

PL 0 10/92

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère aux Universités et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique

Département : *Metallurgie*

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

THESE

*Pour Obtenir le grade d'
Ingénieur d'Etat*

Spécialité *Métallurgie*

Etudié par:

Malika AKKOU

SUJET

**Elaboration de Fontes à
Graphite Sphéroïdal
Ferrito-Perlitique
(FGS 500-7)
et Perlito-Ferritique
(FGS 600-3)
brutes de coulée**

Dirigé par:
Mr L. MENAS

Soutenue le Dimanche 27 Septembre 1992

Promotion 1992



THESE

Présentée

A L'ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE D'ALGER

Pour obtenir le grade d'
INGENIEUR D'ETAT

Spécialité

METALLURGIE

Par

Malika AKKOU

Elaboration de fontes à graphite sphéroïdal ferrito-perlitique
(FGS 500-7) et perlito-ferritique (FGS 600-3)
brute de coulée.

Soutenu le 27 septembre 1992

A mes parents,
A mes frères et soeurs, beau frère et belles soeurs,
A mes amis,
A toute la jeunesse.

—**— R E M E R C I E M E N T S —**—

Ce travail a été effectué à l'Unité Fonderie de Rouiba, sous la direction de Monsieur L. MENAS, enseignant et promoteur, au département "Métallurgie".

Je tiens à lui exprimer ici ma profonde reconnaissance pour m'avoir accueilli dans son équipe chaleureuse et m'avoir prodigué une aide constante depuis mes débuts au laboratoire.

J'exprime toute ma gratitude à Monsieur S. BELKACEM pour la bienveillance qu'il m'a toujours témoignée. Je le prie de bien vouloir croire à mon respectueux attachement.

Je remercie vivement tous les enseignants du Département "Métallurgie" pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon égard et pour leurs précieux conseils relatifs aux problèmes de formation.

A Monsieur ZOUYED j'adresse l'expression de mon amitié reconnaissante pour ses nombreux conseils.

Que Messieurs les examinateurs, trouvent ici l'expression de mes remerciements pour avoir bien voulu faire partie de ce jury.

Je remercie enfin tous ceux qui, d'une façon ou d'une autre, m'ont aidé dans mon travail, en particulier l'équipe du laboratoire de l'U.F.R. pour toute la contribution technique qu'elle a pu m'apporter.

—##— R E S U M E —##—

L'objectif de notre investigation est l'élaboration des fontes à graphite sphéroïdal (G.S.) de structure ferrito-perlitique (FGS 500-7) et perlito-ferritique (FGS 600-3) brute de coulée.

Nous avons donc recherché les conditions optimales de chaque étape du processus d'élaboration.

Les structures telles que révélées par nos examens microscopiques sont presque identiques à celles imposées par la norme.

Les caractéristiques mécaniques obtenues sont très satisfaisantes.

De plus nous avons évalué l'avantage économique apporté par cette méthode.

	Page
1. Introduction	1
2. Les fontes	2
2.1 Généralités	2
2.2 Diagramme pseudo-binaire Fer-Carbone-Silicium	2
2.2.1 Influence des autres éléments	5
2.3 Solidification	9
2.3.1 Germination et croissance	11
2.3.2 Inoculation des fontes	15
2.3.3 Sphéroidisation du graphite dans les fontes	16
2.4 Structure des fontes	17
2.5 Propriétés mécaniques des fontes	20
2.6 Domaines d'utilisation	23
3. Expérimentation	25
3.1 Introduction	25
3.2 Equipements	25
3.3 Elaboration	28
3.3.1 Préparation de la charge	31
3.3.2 Fusion de la charge	33
3.3.3 Réajustement	35
3.3.4 Inoculation et sphéroidisation	35
3.3.5 Addition des éléments perlitisants	38
3.3.6 Post-inoculation et coulée	39

4.	Résultats et discussions	40
4.1	Examens micrographiques	40
4.2	Essais mécaniques	47
5.	Conclusion	51
6.	Evaluation économique	52

Annexe 1 : Développement de l'industrie de fonderie en Algérie

Annexe 2 : Types de fontes élaborées à la S.N.V.I.

Annexe 3 : Cassage des fontes G.S. brute de coulée

Glossaire

Bibliographie

1. INTRODUCTION :

Bien que récent, le développement en Algérie de la fabrication de fontes (lamellaires, phosphoreuses, à graphite sphéroïdal, ...etc) a pris un essor remarquable durant les années 1970.

Ce développement est illustré par l'implantation d'un nombre assez important d'unités à travers tout le territoire national.

Dans le cadre de notre projet, il nous a semblé intéressant d'appréhender les aspects fondamentaux et pratiques de l'élaboration de fontes à graphite sphéroïdal (G.S.) ferrito-perlitique et perlito-ferritique brute de coulée.

L'objectif est par conséquent de ne pas recourir au traitement thermique trop onéreux des pièces moulées.

Cette opération exige une recherche judicieuse des conditions optimales de chaque étape du processus d'élaboration, conditions dont dépendent dans un très large éventail les structures et propriétés mécaniques de la fonte.

2. LES FONTES :

2.1 Généralités :

Les fontes sont des alliages Fer-Carbone-Silicium. Elles contiennent également, en quantités plus ou moins importantes, d'autres éléments tels que : manganèse, soufre, phosphore, molybdène, cuivre, plomb, aluminium, ... etc.

La teneur en carbone est comprise entre 1,9 et 4,5%; celle du silicium varie de quelques traces à 5% .

Leur mode de solidification influe sur la forme du Carbone. Ainsi distingue-t-on deux types de fontes :

- les fontes blanches : dans les fontes blanches, tout le Carbone est sous forme de cémentite (Fe_3C). Vu l'état thermodynamique de ce carbure de fer, la solidification s'effectue dans le système métastable Fer-Cémentite.

- les fontes grises : dans les fontes grises, tout le Carbone ou sa plus grande partie se trouve sous forme de graphite (lamellaire, nodulaire ou sphéroïdal). Comme la phase graphite est stable, la solidification se déroule selon le diagramme Fer-Graphite.

2.2 Diagramme pseudo-binaire Fer-Carbone-Silicium :

Les conditions d'équilibre des phases liquide et solide de la fonte (ferrite, austénite, graphite, cémentite) sont influencées par la présence des impuretés citées précédemment.

Ces dernières peuvent, en outre, entraîner la formation avec le fer, le carbone et entre elles, de liaisons chimiques indépendantes.

L'influence d'une impureté M sur l'équilibre des phases d'un alliage Fe-C est entièrement illustrée par le système ternaire Fe-C-M. La teneur en silicium étant relativement élevée dans les fontes, nous nous intéresserons à l'influence de cet élément.

La figure 1 ci-dessous indique les sections verticales du diagramme Fe-C-Si pour différentes teneurs en silicium

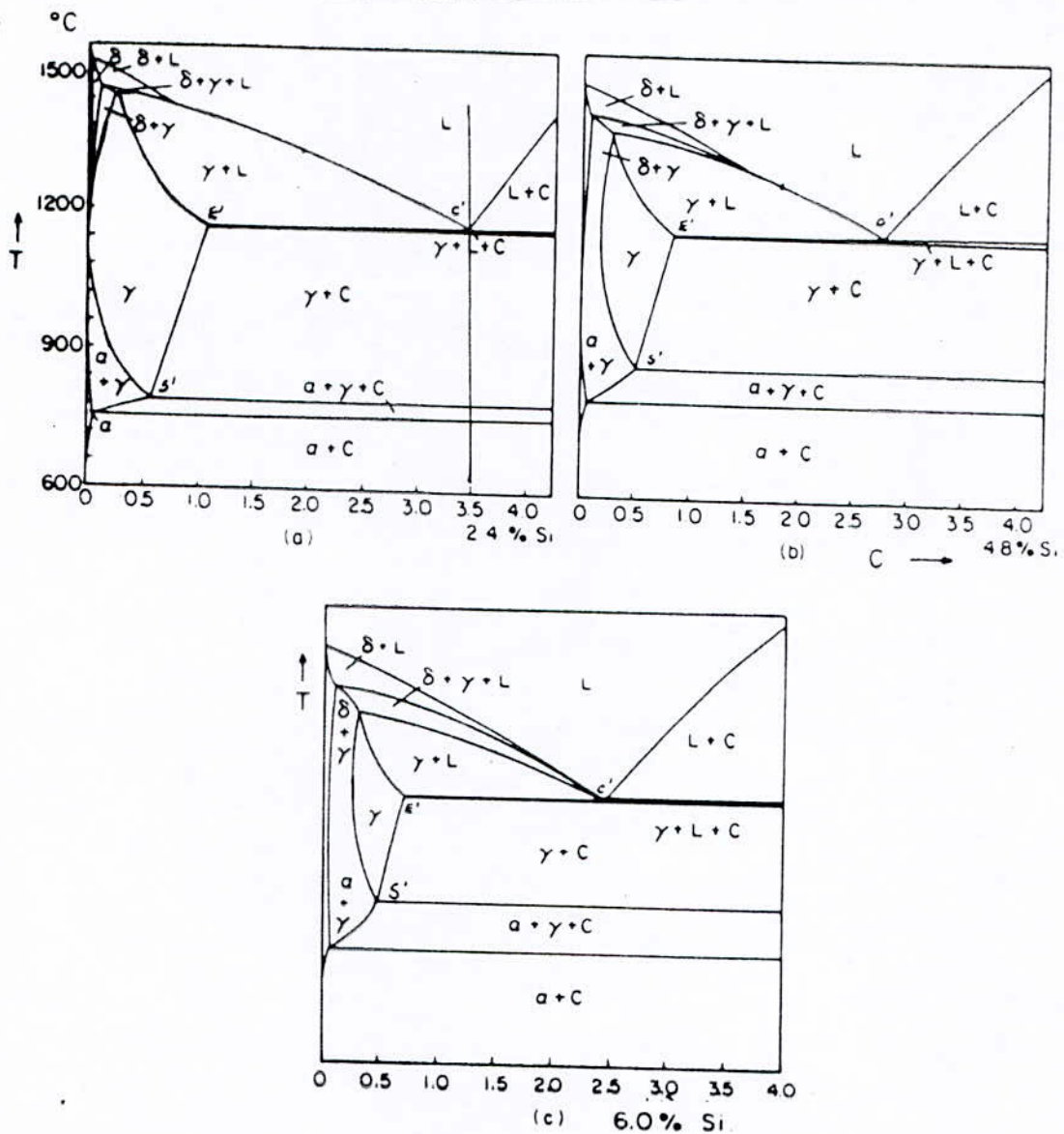


Fig.1 : Sections verticales du diagramme Fe-C-Si pour différentes teneurs en silicium (1).
 (a) 2,4% Si; (b) 4,8% Si; (c) 6,0% Si

On observe que l'élévation de la teneur en silicium entraîne :

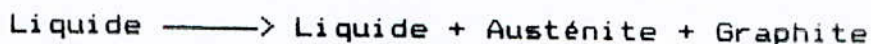
- l'abaissement de la température de début de solidification et le rétrécissement du domaine austénitique;

- le déplacement, vers le domaine des hautes températures, des paliers eutectique et eutectoïde;

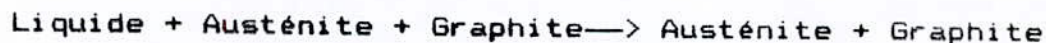
- le déplacement à gauche des points C' (eutectique) et S' (eutectoïde), vers de plus faibles concentrations en carbone (la teneur de l'eutectique diminue de 0,3% par pourcentage de silicium (2)).

Les transformations de phases subies, au cours du refroidissement, par une fonte ^{grise} liquide de composition eutectique sont les suivantes :

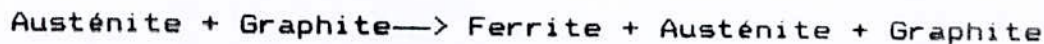
- à la température eutectique, le liquide se solidifie en austénite et graphite eutectiques selon la réaction :



- le liquide continue, au cours du refroidissement, à donner naissance à de nouveaux germes d'austénite et de graphite faisant croître les germes déjà formés selon la réaction :



- à la température eutectoïde, se produit la réaction suivante :



Cette réaction est due à l'appauvrissement de l'austénite en carbone (et donc à son enrichissement en fer);

- la ferrite, précédemment formée, continue à croître. A la température ambiante, toute l'austénite se sera transformée selon la réaction suivante :



Le silicium joue un rôle très important dans la formation du graphite car augmente l'activité du carbone (a_c) dans la solution liquide et dans l'austénite (du ferro-silicium est habituellement ajouté pour l'inoculation).

Le silicium provoque la décomposition de la cémentite, autrement dit, favorise la formation de structure ferritique.

2.2.1 Influence des autres éléments :

Le carbone : C'est un élément graphitisant. Il améliore beaucoup la coulabilité.

La teneur en carbone dans les fontes dépend dans une très large mesure de celle du silicium.

En effet, pour une teneur relativement élevée en silicium, une teneur excessive en carbone peut entraîner la flottation du graphite. Cependant, afin d'éviter le risque d'un retrait trop prononcé, la teneur en carbone doit être supérieure à une certaine limite.

Afin de prédire différentes propriétés mécaniques des fontes telles que résistance à la traction et dureté, les fondeurs utilisent en pratique l'expression suivante du carbone équivalent :

$$\% \text{ C} \text{éq.} = \% \text{ C} + \left[\frac{\% \text{ Si} + \% \text{ P}}{3} \right] \quad (1)$$

Où :

% C_{éq} = Teneur en carbone équivalent
 % C = Teneur en carbone analysé
 % Si et % P = Teneurs en silicium et en phosphore, respectivement.

En fait, la carbone équivalent indique la position de la composition de la fonte dans le système Fe-C par rapport à l'eutectique. Ainsi,

pour % C_{éq} < 4,3%, la fonte est dite hypoeutectique;
 pour % C_{éq} = 4,3%, la fonte est dite eutectique;
 pour % C_{éq} > 4,3%, la fonte est dite hypereutectique.

Pour une température eutectique donnée, la quantité d'eutectique dans une fonte peut aussi être déterminée par le ratio de saturation défini par la relation suivante :

$$S_r = \frac{(C - E')}{(C' - E')} \quad (2)$$

Où :

C = Teneur en carbone analysé
 E' = Teneur en carbone dans l'austénite
 C' = Solubilité maximale du carbone dans le fer.

Une valeur de S_r égale à 1 signifie que la structure de la fonte est complètement eutectique.

La valeur de C' est estimée par la relation suivante :

$$\%C' = 1,3 + 2,57 \cdot 10^{-3} T^{\circ}C + 0,027\% \text{ Mn} - 0,31\% \text{ Si} - 0,33\% \text{ P} - 0,4\% \text{ S.} \quad (3)$$

Cependant, le calcul de E' est difficile à cause de l'influence des éléments sur la solubilité du carbone dans l'austénite.

Aussi, a-t-on proposé le degré de saturation S_c défini par la formule suivante :

$$S_c = \frac{C}{C'} \quad (4)$$

Le manganèse : C'est un élément fortement carburigène. Il fixe le carbone sous forme de carbure (Mn_3C) isomorphe de la cémentite.

Ce carbure s'allie à la cémentite pour former un carbure stable $(Fe, Mn)_3C$ selon la réaction suivante :



appelé cémentite manganésifère qui contribue à la stabilisation de la perlite.

Il pratique quelque peu à la désoxydation et à la désulfuration en formant MnO et MnS . Sa teneur varie de 0,15 à 0,9% dans les fontes G.S.

Le soufre : Il a une faible solubilité dans l'austénite, c'est pourquoi la majeure partie du soufre précipite sous forme de sulfures MnS ou $(Fe,Mn)S$. Le magnésium et le cérium, ayant une grande affinité pour le soufre, sa teneur doit être maintenue inférieure à 0,03% dans les fontes G.S.

Le soufre influe négativement sur la formation du graphite.

Le phosphore : L'addition du phosphore augmente légèrement la température eutectoïde et abaisse fortement la température eutectique. Sa présence se manifeste dans la fonte par la formation de cristaux d'eutectique phosphoreux qui se solidifient en dernier ($960^{\circ}C$).

Dépassant une certaine teneur (environ 0,05%), il ségrège aux joints de grains sous forme de phosphures Fe_3P qui abaissent la résistance aux chocs.

Le magnésium : Il est utilisé pour l'obtention du graphite sphéroïdal. C'est un métal ultra léger, très volatil et ayant une très grande affinité pour l'oxygène et le soufre. Le magnésium, ajouté sous forme alliée (ferro-silico-magnésium, par exemple), est principalement fonction de la teneur en soufre du métal de base.

Le magnésium ralentit la précipitation du graphite; pour assurer la formation du graphite sphéroïdal, il faut une inoculation (voir Chapitre 3.3.4).

Le cuivre : C'est un élément graphitisant et gammagène; il est insoluble dans la cémentite. Il stabilise l'austénite et retarde le début de transformation en perlite. Il affine l'espace interlamellaire dans la perlite et durcit la ferrite. (en se dissolvant à l'état solide). Enfin, il contribue à l'amélioration des caractéristiques mécaniques en particulier la résistance à la traction et la limite élastique.

Les autres éléments constituant la fonte G.S. sont :

- soit, alphasénes et carburigènes tels que le molybdène et le chrome; ce dernier améliore la résistance à la traction sans trop affecter la dureté;
- soit, alphaséne et graphitisant tel que l'aluminium à des teneurs inférieures à 1%;
- soit encore, graphitisant tel que le nickel qui améliore la dureté et la résistance à la traction.

Les impuretés dites "poisons" : Les plus néfastes sont : le plomb, l'antimoine, le bismuth et le titane. Tous, ils entraînent la dégénérescence des sphéroïdes de graphite en formant, avec le magnésium, des composés intermétalliques; c'est pourquoi, leurs teneurs doivent être limitées dans les fontes G.S.

2.3 Solidification :

On distingue quatre étapes du processus de transformation liquide - solide d'un métal. Ce sont :

- le refroidissement jusqu'à une température appelée température du liquidus (température la plus haute possible à laquelle peut se former le solide). A cette température, les énergies libres des états liquide et solide sont égales;

- la surfusion du métal;
- la germination;
- la croissance des germes apparus au cours de la phase précédente.

La variation de l'énergie libre des états liquide et solide en fonction de la température est illustrée dans la figure 2 ci-dessous.

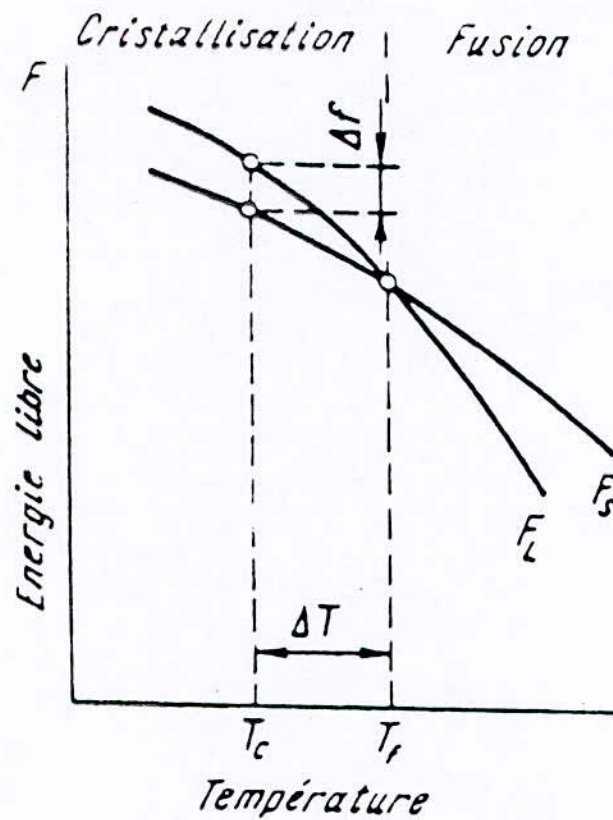


Fig.2 : Variation de l'énergie libre en fonction de la température (2)

Le passage de l'état liquide à l'état solide d'un métal est accompagné obligatoirement par une diminution de l'énergie libre.

On fera remarquer que le refroidissement jusqu'à la température du liquidus est une condition nécessaire mais pas suffisante.

En effet, les conditions d'équilibre ne sont jamais remplies à la température d'équilibre T_e .

Cet écart d'équilibre est dû aux différentes configurations des atomes à l'état liquide (leur mouvement est relativement libre) et à l'état solide (leur mouvement est limité à des positions définies dans le réseau cristallin) respectivement.

Aussi la cristallisation ne peut s'amorcer qu'à une température dite de cristallisation T_c inférieure à T_e . La différence entre T_e et T_c est appelée surfusion; elle est donnée par la relation suivante :

$$\Delta T = T_e - T_c \quad (5)$$

2.3.1 Germination et croissance :

Le processus de cristallisation (formation et croissance des germes) dépend de deux paramètres :

- n = Fréquence de formation des germes
- v = Vitesse linéaire de croissance des germes.

Les cinétiques de germination et de croissance des germes en fonction du degré de surfusion sont illustrés sur la figure 3 ci-dessous :

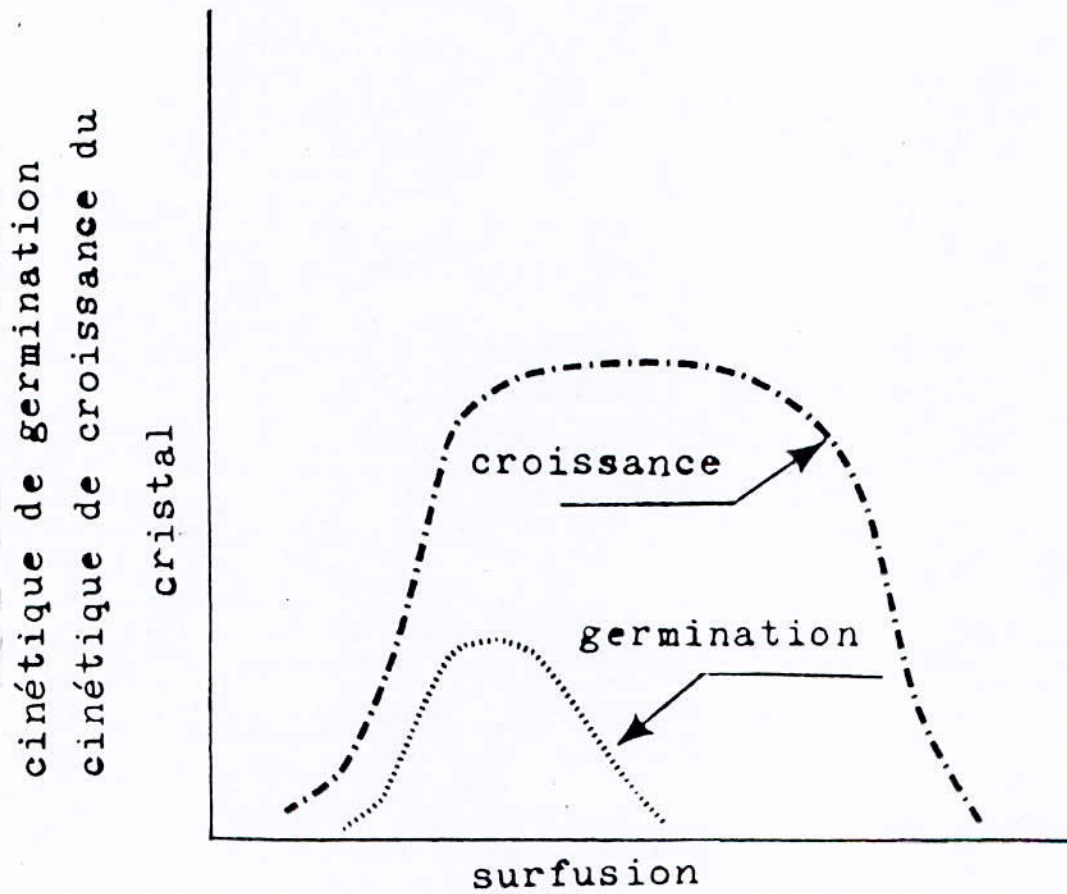


Fig.3 : Influence du degré de surfusion sur la germination et la croissance (3)

La vitesse v et la fréquence n augmentent avec le degré de surfusion, jusqu'à un certain maximum au delà duquel elles finissent par diminuer.

On distingue deux types de germination des cristaux :

- germination homogène produite par des fluctuations de concentration conduisant à des regroupements d'atomes dont l'arrangement est proche de celui du réseau cristallin et par des fluctuations d'énergie (énergie des groupes d'atomes supérieure ou inférieure à la valeur moyenne pour une température donnée).

- germination hétérogène favorisée par la présence d'impuretés étrangères qui stimulent la formation des germes.

En effet, la germination ne peut avoir lieu que lorsque la diminution de l'énergie libre $-V \Delta f$ (due à la transformation liquide-solide) est supérieure à l'accroissement de l'énergie libre (σs) liée à la formation de l'interface. Cela est exprimé par la relation suivante :

$$\Delta E = -V \Delta f + \sigma s \quad (6)$$

Où :

ΔE : Variation de l'énergie libre du système pendant la germination;

V : Volume du germe;

s : Surface du germe;

Δf : Différence des énergies libres entre la phase liquide et la phase solide;

σ : Tension superficielle entre phase liquide et phase solide.

La différence des énergies libres Δf des phases liquide et solide augmente avec le degré de surfusion, ce qui entraîne une diminution de la taille critique du germe, donnée par la relation ci-dessous :

$$R = \frac{2 \sigma}{\Delta f} \quad (7)$$

Ceci a pour résultat l'augmentation de la vitesse de germination avec le degré de surfusion (voir figure 3). Le degré de surfusion nécessaire pour la solidification correspond en fait, à une température dite de métastabilité.

La cristallisation du liquide n'est pratiquement pas possible lorsque la température est supérieure à cette limite. La présence d'impuretés fait que cette limite augmente.

La croissance du cristal résulte du transfert des atomes de la phase liquide vers la phase solide qui viennent se positionner sur les faces du cristal. Ce processus est stimulé par la présence de défauts énergétiquement plus favorables. Une telle configuration est favorisée par l'apparition de germes bidimensionnels, la croissance se faisant alors par couches monoatomiques.

On fera remarquer que la surfusion augmente la probabilité de formation de germes bidimensionnels donc influence positivement sur la vitesse de croissance du cristal.

Un rôle important dans la croissance est celui des dislocations vis à la surface du cristal faisant apparaître des gradins conduisant à la formation de spirales de croissance.

2.3.2 Inoculation des fontes :

On pratique dans les fonderies, l'opération dite l'"inoculation". Elle consiste à ajouter dans le bain de fonte liquide des petites quantités de ferro-silicium à 60-80% de silicium afin de favoriser la précipitation du graphite au lieu de la cémentite.

Ainsi, crée-t-on les conditions de solidification de la fonte dans le système stable Fe-G en stimulant la germination du graphite pendant le refroidissement.

Nous référons à la figure 4 ci-dessous, la solidification se déroulerait à une température supérieure à T_M .

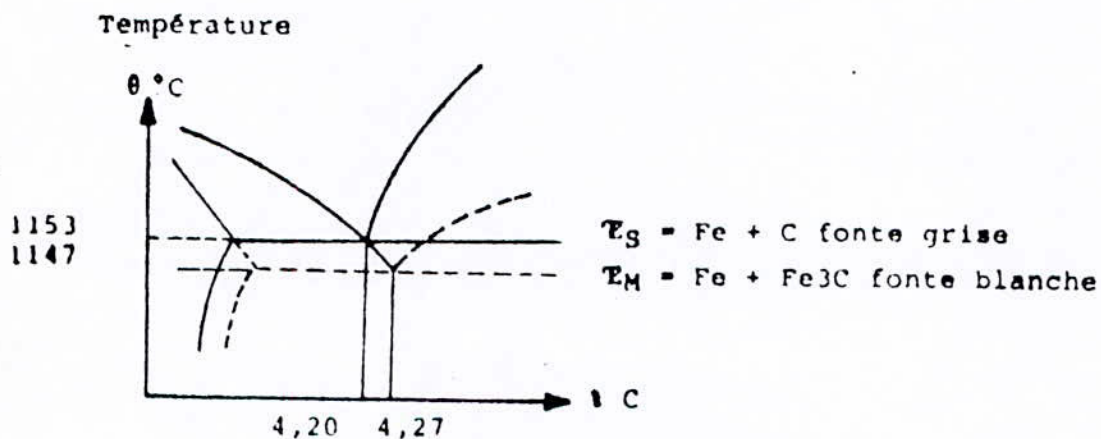


Fig.4 : Influence de l'inoculation sur le diagramme Fe-C (4)

T_M : Température de métastabilité

T_S : Température de stabilité.

Comme mentionné précédemment (Chapitre 2.2), l'addition de silicium de l'alliage inoculant augmente la différence de température entre l'eutectique stable et l'eutectique métastable.

Mécanisme de l'inoculation :

Différents modèles d'inoculation des fontes ont été suggérés pour expliquer la précipitation du graphite qui semblerait basée sur la formation d'oxydes, de sulfures, nitrures, bulles de gaz,... etc.

Fondé sur l'observation des particules de graphite et de carbures se formant durant le processus de dissolution de l'inoculant, on admet de plus en plus (1,5) le rôle important joué par la formation transitoire du carbure de silicium lequel en se décomposant, donne naissance à des germes de graphite.

2.3.3 Sphéroïdisation du graphite dans les fontes :

Comme pour l'inoculation, il existe différents modèles d'analyse du processus de sphéroïdisation (1).

La croissance sphéroïdale du graphite, selon certains, est explicitée en considérant l'énergie superficielle laquelle est dans ce cas la plus faible. D'autres soulignent le rôle important du magnésium dans la formation des sphéroïdes de graphite : l'addition de magnésium augmente l'énergie interfaciale liquide-graphite conduisant à une croissance du graphite sous forme sphéroïdale car énergétiquement plus favorable.

Le cristal sera limité seulement par des surfaces (0001) qui ont les plus faibles énergies.

Selon HILLERT (1), la croissance des sphéroïdes de graphite résulte des dislocations vis.

Celles-ci sont générées par l'introduction d'atomes étrangers dans le réseau du graphite. La fixation des atomes de magnésium et cérium aux atomes de carbone se fait selon la direction principale du réseau.

Ceci entraîne des distorsions conduisant au développement de nouvelles dislocations vis.

Après une certaine croissance, les spirales perdent leur cohérence d'où une tendance à se diviser en de nouvelles branches; la croissance devient alors sphéroïdale.

D'autres chercheurs supposent (1) que les atomes de magnésium et de cérium uniformisent, en s'adsorbant à la surface du graphite, la vitesse de croissance selon les différentes directions.

Enfin, l'influence du magnésium ou du cérium est expliquée par la formation de bulles de gaz sur lesquelles se cristallise le graphite.

2.4 Structure des fontes :

Différentes structures de la matrice métallique peuvent être obtenues après la solidification de la fonte. Celles-ci peuvent être :

- ferritique (cristaux de fer alpha);
- perlitique (ferrite + cémentite);
- ferrito-perlitique (combinaison de ferrite et de perlite en quantités variables).

Les conditions de refroidissement ou bien des opérations de traitements thermiques permettent également l'obtention d'autres structures telles que : martensite; bainite, ...etc.

Conformément aux diagrammes d'état des alliages Fe-C et Fe-C-Si, la solubilité du carbone dans l'austénite diminue avec la température (lignes es et e's').

Ceci explique la précipitation, à partir de l'austénite, de phases à teneur élevée en carbone pendant le refroidissement de la fonte solidifiée. Ainsi, il se forme du graphite secondaire dans le cas d'un refroidissement lent et de la cémentite secondaire dans le cas d'un refroidissement rapide.

La précipitation du graphite secondaire résulte de la diffusion des atomes de carbone mais aussi de l'évaluation des atomes de la matrice (fer, silicium, manganèse, ...etc) libérant des espaces dans l'austénite facilitant la croissance du graphite.

On rappellera qu'il existe dans les alliages Fe-C-Si un intervalle de températures de la transformation eutectoïde qui s'élargit avec l'augmentation de la teneur en silicium.

Deux formes de transformation sont possibles dans les fontes grises :

- austénite —————> ferrite + graphite
- austénite —————> ferrite + cémentite

Il est important de noter que ces décompositions se déroulent, non pas à une température constante, mais dans des intervalles de températures s'élargissant avec la teneur en silicium (voir Chapitre 2.2).

La figure 5 ci-dessous illustre la position de cet intervalle de transformation eutectoïde dans les diagrammes d'équilibre stable et métastable en fonction de la teneur en silicium.

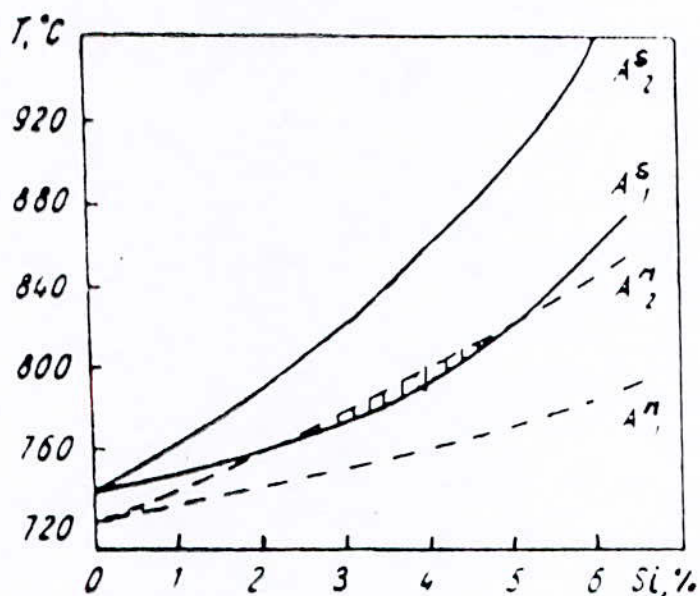


Fig.5 : Intervalle de transformation eutectoïde en fonction de la teneur en silicium

Les lettres S et M signifient stable et métastable, respectivement.

Les structures de la fonte pouvant être obtenues sont les suivantes :

- intervalle de température $A_2^S - A_1^S =$ matrice ferritique;

- intervalle de température $A_2^M - A_1^{M^*} =$ matrice perlitique ou ferrito-perlitique;

- intervalle de température $A_2^S - A_1^{M^*} =$ matrice ferrito-perlitique.

2.5 Propriétés mécaniques des fontes G.S :

Une des caractéristiques importantes des fontes G.S. est la combinaison d'une résistance élevée et très bonne ductilité. Ceci est le résultat de la forme sphéroïdale du graphite. La forme lamellaire du graphite affaiblit, en effet ces propriétés à cause des discontinuités créées dans la matrice pouvant provoquer une rupture par effet d'entaille. Evidemment, la structure de la matrice détermine dans une très large mesure les propriétés mécaniques de la fonte. Ainsi, les valeurs de certaines caractéristiques de fontes G.S. brute de coulée sont (\mathcal{S}) :

- pour une structure ferritique :
 - . résistance à la traction (R_T) = 39,2 à 53,9 daN/mm²
 - . allongement correspondant (A) = 24 à 15% .

- pour une structure perlitique :
 - . $R_T = 58,8$ à $88,2$ daN/mm² ;
 - . A = 8 à 3% ..

Des valeurs intermédiaires de ces propriétés caractérisent les structures ferrito-perlitiques.

Les caractéristiques mécaniques telles qu'envisagées par la norme AFNOR NFA 32-201 sont présentées dans le tableau 1 ci-dessous :

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques normalisées des fontes non-alliées (Ø)

Nuances	Valeurs garanties			Valeurs à titre indicatif	
	R _p Min	LEMin	A _{Min} en	Dureté HB	Constituants prédominants
	daN /mm ²		%		
FGS 700-2	700	420	2	250-305	Perlite
FGS 600-3	600	370	3	190-270	Perlite + Ferrite
FGS 500-7	500	320	7	170-230	Ferrite + Perlite
FGS 400-15	400	250	15	130-180	Ferrite
FGS 400-18	400	250	18	130-180	Ferrite
FGS 350-22	400	220	22	≤ 150	Ferrite

On remarque que des valeurs plus élevées des propriétés mécaniques (résistance à la traction, limite élastique, dureté) caractérisent une structure perlitique comparativement à celles d'une structure ferritique. L'allongement, par contre, est d'autant plus important que la structure est plus ferritique.

La ferrite est une solution solide d'insertion, elle est caractérisée par sa grande ductilité.

La cémentite est une combinaison chimiquement définie, contenant 6,7% de carbone, elle est caractérisée par sa grande dureté.

La perlite est formée de deux phases : la ferrite à 0,02% de carbone et la cémentite dénommée cémentite perlitique; elle est caractérisée par sa grande résistance à la traction associée à sa bonne ductilité ainsi qu'à sa dureté assez élevée.

Dans les fontes G.S., la température de transition et la résilience sont influencées par plusieurs facteurs :

- la composition chimique de la matrice (Si, P, Mn, ...);
- le nombre et la distribution des sphéroïdes de graphite;
- les constituants de la matrice; ...etc.

Influence de la composition chimique sur la matrice :

Le silicium : l'augmentation de la teneur en silicium élève la température de transition. Ainsi des valeurs élevées de limite élastique sont favorisées par des teneurs élevées en silicium, tandis que des valeurs élevées de résilience exigent de faibles teneurs en silicium.

Le phosphore : Il provoque la fragilisation en augmentant la température de transition ductile-fragile. Sa teneur maximale dans les fontes G.S. est limitée à 0,05 % .

Le manganèse : Lorsque la teneur en manganèse dépasse 0,7%, la température de transition ductile-fragile peut augmenter lorsque la fonte subit un traitement de ferritisation.

Nombre de sphéroïdes de graphite :

La valeur de la résilience diminue lorsque la sphéroidisation diminue.

Constituants de la matrice :

La température de transition augmente avec la quantité de perlite tandis que la résilience diminue beaucoup dans le domaine de ductilité.

2.6 Domaines d'utilisation :

De tous les alliages commercialisés, la fonte est la moins cher et a plusieurs avantages notamment :

- une faible température de fusion et de meilleures propriétés de coulabilité que l'acier;

- une bonne résistance à la corrosion.

Elle est disponible sous différentes formes :

- a) la fonte grise présente la meilleure aptitude à l'usinage;

- b) la fonte blanche a une grande dureté et une bonne résistance à l'usure;

- c) la fonte G.S. a une bonne résistance aux chocs et une faible, mais utile, valeur de la plasticité. Des propriétés particulières peuvent être obtenues par addition de nombreux éléments d'alliage.

Aussi, les fontes G.S. sont très largement utilisées parce qu'elles permettent entre autres de :

- combiner plusieurs propriétés (résistance et ductilité élevées);

- offrir un avantage économique en réalisant plus simplement des pièces aux formes et dimensions recherchées.

- les fontes G.S. perlitiques sont utilisées, en raison de leurs excellentes qualités de frottements, dans la fabrication d'engrenages, de vilebrequins de moteurs, de segments de pistons; de cylindres de laminoirs ou de papeterie, de carters de boîtes de vitesses, de vérins hydrauliques;...

- les fontes G.S. à structure ferrito-perlitique sont utilisées dans la fabrication de bâtis de machines-outils et de pièces de l'industrie automobile tels que : tambours de freins,...

- les fontes G.S. à matrice ferritique sont employées, pour leur ductilité, pour la réalisation de tuyaux raccords, de portes de fours, de pièces de sécurité dans l'industrie automobile (bras de suspension, pivots de roues).

3. EXPERIMENTATION :

3.1 Introduction :

La structure et les caractéristiques mécaniques de la fonte dépendent des conditions de son élaboration. Deux voies sont possibles pour l'obtention d'une fonte à graphite sphéroïdal :

- la première se rapporte à l'élaboration directe (brute de coulée);
- la seconde indirecte exige le recours à un traitement thermique.

Notre étude a pour objectif d'élaborer une fonte G.S. de structure ferrito-perlitique (respectivement perlito-ferritique) brute de coulée, autrement dit d'éliminer les inconvénients du traitement thermique (surcoût de l'énergie et des manutentions, déformations dimensionnelles).

Pour ce faire, les conditions optimales pour chaque étape du processus de fabrication tant du point de vue technologique qu'économique doivent être recherchées.

Nos investigations ont porté, entre autres, sur l'étude de l'influence de la composition de la charge caractérisée par une teneur en éléments perlitisants (manganèse, cuivre, ...etc).

3.2 Equipements :

Nous avons réalisé nos investigations dans l'unité Fonderie de Rouiba (U.F.R.) de la Société Nationale de Véhicules Industriels (S.N.V.I.).

La Figure 6 ci-dessous représente schématiquement les différents ateliers répartis en deux secteurs :

- matières premières et fusion;
- moulage et annexes (sablerie, noyautage et finition).

Les flèches indiquent la succession des opérations d'élaboration.

La fonderie U.F.R. est équipée de :

* deux fours électriques à arc, de caractéristiques identiques suivantes :

Capacité du four	10 tonnes
Revêtement du four	Acide
Production horaire moyenne	6 tonnes
Puissance du transformateur	6,5 MVA

* trois fours à induction sans noyau magnétique.
Les caractéristiques de ces fours sont les suivantes :

Capacité du four	13 tonnes
Revêtement du four	Acide
Puissance du four	3 MVA

3.3 Elaboration :

La production d'une fonte G.S. de structure ferrito-perlitique (respectivement perlito-ferritique) brute de coulée est basée sur un certain nombre de paramètres, parmi lesquels on cite :

- choix d'une composition chimique et donc d'un "lit de fusion" adéquat;
- teneur en éléments ferritisants assez élevée;
- teneur en éléments perlitisants convenable (Mn, Cu,...) pour permettre le réglage du rapport perlite/ferrite;
- inoculation dans les moules,... etc.

Il est donc impératif de procéder avant tout à un choix judicieux des constituants de la charge.

La présence dans la charge d'éléments perlitisants tels que le manganèse, le cuivre,... à de teneurs plus ou moins importantes favorise l'obtention d'une structure perlito-ferritique (respectivement ferrito-perlitique).

Les teneurs en carbone et en silicium doivent être comprises dans des limites bien définies.

On utilisera dans ce cas des ferrailles d'acier et des retours de fonderie de nuance particulière et une fonte de qualité spécialement destinée à la production de fonte à graphite sphéroïdal.

La Figure 7 ci-dessous situe le domaine de variation des teneurs en carbone et silicium les plus recommandées.

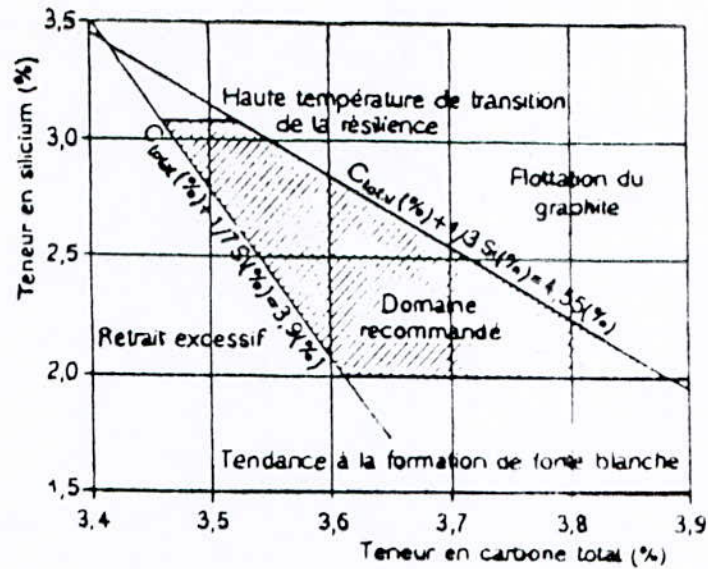


Fig.7 : Domaines de variation des teneurs en carbone et silicium (7)

On constate qu'un silicium bas favorise la formation d'une fonte blanche mais, au contraire, qu'une teneur trop élevée en cet élément augmente la température de transition (température de passage de l'état ductile à l'état fragile de la fonte).

En ce qui concerne le carbone, on constate qu'une teneur trop basse peut créer un retrait excessif lors de la solidification. Par contre, un excès en cet élément provoque la flottation du graphite.

La composition de la fonte recherchée est indiquée dans le Tableau 2 de la page suivante.

3.3.1 Préparation de la charge :

La préparation de la charge doit se faire de manière soignée afin d'éviter l'introduction d'éléments nuisibles tels que : As, Sb, Pb, ou encore pour permettre l'apport de quantités suffisantes en éléments perlitisants (Cu, Mn) graphitisants (C, Si, ...), sphéroïdisants (Mg, Ce, ...)...etc

Les analyses chimiques des constituants de la charge (retours de fonderie, aciers, fonte neuve) sont reportées dans le tableau 3 de la page 30.

. Les retours de fonderie (masselottes, systèmes de coulée, pièces rebutées en fonte G.S. ferrito-perlitique respectivement perlito-ferritique, ...etc) apportent une grande quantité de manganèse.

. Il en est de même pour les aciers (aciers à emboutissage profond, tôles minces, chutes d'acier doux, ...) qui introduisent, en plus du manganèse, d'autres éléments tels que : Ni, Cr, Cu qui sont respectivement alphagène, carburigène et perlitisant.

. Enfin, la fonte neuve ou fonte de première fusion apporte essentiellement une forte teneur en carbone et de très faibles teneurs en éléments nuisibles tels que le soufre et le phosphore.

La composition du "lit de fusion" indiqué au Tableau 4 ci-dessous a été déterminée sur la base des Tableaux 2 et 3.

Tableau 4 : Composition de l'enfournement

Expérience n° \ Constituants	1		2	
	%	Kg	%	Kg
Retours	65	6500	60	6000
Aciers	25	2500	15	1500
Fonte neuve	10	1000	25	2500

L'expérience 1 consistera en l'élaboration de fonte G.S. de nuance FGS 500-7* et FGS 600-3.

L'expérience 2 consistera en la production de fonte G.S. de nuance FGS 500-7.

La procédure à deux essais où l'on fait varier la quantité de retours, aciers, fonte neuve a pour but de mettre en évidence l'importance de l'utilisation d'une fonte exempte d'éléments parasites mais aussi à montrer l'importance de l'addition d'éléments perlitisants.

* F signifie Fonte, G signifie Graphite, S signifie Sphéroïdal, 500 indique la valeur de la résistance à la traction en N/mm² et 7 celle de l'allongement en % .

3.3.2 Fusion de la charge :

La disposition des constituants de la charge dans la benne, donc dans le four à arc, est importante; elle nécessite un enfournement selon un ordre bien défini :

- * tôles d'aciers de récupération au fond du four afin de protéger celui-ci du choc;

- * au centre, gueuses de fonte neuve et retours de fonderie;

- * au-dessus seront disposées les ferrailles légères.

La fusion rapide et efficace de la charge est basée sur un choix judicieux des paramètres du régime électrique (intensité, tensions et facteur de puissance)

La durée de fusion de l'essai 1 (1h 45mn) dépassant celle de l'essai 2 (1h 35mn) est due essentiellement à un décrassage trop prolongé. Ceci entraîne une baisse de la température du bain dans le premier cas; les températures enregistrées s'élèvent à 1388°C et 1437°C respectivement.

Le tableau 5 indique l'analyse chimique des échantillons prélevés à la fin de la fusion.

Tableau 5 : Analyse chimique de la fonte liquide.

Eléments Essai n°	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	Céq.
1	2.75	1.89	0.22	0.015	0.027	0.01	0.013	0.026	0.003	0.011	0.001	0.003	3.39
2	3.18	1.75	0.18	0.014	0.027	0.009	0.008	0.016	0.001	0.006	0.001	0.002	4.07

Tableau 6 : Analyse chimique de la fonte réajustée.

Eléments Essai n°	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	Céq.
1	3.60	2.55	0.21	0.014	0.027	0.008	0.012	0.024	0.001	0.011	0.00	0.003	4.46
2	3.65	2.56	0.17	0.013	0.026	0.007	0.008	0.014	0.00	0.006	0.00	0.002	4.51

3.3.3 Réajustement :

La fonte liquide est ensuite transférée du four à arc au four à induction afin de procéder durant son maintien au réajustement de l'analyse et de la température ainsi qu'à la première étape d'inoculation.

Tenant compte de l'affinité importante du carbone envers l'oxygène, des quantités de graphite s'élevant à 98 et 54Kg ont été introduites pour les essais 1 et 2 respectivement. Celles de ferro-silicium (Fe-Si) sont de 25Kg et 52Kg. Les températures enregistrées avant coulée en poche s'élèvent à 1510 et 1500°C pour les essais 1 et 2 respectivement.

Le tableau 6 de la page 34 indique l'analyse des échantillons prélevés au terme de 45mn, après homogénéisation du bain, due au brassage.

On note que la ferro-silicium-magnésium (Fe-Si-Mg) introduit 0,51 et 0,497% de silicium pour les essais 1 et 2 respectivement.

3.3.4 Inoculation et sphéroïdisation :

Ce traitement de la fonte de base obtenue après réajustement de l'analyse chimique est réalisé à l'aide de Fe-Si-Mg en poche de deux tonnes de capacité selon la méthode SANDWICH.

La composition du ferro-silico-magnésium est la suivante: 6% de Mg, 46% de Si, 0,8% d'Al, 1,5% de Ce, traces de Ca, traces de Ba, complément de Fe.

Le rendement du magnésium dans le bain est d'environ 65%.

La quantité d'alliage au magnésium nécessaire pour l'obtention du graphite sphéroïdal est calculée selon la formule suivante :

$$Q = \frac{P \times 0.76 (S - 0.01) + K + t10^{-3}}{R.Mg/100} (T/1450)^2 \quad (8)$$

où :

Q : quantité d'alliage en magnésium à utiliser en Kg

P : poids de la fonte à traiter, 2000Kg

S : teneur en soufre de la fonte de base, 0.014 et 0.013% pour les essais 1 et 2 respectivement

t : temps de séjour de la fonte après traitement et avant coulée, 12mn

T : température de la fonte au moment du traitement, 1510 et 1500°C pour les essais 1 et 2 respectivement

R : rendement en magnésium de l'opération, 65%

Mg: teneur en magnésium de l'alliage, 6%

K : teneur visée en magnésium résiduel, 0.05%

Les quantités de ferro-silico-magnésium déduites de nos calculs s'élèvent à 36 et 35Kg pour les essais 1 et 2 respectivement que l'on introduit dans chaque poche.

Le tableau 7 de la page 34 indique les analyses obtenues après traitement.

Tableau 7 : Analyse de la fonte traitée.

Eléments Essai n°	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	Céq.
1	2.52	2.55	0.2	0.013	0.027	0.058	0.012	0.023	0.001	0.011	0.00	0.002	4.45
2	3.64	2.56	0.16	0.012	0.026	0.056	0.008	0.013	0.00	0.006	0.00	0.001	4.50

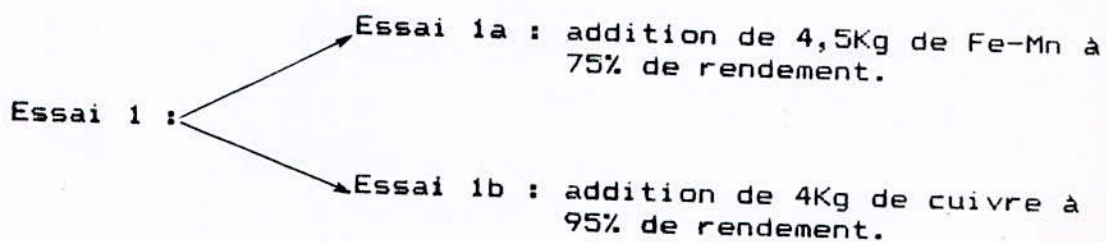
Tableau 8 : Analyse des fontes G.S. obtenues.

Eléments Essai n°	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	Céq.
1a	3.58	2.55	0.75	0.013	0.027	0.058	0.012	0.023	0.001	0.011	0.00	0.002	4.44
1b	3.58	2.55	0.2	0.013	0.027	0.058	0.012	0.023	0.001	0.95	0.00	0.002	4.44
2	3.63	2.56	0.6	0.012	0.026	0.056	0.006	0.013	0.00	0.006	0.00	0.001	4.49

3.3.5 Addition des éléments perlitisants :

La fonte traitée des essais 1 et 2 est ensuite transvasée dans des poches de coulée de 500Kg de capacité.

Afin d'obtenir des fontes G.S ferrito-perlitique (respectivement perlito-ferritique), on y effectue des additions de ferro-manganèse (Fe-Mn) (respectivement de cuivre) selon le schéma suivant :



Essai 2 : addition de 5Kg de Fe-Mn à 75% de rendement.

Le tableau 8 de la page précédente donne les analyses obtenues après addition de Fe-Mn et de cuivre.

3.3.6 Post-inoculation et coulée :

Une post-inoculation au moment de la coulée est réalisée à l'aide de ferro-silicium en poudre réparti dans les moules.

Des éprouvettes (KEEL-BLOCKS) pour essais mécaniques ont été prélevées selon les conditions indiquées au tableau 9 ci-dessous :

Tableau 9 : Condition de prélèvement des éprouvettes.

Essai n°	Température de coulée	Mode de refroidissement
1a	1408°C	Air libre
1b	1412°C	Air libre
2	1409°C	Air forcé

Des échantillons pour examens micrographiques ont été également préparés dans les mêmes conditions.

4 RESULTATS ET DISCUSSIONS :

4.1 Examens micrographiques :

Dans le but de caractériser la structure et les constituants de la fonte G.S. obtenue, des échantillons ont été préparés pour faire l'objet d'examens au microscope (marque ZEISS). Les surfaces à examiner de ces échantillons enrobés dans une résine ont subi plusieurs opérations successives de polissage à l'aide de papier EMERI de différentes tailles de grains (240, 400, 500, 800, 1000, 1200).

Un finissage au feutre et pâte diamantée complète ces opérations.

La mise en évidence de la structure de la fonte se fera sur des échantillons attaqués au Nital de composition suivante :

5 ml d'acide nitrique
95 ml d'éthanol pur

La durée de l'attaque est de 20 à 30 secondes à la température ambiante.

La caractérisation de la morphologie du graphite se fera, par contre, sur des échantillons non attaqués.

Les résultats de ces examens micrographiques d'échantillons des essais 1a, 1b et 2 sont illustrés par les micrographies suivantes.

Photo 1 :

La photo 1 ci-dessous révèle une forme presque complètement sphéroïdale des nodules de graphite illustrant le bon déroulement de l'opération de sphéroïdisation.

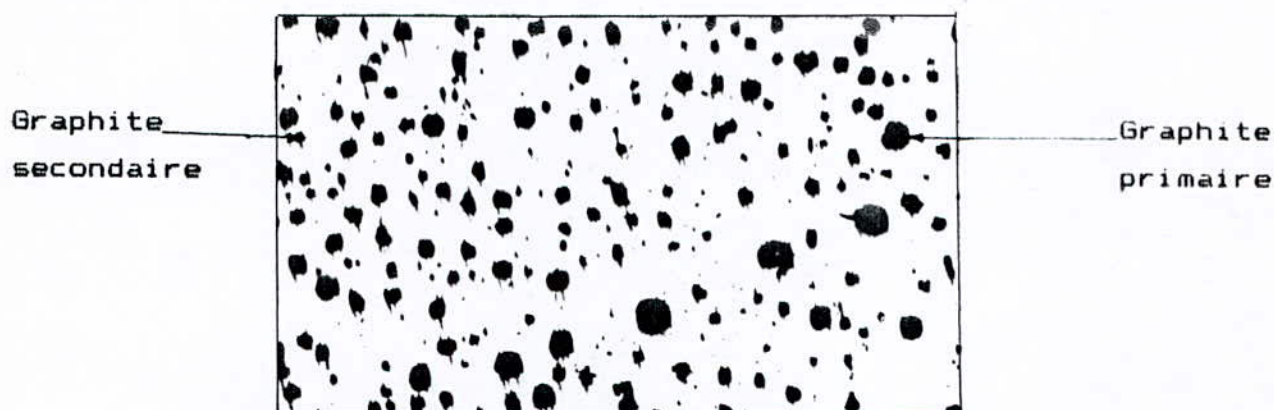
La proportion des sphéroïdes s'élève à environ 90% .

On observe une distribution uniforme de ces sphéroïdes dont le nombre par millimètre carré avoisine la centaine.

La différence de taille de ces sphéroïdes explique la nature du graphite précipité au cours du refroidissement:

- primaire (assez développé sur la photo) apparu au cours de la transformation eutectique;

- secondaire (moins développé) résultant des transformations ultérieures notamment eutectoïdes.



x 100

Photo 1 : Echantillon non attaqué, essai la
Refroidissement à l'air libre.

Photo 2 :

La photo 2 met en évidence la structure ferrito-perlitique. On remarque que les nodules de graphite sont entourés d'une enveloppe de ferrite (couleur blanche) quantitativement presque égale à la quantité de perlite.

On rappellera le caractère stabilisateur de la perlite joué par le manganèse dont la teneur s'élève à 0,75% dans cet échantillon.



Photo 2 : Echantillon attaqué, essai 1a
Refroidissement à l'air libre

Photo 3 :

La photo 3 caractérise une structure perlito-ferritique; la proportion de perlite dépassant de loin celle de la ferrite. Ceci peut s'expliquer par l'influence du cuivre dont la teneur dans cet échantillon atteint 0,95% .

On rappellera ainsi l'action graphitisante du cuivre à la solidification et son effet inverse au refroidissement. Ce qui a provoqué une sphéroïdisation moins importante et une perlitisation plus accentuée que dans l'essai 1a.



x 250

Photo 3 : Echantillon attaqué, essai 1b
Refroidissement à l'air libre

Photo 4 :

La structure en lamelles de la perlite est clairement mise en évidence dans la photo 4 ci-dessous :

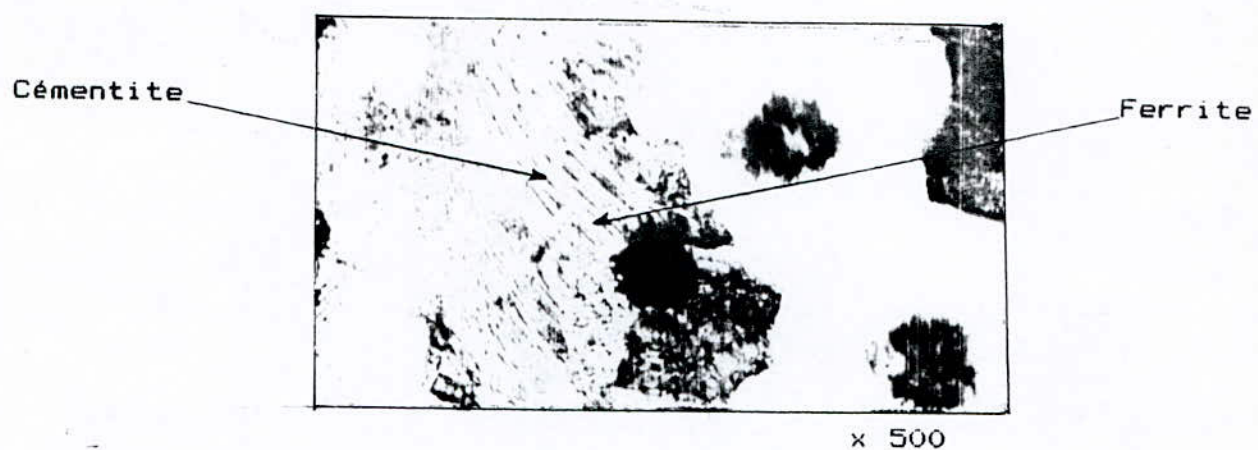


Photo 4 : Echantillon attaqué, essai 1b
Refroidissement à l'air libre

Photo 5 :

L'influence de la vitesse de refroidissement est illustrée dans la photo 5, où l'on observe un nombre plus élevé de sphéroïdes de graphite mais, cependant moins développés comparativement à celui décelé dans la photo 1.

En effet, plus la vitesse de refroidissement est rapide, plus la cinétique de formation est importante mais moins la croissance est accentuée.

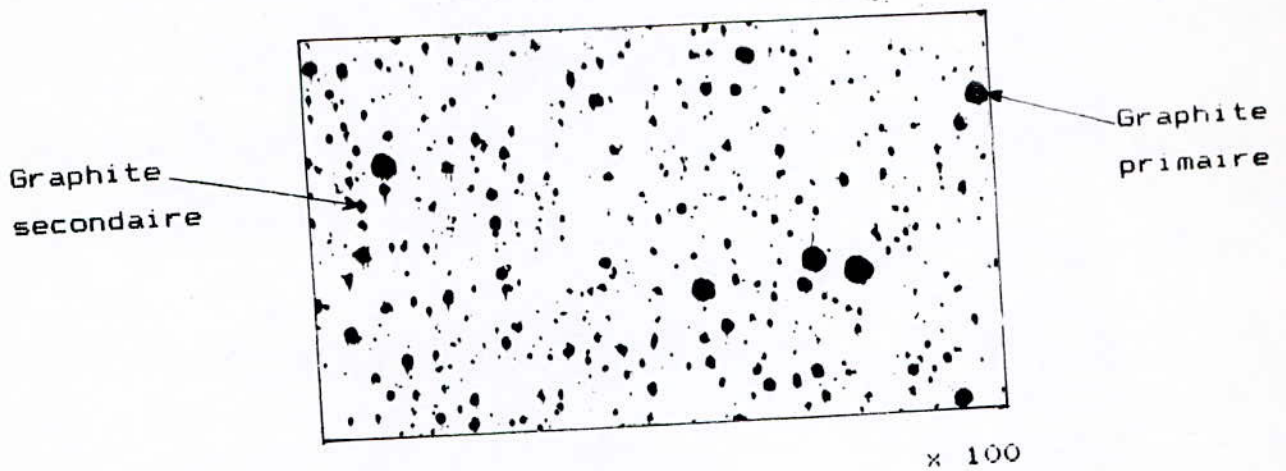


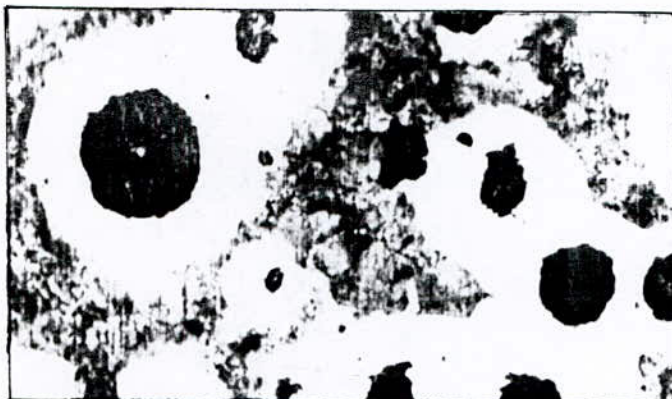
Photo 5 : Echantillon non attaqué, essai 2
Refroidissement forcé.

Photo 6 :

La comparaison des photos 6 et 2 indique également l'effet d'une vitesse plus rapide de refroidissement sur la formation de la perlite.

Dans la photo 6, la phase perlitique apparaît plus nettement.

On notera l'effet ferritisant du silicium, ce qui permet un meilleur développement de l'enveloppe ferritique.



x 250

Photo 6 : Echantillon attaqué, essai 2
Refroidissement forcé.

4.2

Essais mécaniques :

Les propriétés mécaniques (résistance à la traction, limite élastique, allongement, résilience et dureté) des fontes élaborées ont été déterminées.

Des éprouvettes pour essais mécaniques ont été usinées selon la norme AFNOR à partir des ébauches (KEEL-BLOCKS) mentionnées précédemment.

Essai de traction :

Il est réalisé sur éprouvette de forme et dimensions définies par la norme AFNOR NF A 03-151 et sur machine de traction universelle USDR.

Les dimensions de l'éprouvette sont :

longueur entre repères :	70 mm
longueur totale	: 140 mm
diamètre nominale	: (14 ± 0.09) mm

Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 10 ci-dessous dans lequel sont indiquées, pour comparaison, les valeurs envisagées selon la norme AFNOR et selon la S.N.V.I. pour des fontes de même type.

Nous remarquons, d'après le tableau 10 que toutes les valeurs de R_t , LE et A de nos essais 1a, 1b et 2 sont supérieures à celles requises.

Tableau 10 : Caractéristiques de traction.

Essai n°	Rt	LE	A%	Structure
	N / mm ²			
1a	634	453	7,2	(F + P) brute de coulée
1b	692	532	5,5	(P + F) brute de coulée
2	593	487	7,4	(F + P) brute de coulée
FGS500-7 (S.N.V.I.) cahier de charge	Min. 500	Min. 320	Min. 7	(F + P) brute de coulée
FGS600-3 (S.N.V.I.) cahier de charge	Min. 600	Min. 370	Min. 3	(P + F) brute de coulée
FGS560-5 (norme AFNOR)	Min. 560	Min. 390	Min. 5	(F + P) avec traitement thermique

Ceci illustre les caractéristiques satisfaisantes des fontes ferrito-perlitique et perlito-ferritique brute de coulée que nous avons élaborées.

La comparaison de ces valeurs indique que celles-ci (résistance à la traction et limite élastique) sont d'autant plus élevées que la structure est plus perlitique (comparées aux valeurs de l'essai 1b: structure perlito-ferritique et à celles de l'essai 1a: structure ferrito-perlitique).

Les valeurs de l'allongement évoluent évidemment en sens inverse de Rt et LE.

Les résultats de l'essai 2 de même structure ferrito-perlitique que l'essai 1a caractérisent les influences plus importantes des éléments perlitisants (Mn et Cu) que celles de la vitesse de refroidissement sur la structure et donc sur Rt, LE et A.

Essai de résilience et de dureté :

L'essai de résilience a été réalisé à l'aide d'une machine CHARPY sur des éprouvettes de caractéristiques dimensionnelles (norme AFNOR NF A 03-156) :

longueur	: 55 mm
section	: (10 x 10) mm ²
largeur de l'entaille	: 1 mm
profondeur de l'entaille en U	: 2 mm

L'essai de dureté BRINELL a été réalisé sur une machine WOLPERT selon la norme AFNOR NF A 03-201 (diamètre de la bille : 10 mm).

Les résultats de ces essais sont portés sur le tableau 11 ci-dessous.

L'examen des valeurs de résilience et de dureté du tableau 11 permet de conclure à la conformité des caractéristiques des fontes ferrito-perlitique et perlito-ferritique brute de coulée, autrement dit, illustre, on ne peut mieux, l'avantage de cette méthode d'élaboration éliminant le recours au traitement thermique.

Tableau 11 : Caractéristiques de résilience et de dureté.

Essai n°	Résilience daJ/cm ²	Dureté HB	Structure
1a	0,812	240	(F + P) brute de coulé
1b	0,625	247	(P + F) brute de coulé
2	0,812	224	(F + P) brute de coulé
FGS500-7 (S.N.V.I.) cahier de charge	-	170- 230	(F + P) brute de coulée
FGS600-3 (S.N.V.I.) cahier de charge	-	190- 270	(P + F) brute de coulée
FGS560-5 (Norme AFNOR)	#0.8	200- 260	(F + P) avec traitement thermique

5. CONCLUSION :

Dans le cadre de la présente étude, nous avons recherché les conditions optimales d'élaboration d'une fonte G.S. de structure ferrito-perlitique (respectivement perlito-ferritique) brute de coulée.

Les conclusions que nous avons tirées de cette investigation se résument dans ce qui suit :

- la morphologie du graphite telle que révélée par nos examens microscopiques est caractérisée par une forme presque complètement sphéroïdale.

Le taux de sphéroïdisation avoisine les 90% .

- Les caractéristiques mécaniques obtenues sont très satisfaisantes comparativement à celles exigées par la norme. La résistance à la traction dépasse 500 N/mm² dans le cas d'une fonte ferrito-perlitique et 600 N/mm² dans le cas d'une fonte perlito-ferritique; la limite élastique dépasse 320 et 370 N/mm² pour les fontes ferrito-perlitique et perlito-ferritique respectivement; l'allongement approche 6 et 8% pour les fontes FGS600-3 et FGS500-7 respectivement; la dureté varie de 224 à 240 HB lorsque la fonte est ferrito-perlitique et est égale à 247 HB lorsqu'il s'agit d'une fonte perlito-ferritique; la résilience se situe entre 0.625 et 0.812 daJ/cm².

Bien que certains aspects fondamentaux et pratiques se rapportant à l'élaboration de fonte G.S. de structure ferrito-perlitique et perlito-ferritique brute de coulée ne furent pas approfondis dans le cadre restreint de notre étude,

il nous semble important de souligner l'intérêt de continuer ces recherches afin de contribuer au développement des connaissances dans ce domaine peu maîtrisé par ailleurs par l'industrie de fonderie en Algérie.

5. EVALUATION ECONOMIQUE.

Dans les chapitres précédents, nous avons appréhendé les principes fondamentaux et pratiques de l'élaboration de fontes à graphite sphéroïdal ferrito-perlitique et perlito-ferritique brutes de coulée

Nous avons aussi retenu la conformité des caractéristiques mécaniques obtenues ainsi que celle des micrographies observées.

Rappelons l'avantage technologique marqué par cette méthode d'élaboration éliminant le recours au traitement thermique, celui-ci entraînant plusieurs inconvénients notamment: la déformation dimensionnelle et la difficulté du traitement lui-même.

Dans le chapitre qui suivra nous allons évalué le gain économique enregistrée par cette opération.

Notons que seules seront affichées les différences calculées à partir des coûts de transformation des charges la, 2 et celle obtenue avec traitement thermique ainsi que le coût du traitement.

Les gains calculés à partir des données communiquées par la S.N.V.I. sont les suivants:

- gain sur les coûts de transformation de la charge:

pour l'essai la: 24539961,6 DA/an

- gain sur le traitement thermique:

12467203,07 DA/an pour les essais la .

Ces résultats mènent aux conclusions suivantes:

- l'essai 2 revient plus onéreux que l'essai 1a;
- le traitement thermique contribue en grande partie par rapport à la charge;
- enfin, nous pensons utile de rappeler l'intérêt de continuer ces présentes recherches vu qu'elles apportent un avantage aussi bien économique què technologique et afin de contribuer au développement de la "Fonderie" en Algérie, ce domaine peu maîtrisé par ailleurs.

ANNEXE 1

Développement de l'industrie de fonderie en Algérie

Le développement de l'industrie de fonderie dans notre pays a donné naissance à un potentiel industriel important. En effet, la décennie 1970-1980 a connu une intensification dans la réalisation des investissements productifs.

Ce qui a permis à l'activité "fonderie", qui se situe en amont des secteurs de production des industries mécaniques, métallurgiques, pétrochimiques, agricoles et hydrauliques, d'occuper une position importante tant dans le processus industriel que dans l'économie nationale.

L'Algérie, avant l'indépendance, ne possédait que cinq fonderies dont deux principales (DUCROS Oran et U.I.A. El-Harrach) et trois de moindre importance (QUENZA, TERRIN et S.N.T.F.).

Le mode d'industrialisation retenu par l'Algérie, après l'indépendance, s'est traduit par la réalisation de :

- cinq fonderies intégrées à des complexes (C.P.V, C.M.T, B.V.A, C.M.G, et C.V.I);
- deux fonderies de sous-traitance (C.F.T et B.C.L)
- deux fonderies de wilaya (SIMCO et SOTRAMET).

1- Les fonderies intégrées :

La production ainsi que l'objectif de chaque fonderie sont réunis dans le tableau 15 ci-dessous :

Tableau 15 : Fonderies intégrées en Algérie

Désignation	Capacité de production (tonnes/an)	Objectif prévisionnel
C.M.T Constantine	10.000	Moteurs, tracteurs pour C.M.T, ...etc
C.P.V Berrouaghia	9.500	Pompes et vannes
C.V.I Rouiba	10.000	Pièces automobiles et véhicules industriels
B.V.A et C.M.Guelma	400 400	Robinetterie sanitaire Moteurs SIAMU

2- Les fonderies de wilaya :

Ces deux fonderies (SIMCO et SOTRAMET), d'une capacité respective de 2.000 et 1.000 tonnes/an de fonte grise, produisent essentiellement des pièces de voierie.

3- Les fonderies de sous traitance :

En plus de la B.C.L et de C.F.T, il existe deux autres fonderies de sous traitance, ce sont celles d'El-Harrach et d'Oran. Le tableau 16 ci-dessous les réunit.

Tableau 16 : Fonderies de sous traitance

Désignation	Capacité de production (tonnes/an)	Objectif prévisionnel
B.C.L Béni-mered	—	Pièces de rechange
C.F.T Tiaret	11.000 (fonte) 7.000 (acier)	Semelles de freins ...etc Pièces pour wagons ...etc
Fonderie d'El-Harrach	4.100 (fonte grise) 100 (non ferreux)	Voierie, pièces agricoles,...etc
Fonderie d'Oran	5.500 (fonte) 1.200 (acier) 30 (non ferreux)	Voierie, semelles de freins, Machoirs de concasseurs,...

4- Localisation des différentes fonderies :

La carte géographique ci-dessous situe les différentes fonderies algériennes bâties dans le cadre du projet d'industrialisation.

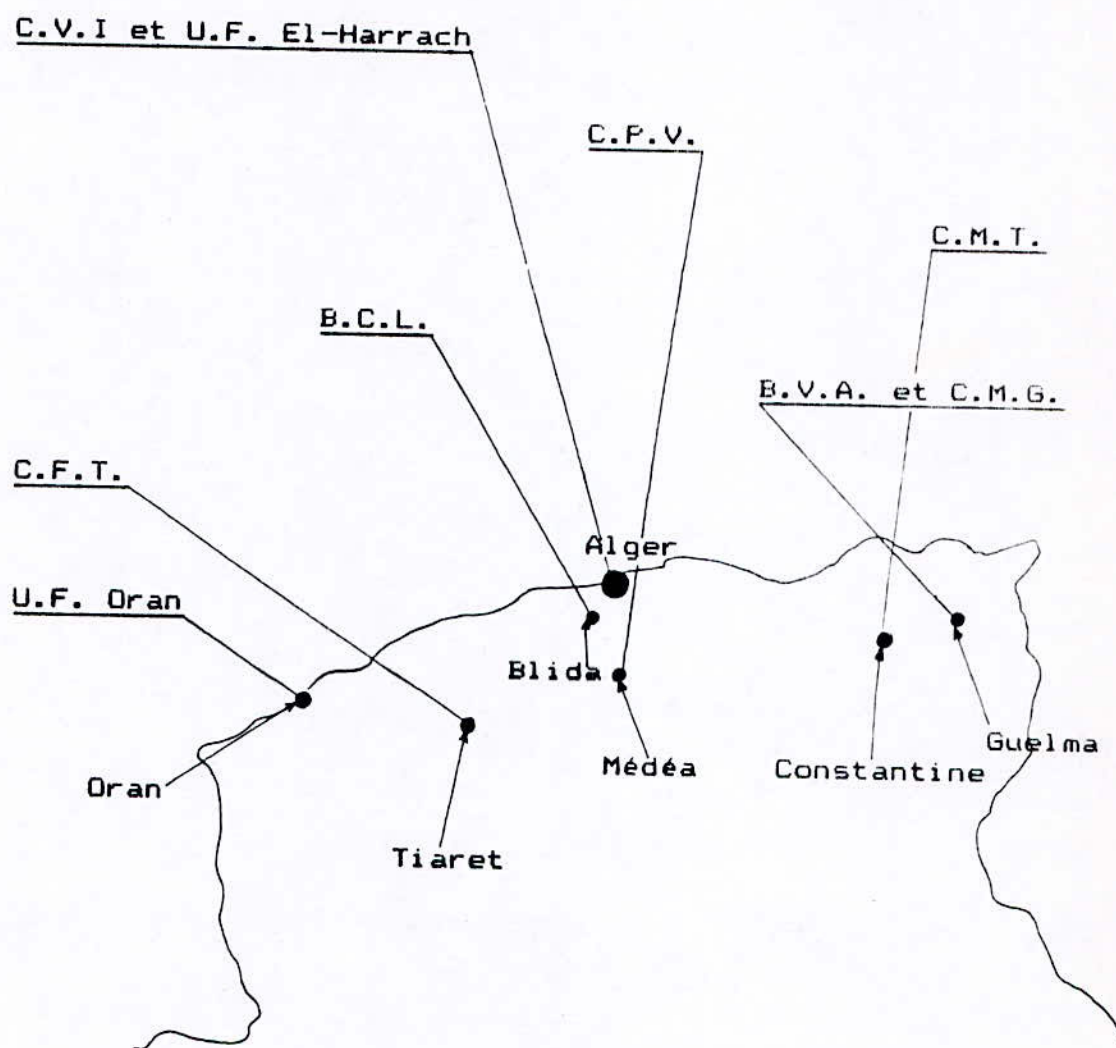


Fig.8 : Localisation des fonderies en Algérie

ANNEXE 2

Types de fontes élaborées à la S.N.V.I

Organisée en unités opérationnelles, la Société Nationale de Véhicules Industriels (S.N.V.I. ex SONACOME) est située dans la zone industrielle de Rouiba à une trentaine de kilomètres à l'Est d'Alger.

Pour assurer ses deux grandes fonctions, production et distribution-maintenance, la S.N.V.I dispose de plusieurs unités dont celle de fonderie.

La fonderie S.N.V.I a pour mission essentielle la fabrication de pièces en fonte à graphite sphéroïdal, mais elle produit aussi des pièces en fonte grise lamellaire. L'unité fonderie de Rouiba (U.F.R.) fabrique jusqu'à 10.000 tonnes de pièces en fonte, par an.

Par exemple, durant l'année 1990, la production a atteint 7.338.692 tonnes dont :

- 5082,723 tonnes en fonte G.S. ferritique;
- 484,415 tonnes en fonte G.S. ferrito-perlitique;
- 854,724 tonnes en fonte grise lamellaire (Ft 25);
- 916,830 tonnes en "fonte de base" utilisée pour la fabrication de refroidisseurs.

Les fontes grises lamellaires :

Communément appelées fontes grises, les fontes grises lamellaires sont des alliages Fer-Carbone-Silicium qui contiennent comme impuretés le manganèse, le phosphore et le soufre.

Dans la structure de ces fontes, tout le carbone ou sa plus grande partie cristallise sous forme de graphite; celui-ci détermine les propriétés de ce type de fontes. Celles élaborées au niveau de la S.N.V.I sont des fontes hypoeutectiques titrant 2,95 à 3,1% de carbone. Plus cette teneur est grande, plus il se forme du graphite et plus les propriétés mécaniques de la fonte sont faibles.

ANNEXE 3

Cassage des fontes G.S. brute de coulée

Les techniques de démaslottage des fontes G.S élaborées à l'U.F.R (oxycoupage et tronçonnage) entraînent une modification locale de la structure de la fonte. Cette modification a été mise en évidence au microscope métallographique sur des échantillons en fonte G.S brute de coulée.

Parmi ces échantillons, trois ont subi différents types de coupage, à savoir :

- échantillon 1 : scié;
- échantillon 2 : tronçonné;
- échantillon 3 : oxycoupé.

Ces échantillons sont attaqués au picrate de soude (ou picral) de composition chimique suivante :

- 20 g d'acide picrique, cristallisé;
- 250 g de NaOH en pastilles;
- q.s.p 1 litre d'eau.

Durée de l'attaque : 15 à 20 mn à chaud.

Cette attaque a la propriété de colorer la cémentite en brun foncé et permet ainsi de la différencier des autres constituants (ferrite et austénite).

Les échantillons attaqués ont ensuite fait l'objet d'examen micrographiques.

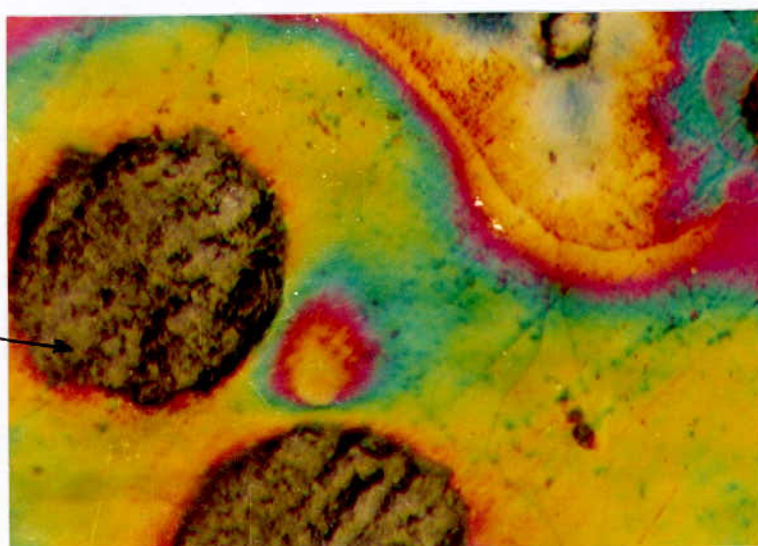
Les résultats de ces examens sont illustrés par les micrographies suivantes.

Photo 7 :

La photo 7 ci-dessous révèle une forme sphéroïdale du graphite. On ne distingue aucune trace de carbures de cémentite; la scie n'a aucune influence sur la structure de la fonte G.S.

Notons que le changement de couleurs d'une région à l'autre indique une distribution plus ou moins hétérogène des éléments constitutants de la matrice dans la fonte.

Sphéroïde de
graphite



x 500

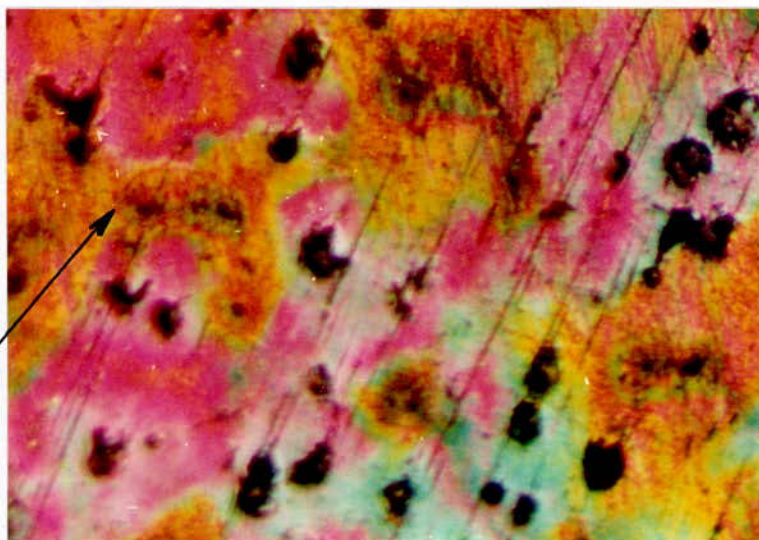
Photo 7 : Echantillon 1, attaqué

Photo 8 :

La photo 8 met en évidence des carbures de cémentite; ils sont peu lisibles et prennent une couleur "brun foncé". Ces carbures proviennent de la décomposition de la perlite en ferrite et cémentite.

Nous pensons que cette dissociation est due à la présence de courants thermiques à coeur de l'échantillon. Ces courants sont provoqués par l'échauffement lors du tronçonnage; cet échauffement étant insuffisant pour mener à fusion notre fonte, la décomposition de la perlite est alors incomplète.

Carbures de
cémentite

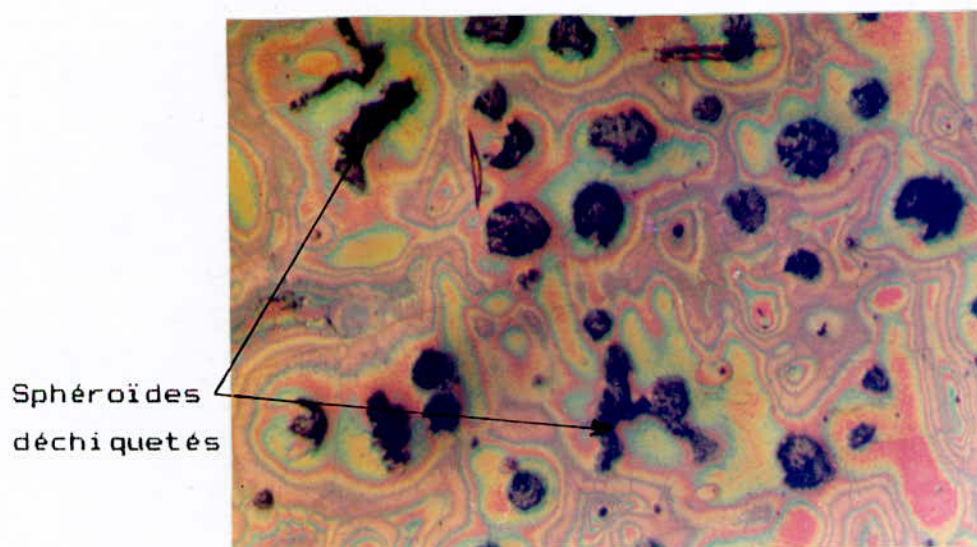


x 100

Photo 8 : Echantillon 2, attaqué.

Photo 9 :

La photo 9 caractérise la déformation des sphéroïdes de graphite. Cette déformation ayant pour origine le chauffage à la tronçonneuse, a probablement été provoquée par une refusion des enveloppes d'austénite entourant les sphéroïdes. Vu le chauffage insuffisant de la surface ayant subi le tronçonnage, cette refusion pense-t-on est partielle c'est pourquoi, le nombre de sphéroïdes déchiquetés est réduit.



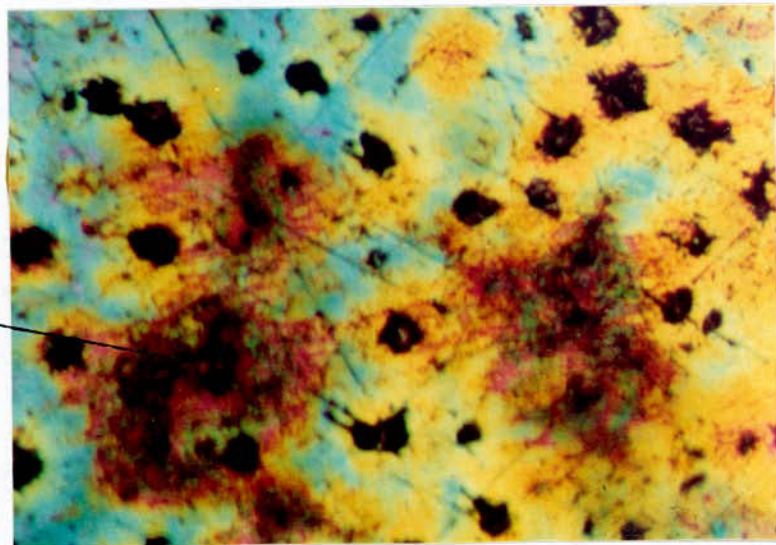
x 100

Photo 9 : Echantillon 2, attaqué,
mise en évidence du graphite
déchiqueté.

Photo 10 :

La décomposition de la perlite en carbures de cémentite est nettement plus importante sur la photo 10. En effet, le chalumeau entraîne une refusion locale de la fonte, celle-ci passe alors localement dans le domaine liquide du diagramme stable. Le refroidissement à l'air lui permet de refroidir dans le domaine métastable, d'où formation de cémentite.

Carbures de
cémentite



x 100

Photo 10 : Echantillon 3, attaqué,
mise en évidence des carbures
de cémentite.

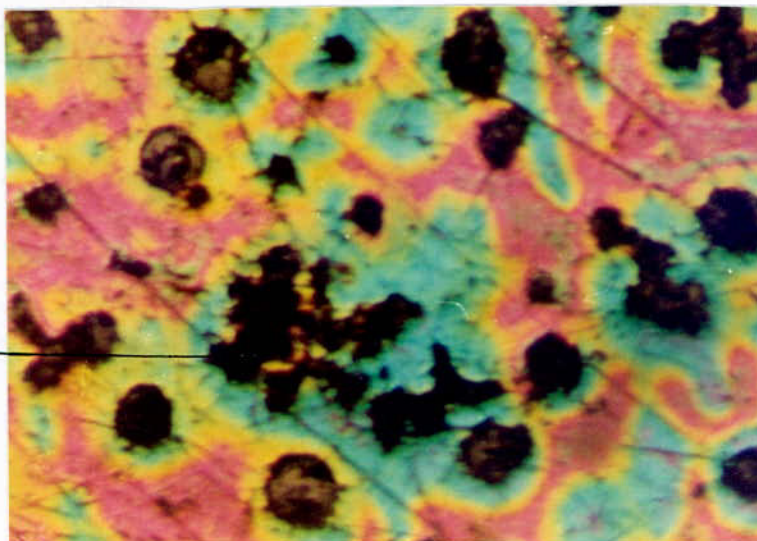
Photo 11 :

La comparaison des photos 9 et 11 indique également l'effet de l'oxycoupage sur la forme du graphite.

Dans la photo 11, le nombre de sphéroïdes déchiquetés est plus important.

L'élévation de la température jusqu'à celle de fusion a probablement entraîné la déstabilisation des sphéroïdes, ce qui les détruit complètement en petites particules (graphite déchiqueté); la fusion des enveloppes d'austénite est alors complète.

Graphite
déchiqueté



x 100

Photo 11 : Echantillon 3, attaqué,
mise en évidence du graphite
déchiqueté.

Du fait de cette modification locale de la structure par les techniques actuellement utilisées à l'U.F.R (trouçonnage ou oxycoupage), il est primordial d'envisager des moyens de démaslottage n'entraînant aucune modification vu que cet handicap n'est pas palié par un quelconque traitement thermique.

Parmi ces techniques, on peut citer :

- le cassage au coin hydraulique;
- le cassage cryogénique.

Enfin, nous reconnaissons que beaucoup d'aspects se rapportant au démaslottage des fontes G.S brute de coulée n'ont pas été approfondis dans le cadre de notre investigation mais il est intéressant de noter l'importance de poursuivre les recherches à ce sujet afin de mieux maîtriser l'élaboration de fontes à graphite sphéroïdal sans recourir au traitement thermique.

GLOSSAIRE

(B)

Brassage

Opération qui consiste à agiter vivement un bain de métal liquide afin de bien mélanger ses constituants.

(C)

Contraintes résiduelles

Souvent appelées tensions internes. Ce sont des contraintes, soit de traction, soit de compression, développées dans une pièce métallique brute de coulée du fait des irrégularités de retrait subies par ses diverses parties au cours du refroidissement, ou dans une pièce ayant subi un traitement thermique ou mécanique plus ou moins hétérogène.

Corps à vert

Propriété d'un sable de moulage ou d'un sable à noyaux non séché, de s'agglomérer en masse compacte et de prendre forme, puis de la conserver sans se fissurer ni se déformer sous l'influence d'une force déterminée.

Coulabilité

Aptitude plus ou moins grande que possède un métal ou un alliage à remplir un moule en se solidifiant.

Cette propriété de fonderie est influencée par différents facteurs tels que viscosité, tension superficielle,...etc

Crasse

On désigne sous ce nom les résidus qu'une entreprise métallurgique ne peut réutiliser et qu'elle est obligée, de ce fait, de jeter.

C'est aussi un défaut de pièce de fonderie occasionné par un entraînement de scories au moment de la coulée; c'est généralement un défaut de surface.

(D)

Décochage

Opération de fonderie qui consiste, après refroidissement à extirper la pièce de la masse de sable qui l'enveloppe.

(G)

Grenailage

C'est une opération qui consiste à soumettre une pièce métallique au mortellement répété de grains abrasifs animés d'une grande vitesse.

Le sable est remplacé, actuellement, par de la grenaille métallique dont la force vive est plus élevée.

(M)

Masselotte

Réserve de métal liquide après refroidissement devenant une masse excédentaire de métal solide, que l'on ajoute au-dessus de la partie massive d'une pièce à couler pour augmenter la pression du métal liquide sur la pièce elle-même et pour nourrir à ses dépens la retassure qui s'y forme.

(O)

Oxycoupage

Découpage des tôles au chalumeau, basé sur le principe de la combustion du fer dans l'oxygène, avec formation d'oxyde de fer plus fusible que le métal.

(R)

Retassure

Défaut de fonderie dû au retrait du métal au cours de sa solidification et caractérisé par une ou plusieurs cavités internes.

Retrait

Contraction que subissent les métaux et alliages coulés, en se refroidissant et qui se manifeste à l'état liquide, pendant la solidification, et à l'état solide.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) I.MINKOFF : The physical metallurgy of cast iron.
Edition J.WILEY and SONS 1983.
- (2) I.LAKHTINE : Métallurgie et traitement thermique des métaux
quatrième édition.
- (3) W.K.BOICK December 1960 : Solidification of metals.
- (4) Poly. inoculants : les alliages de fonderie : inoculants
nodulissants.
- (5) Inoculation of iron base alloys H.FREDRIKSSON 65 (1984)
137-144.
- (6) M.DECROP : Fontes à graphite sphéroïdal, élaboration,
caractéristiques.
- (7) Techniques de l'ingénieur, M392-2, les fontes à graphite
sphéroïdal, chapitre 1,1, édition 1990.
- (8) J.NIARD : Chimie et métallurgie, édition NATHAM 1985.
- (9) M.LAPLANCHE : les fontes et leurs traitements thermiques,
métallurgie structurale, tome 1, édition 1975.
- (10) M.GEIER : Métallurgie de fonderie, tome 1.
- (11) Techniques de l'ingénieur, M762-16, alliages ternaires.
- (12) M.GEIER : Métallurgie de fonderie, tome 2.
- (13) W.M.CUBBERLY : Metals handbook, ninth edition, volume 1,
properties and sélection iron and steels.

- (14) S.PARENT-SIMONIN : Influence des divers oligo-éléments dans les fontes, C.T.I.F., Juillet 1980.
- (15) B.SCHMITT : Métallurgie physique des matériaux ferreux : fers aciers, fontes.
- (16) J.M.THERET et G.LESSOULT : Déroulement de la solidification des fontes à graphite sphéroïdal, conséquences prévisibles pour l'alimentation des pièces de fonderie, revue "Hommes et fonderie", Février 1984.
- (17) A.ROOS : Précis de métallurgie appliquée, troisième édition.
- (18) M.LAPLANCHE : les fontes et leurs traitements thermiques, métallurgie structurale, tome 2, édition 1975.
- (19) M.DECROP : Fontes à graphite sphéroïdal, élaboration, caractéristiques, tome 2.
- (20) STEPHEN-I-KARSAY : Fontes G.S.I, production, revu et mis à jour en 1976.
- (21) SONACOME-Fenderie, BERLIET-fusion, la fusion SONACOME, FU 4, Février 1978, document N8056-1-049.
- (22) A.FORESTIER : Cassage des pièces en fontes G.S. brute de coulée, revue "Hommes et fonderie", décembre 1984.
- (23) J.BARRALIS : Précis de métallurgie, 5ème édition.
- (24) L.MABRAKEN et J.L.DEBROUWER : Bases de la métallographie; édition 19.
- (25) J.POKORNY : Album de la métallographie, édition 1971.
- (26) Manuel des fontes moulées, traduit et adapté de "the gray iron casting handbook", 1965.

- (27) O.BADER et M.THERET : Dictionnaire de métallurgie,
2ème édition.
- (28) F.DUBROUS : La ferro-silicium, revue de métallurgie, Juin 1979
- (29) G.HENON et C.MASCRE, G.BLANC : Recherche de la qualité des
pièces de fonderie, 1971.
- (30) Fonderie et développement, revue éditée par le comité
fonderie, numéro 1.

Procédé de Fabrication de Fonte Graphite Sphérique

réception sables et adjuvants

