

8/92

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère aux Universités et de la Recherche Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique

Département : Métallurgie

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

THESE

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

Spécialité Métallurgie

Etude par:

BENALIA Ghalia

SUJET

Elaboration de la Fonte
à Graphite Sphéroïdal
Ferritique brute
de coulée
(FGS 400-15)

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
Ghalia BENALIA

Elaboration d'une fonte à graphite sphéroïdal
brute de coulée de structure ferritique
FGS 400 - 15

Soutenue le septembre 1992

DEDICACES

- Je dédie ce travail à mes chers parents qui m'ont toujours encouragé à aller de l'avant, ainsi que ma deuxième mère ALDJIA qui m'a soutenu et aidé jusqu'à la fin de ma formation.

- A ma grand mère " YAYA "
- A toute ma famille
- A tous mes amis

RESUME

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Cette étude présente les résultats de l'élaboration d'une fonte à graphite sphéroïdal de structure ferritique brute de coulée .

L'obtention de caractéristiques structurales et mécaniques satisfaisantes sont expliquées par la nécessaire prise en considération quant aux conditions optimales de l'élaboration, des aspects fondamentaux tels que ceux se rapportant aux structures, à l'inoculation, sphéroïdisation... une évaluation économique est présentée dans les conditions de l'unité UFR (SNVI de Rouiba)

Démontrant l'avantage d'adopter cette méthode technologique d'élaboration des pièces moulées .

SOMMAIRE

Remerciements	
1. Introduction	1
2. FONTES	2
2.1. Généralités	2
2.2. Système fer-carbone-Silicium	3
2.3. Composition Chimique	7
2.4. Solidification	13
2.4.1. Germination et croissance	15
2.4.2. Inoculation des fontes	19
2.4.3. Nodulisation du graphite dans les fontes GS	20
2.5. Structure des fontes	22
2.6. Propriétés mécaniques des fontes GS	24
2.7. Domaines d'utilisation	26
3. PARTIE EXPERIMENTALE	27
3.1. Introduction	27
3.2. Equipements	28
3.3. Elaboration	30
3.3.1. Composition de la charge	30
3.3.2. Fusion de la charge	31
3.3.3. Maintien et réajustement	34
3.3.4. Inoculation et sphéroidisation	36
3.3.5. Post-inoculation et coulée	37
3.3.6. Prélèvement des éprouvettes et échantillons	37
4. RESULTATS ET INTERPRETATIONS	39
4.1. Examens micrographiques	39
4.1.1. Préparation des échantillons	39
4.1.2. Morphologie du graphite et structure de la matrice	40
4.2. Essais mécaniques	48
5. CONCLUSION	52
6. EVALUATION ECONOMIQUE	53
ANNEXE 1 : Influence du cassage sur la structure de la pièce	
ANNEXE 2 : Développement de l'industrie de fonderie en Algérie	
ANNEXE 3 : Types de fontes élaborées à la SNVI-UFR	
BIBLIOGRAPHIE	

-##- REMERCIEMENTS -##-

Je présente toute ma gratitude à mon Co-promoteur, Monsieur BELKACEM et Monsieur ZOUYED, qui m'ont aidé à découvrir le monde industriel de la fonte GS et m'ont facilité la réalisation de mon étude pratique.

Je remercie vivement mon Promoteur Monsieur MENAS, pour m'avoir initié au domaine de la recherche grâce à ses précieux conseils, en me faisant profiter de son expérience, en tant qu'enseignant au Département "métallurgie".

J'exprime ma reconnaissance à tous les enseignants qui ont contribué à ma formation.

J'adresse mes remerciements à l'ensemble du personnel de la fonderie, du laboratoire de Métallurgie, de l'atelier mécanique de l'UFR, ainsi que le personnel du laboratoire central du CVI.

INTRODUCTION :

Bien que récent, le développement en Algérie de la production des fontes de moulage a pris un essor remarquable durant les années 1970, illustré par l'implantation des différentes unités à travers le territoire.

Dans ce contexte, il nous semblait intéressant d'appréhender dans le cadre de notre thèse d'Ingénieur les aspects fondamentaux et pratiques de l'élaboration d'une fonte à graphite sphéroïdal de structure ferritique brute de coulée.

L'objectif est par conséquent d'éliminer le recours aux traitements thermiques onéreux des pièces moulées. Cela exige une recherche judicieuse des conditions optimales de chaque étape du processus d'élaboration, conditions dont dépendent dans une très large mesure les caractéristiques structurales et les propriétés mécaniques de la fonte.

2 FONTES :

2.1 Généralités :

Les fontes sont des alliages Fer-Carbone-Silicium contenant d'autres éléments en teneurs plus ou moins importantes (Mn, S, P, Cr, Mo, Al...).

On distingue d'après leur mode de solidification conduisant à deux formes de carbone, deux types de fontes :

a) Fonte grise :

Le carbone y est présent sous forme de graphite, soit lamellaire, soit sphéroïdal comme dans les fontes à graphite sphéroïdal.

Le processus de solidification se déroule conformément au diagramme stable Fer-Graphite.

b) Fonte blanche :

Le carbone précipite sous forme de carbure de fer la cémentite (Fe_3C). Basée sur l'état thermodynamique de ce composé, la solidification a lieu selon le diagramme métastable Fer-Cémentite.

Système Fer-Carbone-Silicium :

Les impuretés mentionnées précédemment, peuvent se dissoudre dans les phases liquide et solide de la fonte (ferrite, austénite, cémentite, graphite) faisant varier les conditions de leurs équilibres.

Elles peuvent aussi former avec le fer, le carbone et entre elles des liaisons chimiques indépendantes.

Les influences d'une impureté x sur l'équilibre des phases des alliages Fe-C sont décrites complètement par les diagrammes ternaires Fe-C-X.

Nous nous limiterons, dans le cadre de la présente étude, à présenter l'influence du silicium dont la teneur dans les fontes est généralement élevée.

La Figure 1 ci-dessous montre des sections verticales du diagramme Fe-C-Si :

On remarque :

- un abaissement progressif de la température d'austénite (δ) - liquidus et un rétrécissement du domaine δ avec l'augmentation de la teneur en silicium;

- les paliers eutectique et eutectoïde sont déplacés vers le haut en fonction de la température;

- les teneurs eutectique et eutectoïde (C', S') en carbone diminuent en fonction de la teneur en silicium. (L'abaissement de l'eutectique s'élève à 0,32% C par % Si [1]).

La Figure 1 met clairement en évidence le rôle important du silicium sur l'état thermodynamique du système.

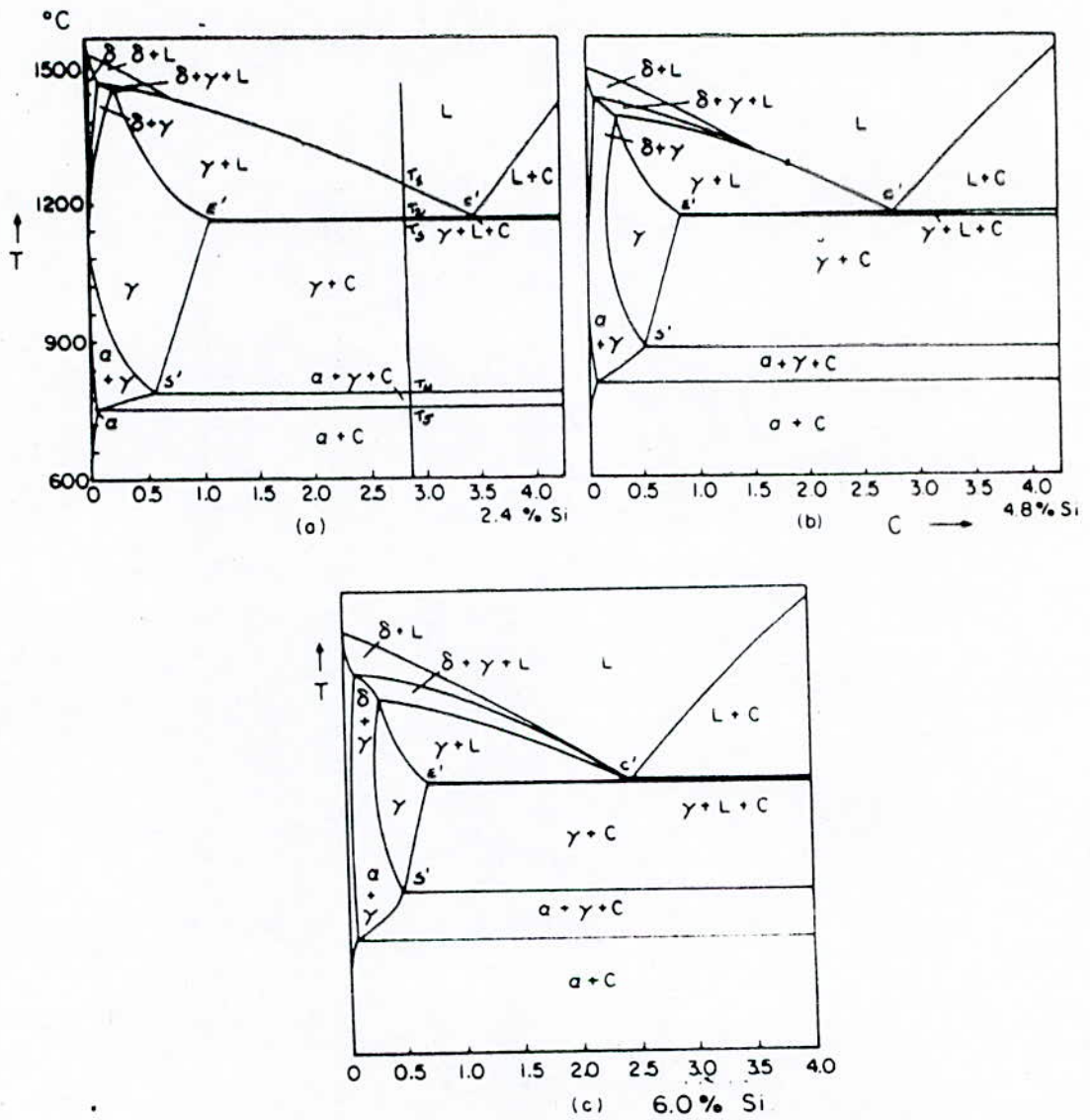


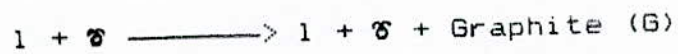
Fig.1 : Sections verticales du diagramme Fe-C-Si [2]
 (a) 2,4% Si, (b) 4,8% Si, (c) 6,0% Si

Les transformations successives que subit une fonte liquide de composition hypo-eutectique durant le processus de refroidissement se déroulent comme suit :

. à la température inférieure à celle du liquidus T_1 ; l'austénite primaire précipite sous forme de dendrites, le liquide s'enrichissant en carbone. Cela est traduit par la relation suivante :



. l'austénite primaire croît. A la température T_2 , nous observons la formation de l'austénite et du graphite eutectiques selon la relation suivante :



Le domaine $(\text{l}+\delta+\text{G})$ est d'autant plus large que la teneur en silicium est élevée.

Plus significatif encore est le rôle de cet élément dans l'inoculation des fontes afin d'empêcher la précipitation des carbures de fer, autrement dit de faire dérouler la solidification selon le diagramme Fer-Graphite.

Comme mentionné précédemment, le silicium augmente la température eutectique $(\delta+\text{G})$ et abaisse la température eutectique $(\delta+\text{Fe}_3\text{C})$ d'où précipitation préférentielle du graphite.

. à la température T_3 , il y aura la transformation suivante :



Cette transformation eutectique se caractérise d'une part par la poursuite du développement des dendrites de l'austénite suivie d'autre part de celle du graphite, lequel au terme de l'épuisement du liquide se retrouve distribuer dans la phase δ .

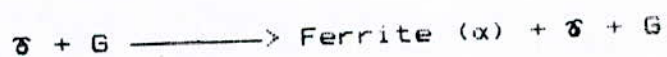
On notera le rôle primordial des diffusions aux interfaces δ/l et G/l .

Les forces motrices de ces processus diffusionnels sont le résultat des variations, au cours du refroidissement, des gradients de concentration des éléments fer et carbone définies par les limites de solubilité du carbone représentées dans le diagramme d'équilibre.

Les précipitations simultanées de l'austénite et du graphite dépendent des mobilités diffusionnelles des atomes de fer et de ceux du carbone.

Ces derniers diffusent vers le graphite plus rapidement que les atomes de fer qui s'en éloignent.

. A la température T_4 , a lieu la transformation eutectoïde comme suit :



L'austénite se transforme en ferrite et les atomes de carbone libérés, diffusent vers le graphite.

. A la température T_0 , le processus de solidification est mené à terme pour conduire à une structure complètement ferritique selon la transformation :



2.3 Composition chimique :

Le tableau 1 ci-dessous indique la composition type d'une fonte GS selon la norme AFNOR [3] :

Tableau 1 : Composition chimique de la fonte GS

Eléments	C %	Si %	Mn %	S %	P %
Fonte GS	3	1,8	0,1 à 0,2 fonte ferritique	<	<
	4	3,15	0,2 à 0,4 fonte perlitique	0,01	0,08

Les teneurs en carbone et en silicium (éléments essentiels de la composition) prédéterminent dans une très large mesure la qualité de la fonte.

La Figure 2 ci-dessous illustre les limites de variation de ces teneurs définissant ainsi le domaine recommandé de celle-ci.

On observe qu'une teneur insuffisante en silicium augmente le risque de formation de fonte blanche.

Il y a diminution des propriétés de résilience surtout à température élevée lorsque la teneur en silicium est supérieure à 3,15% environ.

En effet le silicium, en se dissolvant dans la ferrite, peut former des silicures de fer (FeSi) causant ainsi un durcissement de la matrice.

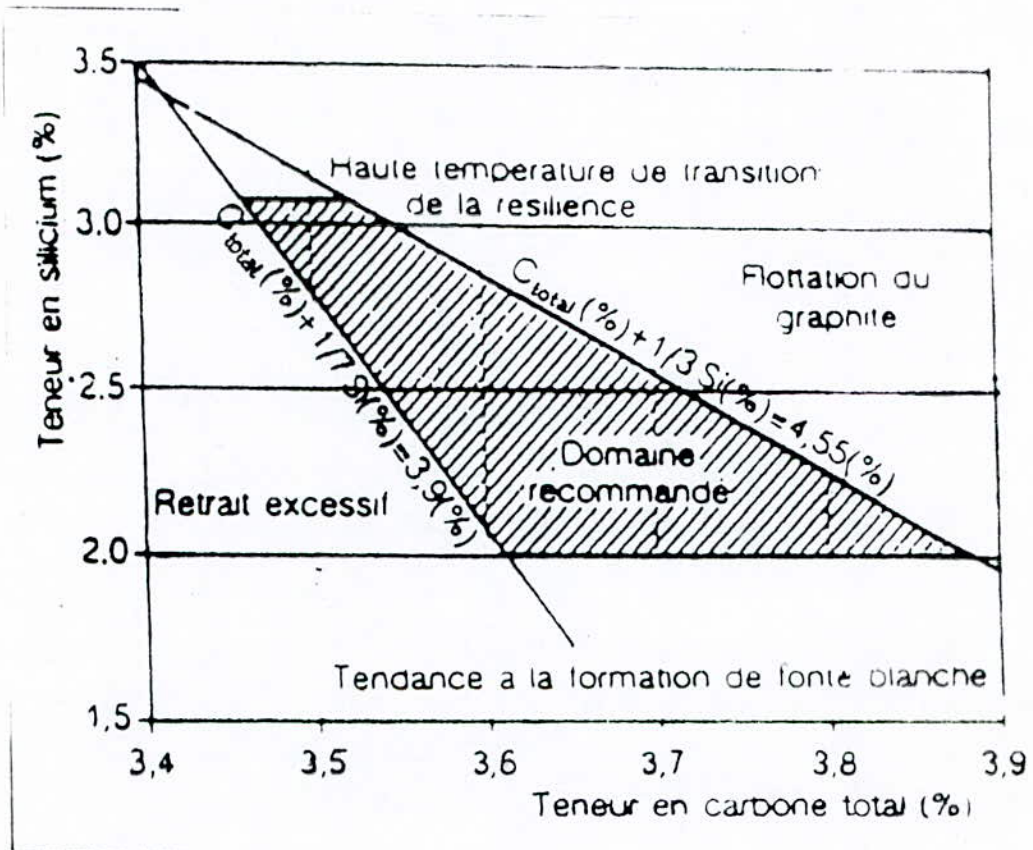


Fig.2 : Domaine de variation des teneurs en carbone et en silicium des fontes [4]

En outre, le silicium limite la solubilité du carbone ce qui peut provoquer dans certains cas la flottation du graphite lorsque la teneur en carbone est trop élevée.

Par contre, une faible teneur en carbone entraînerait un retrait excessif (dû à la perte de volume lors de la transformation liquide —> solide) durant la solidification.

Afin de prédire différentes propriétés mécaniques des fontes (résistance à la traction, dureté), les fondeurs utilisent l'expression suivante du carbone équivalent (Céq).

$$\% \text{ Céq} = \% \text{ C} + \frac{\% \text{ Si} + \% \text{ P}}{3} \quad (1)$$

Où % C est la teneur analysée en carbone.

Cette relation signifie en fait que le %Céq d'une solution Fe-C contenant plusieurs éléments a la même activité a_c que celle de la même quantité de carbone dans une solution binaire Fe-C.

Cette expression empirique est donc vérifiée par les calculs thermodynamiques, conduisant à définir à partir des paramètres d'interaction, les coefficients des éléments autres que le silicium et le phosphore.

La relation obtenue est :

$$\% \text{ Céq} = \% \text{ C} + 0,31\% \text{ Si} + 0,33\% \text{ P} - 0,027\% \text{ Mn} + 0,40\% \text{ S} \quad (2)$$

La différence entre %Céq et 4,26% indique la position de la composition de la fonte dans le diagramme Fe-C par rapport à l'eutectique. Ainsi nous avons :

%Céq < 4,26% la fonte est dite hypo-eutectique;

%Céq > 4,26% la fonte est dite hyper-eutectique.

Plus exactement, la quantité d'eutectique pour une température eutectique est déterminée par le ratio de saturation de formule suivante [2] :

$$Sr = \frac{C - E'}{C' - E'} \quad (3)$$

Où C indique la teneur en carbone analysée;
 Sr=1, signifie que la structure est complètement eutectique.

Notons que C' indique la solubilité maximale du carbone dans le fer à la température considérée.

E' est la solubilité du carbone dans l'austénite à la température eutectique.

La valeur de C' étant estimée selon la relation :

$$\%C' = 1,3 + 2,57 \cdot 10^{-3} T^{\circ}C + 0,027\%Mn - 0,31\%Si - 0,33\%P - 0,40\%S \quad (4)$$

Cependant, le calcul de E' est difficile à cause de l'influence des éléments sur la solubilité du carbone dans l'austénite. Aussi a été proposé le degré de saturation Sc défini comme suit :

$$Sc = \frac{C}{C'} \quad (5)$$

Le rôle et l'influence des autres éléments présents dans la composition chimique de la fonte sont brièvement discutés dans ce qui suit [5, 6, 7] :

- Manganèse :

C'est un élément blanchissant de la matrice et désulfurant. Sa teneur est limitée à moins de 0,2% pour les fontes ferritiques, et de 0,2 à 0,4 pour les fontes ferrito-perlitiques car il durcit la matrice. Pour une teneur supérieure à 0,4%, il y a formation de cémentite manganésifère $(Fe, Mn)_3C$ dans la perlite. Il est aussi dénitrurant (les nitrures stabilisent le carbone). Il augmente la dureté et la résistance à la traction.

- Soufre :

Il diminue la coulabilité (peu soluble dans l'austénite) et contribue à la formation de soufflures. Sa teneur est limitée au maximum à 0,02% . Ce qui favorise une utilisation plus efficace du magnésium pour la sphéroïdisation.

- Phosphore :

Il améliore la coulabilité et provoque la fragilité (baisse de résilience) par précipitation d'un eutectique phosphoreux, la stéadite. Sa teneur ne doit pas dépasser 0,08% .

- Magnésium :

Elément sphéroïdisant du graphite et blanchissant de la matrice. Sa teneur varie entre 0,03 et 0,10%, de faibles valeurs étant préférées pour l'obtention d'une structure ferritique. A cause de son affinité élevée envers le soufre, la fonte devra subir si nécessaire un traitement de désulfuration au carbure de calcium par exemple, avant l'opération de sphéroïdisation du graphite. Celle-ci est souvent réalisée selon la méthode sandwich afin de diminuer les pertes au magnésium (élément très volatil).

- Aluminium :

Elément graphitisant du graphite et alphasène (pour %Al < 1%), il se retrouve dans les dendrites. Il cause des piqûres sous-cutanées dans les pièces coulées en sable à vert. La teneur admise doit être inférieure à 0,01% .

- Cérium :

Il favorise la sphéroïdisation du graphite en neutralisant les éléments poisons (Sb, Bi, ...). Sa teneur est limitée entre 0,01 et 0,05% .

- Chrome et molybdène :

Eléments carburigènes (Cr_2C_3 , MoC) et alphasènes solubles dans la cémentite (Fe_3C). Leurs teneurs doivent être inférieures à 0,05% .

- Cuivre :

Elément graphitisant à la solidification aux basses teneurs en silicium. Il est antiferritisant énergétique au cours du refroidissement dans le domaine eutectoïde. Il empêche la formation de carbures libres. Sa teneur doit être inférieure à 0,03% pour les fontes GS ferritiques brutes de coulée. Il améliore les propriétés mécaniques.

- Nickel :

Elément graphitisant. Sa présence en faible teneur ne présente aucun inconvénient. Sa teneur doit être inférieure à 0,1% pour la structure ferritique.

- Impuretés nocives :

Les éléments dits nocifs (Pb, Bi, Sb, Ti, S, Cd, As,...) donnent aux sphéroïdes de graphite une forme imparfaite, déchiquetée. Ils forment des composés tels que PbMg, BiMg,... diminuant ainsi la quantité de magnésium nécessaire à la sphéroïdisation.

2.4 Solidification :

Le processus de transformation d'un métal de l'état liquide à l'état solide peut être divisé en quatre étapes :

- a) refroidissement jusqu'à la température du liquidus;
- b) surfusion;
- c) germination;
- d) croissance.

La température du liquidus est la température la plus élevée à laquelle peut se former le solide.

D'un point de vue thermodynamique, c'est la température à laquelle l'énergie libre du solide est égale à celle du liquide [7, 8].

La Figure 3 représente schématiquement les courbes d'énergie libre du liquide et du solide en fonction de la température.

La phase stable à une température donnée est celle ayant la plus faible énergie libre.

On notera que le refroidissement jusqu'à la température du liquidus demeure une condition nécessaire mais cependant pas suffisante pour la solidification.

En effet, la cristallisation du métal ne saurait commencer avant que la surfusion de celui-ci n'atteigne un certain degré, et ce à cause de l'écart à l'équilibre qui y prévaut.

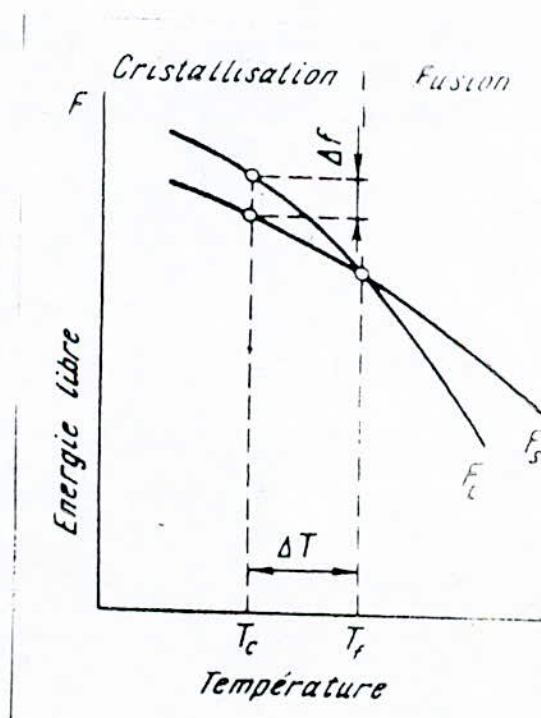


Fig.3 : Modification de l'énergie libre E du métal en fonction de la température [8]

Cet écart à l'équilibre s'explique par la différence des mobilités des atomes à l'état liquide (mouvement relativement libre) et à l'état solide (mouvement limité à des positions définies dans le réseau cristallin).

On appelle surfusion la différence de température (voir Fig.3) :

$$\Delta T = T_e - T_c \quad (6)$$

Où T_e : Température d'équilibre;

T_c : Température de cristallisation.

2.4.1 Germination et croissance :

La cristallisation du métal se déroule par la formation et la croissance des germes cristallins.

La cinétique de ce processus dépend de deux paramètres :

n : vitesse ou fréquence de formation des germes;

v : vitesse linéaire de croissance.

La Figure 4 ci-dessous illustre les cinétiques de germination et de croissance en fonction du degré de surfusion ΔT .

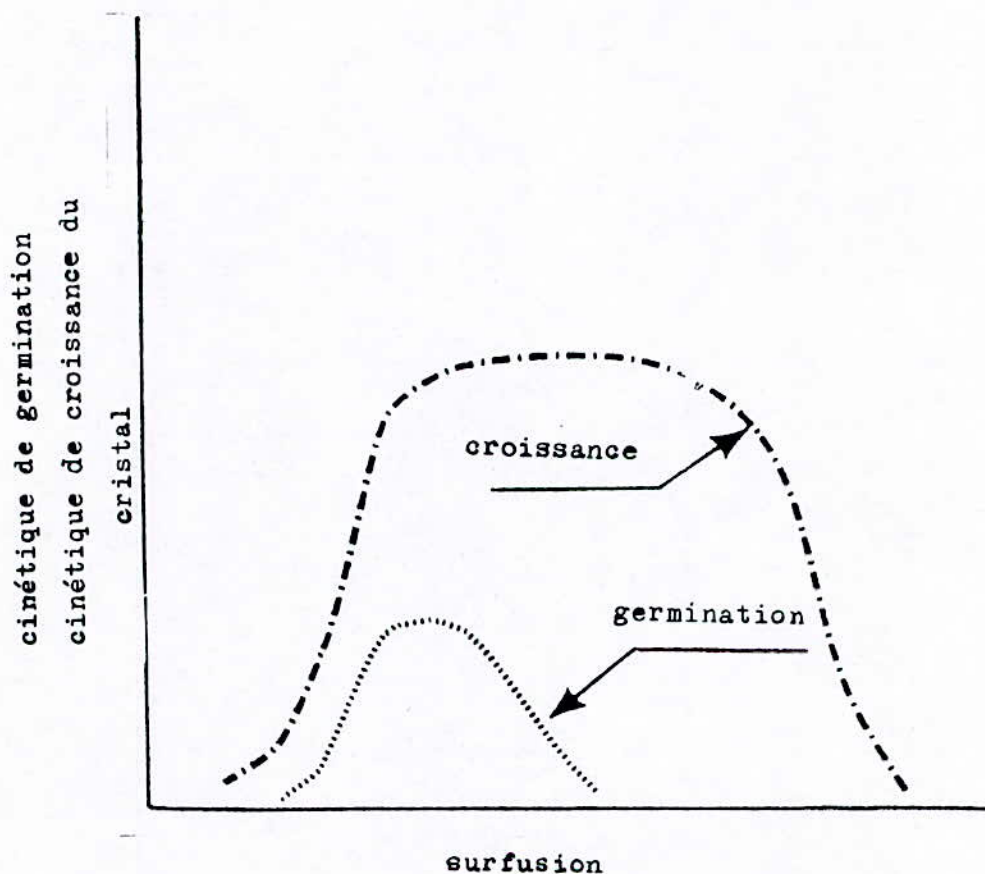


Fig.4 : Influence de la surfusion sur la germination et la croissance [8]

On observe que les vitesses de germination et de croissance augmentent jusqu'à un maximum et ensuite diminuent avec l'accroissement du degré de surfusion (ΔT). On distingue deux types de germination.

- germination homogène;
- germination hétérogène.

La germination homogène est fondée sur les fluctuations des phases existantes toujours dans le liquide et représentant un groupement d'atomes dont l'arrangement s'apparente au réseau cristallin.

Cette germination ne peut s'établir que pour d'importantes fluctuations, où la diminution de l'énergie libre ($-V \Delta f$) due à la transformation liquide \longrightarrow solide est supérieure à l'accroissement de l'énergie libre liée à la formation de l'interface (σs). Cela est exprimé par la relation suivante :

$$\Delta E = -V \Delta f + \sigma s \quad (7)$$

Où

- ΔE : Modification de l'énergie libre du système pendant la germination;
- V : Volume du germe;
- s : Surface du germe;
- Δf : Différence des énergies libres entre les phases liquide et solide;
- σ : Tension superficielle entre les phases solide et liquide.

La différence des énergies libres des phases liquide et solide augmente avec le degré de surfusion dont le résultat est la diminution de la taille critique des germes ($R_c = 2\sigma / \Delta f$ (8)). Ceci explique l'augmentation de la vitesse de germination avec le degré de surfusion (voir Fig.4). Ce degré de surfusion nécessaire pour la solidification correspond à une température dite température de métastabilité.

Aux températures supérieures à cette limite, le liquide ne peut pratiquement pas cristalliser spontanément.

En présence d'impuretés étrangères (dissoutes ou sous forme d'inclusions) la limite de métastabilité augmente beaucoup car ces impuretés facilitent la formation des germes (voir relation 7).

La croissance du cristal se développe par transfert des atomes de la phase liquide à la phase solide pour venir se fixer sur les faces du cristal. La fixation des atomes est d'autant plus facile et solide que les faces comportent des défauts sous forme de gradins énergétiquement plus favorables. Une telle configuration est mieux réalisée par l'apparition de germes bidimensionnels, la croissance du cristal se faisant alors par couches monoatomiques.

On notera que la surfusion augmente la probabilité de formation des germes bidimensionnels donc influe 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.

2.4.2 Inoculation des fontes :

L'inoculation de bain métallique est largement pratiquée dans les fonderies afin d'améliorer les propriétés des pièces moulées, en particulier leur usinabilité et leurs caractéristiques mécaniques.

Les inoculants ajoutés à faible dose dans la fonte liquide sont la plupart du temps des ferro-silicium à 60-80% de silicium contenant d'autres éléments tels que (Al, Ca, Ba, Ti,...).

Cette opération favorise la précipitation du graphite au lieu de la cémentite (Fe_3C), autrement dit, permet à la fonte de se solidifier dans le système stable Fer-Graphite (voir Fig.5).

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

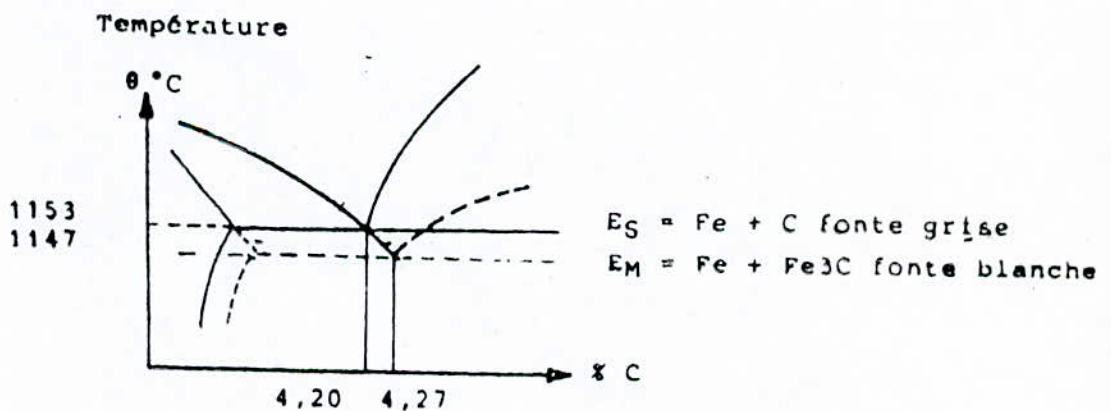


Fig.5 : ——— diagramme d'équilibre stable Fer-Graphite
- - - diagramme métastable Fer-Cémentite [9]

La formation de la cémentite est en effet possible dans le cas d'une surfusion supérieure à la différence $E_B - E_M$. L'inoculation, en contribuant positivement à la germination du graphite pendant le refroidissement, crée les conditions de solidification à une température supérieure à E_M .

. Mécanisme de l'inoculation :

Plusieurs théories ont été proposées pour expliquer le mécanisme de l'inoculation des fontes.

Selon LUX [10], le mécanisme opératoire implique la précipitation de carbures pendant l'addition de l'inoculant lesquels favorisent la germination du graphite. WALLACE et MAIER [2] soulignent le rôle important des sulfures comme substrat pour la germination du graphite. HOFMAN et ORTHS [10] suggèrent la germination du graphite sur les inclusions de silice (SiO_2), produit de désoxydation formé lors de l'inoculation.

La formation transitoire de carbures durant le processus de dissolution de l'inoculant a été observée [1]. La redissolution de ces carbures conduit à une distribution non-homogène du carbone favorisant la germination du graphite durant le refroidissement.

2.4.3 Nodulisation du graphite dans les fontes GS :

Comme pour l'inoculation, il existe différents modèles d'analyse des processus de nodulisation [1].

La croissance sphéroïdale du graphite est explicitée selon certains, 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 du magnésium augmente l'énergie interfaciale (fonte liquide/graphite) conduisant à une croissance du graphite sous forme sphéroïdale, énergétiquement plus favorable. Le cristal de graphite sera limité seulement par des surfaces (0001) qui ont les plus faibles énergies.

Selon HILLERT [2], 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.

Les atomes du magnésium et du cérium se fixent aux atomes de carbone selon la direction principale du réseau. Ceci entraîne des distorsions conduisant au développement de nouvelles dislocations vis.

Après un intervalle de croissance, les spirales présenteront une incohérence structurale, d'où une tendance à se diviser en nouvelles branches. La croissance devient alors sphéroïdale.

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

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

2.5 Structure des fontes :

La matrice métallique après solidification de la fonte peut être à température ambiante :

- ferritique : cristaux de fer ($Fe\alpha$);
- perlitique : ferrite + cémentite;
- ferrito-perlitique : mélange de ferrite et de perlite en proportions variées.

D'autres structures (martensitique, bainitique,...) peuvent être obtenues en faisant varier les conditions de refroidissement ou bien en procédant à des opérations de traitement thermique.

Conformément aux diagrammes d'état des alliages Fe-C et Fe-C-Si, la solubilité du carbone dans l'austénite diminue avec l'abaissement de la température (ligne ES, ligne 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 se formeront 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'évacuation des atomes de la matrice (Fe, Si, Mn,...) libérant ainsi des espaces dans l'austénite, ce qui facilite la croissance du graphite.

Le mécanisme d'évacuation s'explique par la diffusion des lacunes vers le front de précipitation conduisant à l'éloignement des atomes de la matrice des surfaces de graphite.

Deux formes de transformation eutectoïde sont possibles dans les fontes grises :

- $\delta \longrightarrow \alpha + G$;
- $\delta \longrightarrow \alpha + Fe_3C$.

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

La Figure 6 ci-dessous illustre la position de ces intervalles de transformation eutectoïde dans les diagrammes d'équilibre stable et métastable en fonction de la teneur en silicium de la fonte.

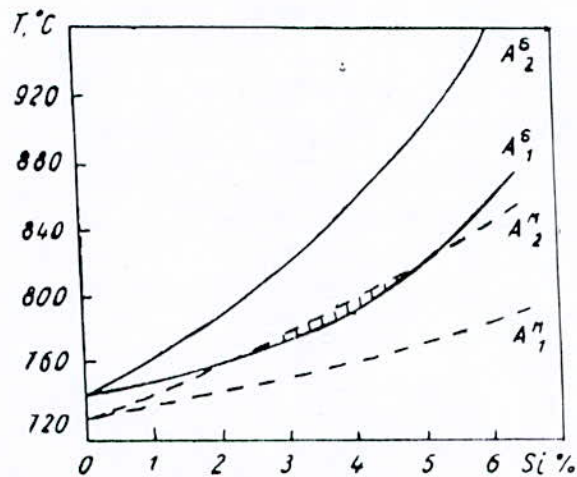


Fig.6 : Intervalles de transformation eutectoïde en fonction de la teneur en silicium [11]

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.

2.6

Propriétés mécaniques des fontes GS :

Un des avantages des fontes GS est la combinaison d'une résistance élevée avec une bonne ductilité résultant de la forme sphéroïdale du graphite [9].

Au contraire, le graphite lamellaire affaiblit ces propriétés à cause des discontinuités créées dans la matrice augmentant le risque de rupture par effet d'entaille.

L'influence de la structure de la matrice sur les propriétés mécaniques est évidemment très importante. Ceci est illustré dans la Figure 7 ci-dessous, représentant les variations de certaines caractéristiques en fonction de la quantité relative de ferrite dans la matrice.

On observe une diminution de la résistance à la traction et de la limite élastique mais une augmentation de l'allongement d'autant plus que la structure est ferritique. La structure ferritique est plus ductile que la structure perlitique ou ferrito-perlitique dont la dureté plus élevée s'explique par la présence de cémentite.

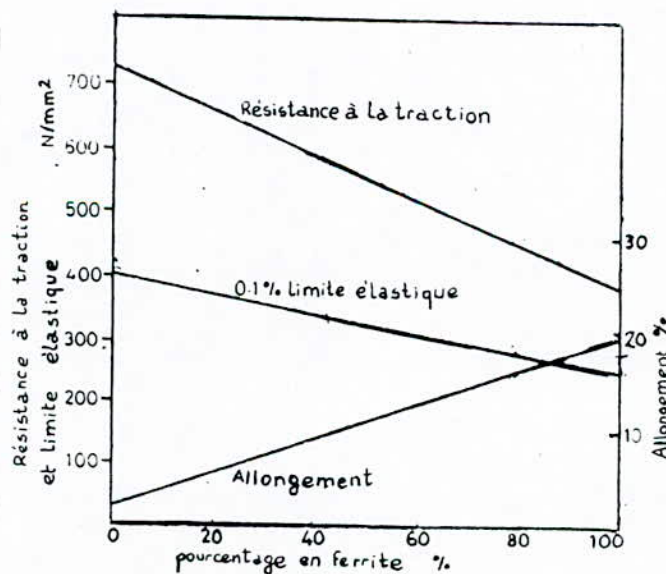


Fig.7 : Influence de la structure de la matrice sur les propriétés mécaniques [12]

Dans les fontes GS, la température de transition et la résilience sont influencées par :

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

. Influence de la composition chimique [12] :

Silicium : Plus faible est la teneur en silicium, plus faible sera la température de transition. Des valeurs élevées de la limite élastique exigent une teneur élevée en silicium tandis que des propriétés de résilience élevées nécessitent de faibles teneurs en silicium.

Phosphore : C'est un élément fragilisant qui augmente la température de transition ductile-fragile. Aussi la teneur en phosphore dans les fontes GS doit-elle être inférieure à 0,08% .

Manganèse : Il ne présente pas de problème dans les fontes ferritiques brutes de coulée car sa teneur y est maintenue très faible.

. Nombre de sphéroïdes de graphite :

La valeur maximale de la résilience baisse lorsque la sphéroïdisation diminue.

. Constituants de la matrice :

La température de transition croît avec l'augmentation de la quantité de perlite alors que la résilience est abaissée.

2.7 Domaines d'utilisation :

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

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

- une bonne résistance à la corrosion dans plusieurs milieux même acides.

- elle est disponible sous différentes formes :

- a) la fonte grise présente une meilleure aptitude à l'usinage et une capacité d'amortissement plus élevée;

- b) les fontes blanches ont une grande dureté et une bonne résistance à l'usure;

- c) la fonte GS a une bonne résistance au choc et une faible mais utile valeur de plasticité.

Des propriétés particulières peuvent être obtenues par addition de nombreux éléments d'alliage.

Aussi les fontes GS sont utilisées dans des domaines très variés (industrie mécanique, transport,...).

La combinaison des propriétés telles que résistance et ductilité élevées des fontes GS justifie l'emploi de celles-ci pour la fabrication de : vilebrequins, segments de piston, cylindres de laminoirs, engrenages et carters de boîte à vitesse, vérins hydrauliques, bâtés de machine, boîtiers de direction, carters de pont.

3 PARTIE EXPERIMENTALE :

3.1 Introduction :

Notre étude concerne l'élaboration d'une fonte à graphite sphéroïdal de structure ferritique brute de coulée.

L'objectif est par conséquent de ne pas recourir aux traitements thermiques des pièces moulées.

Le choix de l'élaboration directe (brute de coulée) ou indirecte (après traitement thermique) dépend de plusieurs considérations :

- augmentation de coût de la charge sélectionnée en comparaison avec le prix de l'énergie, la manutention et les distorsions (déformations dimensionnelles) dues au traitement thermique;
- hétérogénéité de la structure incluant la formation de carbures pour la brute de coulée;
- des exigences sur la résilience à basse température ainsi que des propriétés spécifiques au traitement thermique (résilience et résistance à la traction élevées).

Les caractéristiques structurales et les propriétés mécaniques de la fonte dépendent dans une très large mesure des conditions de son élaboration.

Aussi avons nous étudié l'influence de la composition de la charge et recherché les conditions optimales pour chaque étape du processus de fabrication, et ce, tant du point de vue technologique qu'économique.

3.2 Equipements :

Nos travaux ont été réalisés dans l'unité fonderie (U.F.R) de la société nationale des véhicules industriels (SNVI) de Rouiba.

La Figure 8 ci-dessous représente schématiquement les différents ateliers répartis en deux secteurs, à savoir :

- matière première et fusion;
- moulage et annexes (sablerie, noyautage, finition)

Les flèches de la Figure 8 indiquent les opérations successives du procédé de fabrication des pièces moulées.

L'élaboration de la fonte se fait en duplex dans le premier secteur à l'aide des équipements suivants :

. deux fours électriques à arc de caractéristiques techniques identiques :

- Capacité	10 tonnes
- Puissance	21 MVA
- Revêtement	Acide
- Production horaire moyenne	6 tonnes/h

. trois fours à induction sans noyau magnétique de capacité unitaire s'élevant à 13 tonnes.

Leurs puissances et leurs fréquences sont respectivement de 3 MVA et de 50 Hz.

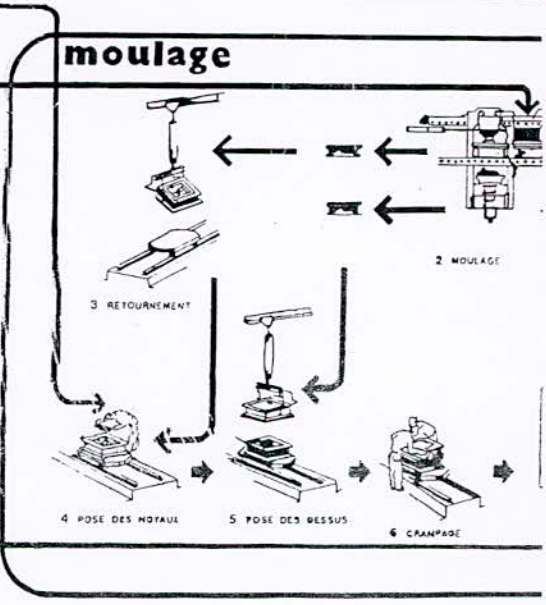
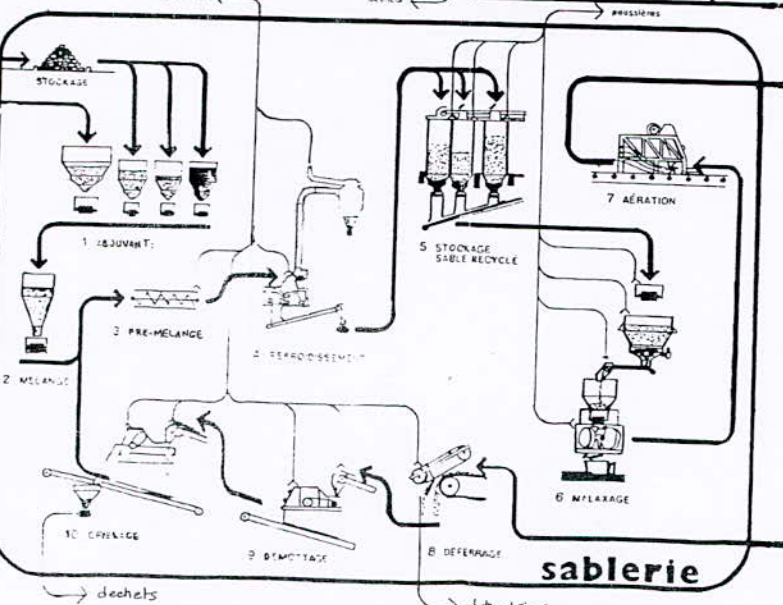
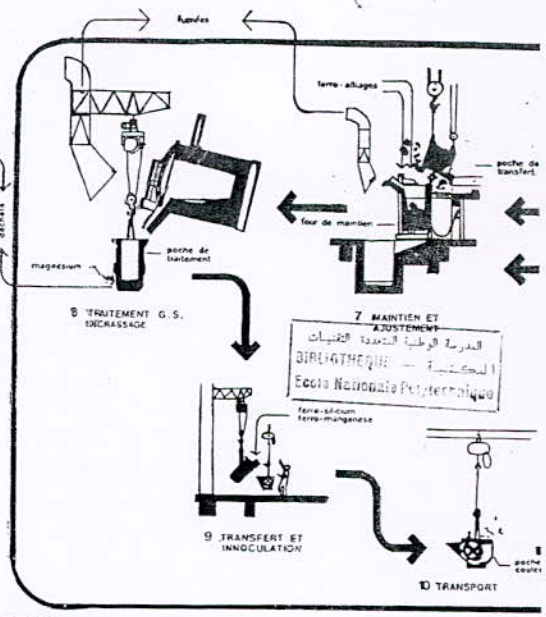
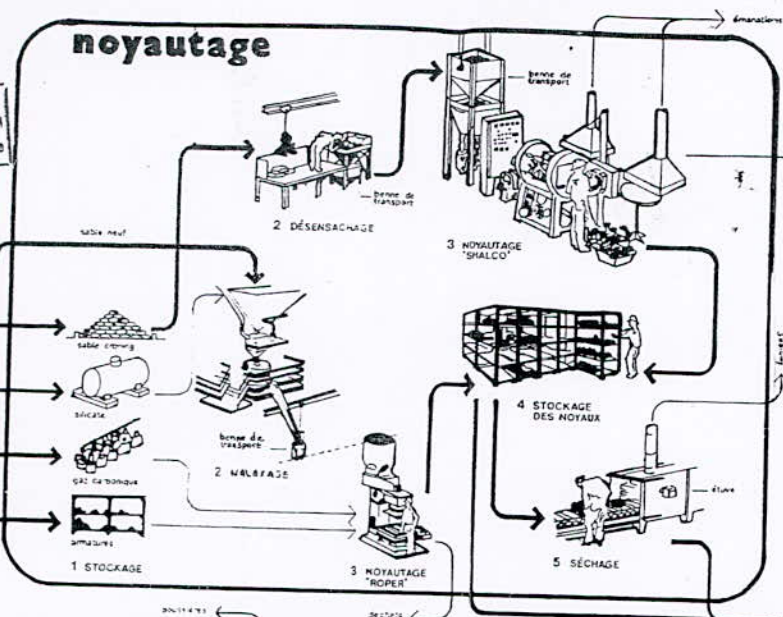
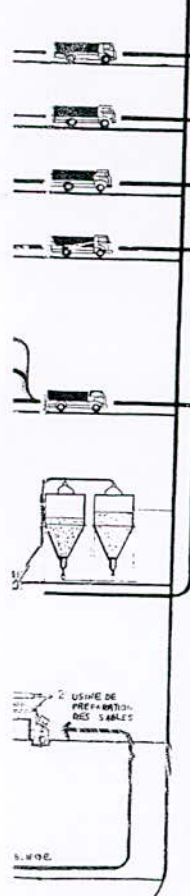
Leurs revêtements sont acides.

Après l'obtention de la fonte liquide de qualité requise (composition chimique, température), le métal est coulé dans des moules d'où sont extraites après solidification les pièces lesquelles subiront éventuellement les opérations de traitement thermique (ferritisation). Nous rappelons à ce propos que notre but est d'éliminer cette dernière étape et nous présentons dans les chapitres ci-dessous l'approche méthodologique suivie en vue d'atteindre les objectifs définis précédemment.

Fabrication de la Sphéroidal

المدرسة الوطنية للتكنولوجيا
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

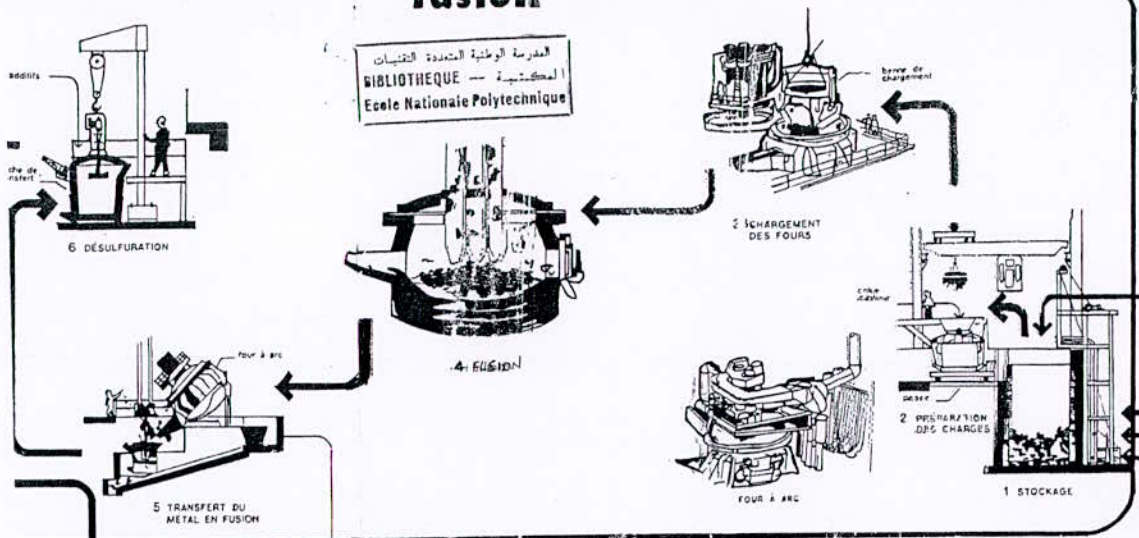
matériaux et adjuvants



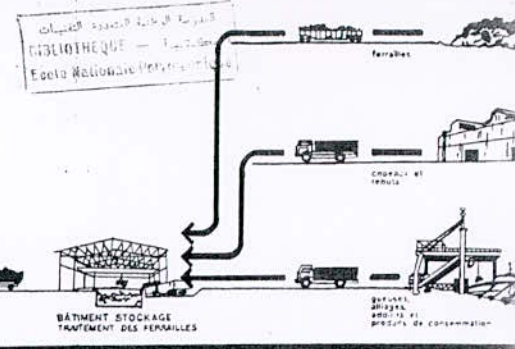
→ déchets → rebuts métalliques

fusion

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
 Ecole Nationale Polytechnique



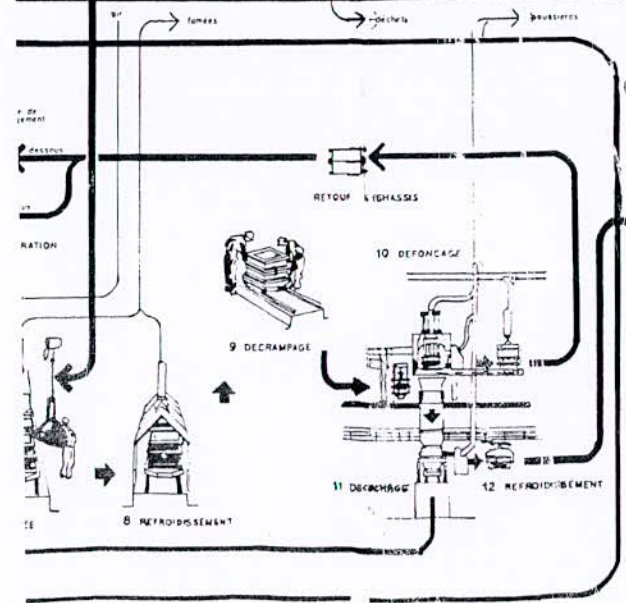
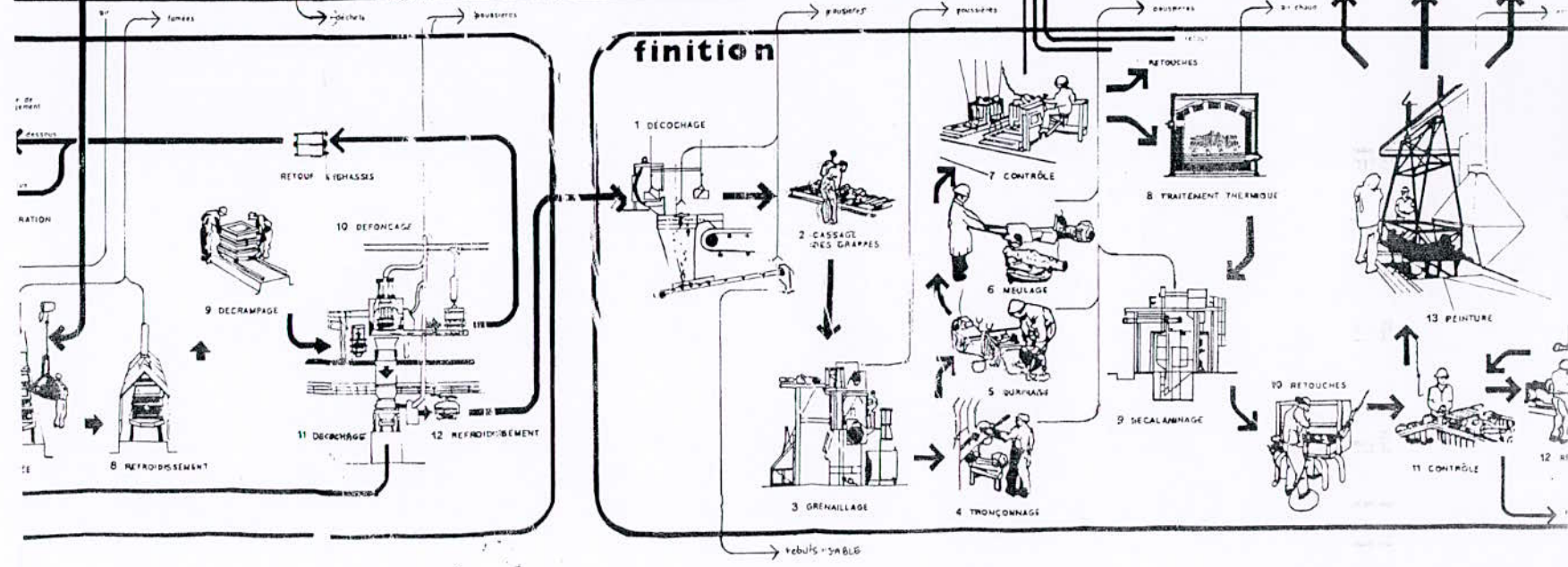
réception matières premières



pièces bonnes



finition



3.3 Elaboration :

Une exigence particulière dans l'élaboration d'une fonte GS de structure ferritique brute de coulée est l'analyse chimique notamment des teneurs en C, Si, Mn, S et d'autres impuretés en égard à leurs influences (voir Chap.2.3). Il est donc impératif de procéder avant tout à un choix très judicieux des constituants (et de leurs compositions) de la charge.

Il est nécessaire par exemple de maintenir les éléments perlitisants (Mn, Sn, Sb, Cu,...) à de faibles valeurs afin d'obtenir une structure complètement ferritique. Les teneurs en carbone et en silicium doivent être comprises préférentiellement dans des intervalles de valeurs optimales (ces limites sont estimées à 3,0-4,0% pour le carbone et 1,8-3,15% pour le silicium).

On utilisera dans ce but des ferrailles d'acier de nuance particulière (acier pour emboutissage profond) et une fonte destinée spécialement pour l'élaboration de la fonte GS (fonte neuve). Cette dernière a de faibles teneurs en S et en P. Les retours (jet de coulée, masselottes, rebuts...) sont recyclés dans la charge en fonction de leur analyse chimique.

3.3.1 Composition de la charge :

Dans le but d'étudier l'influence de la composition de la charge sur la qualité de la fonte élaborée, nous avons procédé à la réalisation de deux essais de dix (10) tonnes chacun.

La composition chimique et la proportion des constituants dans les essais A et B sont données dans les tableaux 2 et 3 respectivement donnés dans la page 32 :

Les proportions des constituants de la charge ont été déterminées en fonction de la composition chimique de la fonte indiquée dans le tableau 4 ci-dessous :

Tableau 4 : Composition chimique visée

Elément	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mo %	Ni %	Cr %	Cu %	Al %	Pb %	Mg %
FGS	3,5	2,5	<	<	≤	<	<	<	<	<	<	0,04
	3,7	3,15	0,20	0,02	0,05	0,06	0,10	0,05	0,03	0,01	0,002	0,06

3.3.2 Fusion de la charge :

Les constituants de la charge doivent être enfournés dans le four électrique à arc selon un ordre bien défini :

- chutes de tôles sur la sole afin de la protéger des chocs mécaniques lors de la décharge;
- au milieu, des gueuses de fonte neuve;
- retours de fonderie;
- au dessus seront disposées des ferrailles légères.

Un choix judicieux des paramètres du régime électrique (intensité, tensions, facteur de puissance) permettent une fusion rapide est efficace.

Les durées et les températures de fin de fusion sont respectivement (1h45', 1433°C) pour l'essai A et (1h36', 1490°C) pour l'essai B.

Les compositions chimiques obtenues dans le four à arc en fin de fusion sont données par le tableau 5 (page 33).

Tableau N°2 : Compositionschimiquesdes constituants

Constituants	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mo %	Ni %	Cr %	Al %	Pb %	Mg %	Cu %
Ferraille	0,180	0,200	0,638	0,015	0,018	0,011	0,050	0,147	0,034	0,013	0,012	0,039
Retours	3,650	2,600	0,350	0,015	0,050	-	-	-	-	-	0,050	-
Fonte neuve	4,300	0,150	0,008	0,006	0,027	-	-	-	-	-	-	-

Tableau N°3 : Quantités des constituants de la charge

Constituants \ Essai	Essai A		Essai B	
	Teneur (%)	Poids (Kg)	Teneur (%)	Poids (Kg)
Ferraille	15	1500	10	1000
Retours	65	6500	50	5000
Fonte neuve	20	2000	40	4000

Tableau N°5 : Analyses chimiques (fin de fusion) :

Essai	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mg %	Ni %	Cr %	Mo %	Al %	Pb %	Cu %
A	3,15	1,9	0,21	0,014	0,028	0,010	0,008	0,016	0,001	0,00	0,002	0,006
B	3,40	1,5	0,16	0,012	0,026	0,008	0,005	0,01	0,001	0,00	0,001	0,004

3.3.3 Maintien et réajustement :

La fonte liquide est 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 une première étape d'inoculation. Tenant compte de l'affinité élevée du carbone envers l'oxygène, des quantités de graphite estimées à 57 et 30Kg sur la base d'un rendement de 90%, ont été ajoutées pour les essais A et B respectivement.

L'ajustement de la teneur en silicium est réalisé par addition du ferro-silicium (80% de Si) basée sur un rendement de 75% en silicium.

Les quantités requises sont 60 et 145Kg pour les essais A et B respectivement.

Les températures enregistrées avant coulée en poche sont de 1500 et 1510°C des essais A et B respectivement.

Le tableau 6 (indiqué dans la page 35) indique l'analyse des échantillons prélevés du four à induction.

Tableau N°6 : Analyses chimiques après réajustement

Essai	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mg %	Cr %	Mo %	Al %	Pb %	Ni %	Cu %
A	3,60	2,25	0,20	0,013	0,027	0,008	0,014	0,00	0,00	0,002	0,008	0,006
B	3,64	2,49	0,15	0,011	0,026	0,006	0,007	0,00	0,00	0,001	0,004	0,004

3.3.4 Inoculation et sphéroïdisation :

Ce traitement est effectué en poche selon la méthode sandwich avec du ferro-silico-magnésium dont la composition chimique est la suivante :

Tableau N°7 : Composition chimique de Fe Si Mg

Alliage	Mg %	Si %	Ca %	Ba %	Ce %	Al %	Fe %
Fe Si Mg	6	46	Trace	Trace	1,5	0,8	Complément

La formule empirique suivante a servi pour le calcul de la quantité d'alliage à ajouter :

$$Q = P \frac{0,76 (\%S - 0,01) + K + t \cdot 10^{-5}}{\frac{\%Mg \times R}{100}} \left[\frac{T}{1450} \right]^2$$

Q : quantité d'alliage au mg à utiliser (Kgs);

P : poids de la fonte de base à traiter (2000Kg);

%S: Teneur en soufre de la fonte de la base;

%S=0,013 pour la charge A et %S=0,011 pour la charge B;

t(min) : temps écoulé entre le traitement et la coulée;

t=12 min pour la charge A et t=14 min pour la charge B;

T(°C): température mesurée de la fonte au moment du traitement (1500°C pour l'essai A et 1510°C pour l'essai B);

R : rendement en magnésium de l'opération (65%);

K : quantité de magnésium visée (0,05%);

%Mg : teneur en magnésium dans l'alliage (6%);

Les quantités de ferro-silico-magnésium déduites de nos calculs s'élèvent à 35Kg pour l'essai A et 36Kg pour l'essai B.

3.3.5 Post-inoculation et coulée :

Le maintien en poche de la fonte liquide après traitement d'inoculation et de sphéroïdisation et avant coulée doit être limité à 10-20 minutes au maximum afin d'éviter le phénomène dit d'évanouissement (dégénérescence des modules de graphite).

En outre, un traitement de post-inoculation est réalisé dans le but de multiplier le nombre de sphéroïdes, durant la coulée des pièces dont les moules ont été préalablement saupoudrés de ferro-silicium (FeSi).

Les analyses chimiques finales obtenues sont présentées dans le tableau 8 (indiqué dans la page 38).

3.3.6 Prélèvement des éprouvettes et des échantillons :

Dans le but d'évaluer la qualité des fontes élaborées on a prélevé des éprouvettes à l'aide des moules (KEEL-BLOCK). Le tableau 9 indique les conditions de préparation de ces éprouvettes destinées aux essais mécaniques :

Tableau n°9 : Eprouvettes pour essais mécaniques

Essai A			Essai B		
N° éprouvettes	Température de coulée °C	Refroidissement	N° éprouvettes	Température de coulée °C	Refroidissement
1	1413	Air	1	1410	Air
2		forcé	2		forcé

Aux fins d'examen microscopiques, des échantillons sous forme de médailles ont été prélevés dans les mêmes conditions de température et de refroidissement.

Tableau N°8 : Analyses chimiques des fontes

Essai :	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mg %	Ni %	Cr %	Mo %	Al %	Pb %	Cu %
A	3,60	2,76	0,19	0.011	0,026	0,054	0,007	0,012	0,00	0,00	0,002	0,005
B	3,64	3,01	0,14	0,01	0,02	0,056	0,004	0,005	0,00	0,00	0,00	0,004

4 RESULTATS ET INTERPRETATIONS :

4.1 Examens micrographiques :

4.1.1 Préparation des échantillons :

Les examens microscopiques ont été réalisés afin de caractériser la structure de la fonte élaborée ainsi que la morphologie du graphite.

Pour ce faire, des échantillons préalablement enrobés dans une résine ont été l'objet d'opérations successives de polissage à l'aide des papiers EMERI de taille des grains de plus en plus fine (240, 400, 500, 800, 1000 et 1200).

Un finissage au feutre et pâte diamantée complète ces opérations.

Nous avons utilisé des échantillons attaqués au Nital (5%) pour mettre en évidence la structure et des échantillons non attaqués pour examiner la morphologie du graphite.

La composition chimique du Nital est la suivante :

- Acide nitrique HNO_3	5%
- Alcool $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$	95%
- Durée d'attaque	20-30 secondes

Les résultats de ses observations au microscope de marque ZEISS, des échantillons, des essais A et B sont présentés dans les microphotographies ci-dessous :

4.2.1 Morphologie du graphite et structure de la matrice :

a) Essai A :

La photo 1 caractérise la morphologie du graphite. On observe la forme presque entièrement sphéroïdale des modules de graphite dont la sphéroïdisation s'élève à plus de 80%. Le nombre de ces modules par mm² se situe entre 100 et 150.

Certains modules sont plus développés que d'autres illustrant ainsi la nature du graphite précipité au cours du refroidissement. Le graphite primaire apparaît plus gros que le graphite secondaire.

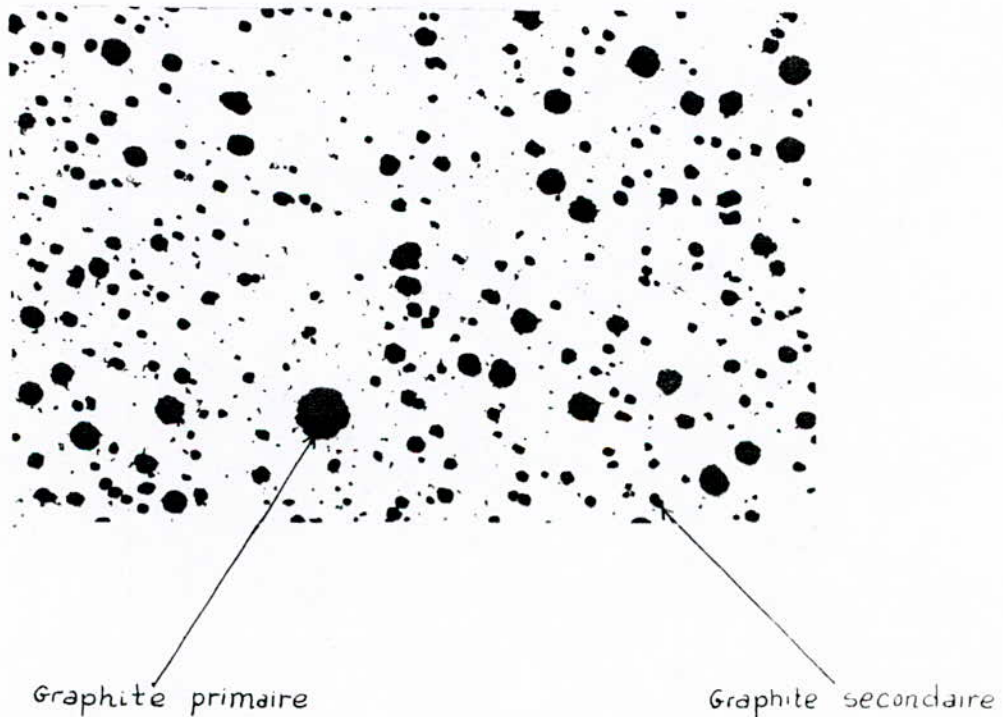


Photo 1 : Echantillon non attaqué
Refroidissement à l'air

G x 100

Les photos 2 et 3 mettent clairement en évidence la structure ferritique de la matrice dans laquelle sont noyés des sphéroïdes de graphite.

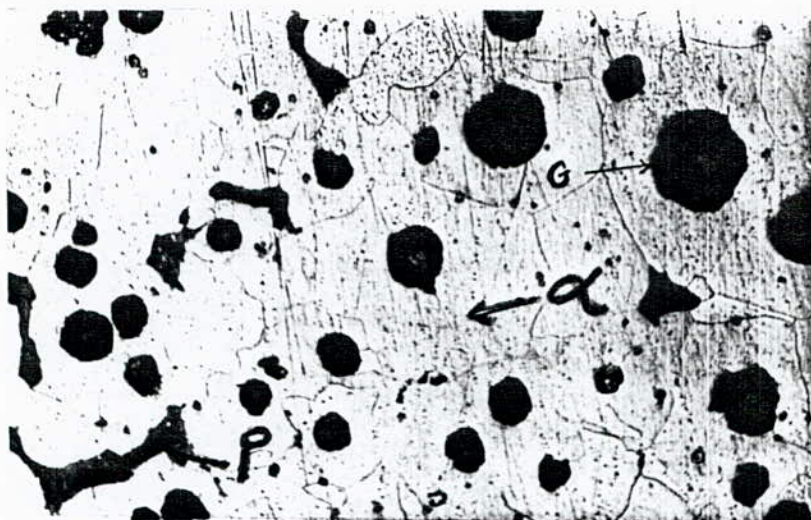


Photo 3 : Echantillon attaqué
refroidissement à l'air 6 x 100

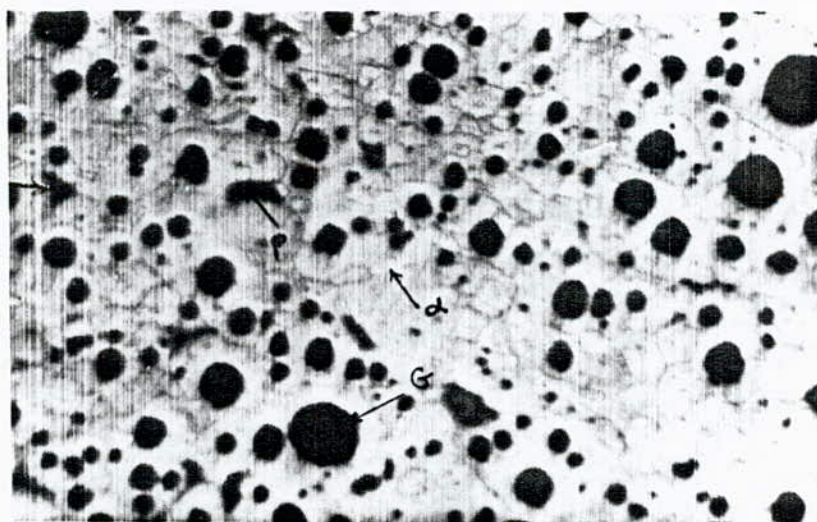


Photo 2 : Echantillon attaqué
Refroidissement à l'air 6 x 250

La photo 4 révèle l'influence d'une vitesse rapide de refroidissement sur la germination et la croissance du graphite. En effet, on constate un développement moins important des sphéroïdes de graphite dont le nombre est cependant plus élevé comparativement à ceux détectés dans la photo 2 se rapportant à un refroidissement lent.

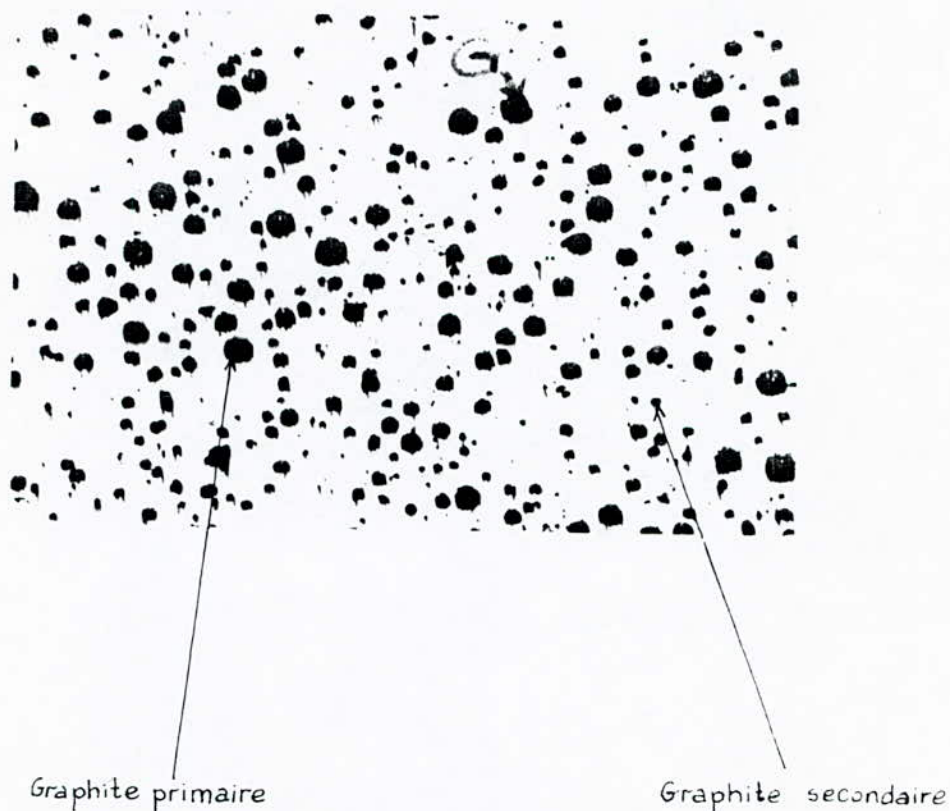
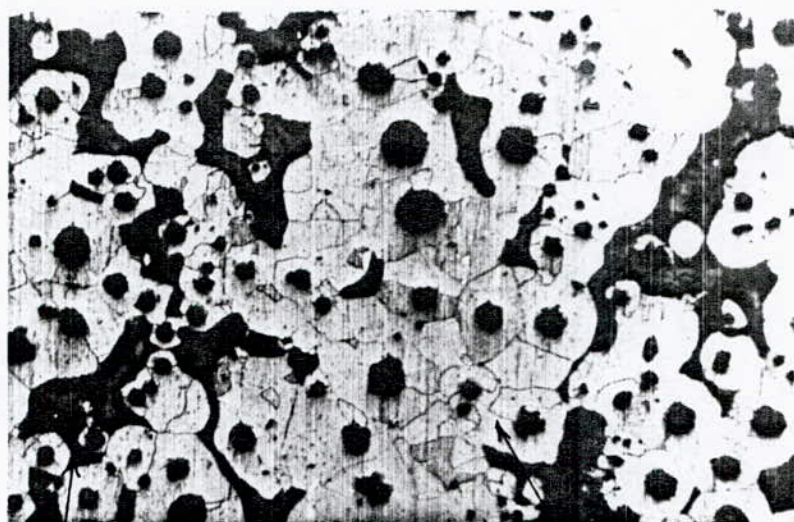


Photo 4 : Echantillon non attaqué
Refroidissement forcé

G x 100

Comparant les photos 2 et 5, la présence de zones perlitiques inégalement réparties dans la photo 5 confirme l'influence d'une vitesse rapide de refroidissement (plus élevée dans certaines régions) sur la formation de la structure.

On rappellera aussi que le silicium est l'objet de liquation entraînant différentes concentrations de cet élément, d'où son action plus ou moins ferritisante selon les endroits.



Perlite

ferrite

Photo 5 : Echantillon attaqué
Refroidissement forcé 6 x 100

b) Essai B :

Comme dans le cas de l'essai A, le graphite observé dans la photo 6 se rapportant à l'essai B est de forme sphéroïdale à 80% .

Les sphéroïdes de graphite au nombre de 100 à 150 mm² apparaissent plus développés.

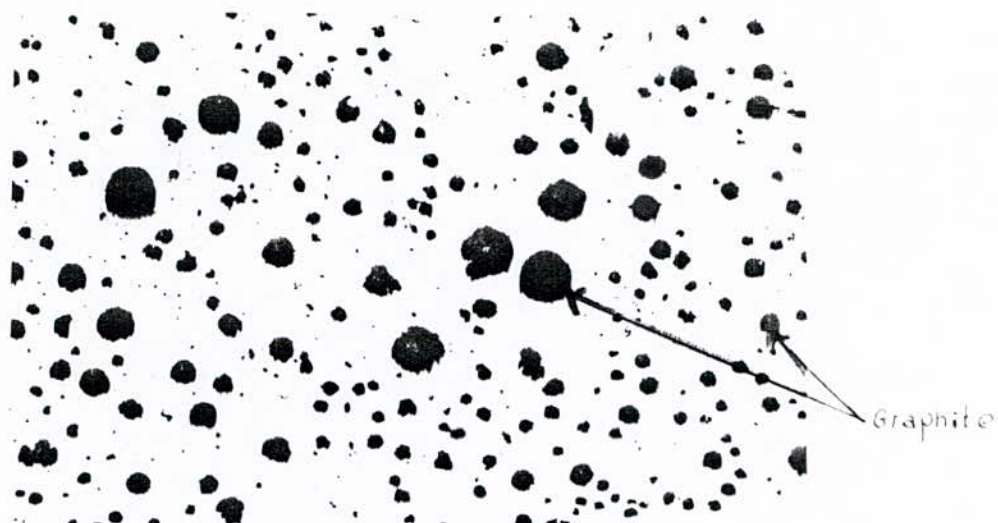


Photo 6 : Echantillon non attaqué
Refroidissement à l'air

G x 100

La photo 7 illustre une structure complètement ferritique de la matrice dans laquelle sont répartis des sphéroïdes de graphite assez bien développés.

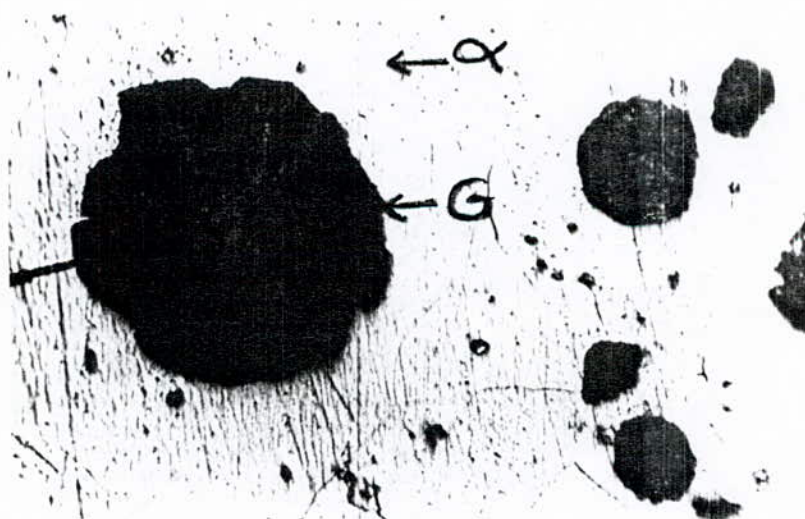


Photo 7 : Echantillon attaqué
Refroidissement à l'air

G x 100

La photo 8 montre une distribution uniforme des sphéroides de graphite dans une matrice entièrement ferritique.

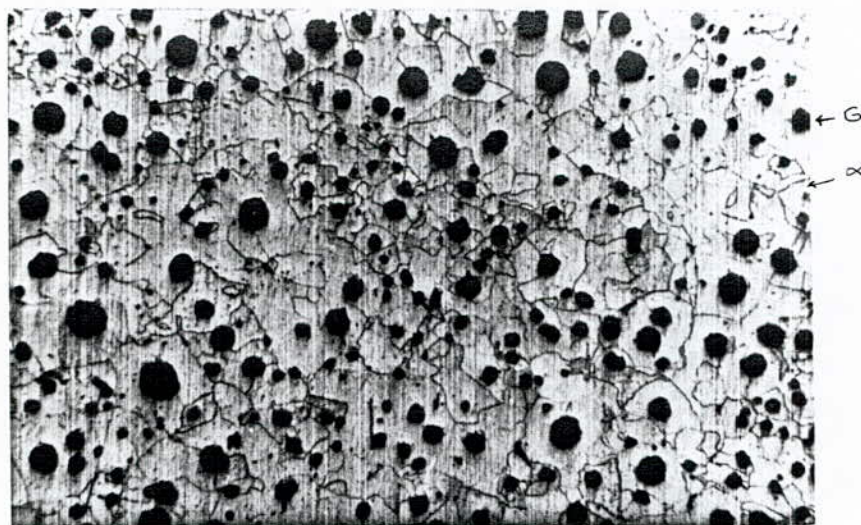


Photo 8 : Echantillon attaqué
Refroidissement à l'air G x 100

La photo 9 se rapporte au même échantillon que la photo 8 précédente mais d'un agrandissement plus élevé.

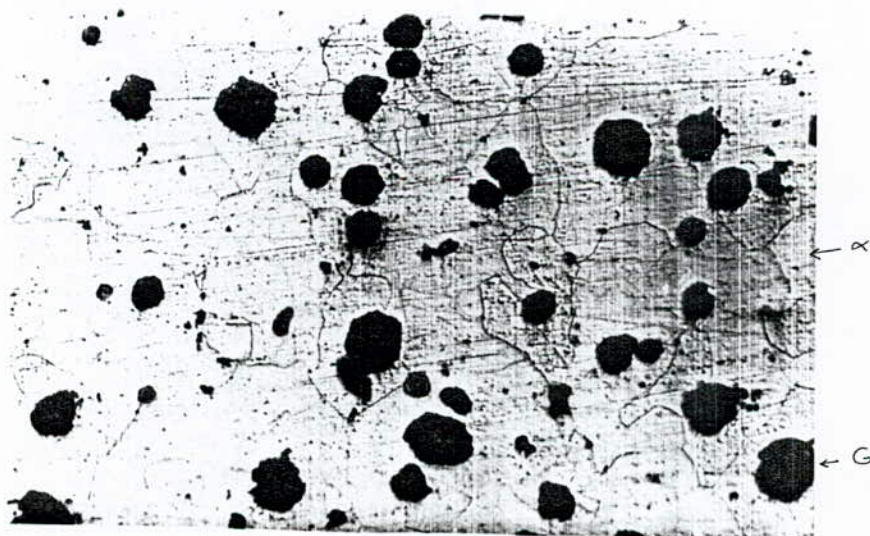


Photo 9 : Echantillon attaqué
Refroidissement à l'air G x 250

Les photos 10 et 11 confirment l'influence d'une vitesse rapide de refroidissement aussi bien sur la morphologie du graphite que sur la structure de la matrice : un nombre plus élevé de sphéroïdes de plus faibles dimensions et certaines zones perlitiques inégalement réparties et dont la quantité est inférieure à celle de l'essai A. Cela est dû à la teneur élevée en silicium (3% Si)

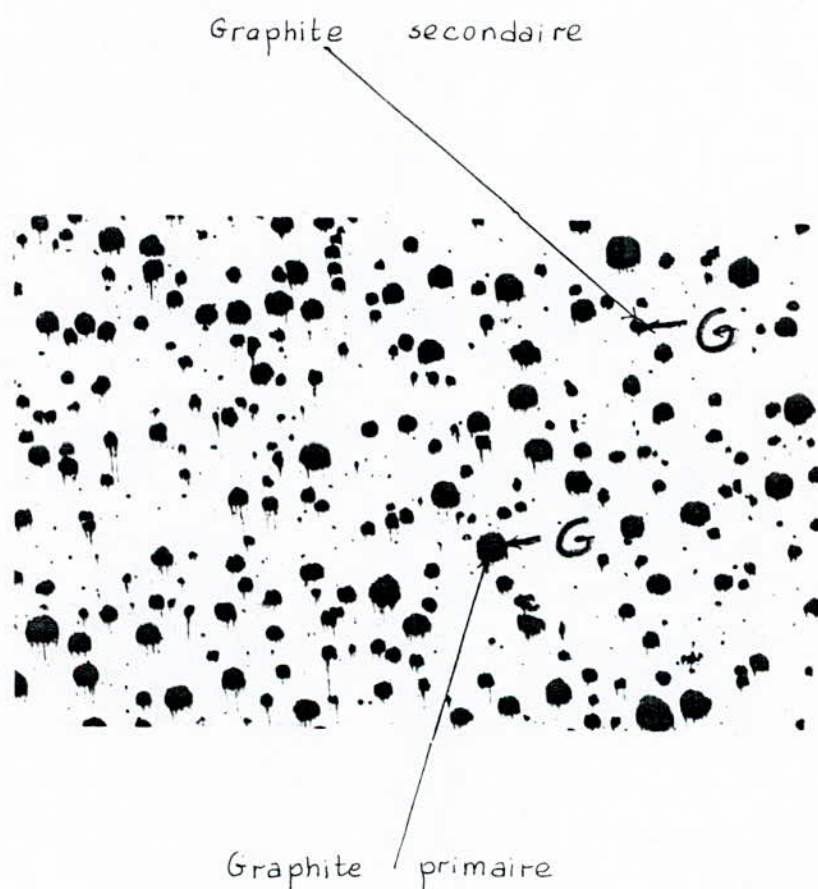


Photo 10 : Echantillon non attaqué
Refroidissement force

G x 100

On notera que le silicium se concentre dans les parties qui se solidifient en premier.

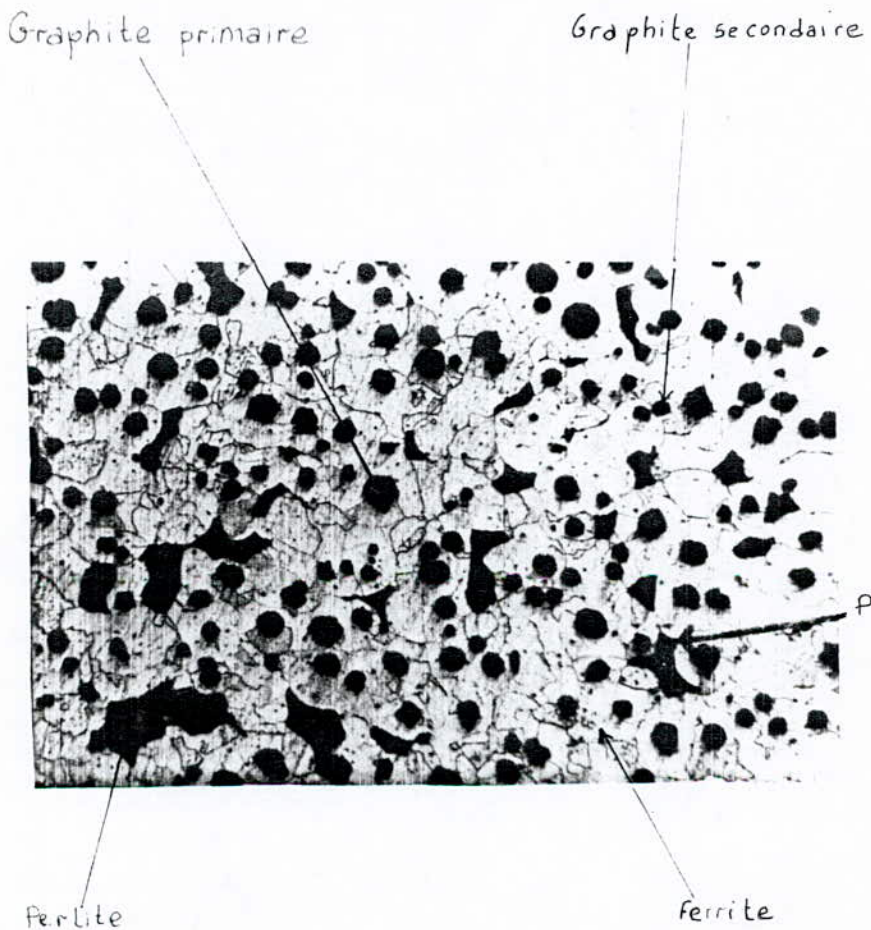


Photo 11 : Echantillon attaqué
Refroidissement forcé

G x 100

4.2 Essais mécaniques :

La caractérisation des fontes de structure ferritique brute de coulée que nous avons élaborées a été complétée par l'évaluation de leurs propriétés mécaniques (résistance à la traction, résilience, dureté).

Dans ce but des éprouvettes pour ces essais mécaniques ont été préparées comme indiqué ci-dessous selon les normes AFNOR à partir des ébauches KEEL-BLOCK mentionnés précédemment.

* Essai de traction :

Les caractéristiques dimensionnelles (norme AFNOR NF03.151) des éprouvettes ayant subi les déformations élastiques et plastiques à l'aide d'une machine universelle de traction de type USDR sont :

- Longueur entre repères L_0	70mm
- Diamètre nominale \emptyset	$14 \pm 0,09$ mm
- Longueur totale	140mm

* Essai de résilience :

L'essai de résilience a été réalisé à l'aide d'une machine CHARPY mesurant l'énergie absorbée par la rupture des éprouvettes définies selon la norme AFNOR A03.156 :

- Longueur L	55mm
- Section S	10mmx10mm
- Profondeur de l'entaille en U au milieu	2mm
- Largeur de l'entaille	1mm

4.3 * Essai de dureté :

Une machine WOLPERT est utilisée pour la détermination de la dureté Brinell (HB) avec une bille de 10mm de diamètre et une charge de 3000Kg selon la norme AFNOR A03.152.

Le tableau 10 ci-dessous indique les charges appliquées et la longueur de l'éprouvette mesurée après sa rupture durant l'essai de traction.

Tableau n°10 : Essai de traction.

Essai	N° Eprouvette	Charge à la rupture daN	Charge à la limite élastique (daN)	Longueur Lu (mm)
A	1	7000	5150	84
	2	7660	6000	80,0
B	1	6600	4620	85,0
	2	7500	5800	80,5

Les valeurs des caractéristiques mécaniques (résistance à la traction R^T , la résistance élastique Re , l'allongement A), calculées à partir du tableau 10 ainsi que les valeurs estimées de la résilience K et de la dureté HB sont présentées dans le tableau 11. Dans ce dernier, nous avons reporté aux fins de comparaison les valeurs envisagées selon la norme AFNOR NF32.201.

Tableau 11 : Propriétés mécaniques

Es- sai	N° éprou- vette	R _T (daN/mm ²)	Re (daN/mm ²)	A %	K daJ/cm ²	HB
A	1	45,45	33,44	20	2,52	154
	2	49,74	38,96	14,28	1,5	163
B	1	42,85	30,0	21,43	2,68	150
	2	48,7	37,66	15	1,875	159
FGS 400-15		40	25	15	-	130-180

L'examen du Tableau 11 indique la conformité des caractéristiques mécaniques des fontes de structure ferritique brute de coulée (essais A₁, B₁, B₂) que nous avons élaborées. En effet les valeurs de R_T, Re, A sont supérieures à celles exigées par la norme, vérifiant en même temps la combinaison de bonnes propriétés de résistance (R_T) et de déformation plastique (Re) que possèdent les fontes GS de structure ferritique. La présence de perlite en plus grande quantité a diminué la résilience K et l'allongement pour l'essai (A₂).

Les valeurs appréciables de A et K traduisent des propriétés de ductilité et de résistance aux chocs satisfaisantes, expliquées également par la matrice ferritique de ces fontes.

On rappellera aussi les influences de la morphologie du graphite ainsi que de la composition chimique sur certaines de ces propriétés (résilience, résistance).

La forme sphéroïdale du graphite est connue pour améliorer beaucoup les propriétés mécaniques de la fonte. Nos micrographies précédentes révèlent une sphéroïdisation du graphite supérieure à 80% prédisant les valeurs élevées des caractéristiques mécaniques indiquées dans le tableau 11.

Concernant l'analyse chimique, on soulignera le rôle de silicium, élément se retrouvant en solution solide dans la ferrite et augmentant les propriétés mécaniques.

4. CONCLUSION :

Nous avons, dans le cadre de la présente étude, recherché les conditions optimales d'élaboration d'une fonte GS de structure ferritique brute de coulée.

Les conclusions pouvant être tirées de nos investigations se résument comme suit :

La morphologie du graphite telle que révélée par nos examens microscopiques est visée par une forme presque complètement sphéroïdale.

Le taux de sphéroïdisation dépasse 80 % .

Les caractéristiques mécaniques obtenues sont très satisfaisantes comparativement à celles exigées par la norme. La résistance à la traction dépasse 42 daN/mm², la limite élastique est supérieure à 30 daN/mm², l'allongement varie entre 15 et 22% . La dureté est supérieure à 150 alors que la résilience dépasse 1,5 daJ/cm².

Bien que certains aspects fondamentaux et pratiques se rapportant à l'élaboration de fonte GS ferritique brute de coulée ne furent pas approfondis dans le cadre restreint de notre étude, il nous semble important de pousser ces recherches afin de contribuer au développement des connaissances dans ce domaine peu maîtrisé par ailleurs par l'industrie des fonderies en Algérie.

6 . Evaluation économique :

L'étude économique comparative des coûts de production des fontes à graphite sphéroïdal de structure ferritique brute de coulée avec ceux des fontes de même structure mais obtenus suite aux opérations traitements thermiques aboutit aux conclusions suivantes :

Des gains d'un montant de : 39140 DA / T et
3773,8 DA / T

peuvent - être réalisées en comparant les coûts de production se rapportant respectivement aux essais A et B avec ceux traités thermiquement ceci illustre l'importance de l'élaboration des fontes à l'état brute de coulée et de ne pas recourir aux traitements thermiques .

que pour les fontes exigeant des propriétés structurales et mécaniques bien définies et impossible d'avoir à l'état brute de coulée .

ANNEXE 1

INFLUENCE DU CASSAGE SUR LA STRUCTURE DE LA PIÈCE

Le cassage, qui est la séparation de la pièce de son système de coulée (descente, attaques, masselottes,...), se fait par tronçonnage et oxycoupage à l'UFR.

Ces techniques modifient, en général, la structure de la surface système d'alimentation-pièce.

Afin de mettre en évidence ces influences sur la fonte GS de structure ferritique brute de coulée, on a procédé à la préparation de trois échantillons 1, 2 et 3 de l'essai B en les découpant respectivement à la scie, la tronçonneuse et le chalumeau.

Après une attaque à chaud au picral dont la composition est la suivante :

- 2g d'acide picrique cristallisé
- 25g de soude en pastille
- dilution à l'eau distillée pour faire 100 Cl de solution
- la durée de l'attaque est de 15 à 20 minutes.

On a obtenu les microphotographies suivantes :

Sur la photo 12, on observe la structure de la fonte après sciage. Le but est de contrôler la présence de carbures. On ne constate que la répartition différentielle en éléments d'alliage.

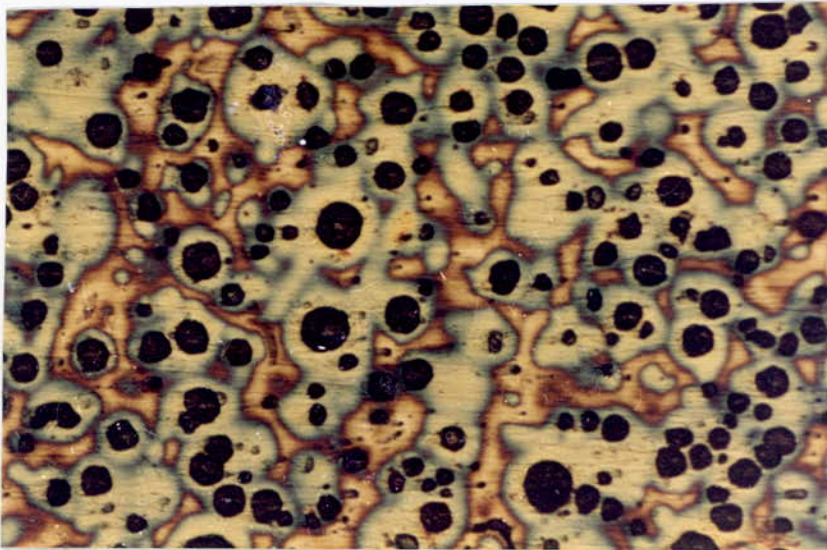


Photo 12 : Echantillon 1

G x 100

La photo 13 met en évidence la structure obtenue après tronçonnage. On remarque une autre répartition des éléments d'addition (Si, Mn, P, ...).

On a mis en évidence des plages jaunes brunâtres qui correspondent aux zones de ségrégation du silicium, avec une teneur supérieure à 2,6% et on constate alors que les sphéroïdes bruts de coulée, directement séparés du liquide, se trouvent dans les zones à haut silicium.

On observe même une forme dendritique et un début de dégénérescence par formation de protubérance sur quelques sphéroïdes.

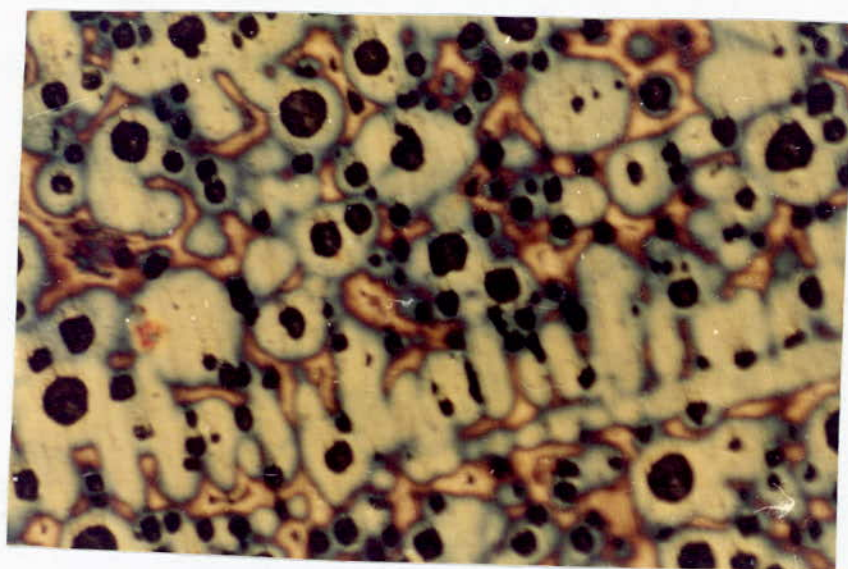


Photo 13 : Echantillon 2

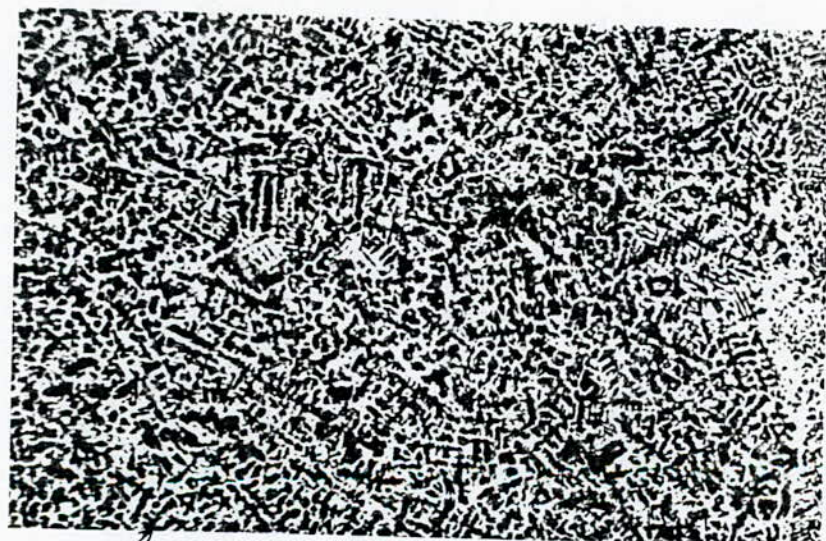
6 x 100

Sur la photo 14, on remarque des dendrites de graphite et ferrite car la forme sphéroïdale métastable a été détruite par la refusion.

Il y a eu une décarburation, la teneur en carbone est de 3,14% de carbone analysé.

A la surface la décarburation est élevée, vu la structure obtenue.

Il y a du graphite qui n'a subi qu'une légère déformation



Graphite

ferrite

Photo 14 : Echantillon 3
Attaque au nital

G x 100

Après suppression de la couche obtenue sur la photo 14, on a obtenu sur la photo 15 des formes dendritiques autour du graphite sphéroïdal.

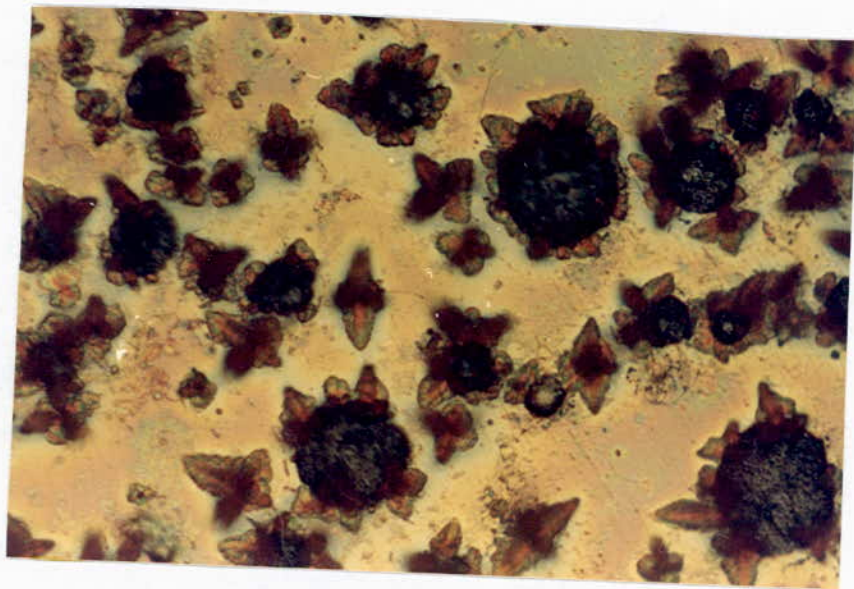


Photo 15 : Echantillon 3

G x 250

Afin d'expliquer la structure obtenue sur la photo 15 après attaque à chaud, nous avons fait une attaque au Nital et on a eu les photos 16 et 17 qui indiquent la diffusion du carbone vers la ferrite à cause du changement de la répartition du silicium.

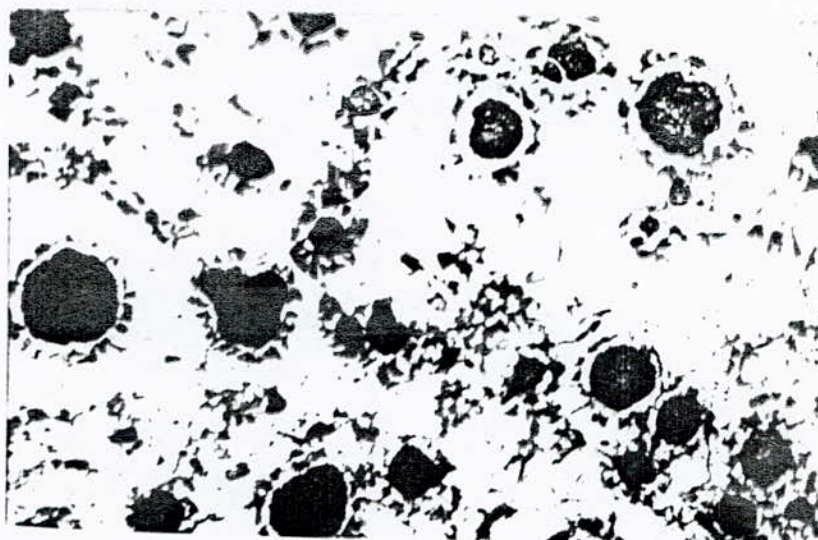


Photo 16 : Echantillon 3 G x 100

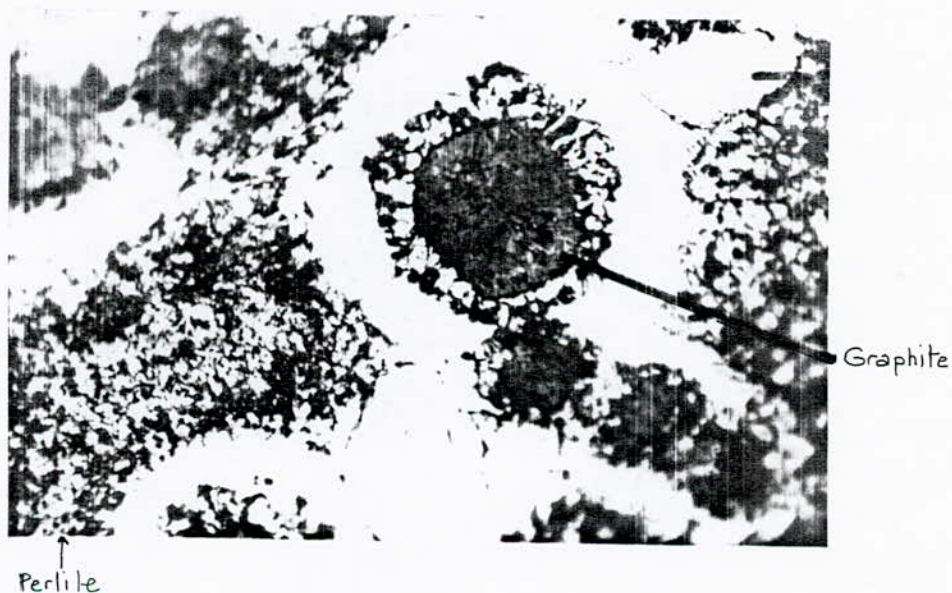


Photo 17 : Echantillon 3 G x 500

Sur la photo 17, on voit la formation d'une certaine quantité de perlite grossière comme remarque la forme en rosette du graphite.

Après un autre polissage : on retrouve la structure de base qui est ferritique illustrée par la photo 18.

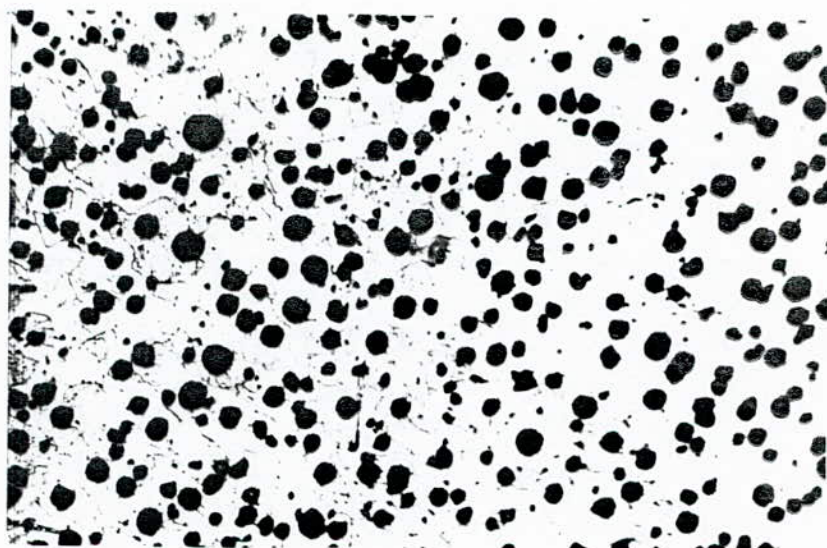


Photo 18 : Echantillon 3 6 x 100

Ayant prouvé le changement structural sur quelques millimètres d'épaisseur; et vu que nous avons élaboré une fonte GS de structure ferritique brute de coulée, le recours au traitement thermique n'étant plus possible. Plusieurs procédés de cassage (presse mécanique, cryogénie coin hydraulique,...) sont proposés. Le choix ne dépend que de la simplicité technologique et du coût du procédé ainsi que de l'installation. En première estimation, on suggère un cassage au coin hydraulique.

ANNEXE 2

DEVELOPPEMENT DE L'INDUSTRIE DE FONDERIE EN ALGERIE

Un potentiel industriel est né en Algérie grâce au développement dans le domaine de fonderie dû aux investissements productifs de la période 1970-1980.

La fonderie qui se situe en amont dans les secteurs de production des industries mécaniques, métallurgiques, pétrochimiques, agricoles et hydrauliques, a une place importante dans le processus industriel et dans l'économie nationale.

Avant l'indépendance, il n'y avait que deux fonderies importantes (DUCROS Oran et U.I.A d'El Harrach).

Il existait aussi des fonderies secondaires (QUENZA, TERRIN et SNTF).

Le mode d'industrialisation appliqué par le pays, dès le premier plan quadriennal est un taux d'intégration élevé, et cela par la réalisation de :

- cinq (05) fonderies intégrées à des complexes (CPV, CMT, CMG, CVI);
- deux (02) fonderies de sous-traitance (CFT-BCL);
- deux (02) fonderies de wilaya (SIMCO, SOTRAMET);

1- Fonderies intégrées :

Le tableau ci-dessous présente la production et l'objectif de chaque fonderie.

Tableau 12 : Fonderies intégrées en Algérie

Fonderies	Capacité de production (tonnes/an)	Objectif prévisionnel
Complexe-Moteurs-tracteurs (CMT) Constantine	10.000	Moteurs, Tracteurs pour le CMT Machine, outils...
Complexe pompe et vannes (CPV) Berrouaghia	9.500	Pompes, vannes
Complexe de véhicules industriels (CVI) Rouiba	10.000	Pièces de véhicule
CMG Guelma	400	Moteurs...etc

2- Fonderies de sous-traitance :

A part la BCL (Base Centrale Logistique) et le CFT (Complexe de Fonderie de Tiaret), il y a deux autres fonderies de sous-traitance, celle d'El-Harrach et celle d'Oran.

Fonderies	Capacité de production (tonnes/an)	Objectif prévisionnel
BCL Béni-Mered	—	Pièces de rechange de la SONATRACH
CFT Tiaret	11000 (Fonte) 7000 (Acier)	Semelles de freins... Pièces pour wagons...
Fonderie El-Harrach	4100 (Fonte grise) 100 (non-ferreux)	Voieries, pièces agricoles... etc
Fonderie d'Oran	5500 (Fonte) 1200 (Acier) 30 (non-ferreux)	Voieries, semelles de freins machoires de concasseurs...etc

3- Fonderies de wilaya :

Les fonderies SIMCO et SOTRAMET ont des capacités respectives de 2000 et 1000 tonnes/an de fonte grise pour la production essentielle des pièces de voirie.

4- Situation géographique des fonderies :

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

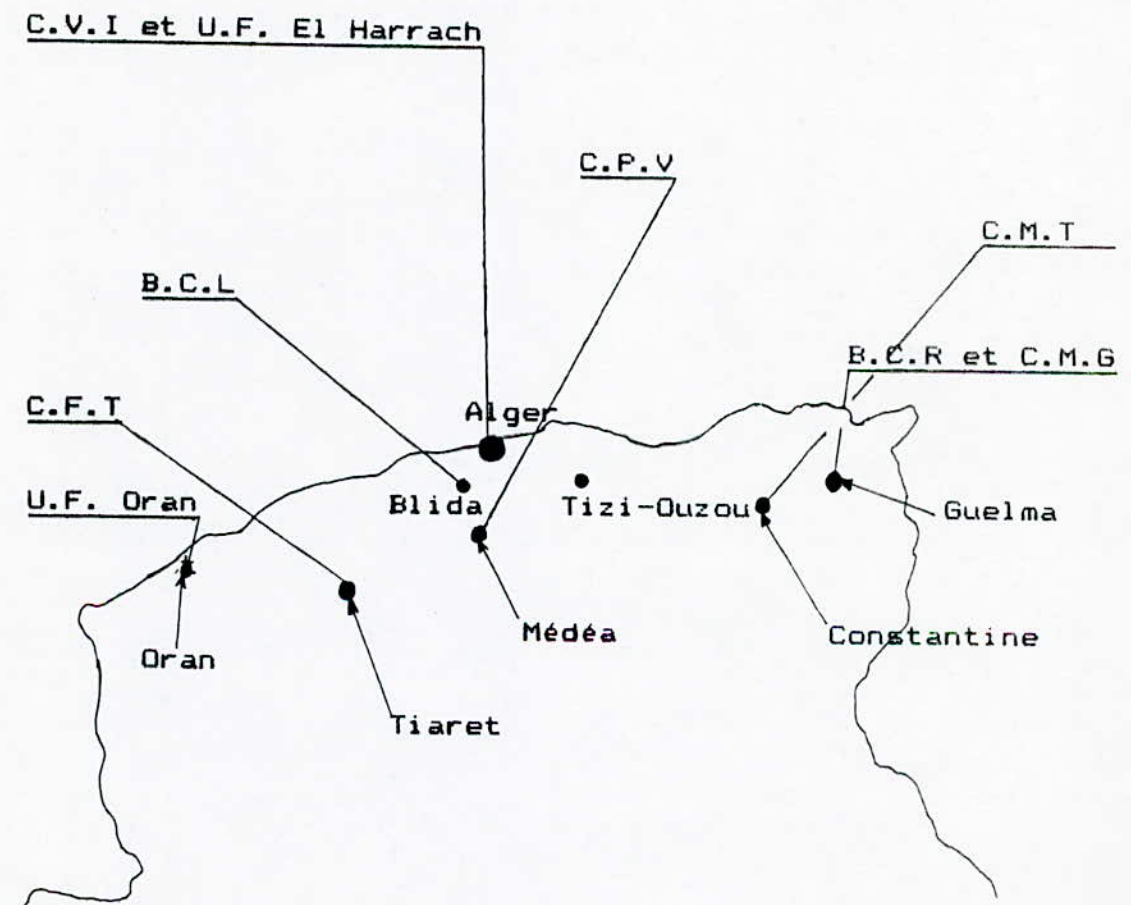


Fig. : Situation des fonderies géographiquement

ANNEXE 3

LES FONTES ELABOREES A LA S.N.V.I - U.F.R

La société nationale de véhicules industriels SNVI est située à une trentaine de kilomètres de l'Est d'Alger. Elle est disposée en unités afin d'assurer la production, la distribution et la maintenance.

Parmi les unités de la S.N.V.I, il y a l'unité de fonderie UFR dont le but est de produire des pièces en fonte à graphite sphéroïdal mais ces dernières années, elle produit aussi des fontes grises à graphite lamellaire.

1- Fontes élaborées :

La capacité de production de l'unité de fonderie est de 10.000 tonnes de pièces par an :

Durant l'année 1990, elle a réalisé une production de 7.338,692 tonnes dont :

- 5082,723 tonnes de fonte GS ferritique;
- 484,415 tonnes de fonte GS ferrito-perlitique;
- 854,724 tonnes de fonte grise lamellaire (Ft25)
- 916,830 tonnes de fonte grise lamellaire (fonte de base de la GS sans traitement au magnésium) pour la fabrication de refroidisseurs de moule.

2- La fonte grise lamellaire :

Les fontes grises lamellaires sont des alliages Fer-Carbone-Silicium des impuretés (Mn, P, S,...).

Tout le carbone, sauf le carbone combiné, se trouve sous forme de graphite lamellaire déterminant pour les propriétés mécaniques.

La fonte élaborée à l'UFR est hypo-eutectique de 2,95 à 3,10% de carbone.

3- La fonte à graphite sphéroïdal :

Les fontes à graphite sphéroïdal produites à l'UFR sont des fontes ferritiques (FGS 38-15) et les fontes ferrito-perlitiques (FGS 56-9) subissant des traitements thermiques, recuit de ferritisation et la trempe-revenu respectivement.

-##- BIBLIOGRAPHIE -##-

- (1) RC REESE HEALY : Metallurgical transaction
Vol 1-16B Mars 1985
- (2) I.MINKOFF : The physical metallurgy of cast iron.
Edition J WILEY AND SONS 1983.
- (3) M.DECROP : Les fontes à graphite sphéroïdal.
- (4) Technique de l'ingénieur:Fontes à graphite nodulaire
M 392.
- (5) S.PARENT-SIMONIN:Influence des divers oligo-éléments
dans les fontes (Juillet 1980)
Centre technique des industries de
la fonderie.
- (6) A.ROOS : Précis de métallographie appliquée.
Edition DUNOD-BORDAS-Paris 1963.
- (7) I.LAKHTINE :Métallographie et traitements thermiques
des métaux.
Edition MIR Moscou 1971.
- (8) W.K BOCK : Solidification of metals.
National malleable and seel castings co,
Cleveland December 1960.
- (9) P.BORGEAUD : Les alliages de fonderie :Inoculants et
nodulissants.
Revue de métallurgie (Juin 1979).
- (10) H.FREDRICKSON:Inoculation of iron base alloys
materials science and engineering 1984
- (11) M.GEIER : Métallurgie de fonderie.
Edition EYROLLES (1978).
- (12) H.LAPLANCHE : Les fontes et leurs traitements ther-
miques January 1989.