République Algérienne démocratique et populaire

Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche Scientifique

Université Dr. YAHIA Fares de Médéa



Faculté de Science et de la Technologie

Département du Génie de la Matière

Filière Génie Mécanique

Option : Sciences Des Matériaux.

Mémoire de fin d'étude pour l'obtention du diplôme de master (L MD)

En Génie mécanique

Thème :

Influence de la température de surchauffe sur la structure des fontes grise

Présenté par :

- **Makhloufi Saber**
- **Nadjaoui Adel**

Proposé Par:

- Mr.HABIRECHE

Année universitaire 2020/2021

Remerciement

Je tiens à remercier toutes les personnes qui ont contribué au succès de mon stage et qui m'ont aidée lors de la rédaction de ce mémoire.

Je voudrais dans un premier temps remercier, Mon directeur de mémoire monsieur Habir eche Mohamed et monsieur Belhadj abdelmonaim à l'université de Médéa, pour la patience, la disponibilité et surtout ses judicieux conseils, qui ont contribué à alimenter ma réflexion.

Je remercie également toute l'équipe pédagogique de l'université de Médéa et les intervenants professionnels responsables de ma formation, leurs écrits, leurs conseils et leurs critiques ont guidé mes réflexions et ont accepté de me rencontrer et de répondre à mes questions pour avoir assuré la partie théorique de celle-ci.

Je tiens à Remercier aussi toute ma reconnaissance aux personnes, pour leur aide dans la réalisation de ce mémoire.

Mes parents, pour leur soutien constant et leurs encouragements.

Dédicace :

Je dédier ce modeste travail

Ma source éternelle d'inspiration, de motivation et de bénédiction … Ma mère Mon maître de *passion, de patience et de persévérance … Mon père*

Mes frères

Et Mes amis.

Résumé

Au-dessus du liquidus, la fonte grise peut être portée à plus ou moins haute température (c'est ce qu'on appelle *la surchauffe)* et plus ou moins longtemps.

C'est ainsi qu'a été soulignée l'influence de la température atteinte au-dessus du liquidus à la figure 22. D'après E. Piwowarsky montre que l'élévation de cette température accroît le phénomène de surfusion. Dans la mesure où la surfusion affine le graphite, ce peut être un avantage, à la condition que la forme D n'apparaisse pas. Pour les fontes hyper eutectiques ou eutectiques, la surchauffe est intéressante ; mais, pour les fontes hypo eutectiques, une forte surfusion risque d'être dangereuse car le graphite D est souvent accompagné de ferrite mal répartie dans la matrice.

On peut résumer ainsi l'action de la surchauffe sur la structure des fontes grises comme suit : la surchauffe provoque d'abord un affinement du graphite qui, de grossier, devient moyen, puis fin ; en augmentant la surchauffe, le graphite continue à s'affiner, mais il prend la forme D généralement défavorable. En l'augmentant encore, la fonte devient truitée, puis blanche.

Sur ce, le présent travail expérimental a pour finalité d'étudier l'influence de la température de surchauffe sur la forme de graphite, ainsi sur les caractéristiques mécaniques d'une série de fontes grises hypoeutectiques alliées destinés pour la coulée des grosses pièces en utilisant un abaque pour la détermination de la température de surchauffe en fonction de la composition chimique (C, Si).

ABSTRACT

Above the liquides, the gray cast iron can be brought to a higher or lower temperature (this is called overheating) and more or less long.

Thus, the influence of the temperature reached above the liquidus has been emphasized in Figure 22. According to E. Piwowarsky shows that the rise in this temperature increases the phenomenon of overcooling. Since the overcooling refines the graphite, this can be an advantage, provided that the form D does not appear. For hyper eutectic or eutectic casts, overheating is interesting; but, for hypo eutectic cast irons, a strong overcooling may be dangerous because graphite D is often accompanied by ferrite poorly distributed in the matrix.

We can summarize the action of overheating on the structure of the gray cast irons as follow: the overheating causes first a refinement of the graphite which, from course, becomes medium, then fine; by increasing overheating, graphite continues to refine, but it takes generally unfavorable form D. By increasing it further, the cast becomes trusty, then white.

On this, the purpose of this experimental work is to study the influence of the overheating temperature on the graphite shape, as well as on the mechanical characteristics of a series of allied hypoeutectic gray cast irons intended for the casting of large parts using an abacus for the determination of the overheating temperature as a function of the chemical composition (C , If).

ملخص

فوق السائل ، يمكن جلب الحديد الزهر الرمادي إلى درجة حرارة أعلى أو أقل (وهذا ما يسمى المحموم) وطويلة إلى حد ما.

وهكذا، تم التأكيد على تأثير درجة الحرارة التي وصلت فوق السائل في الشكل 22. وفقا ل E. Piwowarsky يظهر أن الارتفاع في درجة الحرارة هذه يزيد من ظاهرة التبريد الزائد. منذ التبريد الزائد يصقل الجرافيت، وهذا يمكن أن يكون ميزة، شريطة أن النموذج D لا يظهر. لفرط eutectic أو eutectic يلقي، المحموم مثيرة للاهتمام. ولكن، ل الحديد الزهر eutectic نقص، قد يكون التبريد الزائد قوية خطرة لأن الجرافيت D غالبا ما يرافقه الفريت موزعة بشكل سيئ في المصفوفة.

يمكننا تلخيص وبالتالي عمل المحموم على هيكل الحديد الزهر الرمادي على النحو التالي: ارتفاع درجة الحرارة يسبب أولا صقل الجرافيت الذي، من الخشنة، يصبح متوسطة، ثم غرامة. عن طريق زيادة ارتفاع درجة الحرارة ، والجرافيت لا يزال صقل ، لكنه يأخذ شكل غير مواتية عموما D. عن طريق زيادته أكثر من ذلك ، يلقي يصبح بديهية ، ثم الأبيض.

على هذا، والغرض من هذا العمل التجريبي هو دراسة تأثير درجة الحرارة المحمومة على شكل الجرافيت، وكذلك على الخصائص الميكانيكية لسلسلة من الحديد الزهر الرمادي الحلفاء نقص الغدد التناسلية المخصصة الصب من أجزاء كبيرة باستخدام المعداد لتحديد درجة الحرارة المحمومة كدالة للتكوين الكيميائي (C ، إذا).

Sommaire

RESUME …….01

REMERCIEMENTS……

TABLE DES MATIERES……

LISTE DES FIGURES ET TABLEAUX…… 08 09 10

INTRODUCTION……11

Chapitre I. Etude Bibliographique

I. 1. Généralités sur les fontes à graphite lamellaire…… 13

I.2. Solidification et transformations à l'état solide des fonte… 15

I. 3. Les différents composants des fontes…… 18

I. 3. 1. Ferrite……18

I. 3. 2. Perlite……. 20

I. 3. 3. Cémentite ou Carbure de fer……..…… 21

I. 3. 4. Carbure…….. 22

I. 3. 5. Graphite Lamellaire (G.L)…..……..24

I. 3. 5. 1. Influence du graphite dans les fontes grises……26

I.4Influence des différents facteurs sur la cristallisation (Structure des Fontes…….26

I. 4. 1. Effet de la composition chimique ……26

I. 4. 1. 1. Effet des éléments normaux……26

I. 4. 1. 1. 1. Carbone et Silicium……..26

I. 4. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre……..27

I. 4. 1. 1. 3. Phosphore……..……..28

I. 4. 1. 2. Effet des éléments d'addition……29

I. 4. 1. 2. 1. Cuivre, Chrome et Molybdène…… 29

I. 4. 2. Carbone équivalent CE…….. 31

I. 4. 3. Effet de la température de surchauffe et de temps de maintien. 33

I. 4. 4. Inoculation…… 34

I. 4. 5. La vitesse de refroidissement…… 35

Chapitre II. Méthodes Expérimentales

III. 1. Elaboration de la fonte grise alliée et coulée des échantillons ……. **37**

II. 2. Métallographie Optique……39

II. 3. Essais Mécaniques……40

Chapitre III. Résultats et Discussion

III. 1. Analyse Chimique…… 45

III.2. . Température de surchauffe…… 46

III. 3. Microstructures…….. 48

III. 4. Resistance à la Traction…….. 54

III. 5. La Dureté…… 55

V . Conclusion…… 56

Listes des Symboles et des Abréviations

A	Graphite type A
Al	Aluminium
B	Graphite type B
C	Graphite type C
C	Carbone
C_m	Teneur en carbone de la matrice
CE	Carbone Equivalent
Co	Cobalt
Cu	Cuivre
Cr	Chrome
D	Graphite type D
E	Graphite type E
Fe	Fer
Fe_3C	Cémentite
Fe_3P	Eutectique Phosphoreux
Gr	Graphite
HB	Dureté Brinel
HRC	Dureté Rockwell
M	Elément métallique
Mn	Manganèse
MnS	Sulfure de Manganèse
Mo	Molybdène
N	Azote

Nb	Niobium
Ni	Nickel
P	Phosphore
R_m	Resistance à la Traction en Kgf / mm^2
S	Soufre
Si	Silicium
SiO_2	Oxyde de silicium
Ti	Titane
V	Vanadium
W	Tungstène
Zr	Zirconium
FGL25	F: Fonte, G : grise, L: lamellaire, 25: Resistance à la Traction en Kgf / mm^2
α	Ferrite
γ	Austénite
Δ_0 (μ m)	distance entre deux lamelles consécutives de cémentite
Δ T	Intervalle de surfusion

LISTE DES FIGURES

Chapitre I : Etude Bibliographique

Figure 1. : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable.

Figure 2. : Diagramme métastable Fer – Fe_3C.

Figure 3. : Diagramme stable Fer – graphite.

Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite.

Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite.

Figure 6. : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) × 100.

Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30.

Figure 8. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital).

Figure 9. : Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chrome à l'état brut de coulée.

Figure 10. : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C.

Figure 11. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène.

Figure 12. : Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b).

Figure 13. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire.

Figure 14. : Influence de silicium sur la température eutectique.

Figure 15. : Inclusions MnS de la fonte grise FGL25pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S.

Figure 16. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P.

Figure 17. : (a) Résultats du test MEB de la fonte perlite contenant 3% de cuivre, (b) 4% de cuivre 5%, (c) cuivre, (d) 7% de cuivre.

Figure 18. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE.

Figure 19. : Effets des éléments d'alliages sur la résistance à la traction (Rm). Addition simultanée de Cr/Cu = 7/3 : 0.7 %Cr + 0.3 %Cu, addition total 1%.

Figure 20. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires.

Figure 21. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise (valeurs moyennes dans 14 fonderies suédoises.

Figure 22. : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification.

Figure 23. : Détermination de la surchauffe de la fonte.

Figure 24. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite.

Figure 25. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche).

Chapitre II. : Méthodes Expérimentales

Figure 26. : Spectromètre d'analyse chimique.

Figure 27. : Analyseur de carbone / soufre.

Figure 28. : Méthode de coulée des éprouvettes.

Figure 29. : Microscope optique.

Figure 30. : D'uromètres utilisées pour l'essai de dureté.

Figure 31. : Principe de l'essai de traction.

Figure 32. : Eprouvette de traction utilisée.

Figure 33. : Machine utilisée pour les essais de traction.

Chapitre III : Résultats et Discussions

Figure34. : Resistance à la traction et dureté des alliages à l'état brut de coulée.

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1. : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite.

Tableau 2 Composition chimique des alliages étudiés en (% massique)

Tableau 3 : Composition chimique, microstructures et propriétés mécaniques des alliages étudiées à l'état brut de coulée.

Tableau 4 : la température de surchauffe

Tableau 5 : Microstructures des alliages étudiée

Tableau 6; type de graphite selon la température de surchauffe

INTRODUCTION

La fonte grise qui est un alliage Fe-C-Si contient du graphite lamellaire dans une matrice perlitique. En fonction de la composition de la fonte considérée, la matrice peut entre autres contenir à son tour des teneurs variables en ferrite ou en cémentite. La phase de graphite dans la fonte grise favorise une excellente conduction de la chaleur, l'amortissement des vibrations, et améliore les propriétés de frottements et d'usinabilité. Son réseau cristallin lui permet de constituer une réserve de lubrifiant pour offrir de meilleures caractéristiques d'usure et de frottement. La morphologie du graphite lamellaire dépend de la composition chimique, de la température de coulée de la fonte et de la vitesse de refroidissement. Les fontes grises à haute résistance à la traction présente des teneurs faibles en C et Si et par conséquent des valeurs basses de la CE. Cela est dû au fait que lorsque le CE diminue, la proportion de la matrice croit également, accompagnée d'une diminution correspondante de la proportion du graphite. Une diminution exagérée du CE abaisse la coulabilité, avec risque d'une solidification truité ou blanche de la fonte. Le CE est en rapport direct avec la coulabilité.

Au-dessus du liquidus, le métal peut être porté à plus ou moins haute température (c'est ce qu'on appelle la *surchauffe)* et plus ou moins longtemps.

C'est ainsi qu'a été soulignée l'influence de la température atteinte au-dessus du liquidus ; la figure 22, d'après E. Piwowarsky montre que l'élévation de cette température accroît le phénomène de surfusion. Dans la mesure où la surfusion affine le graphite, ce peut être un avantage, à la condition que la forme D (figure 13) n'apparaisse pas. Pour les fontes hypereutectiques ou eutectiques, la surchauffe est intéressante ; mais, pour les fontes hypoeutectiques, une forte surfusion risque d'être dangereuse car le graphite D est souvent accompagné de ferrite mal répartie dans la matrice.

On peut résumer ainsi l'action de la surchauffe sur la structure des fontes grises : la surchauffe provoque d'abord un affinement du graphite qui, de grossier, devient moyen, puis fin ; en augmentant la surchauffe, le graphite continue à s'affiner, mais il prend la forme D généralement défavorable. En l'augmentant encore, la fonte devient
truitée, puis blanche.

Sur ce, le présent travail expérimental a pour finalité d’étudier l'influence de la temperature de surchauffe sur la forme de graphite, ainsi sur les caractéristiques mécaniques d’une série de fontes grises hypoeutectiques alliées destinés pour la coulée des grosses pièces.

Chapitre I. Etude Bibliographique

I.1. Généralités sur les fontes à graphite lamellaire

Les très nombreuses applications des fontes à graphite lamellaire reposent sur un ensemble de propriétés remarquables et spécifiques :

- résistance aux contraintes statiques et aux efforts alternés
- faible sensibilité à l'entaille
- grande capacité d'amortissement des vibrations
- résistance à l'usure
- résistance aux corrosions par les milieux humides et par les sols
- matériau parfaitement adapté à la réalisation de formes très compliquées en raison de sa coulabilité
- usinabilité excellente
- prix de revient relativement stable et peu élevé.

La croissance de nos connaissances concernant ce matériau et l'utilisation de méthodes d'élaboration et de contrôle de plus en plus performantes et précises, permettent de garantir des qualités très régulières.il n'est donc pas étonnant que les fontes à graphite lamellaire trouvent dans l'industrie l'emploi de tonnages pratiquement aussi importants que l'ensemble de tous les autres alliages de fonderie [01].

La première caractéristique essentielle des fontes est de contenir une partie de leur carbone à l'état insoluble à l'état solide, c'est-à-dire ne se dissolvant dans le fer qu'à partir du début de sa fusion. Quand la totalité du carbone se dissout dans le fer par chauffage avant que l'on atteigne sa fusion, le métal est par définition un acier.

La seconde caractéristique essentielle des fontes réside dans le fait que la carbone (insoluble ou soluble avant fusion) peut se présenter sous deux formes bien distinctes à tous égards : à l'état de carbone pur libre, cristallisé, qui constitue le graphite ; et à l'état combiné au fer, formant alors le carbure de fer ou cémentite [02].

En ajoutant un élément dans la fonte liquide, l'effet de ce dernier dépend de type de liaison avec les autres éléments qui se trouve dans la fonte. Plusieurs cas peuvent être envisagés selon la figure 1. [03] :

- Liaison de l'élément d'alliage avec le fer : Dans ce cas, il n'existe pas de liaison avec le carbone, ce qui entraine la formation du graphite ;

- Liaison de l'élément d'alliage avec le carbone : Ceci entraine la formation des carbures. Ces éléments sont antigraphitisants et tout le carbone se lie avec l'élément d'alliage, dans ce cas le carbone ne se cristallise pas en graphite ;
- L'élément ne se lie ni avec le fer, ni avec le carbone : Dans ce cas, il ne favorise pas la graphitisation, mais favorise la liaison entre le fer et le carbone (formation des carbures). Ces éléments influent sur l'intervalle stable-métastable. Cette influence est expliquée pendant la transition du stable au métastable et le contraire en fonction de la température ;
- Liaison de l'élément avec le fer et le carbone en même temps : dans ce cas, il empêche la graphitisation et favorise la formation des carbures complexes.

L'addition dans les fontes de divers éléments d'alliages permet d'agir sur leurs structures et d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques, chimiques ou leurs aptitudes à répondre aux traitements thermiques. Suivant leur influence sur la structure, on peut distinguer [04] :

- Les éléments alphagènes qui stabilisent la ferrite et réduisent le domaine de l'austénite et accroissent le domaine de la ferrite du diagramme Fe_3C. Citons : Cr, W, Mo, V, Ti, Si, Al, P, Cu**.** Ils forment une ferrite alliée dure et résistante.
- les éléments gammagènes qui stabilisent l'austénite et augmentent son domaine dans le diagramme Fe_3C. Citons : Ni, Mn, Co.

Suivant leur affinité pour le carbone, on peut distinguer :

- Les éléments carburigènes qui donnent avec le fer des aciers et des fontes des carbures complexes, stables, durs ou de la cémentite alliée $(Fe, X)_3C$. Ce sont presque tous des éléments alphagènes. Ce sont des éléments antigraphitisant. Citons : Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Nb, B, N.
- Les éléments graphitisants ou anticarburigènes, c'est-à-dire qui ont une faible affinité pour le carbone**.** Citons **:** Si, Ni, Al, Cu.

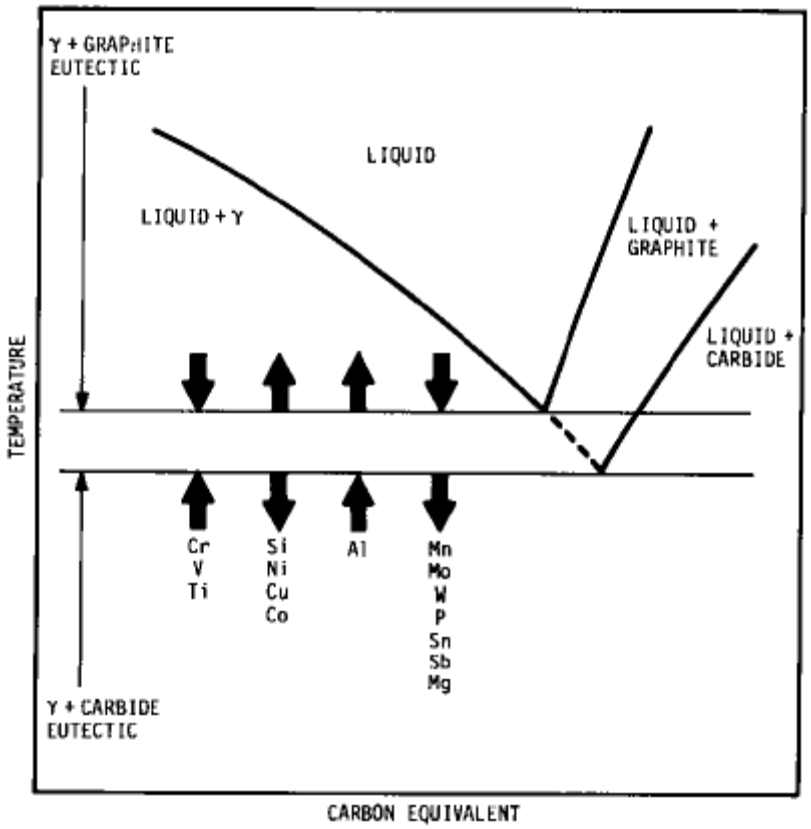


Figure 1. : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable.

Les propriétés mécaniques de la fonte sont déterminées par sa structure, surtout par son composant graphitique. La fonte peut être envisagée comme un acier transpercé par du graphite. Le graphite enfoncé dans la matrice de la fonte lubrifie sa surface pour offrir de meilleures caractéristiques d'usure et de frottement [05]. Les propriétés mécaniques dépendent de la quantité, de la grandeur et de la distribution des inclusions de graphite. La résistance de la fonte est d'autant plus grande que la quantité des inclusions graphitique est plus petite, qu'elles sont plus fines et plus isolées. Fraction de graphite lamellaire plus élevée et bien réparti peut conduire la chaleur de friction plus rapidement et réduire la distorsion thermique de la fonte grise [06]. La structure (matrice et inclusion graphitique) dépend de la composition chimique, température de coulée, inoculant et les conditions de refroidissements [07].

I. 2. Solidification et transformations à l'état solide des fontes

La solidification des fontes grises est un phénomène complexe qu'il faut étudier en détail. Selon la quantité de carbone ajouté, la fonte sera hypoeutectique (2,03% < C % 4,3%), eutectique (C= 4,3%) ou hypereutectique (C > 4,3%) [08].

Le refroidissement d'une fonte hypoeutectique avec une composition X_c (exemple d'une fonte à 3% de carbone représentée par la verticale du diagramme fer carbone (voir figure 2 et 3) peut être décrit à partir de 1400°C (le point m_0).

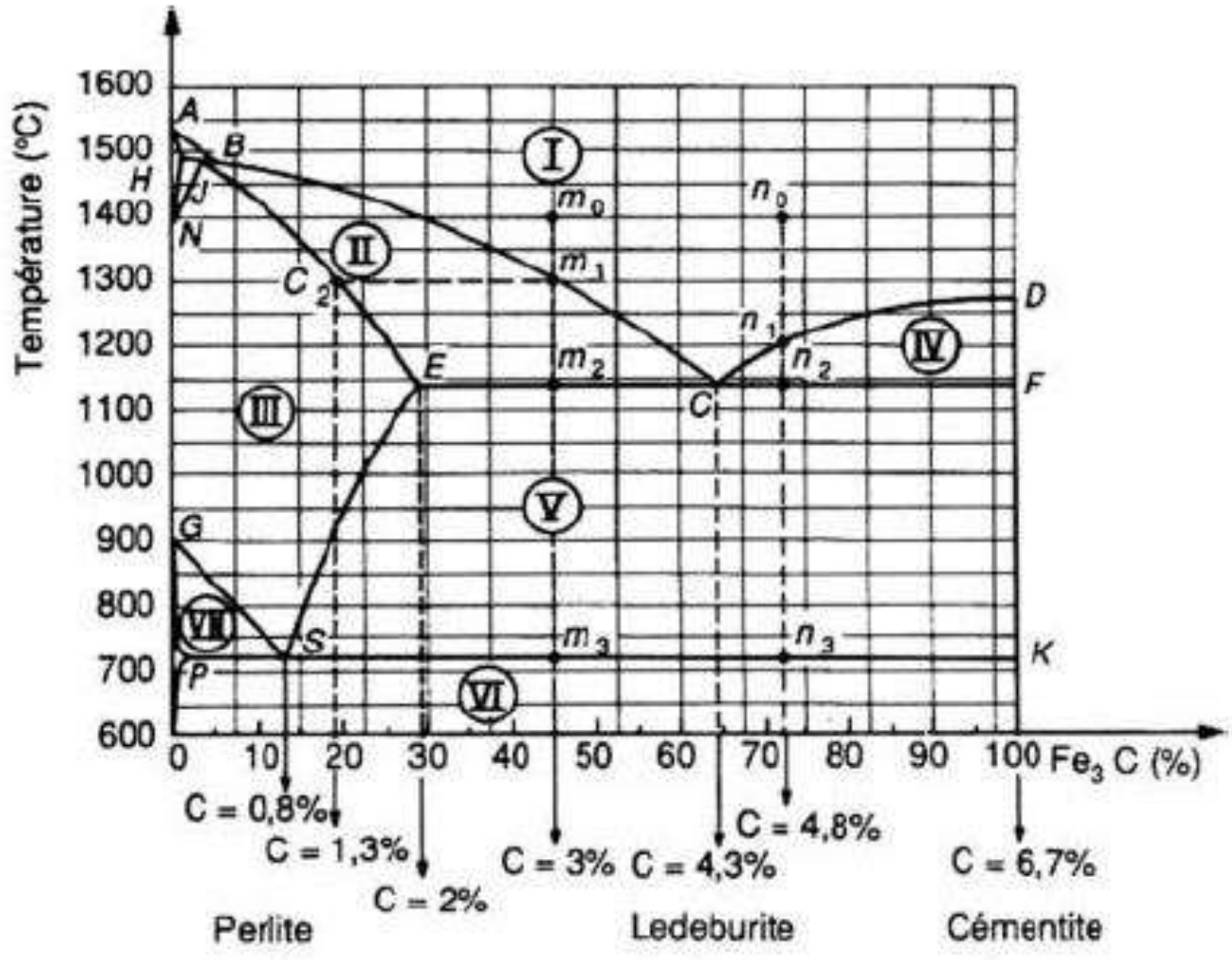
La solidification débute en m_1 (1300°C) par transformation :

- de liquide en austénite primaire et se termine en m_2 (1147°C) par la transformation eutectique au cours de la quelle le liquide résiduelle se transforme en lédéburite (austénite + cémentite) pour l'équilibre métastable.
- de liquide en austénite primaire et se termine en m_2 (1153°C) par la transformation eutectique au cours de la quelle le liquide résiduelle se transforme en graphite (lamelles, nodules ou vermicules) et en solution solide γ à 2% C, formant le constituant eutectique (γ + Gr) pour l'équilibre stable.

L'alliage continue sa solidification de m_2 à m_3 :

- pour le diagramme métastable, de m_2 à m_3 (727°C) l'austénite γ s'appauvrit en carbone jusqu'à 0,8 % C qu'elle laisse déposer de la cémentite secondaire. En m_3 c'est la transformation eutectoide où la solution solide γ se transforme en constituant eutectoide appelé la perlite (α + Fe_3C).
- pour le diagramme stable, de m_2 à m_3 (727°C) l'austénite γ s'appauvrit en carbone jusqu'à 0,8 % C qu'elle laisse déposer de carbone dit proeutectoide sur les précipités de graphite déjà existants. En m_3 c'est toujours la même transformation eutectoide.

De m_3 à l'ambiante, la ferrite laisse déposer une petite quantité de cémentite appelé cémentite tertiaire pour l'alliage métastable. Et une petite quantité de graphite pour l'alliage stable.



I liquide
II liquide + γ
III solution solide γ
IV liquide + cémentite
V dendrites γ ; fond ledeburite { cémentite eutectique / phase γ
VI perlite (ferrite + cémentite eutectoïde + cémentite proeutectoïde + cémentite eutectique)
VII $\gamma + a$

Figure 2. : Diagramme métastable Fer – Fe_3C [20].

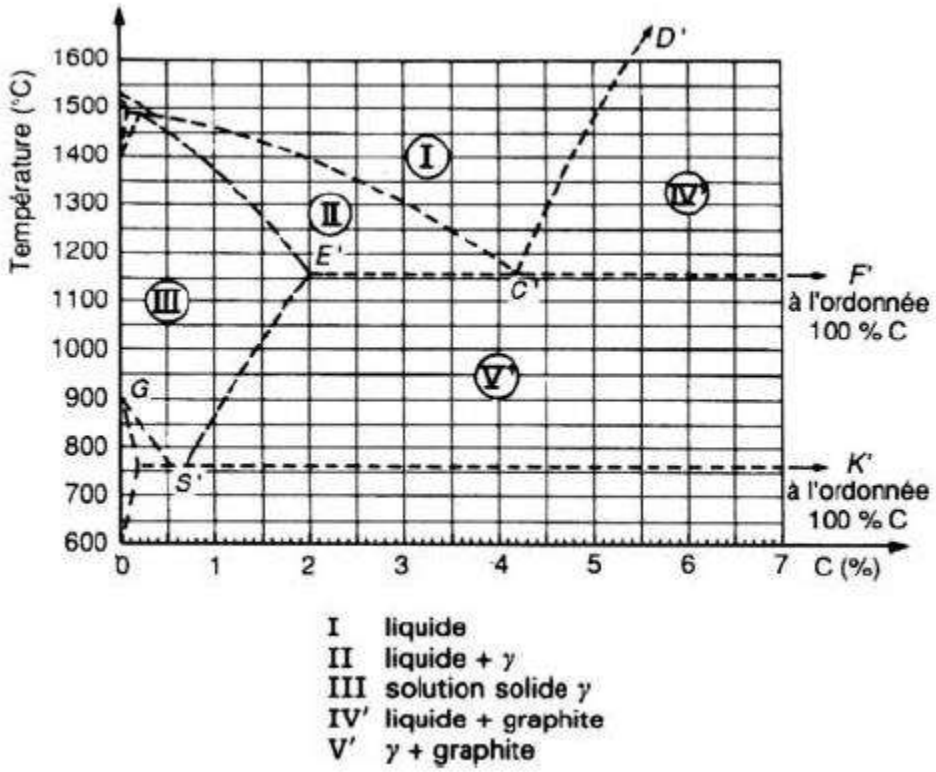


Figure 3. : Diagramme stable Fer - graphite [09].

I. 3. Les différents composants des fontes

Les constituants qui vont être cités ici sont ceux que l'on peut rencontrer sur le matériau brut de coulée. Dans cette partie, on présentera les composants en évoquant leur dureté. En effet, l'essai de dureté, facile à mettre en œuvre, permet d'évaluer la charge à rupture (R_m) du matériau, laquelle variera en fonction des éléments d'alliage [10].

I. 3. 1. Ferrite

C'est le principal constituant de la matrice. Ce constituant est une solution solide de fer sous sa forme allotropique cubique centré. Elle apparait dans les fontes au cours du refroidissement sous les formes proeutectoide et eutectoide [11]. Elle ne dissout pratiquement pas de carbone (0,02% en masse). Par contre, la ferrite contient en solution solide du manganèse et une quantité appréciable de silicium. D'autres éléments d'alliage peuvent être dissous dans la ferrite, tels que le cuivre ou le nickel. La ferrite des fontes est usinable malgré une teneur en silicium dissous importante, modifie les caractéristiques de la fonte.

Si on compare une ferrite pure à une ferrite contenant 3,4% de Si, on peut remarquer que la dureté passe de 75 à 150 HB, la résistance à la traction augmente de 257 à 530 MPa,

tandis que l'allongement à rupture diminue de 61% à 28 % [09]. L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite apparaissent sur les figures 4 et 5.

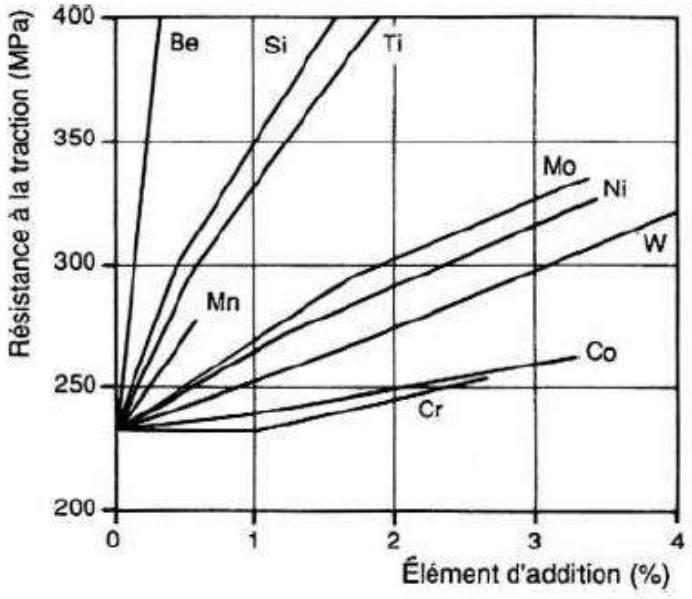


Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite [09].

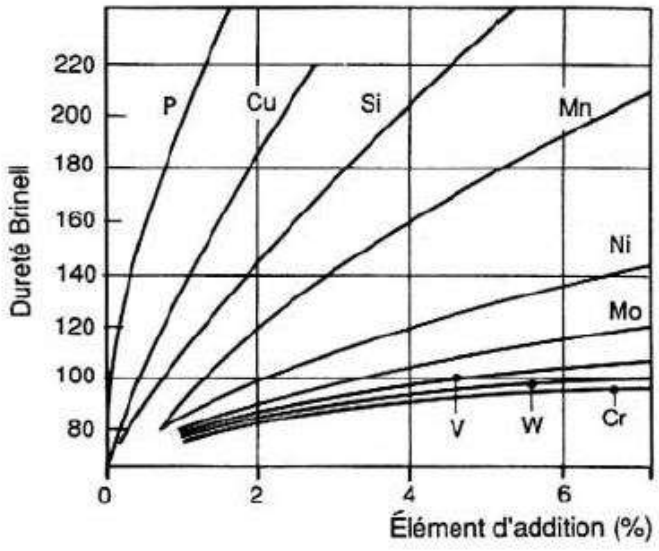


Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite [09].

La ferrite représentée sur la figure 6 n'est pas colorée par les produits métallographiques usuels. Mais si on fait une attaque oxydante avec du Nital, on peut distinguer les contours des grains de ferrite [11]. Cela permet de distinguer la ferrite de la cémentite.

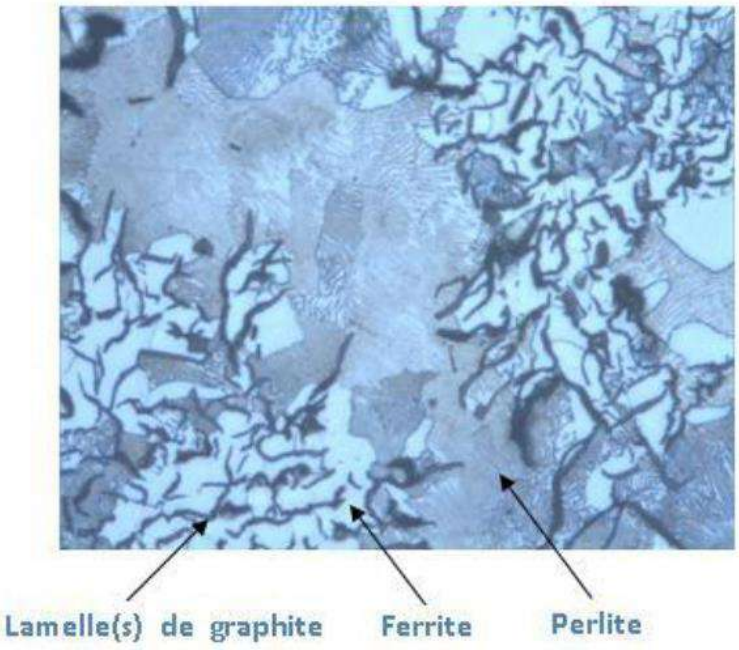


Figure 6. : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) × 100 [11].

I. 3. 2. Perlite

Cet agrégat est formé par la juxtaposition de lamelles de ferrite et de cémentite (voir figure 6 et 7). Ces lamelles sont d'autant plus fines que la vitesse de refroidissement est élevée. C'est de cette finesse Δ_0 (µm) que vont dépendre les caractéristiques mécaniques de la perlite. En effet, dureté et finesse sont liées par la formule de Belaieff :

$HB.\Delta_0 = 80$

Δ_0 (µm) **:** distance entre deux lamelles consécutives de cémentite. Dans les fontes, on obtient les résultats suivants (tableau.1).

Tableau 1. : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite.

Structure	Perlite	Sorbite	Troostite
Δ_0 (µm)	0,6 à 1	0,25 à 0,3	0,1 à 0,15
HB	180 à 250	250 à 350	350 à 450

Le Cu, Ni, Cr, Mo, V, Mn affinent la perlite.

Apres attaque par un réactif oxydant (comme le Nital) qui ne colore ni la cémentite, ni la ferrite, on voit tout de même apparaitre à l'observation micrographique. C'est l'ombre portée par de la cémentite sur la ferrite qui provoque cette différence de coloration.

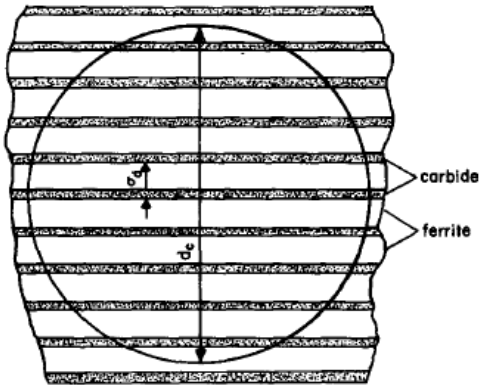


Figure 6. : Interlamellaire de la perlite dans une fonte grise lamellaire [12].

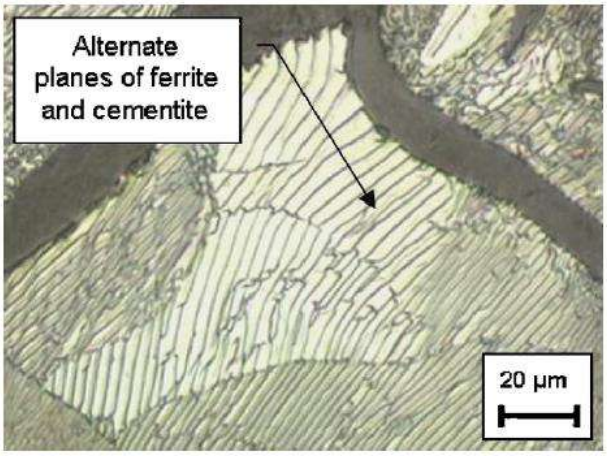


Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30 [13].

I. 3. 3. Cémentite ou Carbure de fer

La cémentite est un carbure de fer. Sa formule de composition chimique Fe_3C correspond à un pourcentage massique de carbone égal à 6,67 %. Ce composé défini, de type interstitiel, a une structure cristalline orthorhombique. La maille élémentaire contient 4 atomes de carbone pour 12 atomes de fer à des distances non identiques.

La caractéristique essentielle de la cémentite est sa dureté très élevée (HB de l'ordre de 700 à 800). Celle-ci peut être augmentée par addition d'éléments d'alliages tels que comme exemple le chrome $Fe_3C \rightarrow (Fe, Cr)_3C$. Elle se décompose au-delà de 500°C pour former de la ferrite et du graphite. La présence de Si dans la matrice facilite cette décomposition. Elle peut être retardée par l'ajout d'éléments d'alliages (Cr, Mn, Mo, Cu) qui stabilisent la cémentite [10]. Dans les fontes GL elle est présente sous forme de perlite et sous forme de carbures.

La cémentite n'est pas attaquée par les réactifs acides comme le nital, mais elle est attaquée et colorée par le picrate de soude bouillant (voir figure 8).

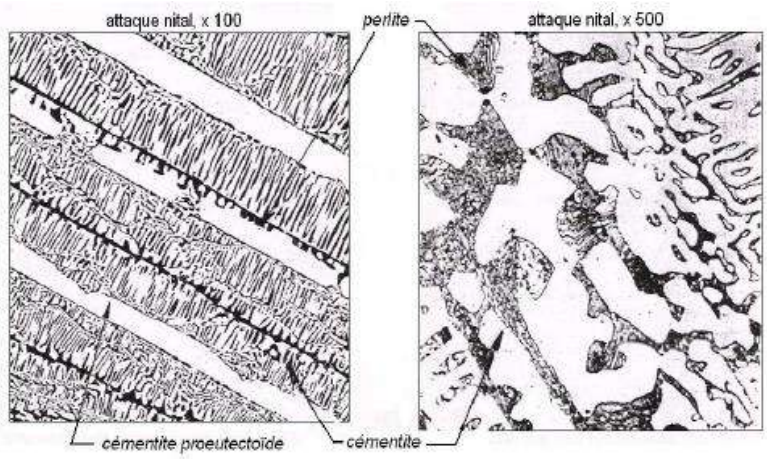


Figure 8. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital).

I. 3. 4. Carbure

Les fontes à carbures s'identifient par leurs carbures massifs. De tels carbures peuvent se retrouver dans la matrice, soit en raison d'un refroidissement particulièrement rapide à la fin de la solidification, soit par suite de la présence d'éléments stabilisant les carbures tels que le Cr, Mo, Mn, V etc. La haute résistance des pièces en fonte est obtenue par la présence des carbures libres. Les fontes grises à haute résistance sont difficiles à usiner, donc le taux de carbures toléré dans la fonderie de fonte grise est de l'ordre de 5 % [04].

Le type des carbures présents dans les fontes à l'état brut de coulée dépend de la teneur en éléments d'alliage de ces derniers, comme s'est présentée dans la figure 9 où apparaissent des carbures durs en phases blanches brillantes dans la microstructure des fontes alliées au chrome à l'état brut de coulée [14].

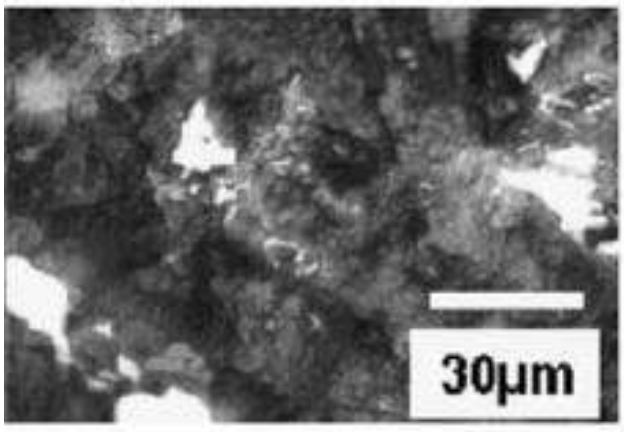


Figure 9. : Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chrome à l'état brut de coulée.

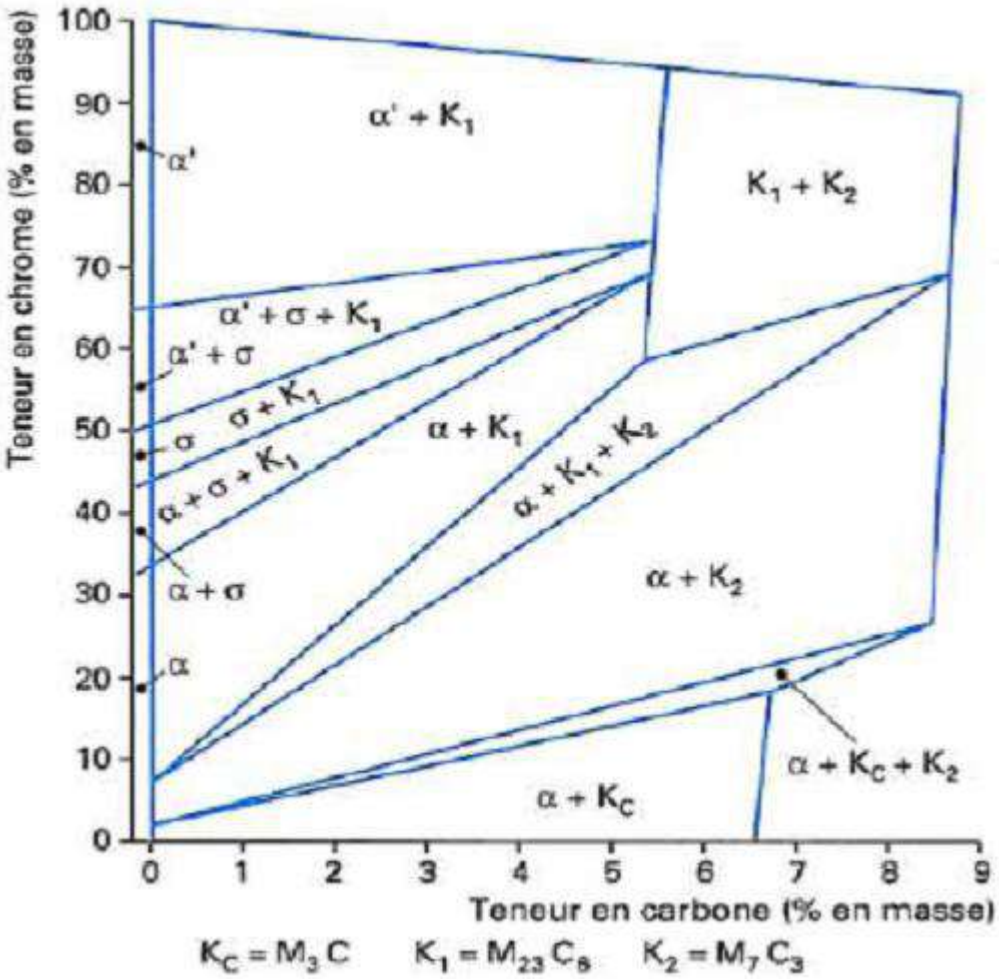


Figure 10. : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C [15].

En présence de chrome, quand le pourcentage massique en carbone croit, apparaissent tout d'abord les carbures du type $K_c(M_3C)$ ou cémentite substituée, puis le carbure du type M_7C_3, puis le carbure du type $M_{23}C_6$ dans le quel l'élément métallique M est constitue par l'ensemble (Fe + Cr). La figure 10 présente une coupe du diagramme ternaire fer - carbone - chrome) [15].

Le diagramme montre que les fontes à faibles teneurs en chrome et en carbone sont constitues à l'état brut de coulée par un agrégat de ferrite et de carbures du type M_3C.

C'est un constituant de grande importance dans les fontes grises qui prend plusieurs formes : lamelles, sphéroïdes, nodules, vermiculaire. C'est un corps très

I. 3. 5. Graphite Lamellaire (G.L)

stable qui ne se dissocie qu'à 3650°C par sublimation. En conséquence, aucun traitement thermique ne peut altérer l'aspect du graphite [11].

Le graphite est l'une des formes allotropiques naturelles du carbone. Il est composé d'un empilement de feuillets de graphène au sein desquels les atomes de carbone sont lies par des liaisons covalentes de type sp2. La cohésion entre les feuillets est assurée par des liaisons de van der waals plus faibles. Cette structure entraine une très forte anisotropie des propriétés avec, par exemple, une conduction thermique et électrique qui est beaucoup plus forte dans le plan des feuillets de graphène que dans la direction normale ; à l'inverse, le clivage de la structure est très aisé entre les feuillets.

L'empilement des feuillets de graphène peut se faire selon deux séquences qui aboutissent à des structures cristallographiques différentes : un empilement A-B-A-B engendre une structure hexagonale tandis qu'un empilement A-B-C-A-B-C forme une structure rhomboédrique. Cette dernière est thermodynamiquement moins stable et est souvent considérée comme une structure hexagonale présentant un défaut d'empilement [16].

La figure 11 présente la structure hexagonale du graphite avec un empilement de type A-B-A-B. les paramètres de maille ont des valeurs de a = 0,246 nm et c = 0,671 nm (ce qui correspond à deux fois l'écart entre deux plans de graphène).

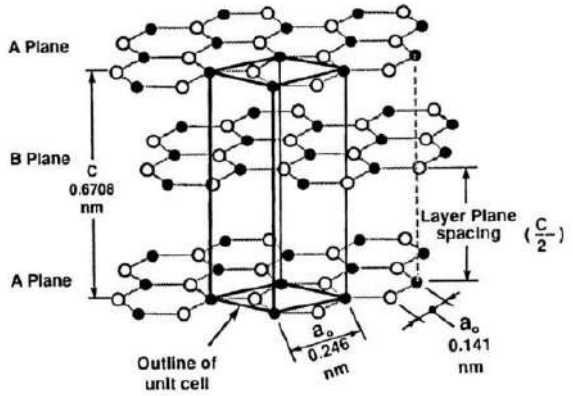


Figure 11. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène.

Sur une section métallographique, le graphite apparait sous forme de lamelles plus ou moins épaisses qui présentent des branchements fréquents et forment un réseau tridimensionnel. Dans les fontes hypereutectiques des lamelles de graphite primaires se forment par croissance libre dans le liquide puis sont entourées par l'austénite (voir figure 12. a). Dans le cas des fontes hypoeutectiques, la formation d'austénite précède la croissance des lamelles de graphite eutectiques. Une structure constituée de dendrites d'austénite et de graphite fin dit de surfusion est observée suite à la réaction eutectique. La figure 12.b montre un réseau de lamelles de graphite eutectique après une attaque profonde [17].

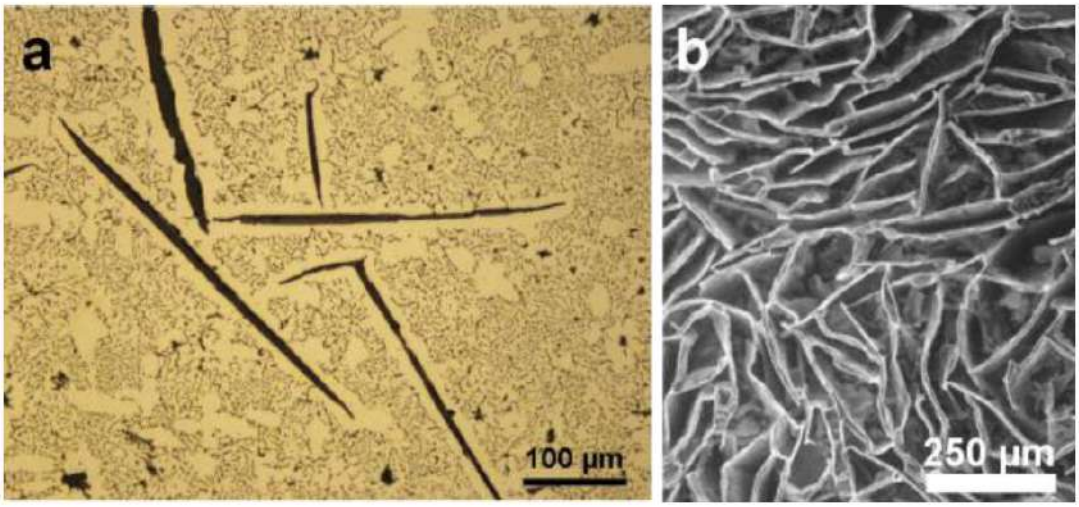


Figure 12. : Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b).

Les propriétés mécaniques et physiques de la fonte GL sont en partie gouvernées par la taille, la forme, la quantité et la distribution des lamelles de graphite [08]. Et celles-ci sont classées selon la norme ASTM-A-247 (voir la figure 13).

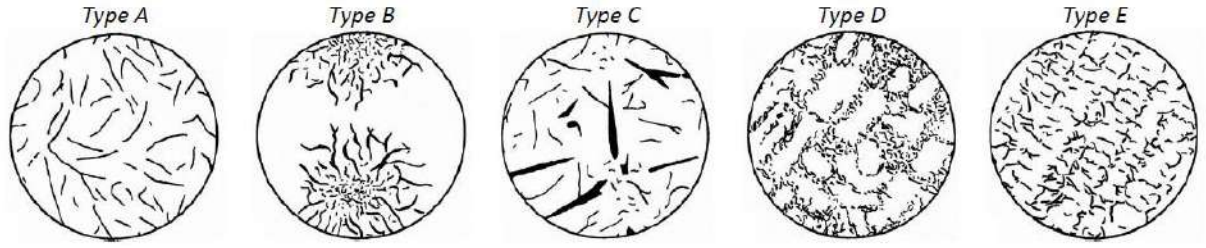


Figure 13. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire [16].

Le graphite de type A est distribué aléatoirement et orienté au sein de la matrice. Il confère au matériau des propriétés physiques et mécaniques optimales. C'est ce type de graphite qui est obtenu avec une surfusion minimale.

Le graphite de type B est obtenu pour des alliages proches des compositions eutectiques, se solidifiant avec une surfusion supérieure à celle du graphite de type A.

Le graphite de type C est observé dans les fontes hypereutectiques refroidies assez lentement. Il est possible de distinguer les grandes lames de graphite proeutectique et les amas de graphite.

Le graphite de type D, interdendritique sans orientation préférentielle, est observé dans les pièces refroidies tres rapidement, au voisinage de la surface dans le cas de pièces coulées en coquille.

Enfin, le graphite de type E, interdendritique orienté, apparait quand la surfusion est élevée, mais pas assez pour créer des carbures. La matrice associée à ce type de structure est de type ferritique.

I. 3. 5. 1. Influence du graphite dans les fontes grises

Le Si se dissout dans le fer γ avec plus de facilité que la carbone. Pour cette raison, on dit que le Si diminue la solubilité du carbone dans le fer γ. Donc il y a d'autant de graphite que la te

Le graphite lamellaire confère aux fontes grises : - une grande capacité d'amortissement des vibrations dans des applications telles que les cylindres de broyeur ou les bâtis de machines outils ; - une très bonne usinabilité ; - les conditions de frottement (cavités superficielles du graphite jouant le rôle du ¨coin d'huile¨);- une augmentation de la conductibilité calorifique lorsqu'on demande une résistance aux chocs thermiques ; comme par exemple pour des tambours de freins et des disques d'embrayage ;- une meilleure coulabilité [18].

I. 4. Influence des différents facteurs sur la cristallisation (Structure des fontes)

Les propriétés des fontes sont déterminées avant tout par leur structure**,** laquelle dépend d'une série de facteurs de fabrication.

I. 4. 1. Effet de la composition chimique

I. 4. 1. 1. Effet des éléments normaux

I. 4. 1. 1. 1. Carbone et Silicium

Le carbone est compris entre 2,8 et 4,5% en masse. Le carbone augmente la coulabilité car le graphite formé dans le métal liquide a une capacité thermique élevée, permettant au mélange de rester fluide lors de la coulée en empêchant un refroidissement trop rapide. Il abaisse la température de fusion. De 1537°C pour un fer pur, elle peut décroitre jusqu'à 1150°C à l'eutectique (correspondant à 4,3% de C) [10].

L'effet du Si est particulièrement important car sa teneur dans l'alliage (environ 2 à 3%) est comparable à celle du carbone. Le Si abaisse la T°C de transformation eutectique à l'état métastable**,** et augmente simultanément la T°C de transformation eutectique à l'état stable (voir la figure 14). Cette augmentation d'écart de température permet d'éviter la précipitation de fonte blanche au cas où la surfusion est un peu trop profond [19].
neur est plus élevée, et pour cette raison encore le Si est dit élément graphitisant**.**

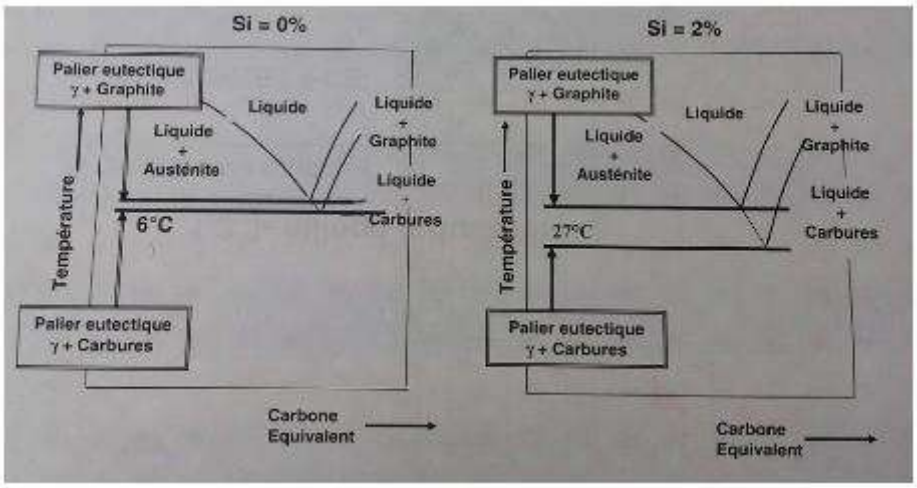


Figure 14. : Influence de silicium sur la température eutectique [20].

Il est conseille de limiter les valeurs maximales à 3,3% C et 2% Si dans les fontes à graphite lamellaire, le graphite devrait si possible être présent sous forme finement lamellaire [9].

I. 4. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre

Pour garantir des propriétés optimales, la fonte à graphite lamellaire doit contenir, outre une quantité minimale de soufre, une teneur optimale en manganèse.

Plusieurs études ont démontré que la teneur optimale en manganèse est déterminée par la formule suivante [16] :

$$\%Mn = 1{,}72\%S + 0{,}2 \text{ à } 0{,}3$$

Tout écart par rapport à cette teneur optimale aura une influence sur la profondeur de trempe et les propriétés mécaniques de la fonte. Il est en effet logique que lorsque le manganèse et le soufre atteignent des teneurs très élevées, la fonte contiendra une quantité considérable de sulfures de manganèse (MnS). La morphologie des inclusions MnS de la fonte grise FGL25 est montrée dans la figure 15 [21].

Une augmentation de la quantité de ces sulfures (MnS) abaisse progressivement le point de fusion du laitier et des crasses. Cela signifie qu'à partir d'un certain taux de MnS les crasses et le laitier demeurent liquide à la température de coulée ce qui les rend pratiquement impossible à piéger, même en utilisant des filtres céramiques. Le risque d'avoir apparaître des défauts d'inclusions de crasses dans les pièces devient donc très grand. Pour éviter ces defauts, la teneur en Mn ne doit pas etre supérieurs à 0,7% et la teneur en S ne peut excéder 0,12%. A partir de teneurs de l'ordre de 0,8 à 1%, le Mn tend à s'opposer à la graphitisation.

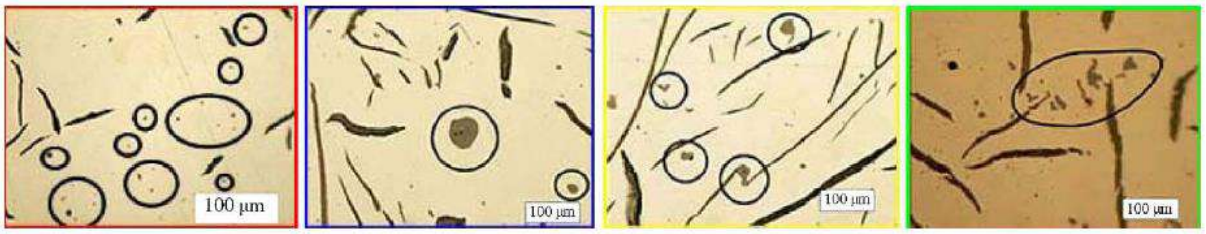


Figure 15. : Inclusions MnS de la fonte grise FGL25 pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S.

I. 4. 1. 1. 1. Phosphore

Le phosphore est un élément graphitassent, qui se trouve toujours présent dans les fontes grises. Il se combine facilement avec le fer en formant un eutectique de type Fe_3P-Fe. Avec le fer et la cémentite, il forme un eutectique un eutectique phosphoreux ternaire Fe_3P-Fe_3C- Fe**,** dont la température de fusion est voisine de 950° C qui provoque la fragilité à froid comme s'est montré sur la figure 16. Cet eutectique élargit les criques et les soufflures [03].

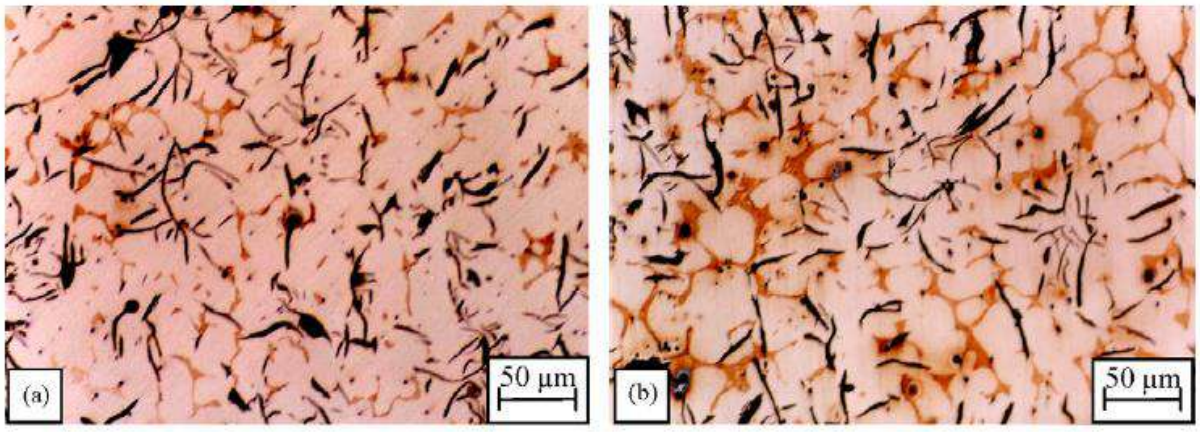


Figure 16. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P.

I. 4. 1. 2. Effet des éléments d'addition

I. 4. 1. 2. 1. Cuivre, Chrome et Molybdène

Le Cu est incontestablement l'élément d'alliage le plus efficace en rapport avec [22] : - l'obtention de la matrice perlitique intégrale ; - l'augmentation de la résistance à la traction, et l'augmentation de la dureté Brinell, sans nuire à l'usinabilité. Cette influence bénéfique résulte des quatre effets fondamentaux du cuivre dans les alliages Fe-C : - le durcissement très important de la phase ferrite ; - affinement de la phase perlite (voir figure 17) ; - l'effet graphitissant à la solidification ; - l'effet antiferritisant à la transformation eutectoide. Comme il conduit à un affinage du graphite et un arrondissement des bords des lamelles de graphite.

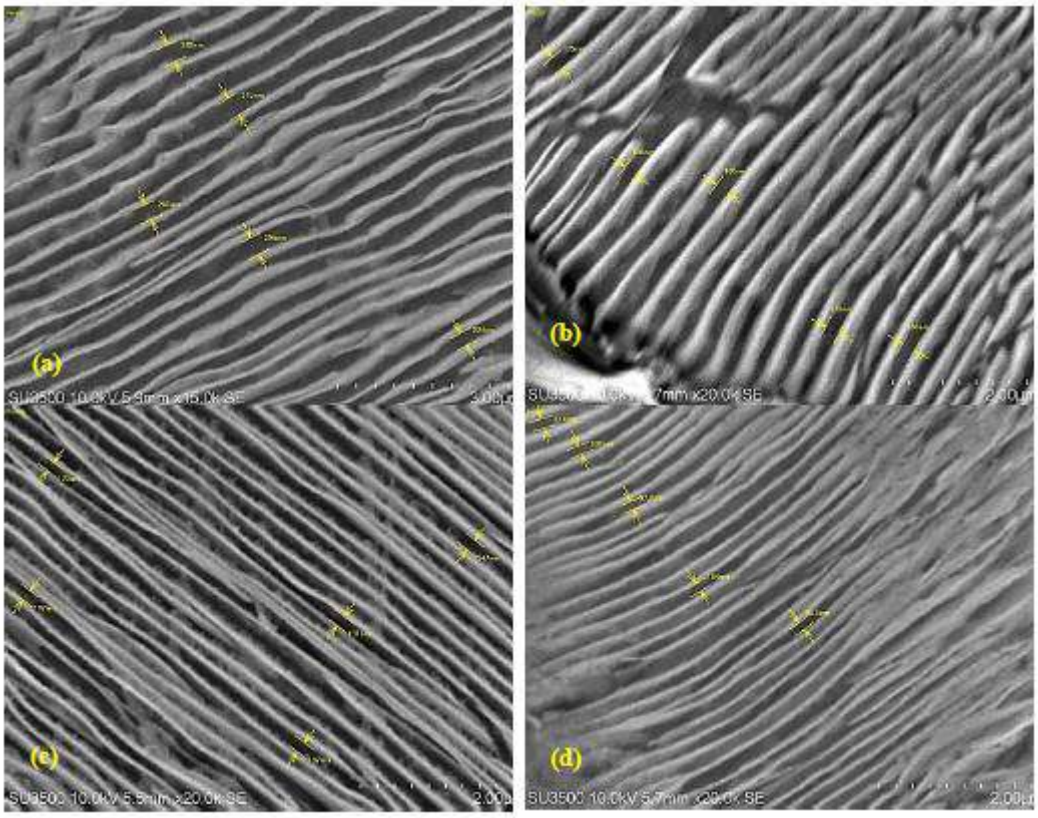


Figure 17. : (a) Résultats du test MEB de la fonte perlite contenant 3% de cuivre, (b) 4% de cuivre 5%, (c) cuivre, (d) 7% de cuivre [23].

Le Cr qui est un puissant carburigène, améliore la résistance et la dureté grâce à son influence sur la structure de la matrice (il affine la perlite) et son effet d'augmentation du nombre de cellules eutectiques [24].

- Avec 0,2% de Cr, apparition de carbures plus stables et plus durs ;
- Avec 0,7% de Cr, la fonte devient difficile à usiner ;
- Avec 1,5% de Cr, la fonte devient blanche ;

Le Mo améliore la résistance mécanique et la dureté grâce à son effet stimulant la formation d'une perlite plus fine. Il forme moins de carbures qui augmenteraient la fragilité et les difficultés d'usinages. Des teneurs jusqu'à 0,5% sont plus efficaces que des additions correspondantes de chrome pour produire une structure aciculaire [03].

Des additions judicieuses de Cu et de Cr ou de Cu et Mo en combinaison peuvent diminuer considérablement la sensibilité de la fonte grise à l'effet de la masse, et peuvent accroitre la résistance de la fonte grise. Les figures 18 et 19 illustrent l'influence des éléments d'alliages sur les caractéristiques mécaniques de la fonte grise [24].

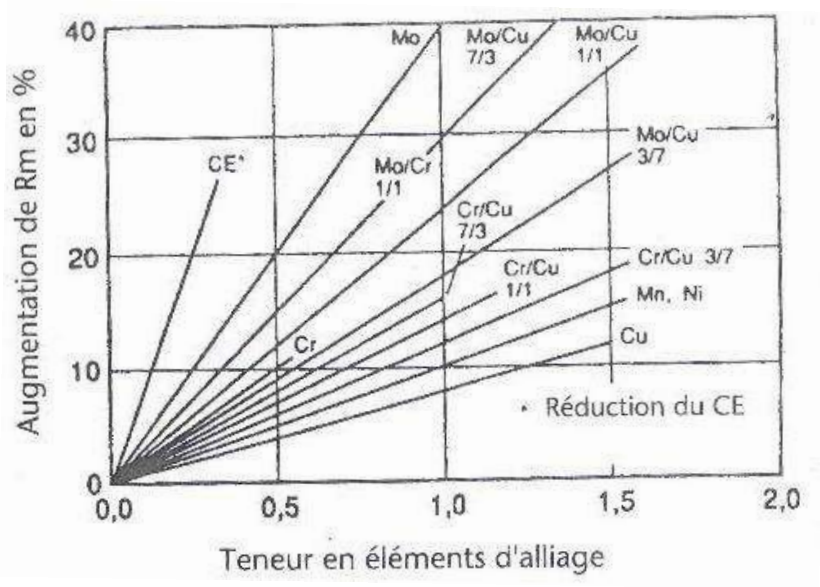


Figure 18. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE.

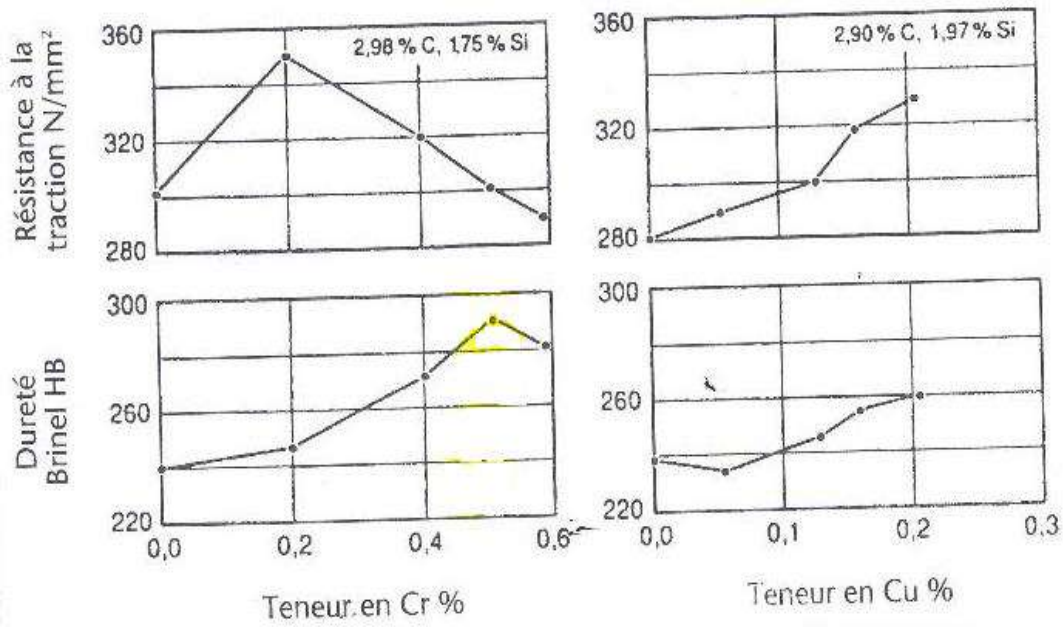


Figure 19. : Effets des éléments d'alliages sur la résistance à la traction (Rm). Addition simultanée de Cr/Cu = 7/3 : 0.7 %Cr + 0.3 %Cu, addition total 1%.

I. 4. 2. Carbone équivalent C E

Le carbone équivalent d'une fonte normale (fonte liquide) est la teneur en carbone total, que devrait avoir une fonte théorique pour que, les conditions de refroidissement des deux fontes considérées étant les mêmes**,** elles présentent à froid des structures identiques

$$C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3}$$

Le fondeur utilise cette relation très fréquemment pour garantir les propriétés mécaniques des pièces coulées. Une mesure parfaite de la valeur de l'équivalent de carbone est donc indispensable.

Le domaine des fontes grises à faible résistance à la traction présente des teneurs élevées en C et Si et par conséquent des valeurs élevées du CE, alors que dans le domaine des résistances élevées, on a affaire à des teneurs plus basses en C et Si, c'est-à-dire à des CE plus faibles. Cela est dû au fait que lorsque le CE augmente, la proportion de graphite croit également, accompagnée d'une diminution correspondante de la taille de chaque "pont matriciel " [18]. La figure 20 montre comment la réduction du CE améliore la résistance à la traction [01]. Et La figure 21 montre comment la réduction du CE améliore la dureté HB [24].

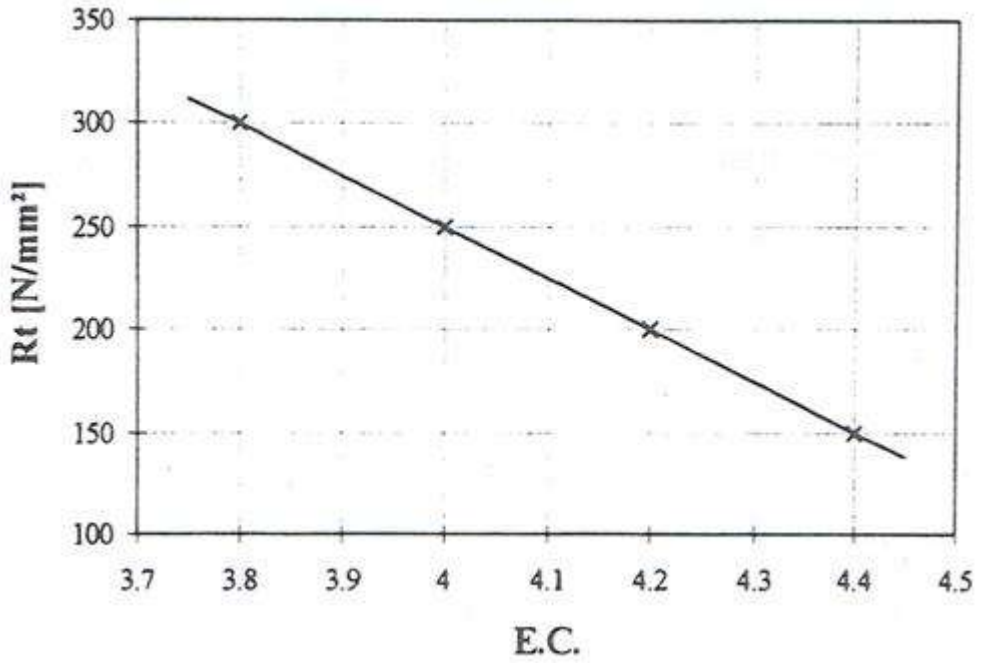


Figure 20. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires.

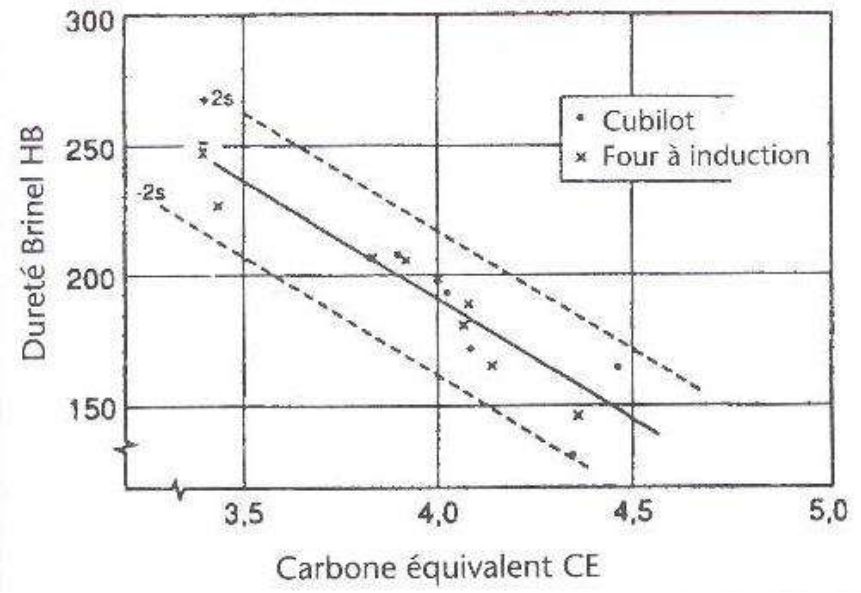


Figure 21. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise (valeurs moyennes dans 14 fonderies suédoises.

Une diminution exagérée du CE abaisse la coulabilité, avec le risque d'une solidification truitée ou blanche de la fonte. Ceci est la base de la déclaration dans la note de l'ASTM que les fontes grises à haute résistance sont difficiles à fabriquer [25].

En conséquence, en cas d'exigence d'une fonte grise à haute résistance, il faut soit diminuer le CE, avec tout le risque, soit ajouter des éléments d'alliage à la fonte [18].

I. 4. 3. Effet de la température de surchauffe et de temps de maintien

Au-dessus du liquidus, le métal peut être porté à plus ou moins haute température (c'est ce qu'on appelle la *surchauffe)* et plus ou moins longtemps.

La figure 22, d'après E. Piwowarsky [09] montre que l'élévation de cette température accroît le phénomène de surfusion.

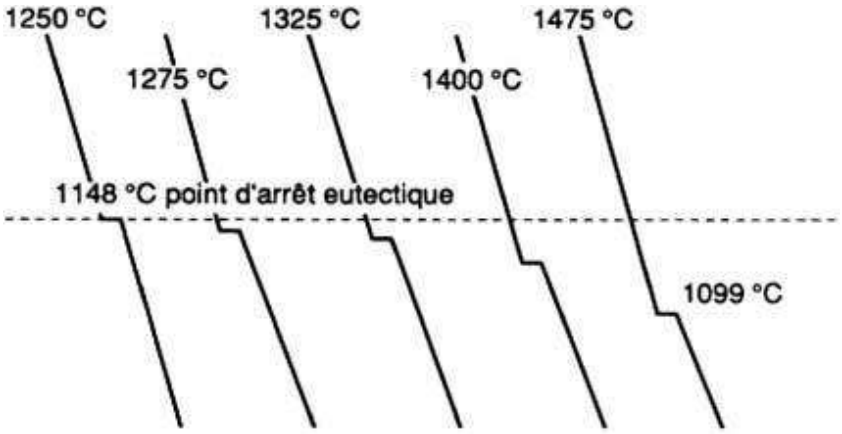


Figure 22. : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification

On peut résumer ainsi l'action de la surchauffe sur la structure des fontes grises : la surchauffe provoque d'abord un affinement du graphite qui, de grossier, devient moyen, puis fin ; en augmentant la surchauffe, le graphite continue à s'affiner, mais il prend la forme D généralement défavorable. En l'augmentant encore, la fonte devient truitée, puis blanche.

Les fontes liquides contiennent en effet suffisamment de germes naturels (SiO_2) pour que le graphite se cristallise sous la forme du type A. ces germes en effet sont détruits pendant la surchauffe à des températures au-delà de la température d'équilibre de la réaction :

$SiO_2 + 2C \rightarrow Si + 2CO$

L'élévation de la surchauffe et le temps de maintien favorisent le changement de la composition chimique de la fonte, et l'augmentation de la quantité de carbone combinée.

La tendance à la formation du graphite interdendritique et d'autant plus grand que la teneur en carbone est plus base, et la surchauffe élevé.

L'abaque de la figure 23 permettant de calculer la température de surchauffe souhaitée d'un bain liquide en fonction de sa composition chimique.

Exemple (choisis) : pour Si = 1,7% et C = 3,2 %, la température d'équilibre est de 1417°C et la température minimale de surchauffe est de 1467°C

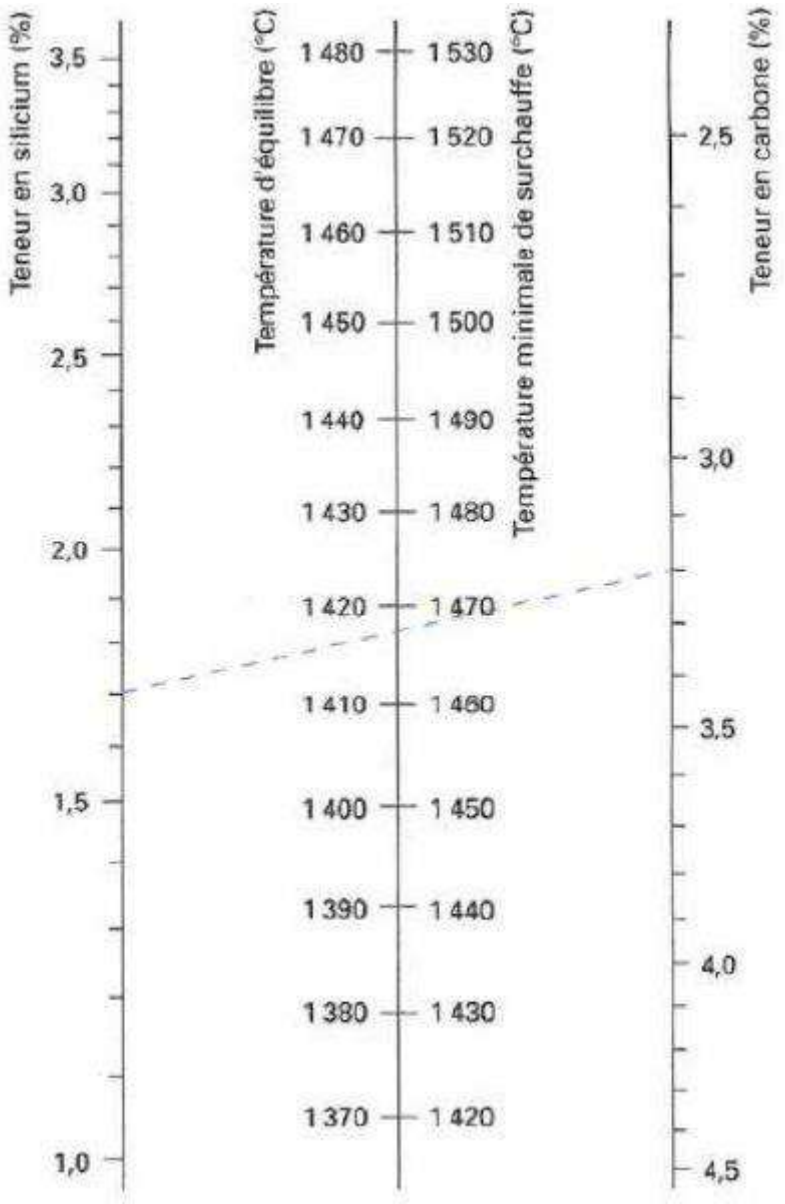


Figure 23. : Détermination de la surchauffe de la fonte.

I. 4. 4. Inoculation

L'inoculation de la fonte grise consiste à ajouter tardivement au métal liquide une faible quantité (généralement quelques dixièmes de pour-cent) d'un produit, appelé inoculant, au moment du remplissage de la poche de coulée ou au moment du remplissage du moule, dans le but de modifier la morphologie de la solidification de telle sorte qu'une ou plusieurs propriétés de la fonte soient améliorées.

Du point de vue métallurgique l'effet inoculant s'explique par l'augmentation du nombre de germes pour la précipitation du graphite dans la fonte liquide**.** La surfusion devient minimale et par le dégagement de la chaleur de cristallisation, la température de recalescence

est très rapidement atteinte (voir figure 24). Les lamelles de graphite ainsi obtenu sont du type A.

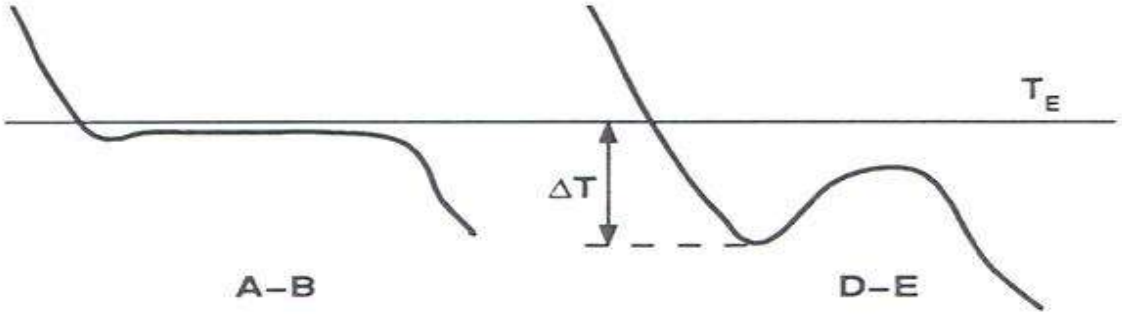


Figure 24. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite [01].

I. 4. 5. La vitesse de refroidissement.

La vitesse de refroidissement dépend de plusieurs facteurs :

- masse et épaisseur des pièces coulées.
- Pouvoir thermo absorbant du moule (nature du moule)
- Température de coulée, densité, chaleur latente de solidification pour l'alliage.

Le diagramme de Laplanche de la figure 25 constitue à présent le meilleur graphe de prédiction de la structure d'une fonte connaissant [26] :

- le diamètre ou l'épaisseur de la pièce moulée ;
- les titres en C et Si.

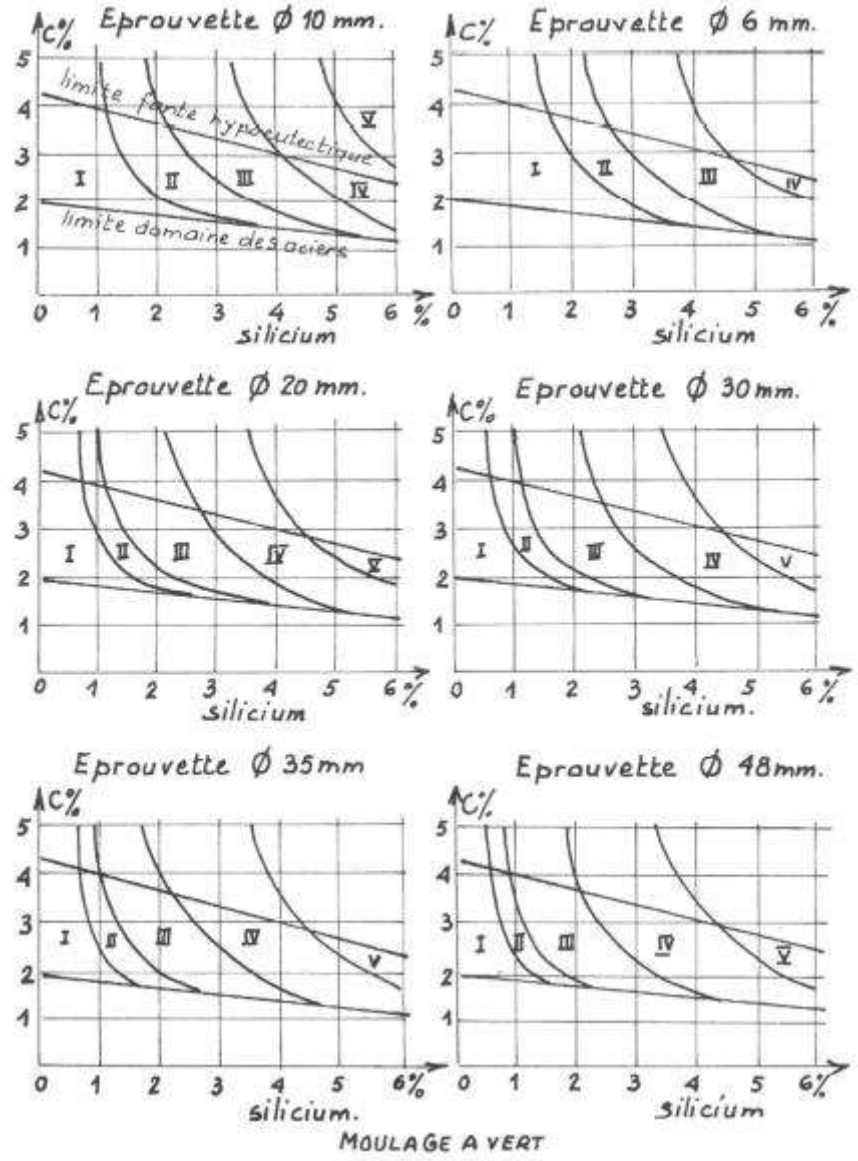


Figure 25. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche).

Chapitre II. Méthodes Expérimentales

II. 1. Elaboration de la fonte grise alliée et coulée des échantillons

La fonte est élaborée dans un four à induction à basse fréquence de capacité 06 tonnes. Les charges sont constituées de matières premières : tambour de frein comme retour de fonderie, fontes neuves, ferrailles d'aciers, ferro-alliages, et le cuivre pur.

- Tambour de frein de composition moyenne : %C : 3,25 - 3,3 ; %Si : 1,8 - 2,4 ; %Mn : 0,45 - 0,75 ; %P : 0,15 - 0,35 ; %S :<0,030.
- Fonte hématite de composition moyenne : % C = 3,6 à 3,8% % Si = 3 à 3,5% % Mn = 0,6 à 0,75% % P = 0,1 à 0,3% % S ≤ 0,04%.
- Ferraille d'acier : % C = 0,17 à 0,25% % Si = 0.25 à 0,35% % Mn = 0,2 à 0,45% % P = 0,03 à 0,05% % S ≤ 0,05%.
- Ferro-manganèse : à 72%Mn.
- Ferro-chrome- carburé : à 70% Cr, 6%C.
- Ferro-silicium : à 75%Si.
- Cuivre (pur à 99%).

Après fusion, le métal est porté à 1500°C, avant d'être transféré dans une poche de coulée préalablement préchauffée par bruleur à gaz. Les éléments d'alliages sont ajoutés à la fonte de base sous forme de ferro-alliage ou à l'état pur (cas de cuivre) en granulométrie plus fine pour faciliter leur dissolution dans la fonte liquide.

L'inoculation a été réalisé dans la poche avec 0.2% de Ferro-silicium à 75%Si.

Tous les éléments étaient analysés à l'aide d'un spectromètre d'analyse chimique de marque PHILIPS spectrométrie émission PV8050 (figure 22), à l'exception du carbone pour lequel nous utilisons l'appareil analyseur de carbone / soufre ELEMENTRAC CS-i (figure 23). Pour chaque fusion on coulait en coquille 02 éprouvettes destinées à l'analyse chimique l'une au début, l'autre à la fin de la coulée. Les compositions obtenues sont données dans le tableau 2

Tableau2. : Composition chimique des alliages étudiés en (% massique).

Fontes	F B	A1	A2	A3	A4
C (%)	3.23	3.26	3.24	3.34	3.32
Si (%)	1.90	2.31	1.98	2.01	2.20
Mn (%)	0.61	0.73	0.60	0.57	0.62
P (%)	0.1	0.11	0.06	0.079	0.091
S (%)	0.026	0.04	0.03	0.021	0.023
Cr (%)	0.11	1.01	0.46	0.68	0.37
Cu (%)	0.19	1.23	0.97	1.09	1.21
Mo (%)	-	0.028	0.013	0.014	0.12

La composition de base montrée dans le tableau 3 correspondre à un alliage de classe 25 selon la norme ASTM A-48.

Nous observons dans le tableau 3, une élimination des éléments coûteux (Ni, Mo, V) d'une part, et l'introduction à faible pourcentage d'éléments moins coûteux et disponible (Mn, Cr, Cu) d'autre part, en visant une amélioration des caractéristiques d'exploitation et des critères économiques.



Figure 26. : Spectromètre d'analyse chimique.



Figure 27 : Analyseur de carbone / soufre.

Les échantillons en fontes élaborées de différentes compositions chimiques, sont coulés dans des moules en sables à vert, sous forme de barreaux cylindriques de 50 mm de diamètre et 400 mm de longueur (figure 28). L'objectif est d'étudier l'action de ces éléments d'alliages sur la formation de la structure et les caractéristiques mécaniques et l'usure de ces fontes.

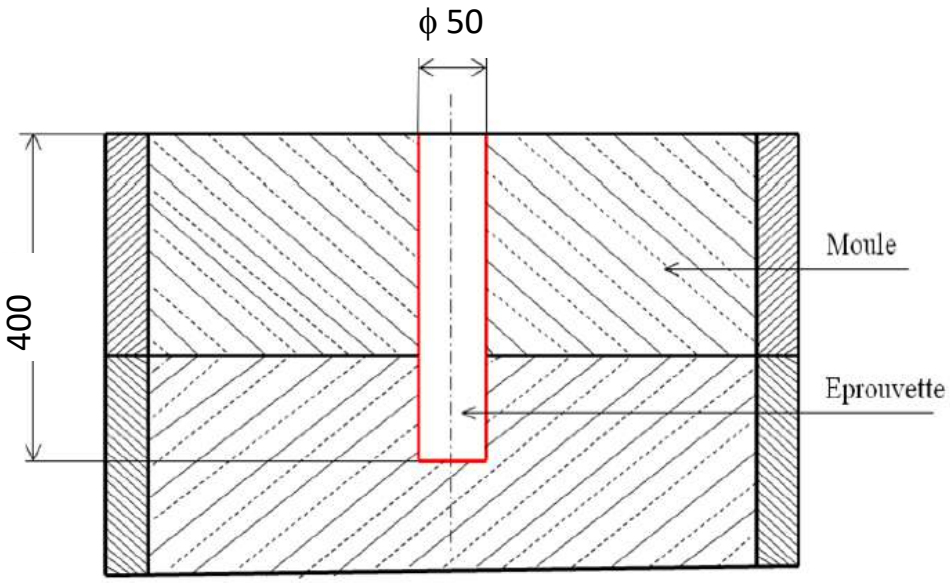


Figure 28. : Méthode de coulée des éprouvettes.

II. 2. Métallographie Optique

L'examen métallographique a pour but la mise en évidence des structures métallographiques. Les échantillons destinés à l'observation sont polis successivement sous eau par meulage mécanique sur papiers abrasifs de granulométrie décroissante, puis suivis d'un polissage de finition par une suspension l'alumine sur un drap fine. Les différentes structures sont révélées par une attaque chimique au Nital à 4%. Ces échantillons sont utilisés pour les différentes caractérisations (métallographie optique, MEB, DRX, dureté).



Figure 29. : Microscope optique.

L'observation microscopique est réalisée avant et après traitement thermique pour chaque échantillon sous grossissement X100, à l'aide d'un microscope optique de type ZEISS AXIOVER T40 MAT équipé d'une caméra photo numérique (figure 29).

L'évaluation des différents constituants de la microstructure avant et après attaque à l'état brut de coulée est réalisée en utilisant un analyseur d'images "logiciel image j". Au moins cinq zones différentes ont été sélectionnées pour chaque échantillon pour l'estimation quantitative des constituants.

II. 3. Essais Mécaniques

La dureté d'un matériau est sa caractéristique qu'elle lui permettre de garder sa surface intacte sous une charge. L'essai de dureté sert à caractériser la résistance à la déformation plastique d'un matériau non fragile à l'aide d'un essai simple et rapide. La dureté est définie comme la résistance opposée par l'éprouvette à la pénétration d'un corps plus dur.

L'essai de dureté ne fournit qu'une seule valeur H. En revanche, l'essai est très simple à réaliser, n'utilise pas de machine coûteuse et n'exige pas l'usinage d'une éprouvette, puisqu'une surface plane de quelques mm^2 suffit. L'essai de dureté à pour but de déterminer la dureté superficielle des métaux. Il consiste à enfoncer un pénétrateur, dont les formes et les dimensions varient en fonction du type d'essai, dans le métal à tester. La charge est constante et on mesure la surface ou la profondeur de l'empreinte laissée dans le matériau.

Deux méthodes de mesure de dureté sont utilisés : dureté HRB (Hardness Rockwell Bille) pour les échantillons avant traitement thermique et dureté HRC (Hardness Rockwell Cône) pour les échantillons après traitement thermiques (figure 30). Les valeurs de dureté HRC sont transférées en HRB d'après les tableaux de conversion pour bien comparer les résultats aux deux états, brut de coulée et traité.

Les duretés Brinell (sous charge 750 Kg, bille de 5mm de diamètre) sont également indiquées dans le tableau 5 pour les échantillons avant traitement thermique et dans le tableau 7 pour les échantillons après traitement thermiques.



Figure 30. : Duromètre utilisée pour l'essai de dureté HRC.

La microdureté peut être définie comme la mesure de l'empreinte laissée par un pénétrateur de forme géométrique spécifique sur la surface du matériau testé. Les charges (Forces) exercées étant variables suivant la nature du matériau testé entre 1 et 1000gf et la profondeur de l'empreinte ne dépasse en aucun cas 19 µm.

Le plus souvent, les tests de microdureté se font par les pénétrateurs "knoop" ou Vickers. Ceux-ci sont de forme conique à base, respectivement, losange pour le premier et carrée pour le second.

La valeur de la dureté Vickers (HV) est le rapport de la charge appliquée ou pénétrateur sur la surface de l'empreinte produite.

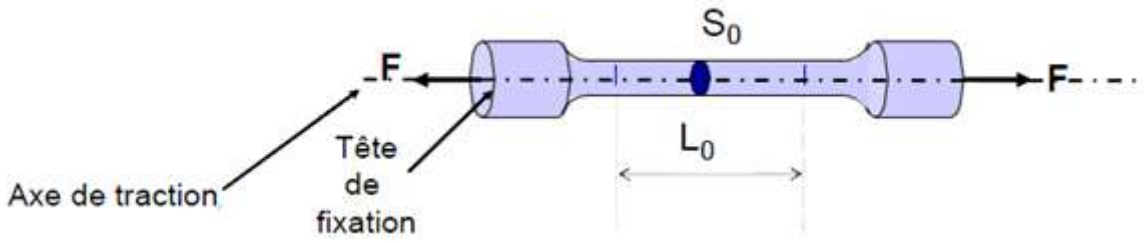
$HV = 2P \sin(\Theta/2)/D^2$.

Avec P = Charge appliquée, en kgf.

D = Diagonale de l'empreinte (µm).

Θ = est l'angle entre deux faces opposées du pénétrateur, (Θ = 136°).

L'essai de traction est l'un des essais mécaniques les plus fréquents. Et la plus simple à identifier les résultats. Et il est considéré comme le test le plus important utilisé par l'ingénieur pour contrôler la qualité de la matière et ses résultats donnent une image claire du niveau de la production. Il consiste à placer une éprouvette normalisée du matériau à étudier (figure 31) entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur le matériau jusqu'à sa rupture. On enregistre la force (F) et l'allongement (L-Lo), que l'on peut convertir en contrainte - déformation.



. Figure 31. : Principe de l'essai de traction

Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniqu.

es telles que le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, L'allongement après rupture et le coefficient de striction, qui sont importantes en conception.

Pour déterminer la résistance à la traction du matériau étudié, des échantillons sont coupés à partir des barreaux coulés et les éprouvettes sont confectionnes par des opérations de tournage et fraisage au niveau de l'usine SFMO MOUSSAOUI (figure 32).



Figure 32 : Eprouvette de traction utilisée.

La résistance à la traction est déterminée à l'aide d'une machine de traction (figure 33) au niveau de l'unité fonderie de Berrouaghia.



Figure 33. : Machine utilisée pour les essais de traction.

Les résistances à la traction déterminées sont rassemblées dans le tableau 3.

III. 1. Analyse Chimique

Les compositions obtenues sont présentées dans le tableau 5. La composition de base correspond à un alliage de classe 25. On observe une élimination des éléments coûteux (Ni, Mo, V), et l'introduction à faible pourcentage d'éléments moins chers et disponibles (Mn, Cr, Cu), afin d'améliorer les critères économiques**.**

Comme le montre le tableau 5, tous les alliages étudiés sont des fontes grises hypoeutectiques. Le carbone equivalent pour les moulages d'essai se situe dans la plage de 3,92 à 4,08. Cette gamme a été choisie sur la base de recherches antérieures qui concluent que la résistance optimale a été obtenue pour CE de 3,9 à 4%. Comme on observe, on a affaire à des teneurs plus basses en C, c'est-à-dire à des CE plus faible. Donc la proportion de graphite décroit, accompagnée d'une augmentation de la matrice perlitique. En conséquence une fonte grise à haute résistance recherchée. Avec un CE bas, toute tendance à la trempe lédéburitique est pratiquement évitée par inoculation à l'aide de FeSi normal à 0.2%. Pour tous les alliages le degré de saturation eutectique Sc est de 0.77 à 0.86. C'est le domaine pratique des compositions de fonte pour grosses pièces.

Les additions d'alliages communs dans les fontes hypoeutectiques étaient Si (1.98 à 2.31%), Cu (0.97 à 1.23%), Cr (0.37 à 1.01%). La composition de base de tous les bains était la suivante : % Mn = 0.67, % P = 0.67 % S = 0.028.

Les deux éléments d'alliages (Cr et Cu) ont été choisis pour augmenter la fraction de la matrice associé à une diminution du CE, pour affiner la perlite et le graphite, pour renforcer la phase de la ferrite, et pour former des carbures durs.

Il faut souligner que le chrome réduit la température de cristallisation eutectique en rendant la fonte plus sujette à la cristallisation métastable. Le molybdène est présent en des quantités inférieures à 0,12% en tant qu'élément résiduel transféré des matériaux de charge. Le molybdène est largement utilisé pour améliorer les propriétés à température élevée de la fonte grise. L'ajout de cuivre à une concentration d'environ 1% entraîne la disparition des précipités de cémentite dans les pièces moulées, augmente la microdureté de la perlite et améliore la trempabilité.

Ceq=C_T+1/3(S_i+C)

La teneur en P de tous les matériaux est inférieure à 0,12%, ce qui est négligeable et peut rester dispersé en solution solide.

Tableau 3. : Composition chimique, microstructures et propriétés mécaniques des alliages étudiées à l'état brut de coulée.

caractéristiques	Base	Alliage1	Alliage2	Alliage3	Alliage4
Composition chimique (%)					
C	3.23	3.26	3.24	3.34	3.32
Si	1.9	2.31	1.98	2.01	2.20
Mn	0.6	0.73	0.60	0.57	0.62
P	0.10	0.11	0.06	0.079	0.091
S	0.026	0.04	0.03	0.021	0.023
Cu	0.19	1.23	0.97	1.09	1.21
Cr	0.11	1.01	0.46	0.68	0.37
Mo	-	0.028	0.013	0.014	0.12
Carbone équivalent	3.90	4.06	3.92	4.03	4.08
Indice de saturation	0.77	0.84	0.78	0.84	0.86
Inoculation du métal (%)	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2
Type de graphite	A et B	A et D	A et D	D et A	A
Taille moyenne des lamelles de graphite (µm)	125 à 250	A = 38, D =18	A = 110, D =31	D = 27, A =62	112±56
Fraction de graphite (%)	4.945	4.612	4.121	4.602	4.570
Hyper/hypo/eutectique	Hypo	hypo	Hypo	Hypo	Hypo
Carbure (%)	0.1	0.648	0.859	0.598	0.73
Perlite (%)	94.955	94.74	95.02	94.80	94.70
Dureté HB	194	206	229	210	207
Resistance à la traction en MPa	225	277	261	277	292.9

Pour estimer la proche des points eutectiques des fontes à obtenir, on utilise le degré d'eutecticité (ou indice de saturation en carbone eutectique).

Ce dernier peut être calculé d'après la formule suivante :

$$S_C = C_t - C_{E'} / C_{C'} - C_{E'}$$

- hypo eutectique si son $S_C < 1$
- eutectique si son $\mathbf{S}_C = 1$
- hyper eutectique si son $\mathbf{S_C} > 1$.

sont entièrement perlitique. L'effet du Cuivre sur la stabilisation de la matrice perlitique est confirmé. Cette microstructure est représentée dans le tableau 7 Cela

III 2. Température de Surchauffe

Tableau 4 : la température de surchauffe

	Coulée 1	Coulée 2	Coulée 3	Coulée 4
Température de surchauffe (°C) mesurée dans le four	1462	1452	1454	1434
% C	3,49	3,49	3,49	3,49
% Si	2,07	2,07	2	2
Température minimale de surchauffe (°C) mesurée à partir de la figure(23)	1467	1467	1467	1467
Température de d'équilibre (°C) mesurée à partir de la figure(23)	1416	1416	1416	1416
Type de graphite	D	A avec plaques D	D	A avec plaques D
Dimension de graphite (µm)	10 - 25	40 – 125	10 - 25	40 – 125

%C et %Si à partir de l abaque de la fusion

- La température minimale est mesurée a partir de l abaque de la figure 23
- La température

L'examen de la structure des fontes surchauffées par micrographie, fournit des information sur l' histoire de la cristallisation , par le type et la taille de graphite qui constituent des marqueurs

L'observation micro graphique présente pour les 4 essais de graphite de type D très fins , qui indique que la composition chimique est hypo eutectique , et sur la température de surchauffe est pratiquement peu élevée , selon l' abaque de la figure 23 donné. par ces essais on a montré également l' influence de la température de surchauffe sur la structure . plus la

température de surchauffe est élevée plus la structure risque d'être blache par l'élévation de la surfusion comme nous vous remarqué que la coulée de la fonte se fait sans l'utilisation de l'abaque de la figure 23 qui est important pour la fusion de la fonte pour pouvoir contrôler l'état final de la structure

III. 3. Microstructures

Les matrices obtenues à l'état brut de coulée pour tous les alliages de cette étude favorise une austénitisation plus aisée lors de la trempe.

Pour tous les fontes hypoeutectiques, on a observé par rapport à la fonte de base une morphologie de graphite de type A et D. Les lamelles de graphite de type A sont distribués et orientés au hasard dans toute la matrice. Ce type de graphite se retrouve dans les fontes qui se solidifient avec un minimum de surfusion, et le type A est le graphite souhaité si les propriétés mécaniques doivent être optimisées. Le graphite lamellaire fin de type D est également rencontré pour ce type de fonte à composition hypoeutectique, résultant d'une solidification à une température bien inférieure à la température eutectique d'équilibre, où la vitesse de croissance et la vitesse de ramification des paillettes de graphite sont très rapides .

Les facteurs qui exercent une influence sur la germination et la croissance des lamelles de graphite sont: la température de coulée, l'inoculation, la taille de la section et les éléments d'alliage . Dans ce travail, trois paramètres sont maintenus constants tels que: la température de coulée, la taille de la section et la quantité d'inoculants. Une équation a été proposée qui donne la longueur moyenne du graphite Le diamètre est donné en [mm].

$$\textit{Longueur moyenne du graphite } (\mu m) = 31.7 + 0.51 \times \textit{Diamètre} + 15.2 \times wt\%Cu - 11.8 \times wt\%Cr.$$

Cette équation montre respectivement que le Cu augmente la longueur du graphite, et que, inversement, le Cr diminue la longueur du graphite.

Le tableau 2 montre que l'alliage de base (alliage non allié) a la plus grande longueur des lamelles de graphite. Pour les alliages (1, 2, 3, 4), l'alliage 4 avec la plus haute teneur en Cu (1,21%) a la plus grande longueur des lamelles de graphite. Les alliages 2 et 3 où les teneurs en Cu et Cr sont équilibrées, présentent presque la même longueur des lamelles de graphite.

Bien que la fonte de base ayant le CE le plus bas de 3.90, elle contient la plus élevée proportion du graphite de (4.945%) par rapport aux autres fontes alliées, puisque les deux

elements Cr et Mo consomment une partie du carbone sous forme de carbures. La fraction de graphite la plus élevée pour la fonte alliée est de (4.612%) observée pour l'alliage 1. Elle est essentiellement due à la forte teneur en deux éléments potentiellement graphitants (Si et Cu). La plus faible proportion du graphite de (4.121%) est observée pour l'alliage 2 avec CE = 3,92. la présence d'éléments tels que Cr et Mo, formateurs de carbures très puissants (0,859%) dans lesquels la perlitisation de la matrice est favorisée au détriment de celle de graphite.

Par conséquent, le Cr est fréquemment ajouté à la fonte grise pour garantir que les exigences de résistance peuvent être satisfaites, en particulier dans les sections lourdes. Sa contribution à la stabilisation du carbure est importante. L'ajout de Cr rend les lamelles de graphite plus courts et plus fins comme s'est montré dans le tableau 5, et il est plus facile d'obtenir un matériau homogène. Des carbures durs qui apparaissent en phases blanches brillantes dans la microstructure des fontes alliées au chrome sont quantifiés comme l'indique le tableau 4. La quantité de carbures a été appréciée élevée pour les fontes alliées de l'ordre (de 0.598 à 0.859%) par rapport à l'alliage de base (0.1%). Ces carbures durs sont responsables de l'augmentation de la dureté des alliages 1, 2, 3, 4 par rapport à l'alliage de base.

La longueur moyenne des lamelles de graphite de l'alliage de base (125 à 250 µm) est plus élevée que les autres fontes alliés (38 à 112 µm pour le type A et 18 à 31 µm pour le type D). La présence accidentelle du Mo dans l'alliage 4, a provoqué une précipitation plus fine et plus régulière de la phase graphite comme s'est montrée dans le tableau 5. Ce qui conduit normalement à l'amélioration de la résistance.

Tableau 5 : Microstructures des alliages étudiées

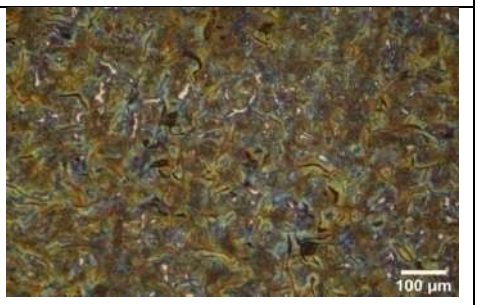
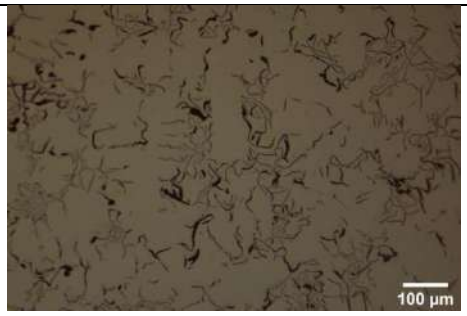
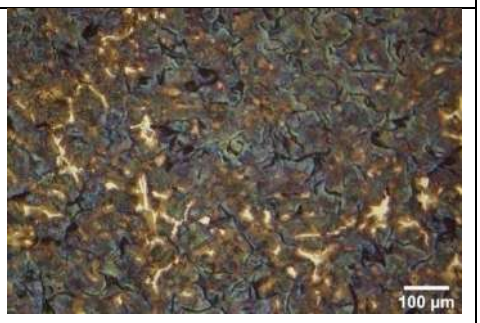
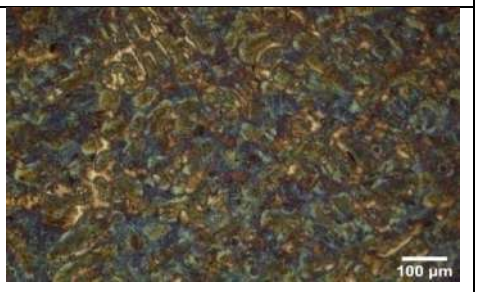
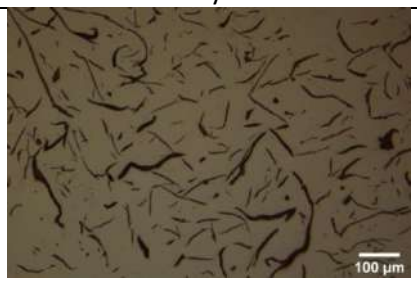
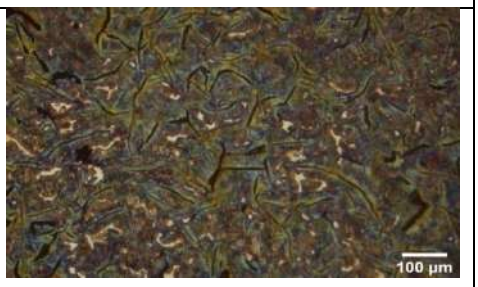
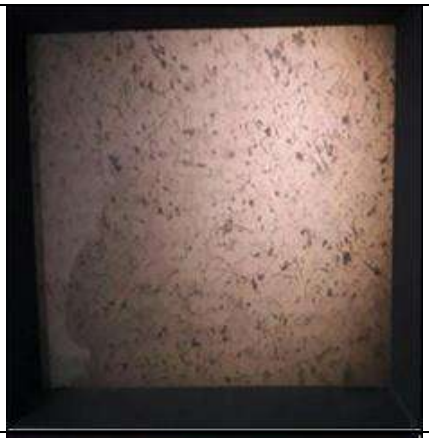
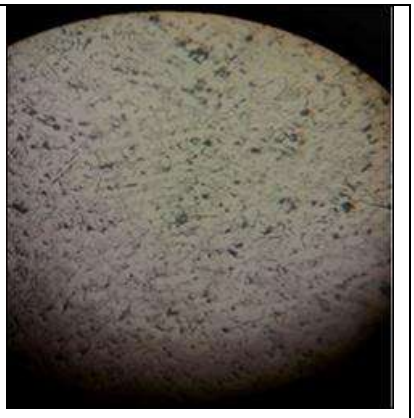
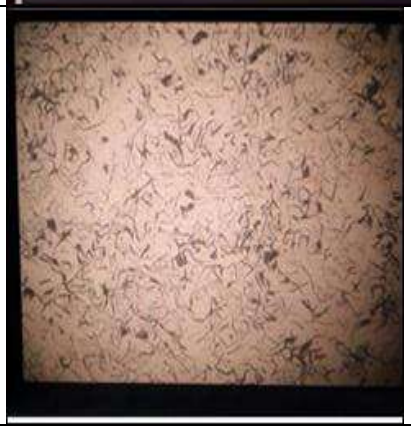
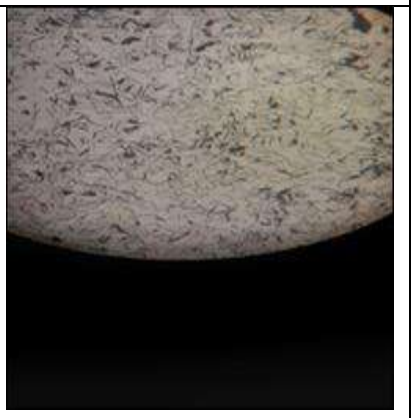
 Base	
 Alloy 1.	
 Alloy 2.	
 Alloy 3.	
 Alloy 4.	
Microstructure avant attaque.	Microstructure après attaqu

Tableau 6 : Type de graphite selon la température de surchauffe

Eprouvette N° 1		
Eprouvette N°2		
Eprouvette N°3		
Eprouvette N° 4		

III. 4. Resistance à la Traction

La résistance à la traction des différents alliages à l'état brut de coulée est donnée dans le tableau 5. On sait que la résistance augmente avec la diminution de l'équivalent carbone dans une fonte grise. Dans la présente étude, l'ajout d'éléments d'alliage a permis d'augmenter la résistance à la traction même si l'équivalent carbone est plus faible.

Toutes les fontes alliées ont montré une résistance à la traction plus élevée par rapport à la fonte de base à l'état brut de coulée (voir figure 34). La résistance à la traction de La fonte de base est plus faible de 225 MPa, car la teneur en graphite lamellaire qui génère des discontinuités dans la matrice est la plus élevée dans la fonte de base. Par addition combinée des deux éléments (Cr, Cu), les fontes alliées (alliage1, alliage2, alliage3, alliage4) ont des valeurs de résistance à la traction +18%, +11%,+18%, +25% respectivement par rapport à la fonte de base. L'alliage 4 a la résistance à la traction la plus élevée de 292,9 MPa.

Lors de la transformation eutectoïde, la résistance à la traction est principalement affectée par la vitesse de refroidissement et la composition chimique. Avec une vitesse de refroidissement fixe, la résistance à la traction est donc contrôlée par la composition chimique. En comparant la résistance à la traction des alliages (1, 2, 3), on peut voir que lorsque la somme de la teneur en alliage de cuivre et de chrome augmente, la résistance augmente. L'augmentation de la résistance montre que la matrice de perlite est plus fine, les dislocations ont une difficulté à se déplacer à travers la matrice et se bloquent ainsi . Une contrainte plus élevée est donc nécessaire pour que les dislocations se déplacent. En raison de la présence de Mo, l'alliage 4 a la plus grande résistance.

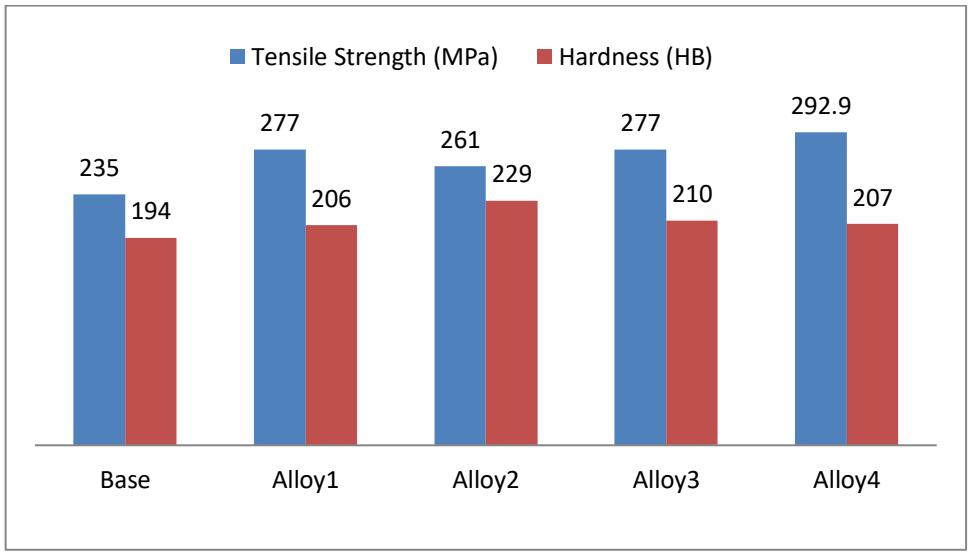


Figure 34. : Resistance à la traction et dureté des alliages à l'état brut de coulée.

III. 5. La Dureté

La dureté des différents alliages à l'état brut de coulée est donnée dans le tableau 5. Toutes les fontes alliées ont montré une dureté plus élevée par rapport à la fonte de base à l'état brut de coulée (voir figure 34). La fonte de base présente la dureté la plus faible 194 HB. Elle a également la plus haut teneur en lamelles de graphite doux. L'addition des éléments d'alliages a conduit à une augmentation relative de la dureté de l'ordre de 8%. Le renforcement de la matrice perlitique par les éléments d'alliage, son affinement et la formation de carbures fins ont fortement contribué à l'augmentation de la dureté. La valeur de dureté la plus élevée a été obtenue en ajoutant 0,46% Cr et 0,97% Cu (alliage2).

VI. Conclusion

Les fontes liquides contiennent en effet suffisamment de germes naturels (SiO_2) pour que le graphite se cristallise sous la forme du type A. ces germes en effet sont détruits pendant la surchauffe à des températures au-delà de la température d'équilibre de la réaction :

$SiO_2 + 2C \rightarrow Si + 2CO$

L'élévation de la surchauffe et le temps de maintien favorisent le changement de la composition chimique de la fonte, et l'augmentation de la quantité de carbone combinée.

La tendance à la formation du graphite interdendritique et d'autant plus grand que la teneur en carbone est plus base, et la surchauffe élevé.

La morphologie du graphite lamellaire dépend de la composition chimique, de la température de coulée et de surchauffe de la fonte et de la vitesse de refroidissement.

On utilisant L'abaque de la figure 23 (détermination de la surchauffe de la fonte), permettant de calculer la température de surchauffe souhaitée d'un bain liquide en fonction de sa composition chimique.

Par plusieurs essais sur un bain liquide en fonte au niveau de l'unité fonderie de Berroighia, on a pu comprendre l'effet de la température de surchauffe sur le type de graphite, et ce par le contrôle du taux de carbone et de silicium. Comme on a recommandé l'utilsation de cet abaque dont le but de diminuer l'energie électrique dissipeé par l'élévation de cette témperature de surchauffe.

Références

[1] M.Ch. DEFRANCQ. Le point sur l'élaboration métallurgique des fontes grises. Université de LIEGE. Section Métallurgie-Matériaux. 11 avril 1995.

[2] Abdelaziz Medjaldi. Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées. Magister, Université de Annaba, Algérie. 2012.

[3] Mohamed Iliasse Boulifa. Influence des éléments d'alliage sur la formation de la structure et les propriétés mécaniques des fontes ADI. Thèse de doctorat, Université de Annaba, Algerie 2016.

[4] R.B. Gundlach, J.F. Janowak, S. Bechet, K. Rohrig, On the problems with carbide formation in gray cast iron. Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **34**, 251–261 (1985).

[5] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, K. Prabhakara Rao. Studies on mechanical and wear properties of alloyed hypereutectic gray cast irons in the as-cast pearlitic and austempered conditions. Mater Des 2010 ; 31 : 951-5.

[6] Shaban Abdou, Ahmed Elkasser, Hannan Kouta and Jaber Abu Qudeiri.Wear behavior of grey cast iron with the presence of copper addition. Advances in Mechanical Engineering 2018, Vol. 10(10) 1-8.

[7] W. Xu, M. Feery, Y. Wang. Influence of alloying on as-cast microstructure and strength of gray iron. Materials Science and Engineering A 390 (2005) 326-333.

[8] Isabel HERVAS DOBON. Contribution à l'étude des mécanismes d'endommagement des fontes ferritiques à graphite sphéroïdale. Thèse de doctorat de l'université Caen Basse de Normandie. 2013.

[9] Jean Claude MARGERIE. Propriétés des fontes grises ordinaires. M380. C.T.I.F.

[10] PHILIPPE BASTIDE. Comportement thermomécanique de fontes à graphite sphéroïdale pour collecteur d'échappement. Thèse de doctorat de l'Ecole nationale supérieure des mines de paris. 1995.

[11] Damien Joly. Développement d'une méthode de conception et de validation expérimentale d'outils de fraisage : Application au cas de la fonte à graphite vermiculaire. Thèse de doctorat de l'université François – Rabelais. 2010.

[12] Dinech Sundaram. The Effect of Cooling Rate and Solidification Time on the Ulitimate Tensile Strength of Grey Cast Iron. Materials Sceince and Engineering Second Cycle, 30 Credits Stockholm, Sweden.2018.

[13] L. Collini, G. Nicolette, R.Konecna. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. Journal of Materials Science and Engineering A 488 (2008) 529 – 539.

[14] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, D. Venkateshwara Rao. Wear behavior hypereutectic gray cast irons. Tribology International (2010) ; 43 : 647-53.

[15] ROBERT LEVEQUE - Aciers à outils - M330 Techniques de l'ingénieur 1979.

[16] JACQUES BOURDIE. Sphéroïdisation du graphite – cas de la fonte centrifugée. Thèse de doctorat de l'universite de TOULOUSE. 2017.

[17] Koenraad Theuwissen. Etude de l'influence des impuretés et des éléments à l'état de traces sur les mécanismes de croissance du graphite dans les fontes. Thèse de doctorat de l'universite de TOULOUSE. 2013.

[18] P.S. Mitchell, J.V. Dawson. Influence du vanadium, du molybdène, du nickel et du cuivre sur la résistance mécanique et aux chocs thermiques de la fonte à graphite lamellaire. CITIF. 19/07/1993, n° 13-14. P. 250-261.

[19] Jérôme Adrien. Optimisation des cycles thermiques appliques aux fontes G.S. ferritiques vis-à-vis des propriétés de fatigue. Thèse de doctorat de L'Institut National des sciences appliquées de Lyon. 2004.

[20] Yassir Ramdani. Influence et rôle du silicium dans la fonte à graphite sphéroïdale. Master SIMM option Métallurgie Avancée de L'université de Lorraine. 2013.

[21] Adriana Ana Prreira. Lourival Boehs. Wilson Luiz Guesser. The influence of sulfur on the machinability of gray cast iron FC25. Journal of Materials Processing Technology 179 (2006) 1650-0171.

[22] Professeur Albert De Say. Considérations sur la structure et les propriétés des fontes grises. Cas des fontes contenant du cuivre. Laboratoire de Métallurgie Université de Grand. Fonderie 286. Janvier 1970. P- 10-21.

[23] A. Siswanto, R. Widodo, E. Ardiansyah. Effect of interlamellar spacing on tensile strength gray cast iron with copper variations. Journal of Physics: 1450 (2020) 012127.

[24] Production de qualités différentes de fontes grises à partir d'une fonte de base unique. Rapport de la Cmmision Internationale N°7 du CTIF sur les fontes grises à graphite lamellaire. Hommes et Fonderie – Janvier – Février 1997.

[25] G. Balachandran, Aravind Vadiraj, M. Kamaraj, Ekusa Kazuya. Mechanical and wear behavior of alloyed gray cast iron in the quenched and tempered and austempered conditions. Materials and Design (2011) ; 32 : 4042-4049.

[26] Michel Geier. Metallurgie de Fonderie (Tome 2). Editions Eyrolles. Paris. 1978.