.72
Couronne	1891.13	16.71	1907.84

A la comparaison des chiffres figurant dans les tableaux précédents, on remarque que le prix de revient total des pièces en fonte coulées est légèrement supérieur à celui des pièces en aciers forgés et ceci en raison de l'utilisation d'un four a petites production pour le traitement des pièces en fontes alors que pour les pièces en aciers, ils utilisent un four de cémentation à moyenne production. Notons que dans le cas de l'utilisation d'un four similaire pour le traitement des pièces en fonte nous obtiendrons un prix de revient inférieur à celui des pièces en aciers.

ajoutons que la durée de vie utile des outils utilisés dans l'usinage et le taillage des pièces en fonte est supérieure à ceux utilisées pour les pièces en acier. ce qui procure une économie d'outillage.

4-7-3 Prix de revient globale des quatre pièces en acier et en fonte

Le tableau suivant donne le prix de revient globale d'une pièce fabriquée en fonte coulée et d'une même pièce fabriquée en acier forgé.

Pièces en fonte coulées (DA)	pièces en acier forgés (DA)
437.54	308.82
689.86	662.49
2777.77	2179.25
3086.73	4446.59

En résumé, il apparaît ostensiblement, que la production des pièces en fonte par le procédé de moulage présente des avantages économiques par rapport à la production des pièces en acier par le procédé de forgeage.

Les avantages des pièces moulées semblent beaucoup plus importants pour les opérations d'usinage et les coûts de procédé.

Cette étude a permis de dégager les directives pour la fabrication industrielle des pignons du pont arrière du camion K66 (S.N.V.I).

La participation de la fonderie de Rouiba aux travaux de recherche reste limitée par le manque de moyen tel que l'élaboration à l'échelle de laboratoire. Une première expérience est toujours nécessaire pour s'initier avec les moyens existants, à la production des pièces en fonte GS à structure bainitique.

Il serait faux de penser que les fontes GS peuvent entièrement remplacer les aciers forgés, mais elles présentent une combinaison particulière d'avantage économique et technique qui font de ces fontes un matériau préférable dans certaines applications.

Conclusion générale

Dans le cadre de la mise au point de matériaux de substitution aux aciers forgés habituellement utilisés dans le secteur automobile Algérien, ainsi que l'élaboration d'une seule nuance de fonte qui donne un apport économique pour toute fonderie, nous avons effectué une étude sur les fontes GSC, GSA et Ft25 élaborées à l'Unité de Fonderie de Rouïba afin de déterminer la qualité avant et après application de divers types de traitements thermiques.

En effet, la caractérisation du point de vue ductilité des bruts de coulée a montré que la fonte GSC et la GSA étaient des fontes grises sphéroïdales: la structure de la GSA alliée au manganèse était ferritoperlitique avec prédominance perlitique, par contre, celle de la GSC était aussi ferrito-perlitique mais avec prédominance ferritique.

La Ft25 est lamellaire, avec une structure totalement perlitique car, elle contient plus de cuivre et moins de silicium par rapport aux fontes GSC et GSA.

Les caractéristiques mécaniques du point de vue ductilité à l'état brut de coulée de la fonte GSC sont nettement meilleurs que celles des fontes GSA et Ft25.

D'une manière générale, les caractéristiques mécaniques et structurales sont liées non seulement à la composition chimique, mais aussi à la vitesse de refroidissement des pièces ainsi qu'à l'épaisseur des parois des moules.

Sachant bien que la température $A_{1MAX} - \epsilon$ correspond au début de la température de la zone III et la température A_{1MIN} correspond à la fin de la transformation de la zone I. Les températures limites de la bande triphasée pour les trois fontes GSC, GSA et Ft25 sont:

pour la GSC $A_{1MIN} = 715^{\circ}\text{C}$; $A_{1MAX} = 765^{\circ}\text{C}$; $\Delta T = 50^{\circ}\text{C}$.

pour la GSA $A_{1MIN} = 725^{\circ}\text{C}$; $A_{1MAX} = 760^{\circ}\text{C}$; $\Delta T = 35^{\circ}\text{C}$.

pour la Ft25 $A_{1MIN} = 675^{\circ}\text{C}$; $A_{1MAX} = 740^{\circ}\text{C}$; $\Delta T = 65^{\circ}\text{C}$.

En dehors de la métallographie et de la mesure de dureté HB, l'étude de la variation des diamètres moyens des sphéroïdes de graphite aux différentes températures comprises entre 820°C à 640°C , nous a permis également de confirmer qu'il est possible de mettre en évidence l'intervalle de la bande triphasée pour les fontes GSC et GSA.

La graphitisation est assez remarquable aux températures légèrement inférieures à A_{1MIN} et particulièrement entre A_{1MIN} et A_{1MAX} , qui se traduit respectivement par les deux réactions :



L'intervalle de température et la position de la bande triphasée dépendent de la présence des éléments de substitution.

La connaissance de ce domaine permet de déterminer la température idéale d'un recuit de ferritisation ou de perlitisation.

Nous avons également évalué les traitements thermiques de recuit de ferritisation et de perlitisation une fois la bande triphasée était mise en évidence.

Pour les fontes GSC et GSA, on a choisi la ferritisation indirecte qui est basée sur la décomposition de la cémentite perlitique en ferrite et en graphite. Le maintien dure plus longtemps pour la fonte GSA car elle contient plus de manganèse d'où plus de perlite à l'état brut de coulée par rapport à la fonte GSC. Pour la fonte Ft25, nous avons choisi la ferritisation directe, cela est due à la faible teneur du silicium, sa matrice de départ était totalement perlitique.

La perlitisation a nécessité un maintien plus long pour la fonte GSC car sa matrice de départ contient moins de perlite que la fonte GSA, donc l'enrichissement de l'austénite en carbone, pour qu'elle atteigne la teneur de l'eutectoïde nécessite un apport plus important de carbone issu des sphéroïdes de graphite.

On a pu aussi démontrer l'importance de ces traitements thermiques sur la qualité de propriétés mécaniques telles que la résistance K , l'allongement $A\%$ et la charge à la rupture R .

Les résultats concernant l'influence des différents paramètres d'usinage sur la fonte GSC, nous ont permis de constater, pour le cas de tournage, seule l'avance influe sur l'état de surface. Une avance comprise entre 0.2mm/tr et 0.4mm/tr permet d'obtenir une meilleure qualité de la surface usinée.

Pour le cas de fraisage, il apparaît que pour les grandes vitesses de coupe, la rugosité est meilleure quelque soit les valeurs des avances disponibles sur la machine.

La facilité d'usinage est obtenue pour le cas de la structure ferritique, ceci s'explique par l'absence du phénomène « d'arête rapportée » provoqué par le collage de la ferrite sur l'outil. Ce phénomène existe dans le cas des aciers.

La transformation bainitique des fontes grises à forte teneur en silicium, débute par la formation de plaquette bainitique à teneur en carbone plus faible que l'austénite initiale. Le carbone en excès, rejeté par le développement de ces plaquettes, n'est pas immédiatement combiné à l'état de carbures il va enrichir l'austénite restante qui devient alors très stable à la température ambiante.

Cette étude permet de connaître les meilleures conditions de traitement thermique pour des fontes à structure austénito-bainitique. Nous avons souvent fait allusion dans le cadre de la recherche appliquée, il est utile de compléter ces travaux par des études de fatigue, d'usure et de flexion relative à l'échelle du laboratoire et dans le cadre des compétitions d'épreuves.

Ces travaux ont également permis de dégager les directives essentielles pour la fabrication industrielle des pignons à structure bainitique obtenue par trempé étagé.

Il serait faux de penser que les fontes GS peuvent remplacer entièrement les aciers moulés et forgés, mais elles présentent une combinaison particulière d'avantages économiques et techniques qui font de ces fontes un matériau préférable dans certaines applications.

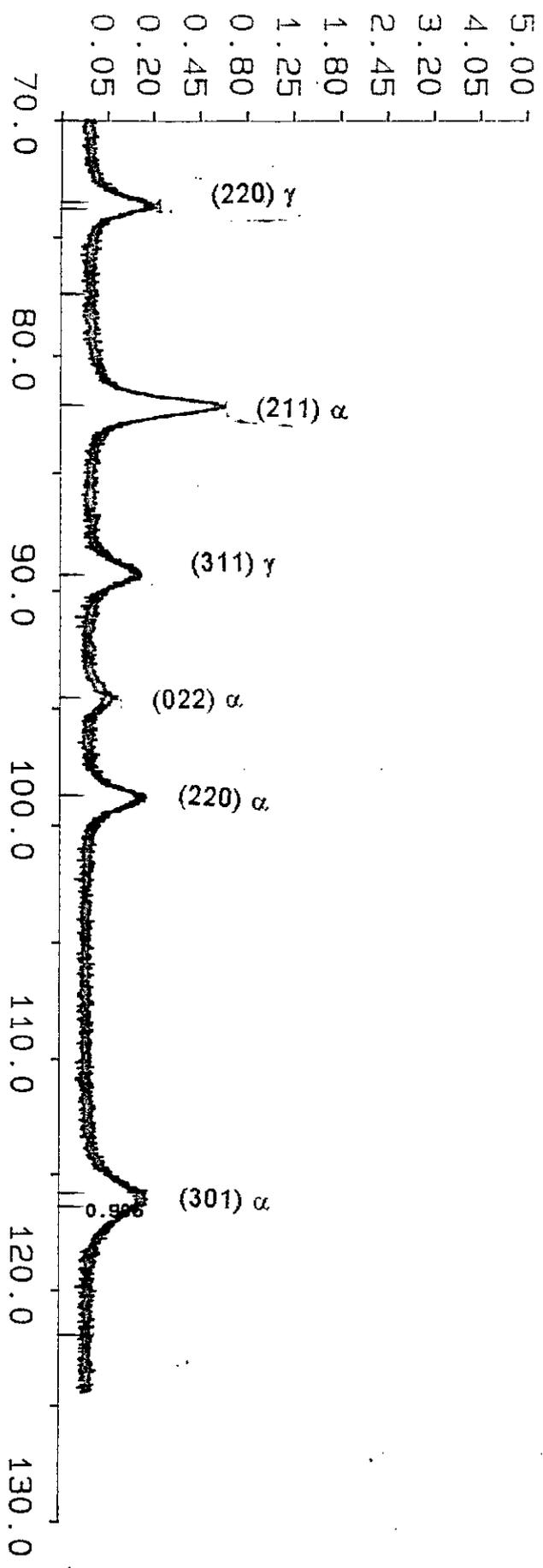
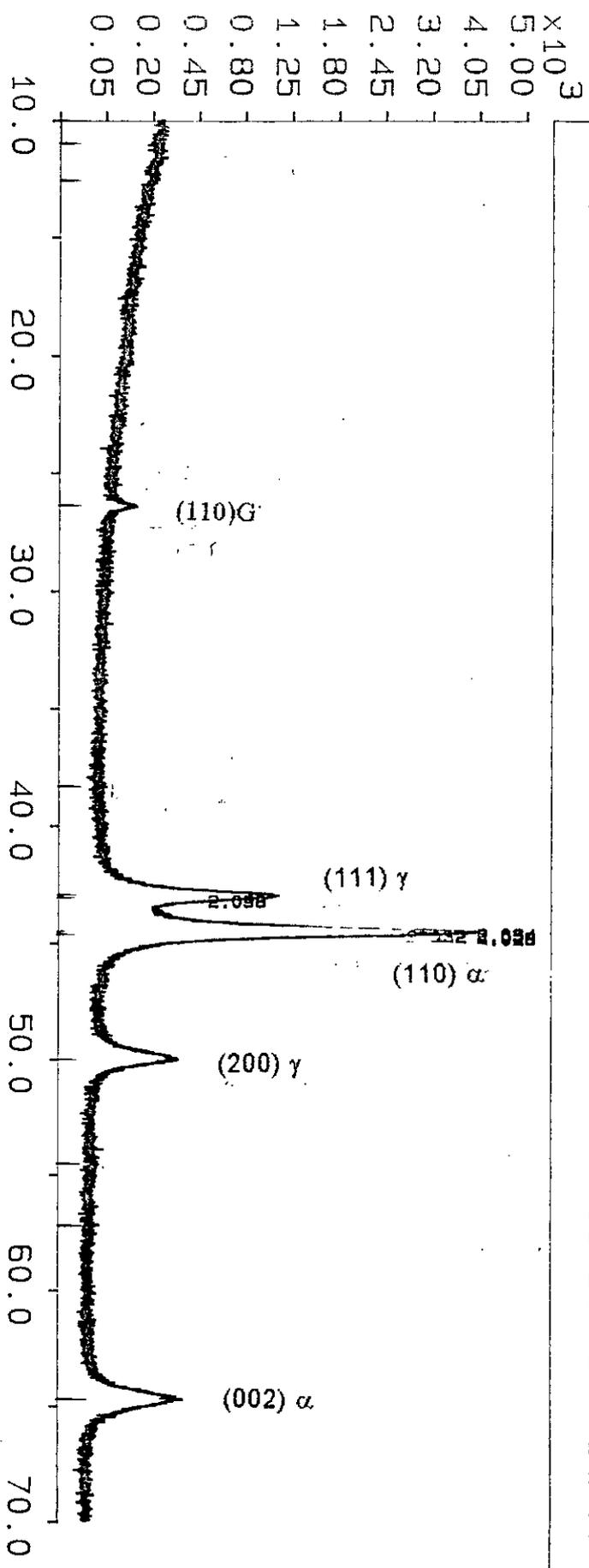
ANNEXE

**Diagrammes de diffraction de la fonte GSC après trempe
bainitique à la température 380°C.**

**Les durées de maintien lors des traitements bainitiques
sont 1/2h, 1h30mn, 2h30mn, 4h, 6h, et 8h**

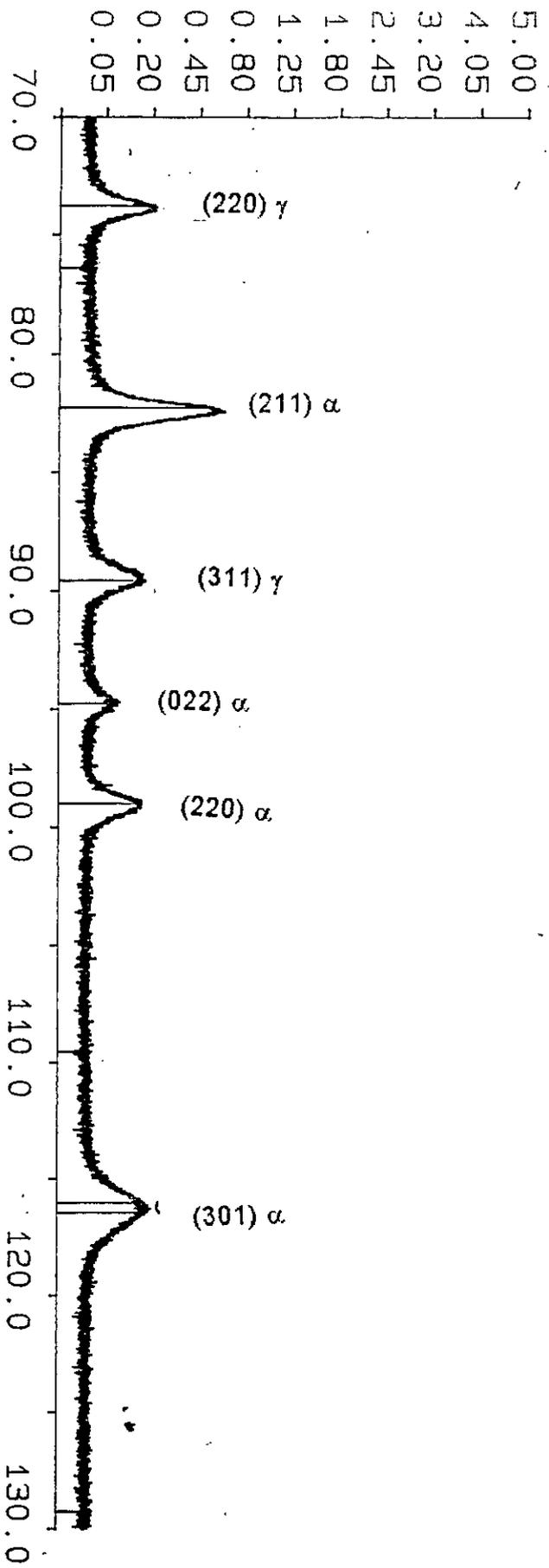
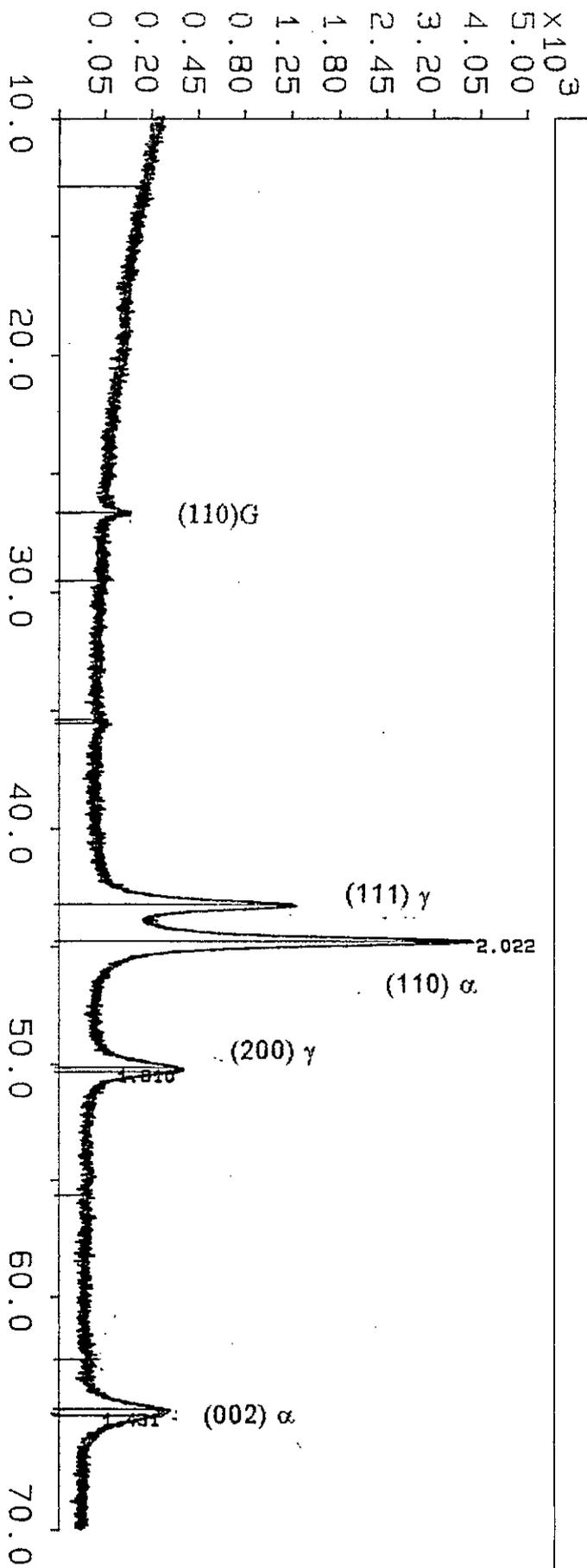
Sample: T=380C t=30mn Filter: 38030.HJ

25-SEP-97 14:44



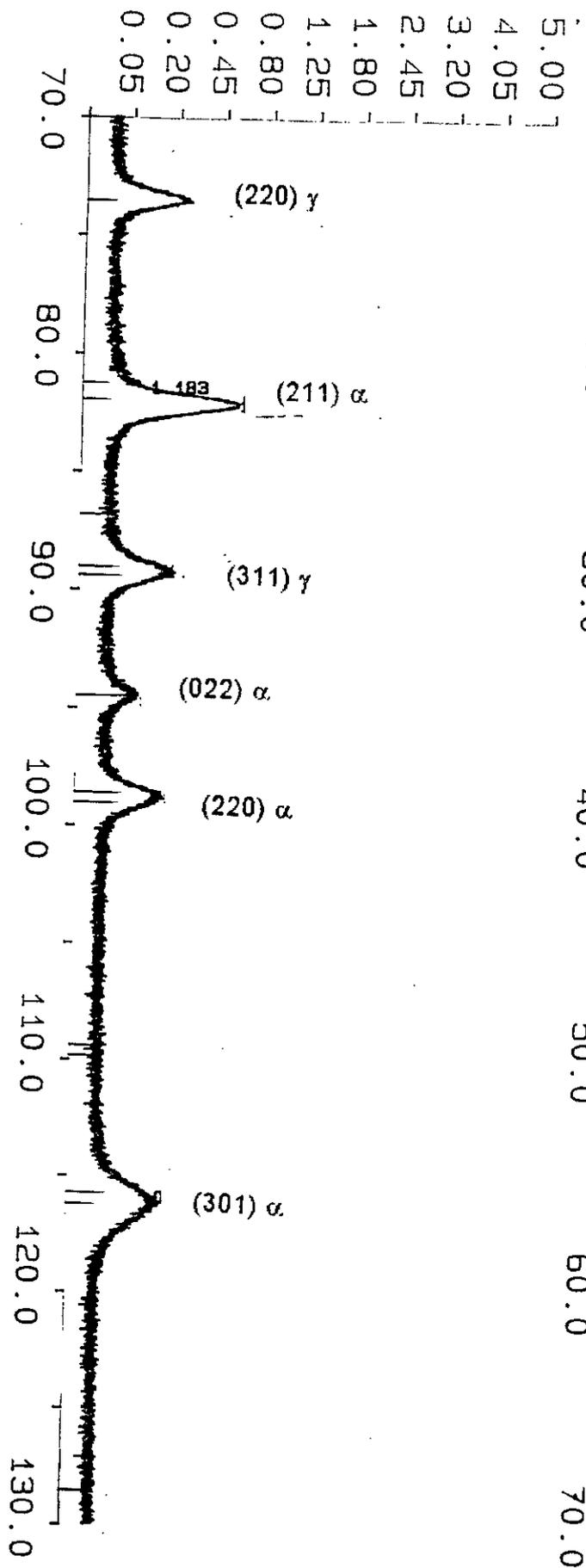
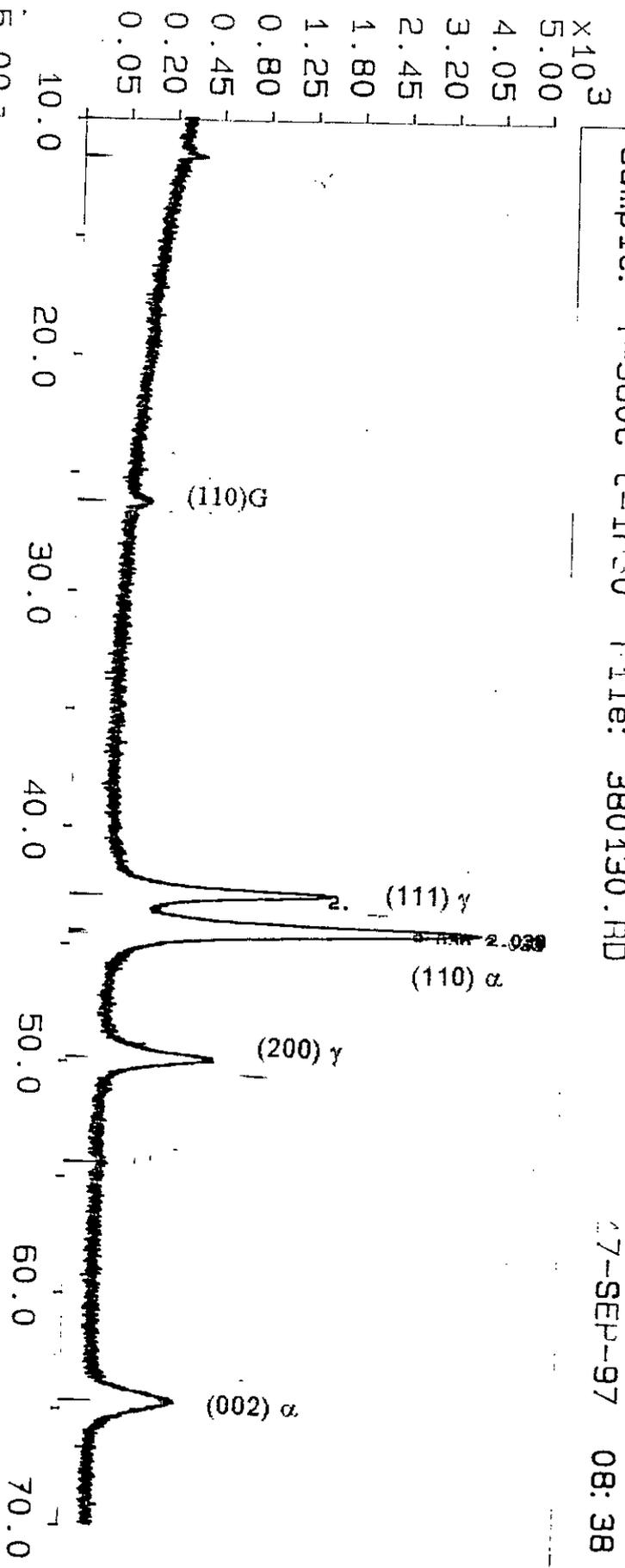
Sample: T=380C t=1H File: 3801H.RD

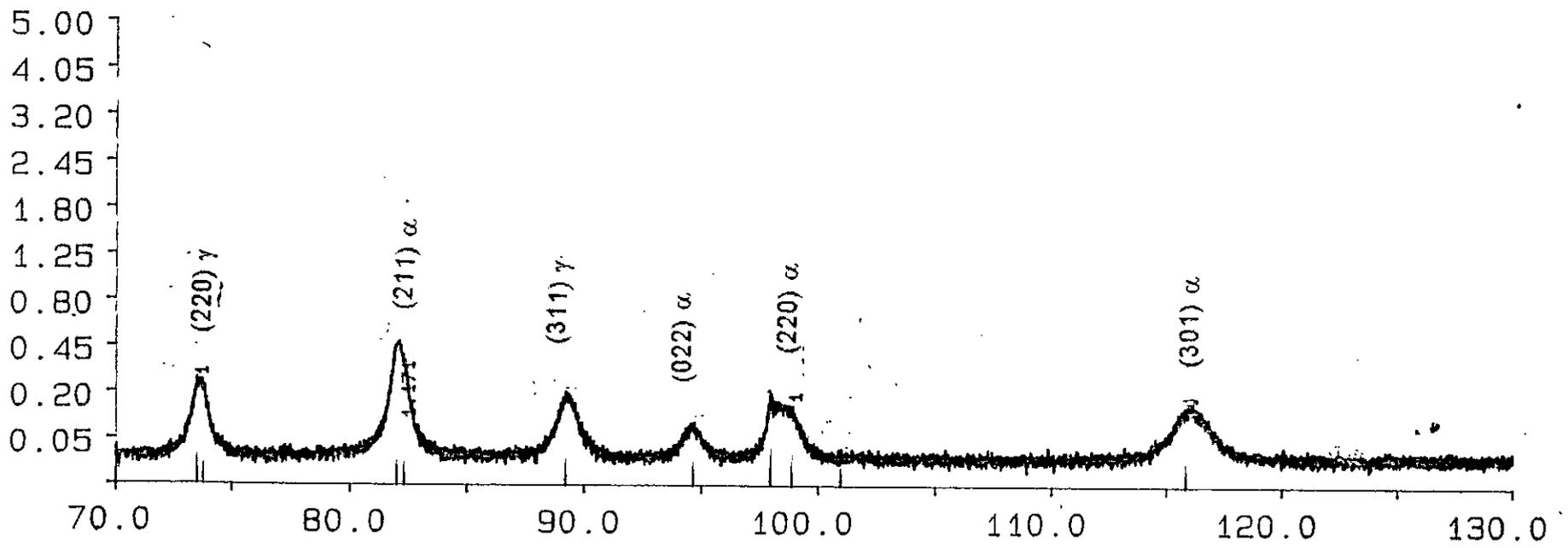
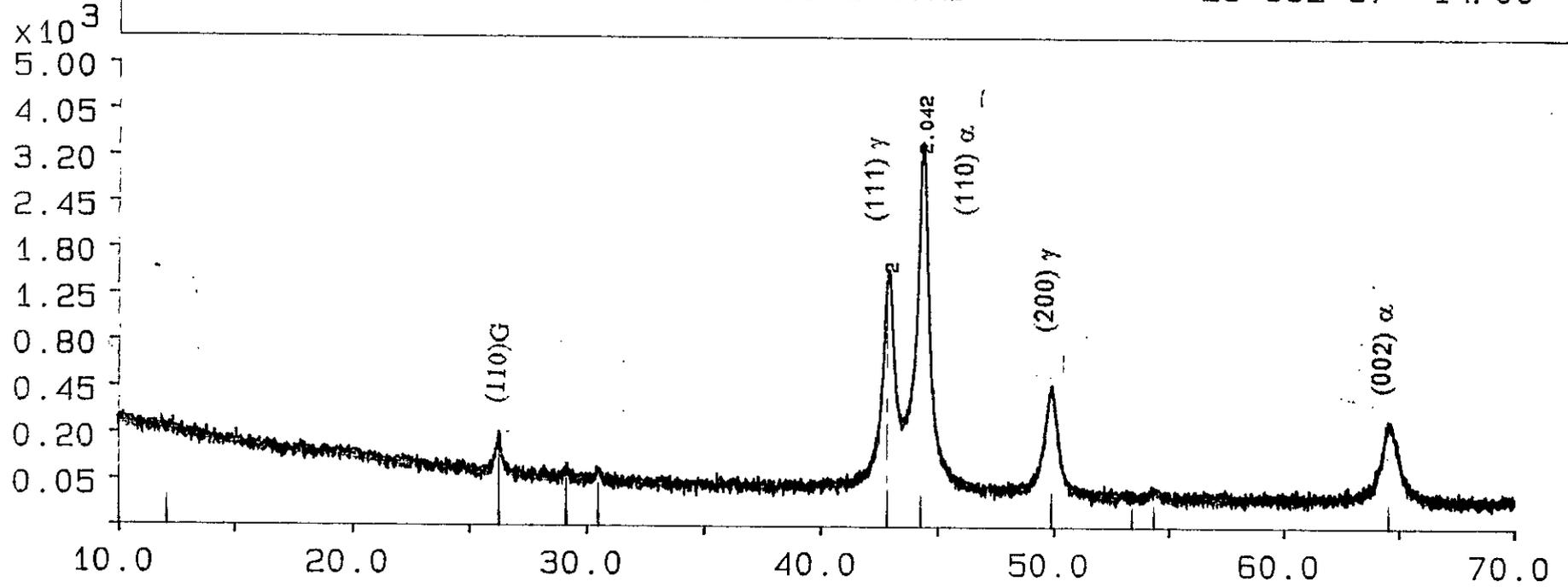
26-JUL-97 12:04



Sample: T=380C t=1130 File: 380130.RD

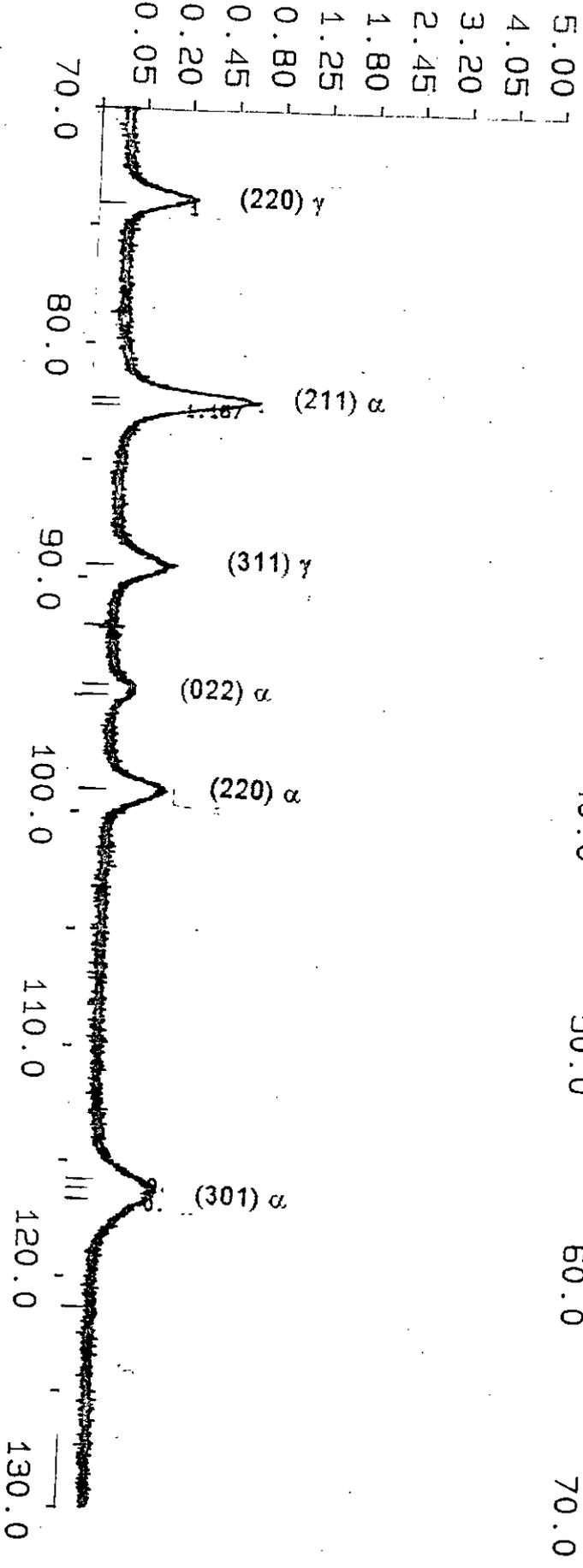
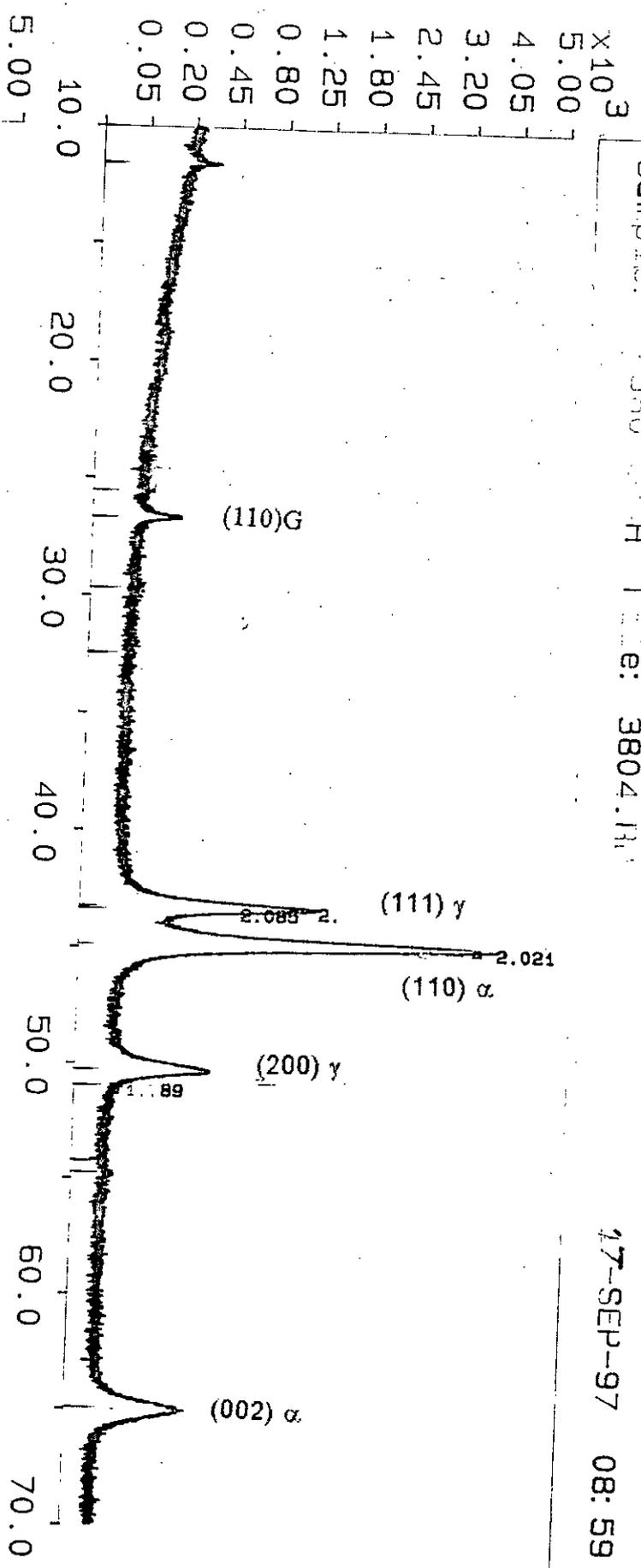
27-SEP-97 08:38





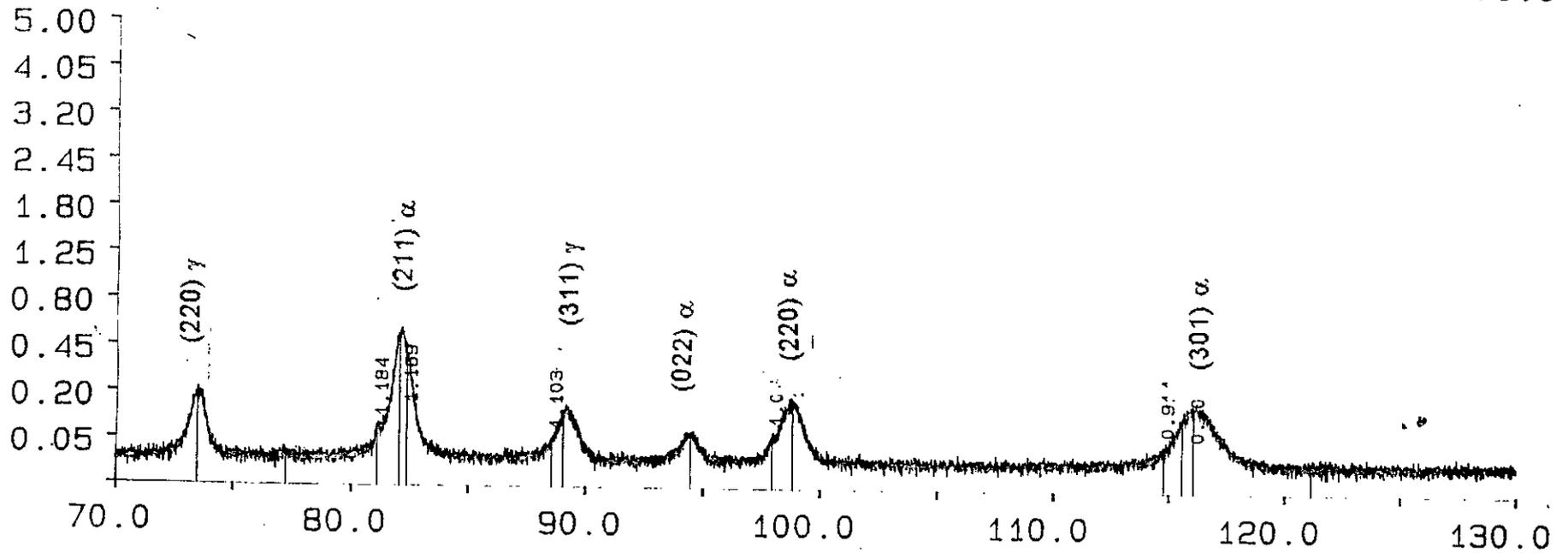
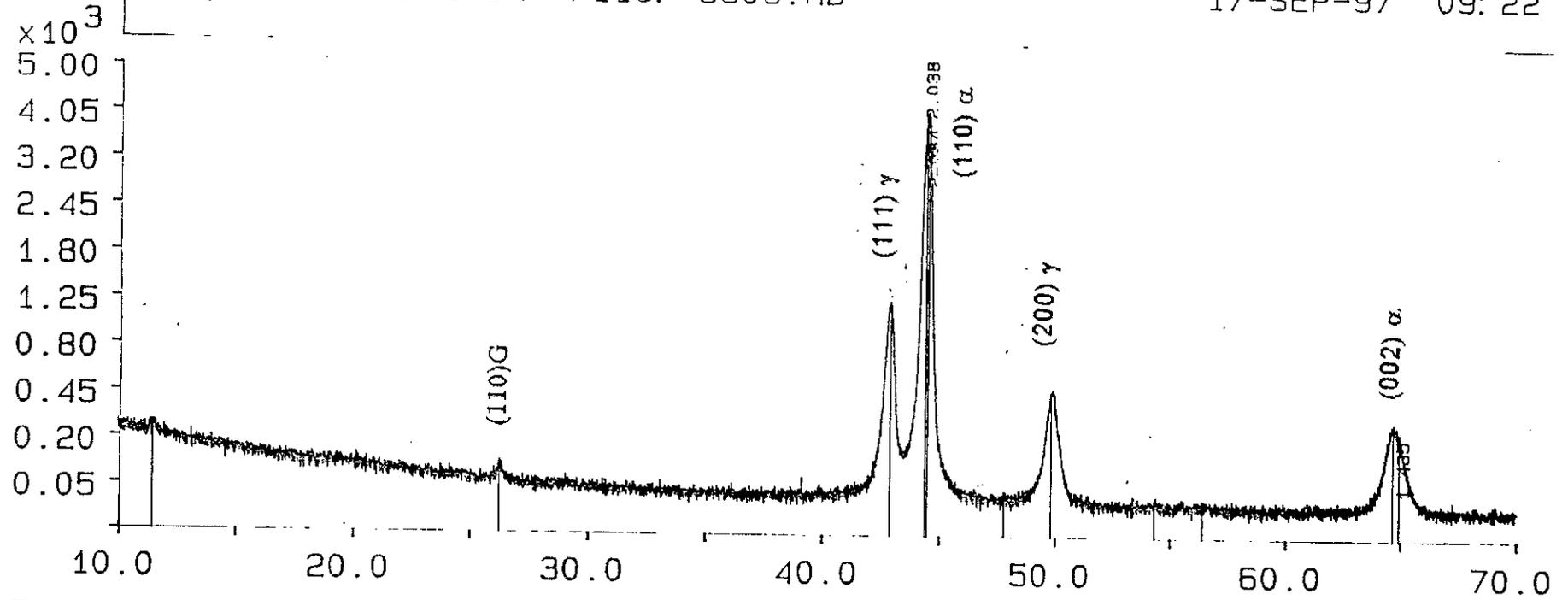
Sample: 3804.H File: 3804.H

17-SEP-97 08:59



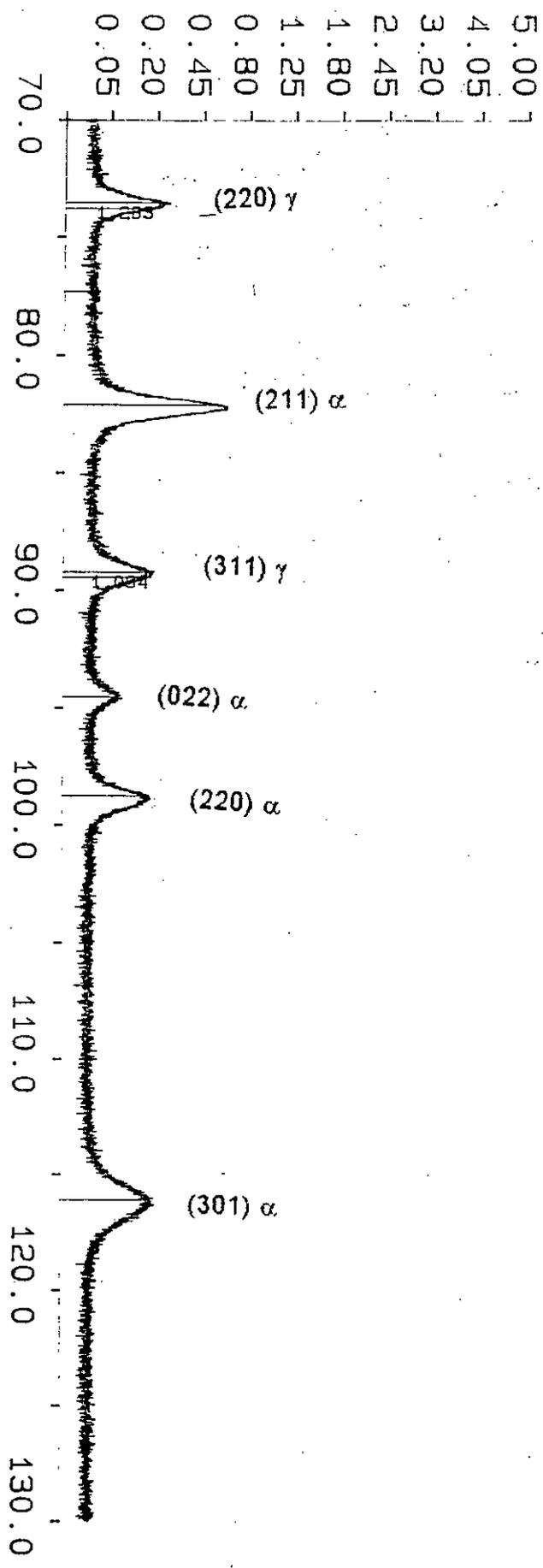
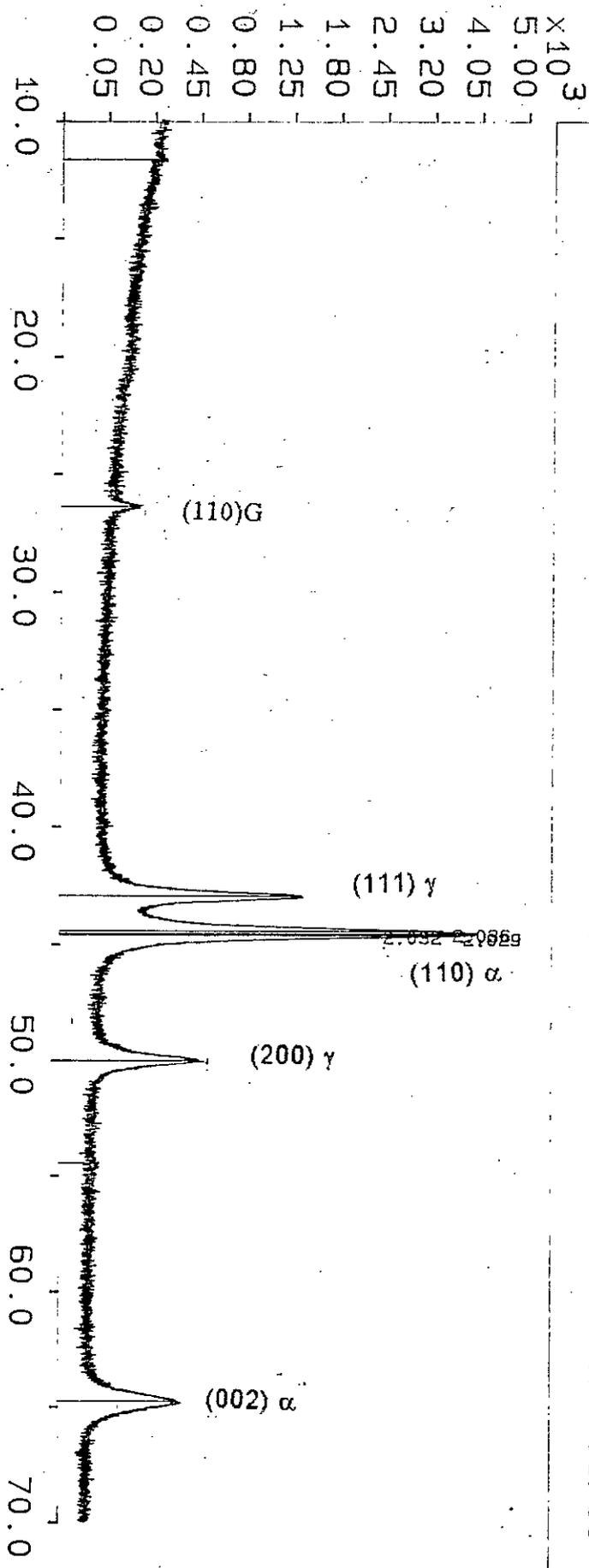
Sample: T=380 t=6H File: 3806.RD

17-SEP-97 09:22



Sample: T=380 t=8H File: 3808.RD

17-SEP-97 09:33



REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- 1- R.HARING
*La production, les propriétés et les applications des fontes GS bainitique * HOMME ET FONDERIE, nov 1987, 30.
- 2- A.DALLO, J.A.SIKORA, CE.MOLINE
fonte à graphite sphéroïdal; influence d'un faible pourcentage d'éléments d'alliage (Cu, Cr, Ni, Mo, Mn) traitement thermique, 175, 1983, 39.
- 3- G.CIZERO
influence d'une addition limitée de Mo sur le comportement structural de la fonte GS, mémoires et études scientifiques. Revue de métallurgie, janv 1984,p05.
- 4- CETIM INFORMATION
déformation plastique de la fonte GS 64, fevr 1980,p05.
- 5- k.rohring, GIESSERIE PRAXIS, 1-1983.
- 6- N.M LOTTRIDGE, RB.GRINDAHL
engrenage hypoïdes en fonte nodulaire débat de la conférence SAE sur la fatigue, Dearborn, USA 14 à 16, avril 1982,p109.
- 7- T.WATMOUGH, MJ.MALATESTA
renforcement de la fonte ductile pour vilbrequins transaction de l'américain, foudry men's society, 92-1984-83.
- 8- CORSO, I.TORINO
developpement de la fonte nodulaire bainitique pour la fabrication d'engrenages de boites de vitesse pour l'industrie de l'automobile rapport final de la commission CEE EUR 8639, 1983.
- 9- LAKHTINE-I
metallographie et traitement thermique édition MIR.
- 10- M.GEIR
* metallurgie de fonderie* tomeI, édition lyrolles.
- 11- GHILLY, C.CHAUSSIN
metallurgie tomeI, édition Dunod.
- 12- J.BARRALIS, G.MAEDER
precis de metallurgie édition, NATHAN AFNOR.

- 13- J.M.SCHESSLER
structure dual-phase dans la fonte GS 54^{ème} congrés international de la fonderie 1985.
- 14- J.M.SCHISLER
revue de traitement thermique, 1985 P 194.
- 15- J.M.SCHISLER, J.P.CHAUBAUT, P.BRENOT
conference ATTT-SENLIS sep 1987.
- 16- A.J.MUNTEANU
considération sur la cinétique du processus de graphitisation de la fonte perlitique a graphite nodulaire aux température sous critique métallurgie 42. 1990. p 4-190.
- 17- K.HERFURTH. Giess tech. n°19, 1974.
- 18- J.DODD
hommes et fonderie avril 1978.
- 19- R.B.GUNDLACH, J.F.JONAWAK
*proceeding of the 1st international ADI américain society for metals 1984, p1-12.
- 20- J.M.SCHESSLER
thèse de doctorat en sciences physiques univ de nancy 1972.
- 21- J.M.SCHESSLER
hétérogénéité dans la structure des fontes bainitiques traitement thermique n° 94. 1985. p23.
- 22- E.SALHI
thèse de doctorat d'état métallurgie 1994, ENP El-Harrach.
- 23- H.LAPLANCHE
revue de traitement thermique n°81, 1974.
- 24- J.LAINE
* moulage et fonderie de la fonte* technique de l'ingénieur M760-1
- 25- M.HECHT, J.C.MARGERIE
les mémoires scientifiques de la revue de métallurgie mai 1971.
- 26- J.C.MARGERIE
caractéristiques des fontes technique de l'ingénieur M 392-3.
- 27- R.ROCHE, G.MURRY
revue de traitement thermique 1986, p168-169.

- 28- JM.SCHESSLER
*parametre régissant la transition (fonte blanche - fonte grise)
dans le cas d'obtention des pièces à parois mince de fonte GS
brut de coulée* homme et fonderie.
- 29- S.BECHET, JM.SCHESSLER
revue de traitement thermique n°154-155, 1985.
- 30- F.LAPLANCHE
sensibilité à l'épaisseur revue de traitement thermique n°72,
1973.
- 31- J.DELIRY, R.WYSS
transformation des fontes grises mémoires scientifiques revue
de métallurgie, n°1, 1968.
- 32- A.SH REZK, J.FAGUES
fontes bainitiques par trempe étagée, étude comparative
traitement thermique n°204, 1986p35.
- 33- K.HORNUNG
*techniques pour la trempe étagée bainitique de la fonte a graphite
spheroidal* traitement thermique, 219, 1988.
- 34- A.IKHLEF, G.CIZERON
*evolution structurales de fonte GS ou cours de différents types de
traitements thermiques* traitement thermique n°164-82.
- 35- JP.CHOBAUT, JM.SCHESSLER
*formation de graphite sphéroïdal par recuit de graphitisation de
la matrice bainitique d'une fonte GS* traitement thermique 199,
1986.
- 36- S.BECHET, K.ROHRING
le traitement isotherme des fontes GS bainitiques traitement
thermique 194, 1985.
- 37- p.jacquot, p.roux
*application de la trempe bainitique en fours continus aux pièces
découpées* traitement thermique 133, 1988.
- 38- J.FARGUES, C.GAILLARD
realisation de pièces industrielles en fonte malléable bainitique
fondeur d'aujourd'hui, 90 dec 1989.
- 39- J.FARGUES
traitement de trempe étagée bainitique des fontes fondeur
d'aujourd'hui, 106 juin-juill 1991.

- 40- B.VIGNERON, J.M.SCHISSLER
la transformation bainitique des alliages Fe-C-Si homme et
fonderie, octobre 1977.
- 41- M.RUIN
transformations perlitique, bainitique et martensitique revue
traitement thermique 113, 1977.
- 42- ANDRE.COUSTOUT, G.HENRY
les principes de base de traitement thermique des aciers.
- 43- ST.ENACHE
qualité des surfaces usinées édition dunod 1978.
- 44- B.GRELLET
*la qualité des traitements de nitro-carburation en bain de sels et
l'environnement* revue de traitement thermique aout-sept 1996.
- 45-F.M.HAGAR
*engrenages traité par trempe étagée pour pignons de distribution
de moteurs: historique développement critères d'étude* metals
park ohio 1984-253.
- 46-~~C.S.~~robert irans aime n°197, 1953.