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 : Ingénierie des matériaux et des surfaces

Mémoire de fin d'étude pour l'obtention du diplôme de master

(LMD) En Génie mécanique

THEM :

Fontes grises lamellaire faiblement alliées traités thermiquement à caractéristiques améliorés pour pièces massives.

Présenté par :

- MILOUDI AHMED .
- TIS MOHAMED.

Proposé Par:

-MR. ELMOHRI ABDENOUR .

Année Universitaire 2021/2022

Remerciement:

Nous saisissons cette opportunité pour adresser nos Profondes gratitudes et nos sincères prières à nos Dieu, Le tout puisant. Nous n'omettrons pas d'exprimer nos vifs Remerciements à tous ceux qui ont contribués de près Ou de loin à la réalisation de ce modeste travail, avec Une attention particulière à notre promoteur A.ELMOHRI M.HABIRECHE, qui n'a jamais cessé de prodiguer, Conseils, orientation et encouragements. Nous n'oublierons pas la participation active de Société POVAL Berrouaghia.

Et nos professeurs qui nous ont suivis tout au long de Notre parcours universitaire au sein du département De génie mécanique.

Merci à vous tous pour votre soutien, votre aide, et Votre compréhension.

Je dédie ce modeste travail à :

Maman, papa et toute ma famille

Pour nos professeurs du primaire à l'université et tous nos chers amis

Et à tous ceux qui nous ont soutenu

Miloudi Ahmed

Je dédie ce modeste travail à :

Maman, papa et toute ma famille

Pour nos professeurs du primaire à l'université et tous nos chers amis

Et à tous ceux qui nous ont soutenu

Tis Mohammed

RESUME

Une série d'alliages de fonte de classe 20 a été coulée, qui a ensuite été traitée thermiquement afin d'étudier son effet sur ses propriétés mécaniques.

La fonte grise avec CE autour de 4,0 a été sélectionnée pour fabriquer ces meuleuses rotatives lisses.

Les échantillons coulés ont été chauffés à 900 ° C et trempés à l'air forcé.

Les échantillons de fonte ont été caractérisés par analyse chimique, minéralogie, dureté Brinell, essai de traction.

Toutes les fontes étaient hypoeutectoïdes avec une microstructure composée principalement de graphite de type A dans une matrice de perlite.

La sensibilité de la fonte à l'impact de masse est considérablement réduite, ce qui normalises les cycles de traitement, le taux de trempe élevé grâce à la plage de température de transformation eutectoïde, la formation de perlite plus fine et plus dure.

Tous ces facteurs contribuent à l'augmentation de la résistance et de la ténacité de la fonte grise de qualité inférieure.

Les résultats ont montré que les alliages traités thermiquement ont une meilleure ténacité que les alliages de fonte grise, qui comprennent :
(0.41%Mn ;0.25%Cr ;0.25%Cu ;3.52%C ;2.06%Si ;0.22%P ;et0.082%S).

Mots clés

fonte grise, propriétés mécaniques, microstructure, fonderie de fonte, traitement thermique, dureté.

ملخص

تم صب سلسلة من سبائك الحديد الزهر من الفئة 20 ، حيث تمت معالجتها حراريا بعد ذالك من أجل دراسة تأثيرها على الخصائصها الميكانيكية.

تم اختيار الحديد الزهر الرمادي مع CE حوالي 4.0 لتصنيع هذه المطاحن الدوارة الملساء. تم تسخين العينات المصبوبة إلى 900 درجة مئوية وإخماد الهواء القسري.

تميزت عينات الحديد الزهر بالتحليل الكيميائي ، علم المعادن ، صلابة برينل ، اختبار الشد. كانت جميع المكاوي المصبوبة من النوع hypoeutectoid مع بنية مجهرية تتكون أساسًا من الجرافيت من النوع A في مصفوفة من البرليت. تم تقليل حساسية الحديد الزهر للتأثير الشامل بشكل كبير ، تعمل معالجة التطبيع ، ومعدل التبريد العالي من خلال نطاق درجة حرارة التحول eutectoid ، تكوين بيرليت أدق وأصعب.

تساهم كل هذه العوامل في زيادة قوة وصلابة سبائك الحديد الزهر الرمادي منخفض التحمل.

أظهرت النتائج أن السبائك التي تم معالجتها بالحرارة افظل صلابة لسبائك الحديد الزهر الرمادي ،والمتكونة من: (0.41%Mn ;0.25%Cr ;0.25%Cu ;3.52%C ;2.06%Si ;0.22%P ;et0.082%S)

الكلمات المفتاحية

الحديد الزهر الرمادي ، الخواص الميكانيكية ، البنية المجهرية ، مسبك الحديد الزهر ، المعالجة الحرارية،الصلابة.

Sommaire

Sommaire

Sommaire :

Résumé 01
Sommaire 03
Liste des figures.....05
Liste des tableaux.....08
Liste des abréviations.....09
Introduction générale.....10
Chapitre I : Etude Bibliographique.....12
I.1. Historique de la fonderie.....13
I.2. Problèmes de la fonderie et leurs résolutions 13
I.3. Situation de la fonderie en Algérie 14
I.4. Généralités sur les fontes à graphite lamellaire 15
I. 5. Solidification et transformations à l'état solide des fontes 18
I. 6. Les différents composants des fontes..... 20
I .7. Influence des différents facteurs sur la cristallisation (Structure des fontes)…..... 28
Chapitre II : Traitements thermiques des Fontes Grises..... 38
II.1. Traitements thermiques appliqués aux fontes GL..... 39
II. 1. 1. Généralités…….39
II. 1. 2. Traitement thermique de type martensitique…….39
II. 1. 3. Traitement de Normalisation…….40
Chapitre III: Méthodes Expérimentales ……45
III. 1. Elaboration de la fonte grise alliée et coulée des échantillons..... 46
III. 2. Traitements Thermiques..... 48
III.3. Métallographie Optique..... 49
III. 4. Essais Mécaniques..... 50
Chapitre IV : Résultats et discussions……...54
IV. 1. Analyse Chimique.....55
IV. 2. Microstructures et Traitements Thermiques 57
IV. 3. Resistance à la Traction 61
IV. 4. La Dureté.....63
Conclusion Générale.....65
Références.....66

Liste des figures :

Figure	Titre	Page
Chapitre I. Etude Bibliographique.		
Figure 1	Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable	**17**
Figure 2	Diagramme métastable Fer – Fe_3C	**19**
Figure 3	Diagramme stable Fer - graphite	**20**
Figure 4	Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite	**21**
Figure 5	Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite	**21**
Figure 6	Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) ×100.	**22**
Figure 7	Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30.	**23**
Figure8	Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital).	**24**
Figure 9	Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chrome à l'état brut de coulée.	**24**
Figure 10	Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C **.**	**25**
Figure 11	Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène.	**26**
Figure 12	Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b).	**27**
Figure 13	Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire	**27**
Figure 14	Influence de silicium sur la température eutectique.	**29**
Figure 15	Inclusions MnS de la fonte grise FGL25 pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S.	**30**

Figure 16	Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P.	**30**
Figure17	Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE.	**31**
Figure 18	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%.	**32**
Figure 19	Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires.	**33**
Figure 20	Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise (valeurs moyennes dans 14 fonderies suédoises.	**33**
Figure 21	Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification.	**34**
Figure 22	Détermination de la surchauffe de la fonte.	**35**
Figure 23	Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite.	**36**
Figure 24	Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche).	**37**
Chapitre II : Traitements thermiques des Fontes Grises		
Figure 25	Schéma du traitement thermique de trempe martensitique suivie d'un revenu.	**40**
Figure 26	Représentation schématique des traitements thermiques : de Fertilisation et de Normalisation**.**	**41**
Figure 27	Représentation schématique du recuit de politisation d'une fonte.	**43**
Figure 28	Espacement inter lamellaire et épaisseur de coulée.	**44**
Chapitre III: Méthodes Expérimentales		
Figure 29	Spectromètre d'analyse chimique.	**47**
Figure 30	Analyseur de carbone / soufre.	**47**
Figure 31	Méthode de coulée des éprouvettes.	**45**
Figure 32	Four de traitements thermiques.	**49**

Figure 33	Microscope optique.	**50**
Figure 34	Polissage des pièces.	**50**
Figure 35	D'uromètre utilisé pour l'essai de dureté HB.	**51**
Figure 36	Principe de l'essai de traction .	**52**
Figure 37	Eprouvette de traction utilisée.	**52**
Figure 38	Machine utilisée pour les essais de traction.	**53**
Chapitre IV : Résultats et discussions		
Figure 39	Micrographie typique d'une fonte trempée (a): Base, (b): Alliage1, (c): Alloy2, (d): Alloy3, (e): Alloy4.	**61**
Figure 40	Résistance à la traction et dureté des alliages trempés.	**64**

Liste des tableaux :

Tableau	Titre	Page
Chapitre I. Etude Bibliographique		
Tableau 1	Caractéristiques mécaniques principales de la perlite.	**22**
Chapitre II : Traitements thermiques des Fontes Grises		
Tableau 2	Type et composition des ferro-alliages utilisés (en %).	**46**
Tableau 3	Composition chimique des alliages étudiés en (% massique).	**47**
Chapitre IV : Résultats et discussions		
Tableau 4	Composition chimique, microstructures et propriétés mécaniques des alliages étudiées à l'état brut de coulée.	**56**
Tableau 5	Microstructures des alliages étudiées.	**60**
Tableau 6	Résistance à la traction et dureté des alliages trempés.	**64**

Liste des abréviations :

CE : Carbone équivalent.

Mn : Manganèse.

Fe3C: Cémentite.

Ni : Nickel.

$\gamma\gamma$**:** Austénite.

°C: Dégrée Celsius.

Fe- Fe3C : Fer-Cémentite.

Rm : Résistance de rupture.

HB: Dureté Brinell.

(G.L): Graphite Lamellaire.

(MnS) : sulfures de manganese.

MEB : Microscopie Electronique à Balayage.

TTT : température, temps, transformation.

FGL : fontes à graphite lamellaire.

(α**)**:Ferrite.

(γ**R)** : l'austénite résiduelle .

HRB: (Hardness Rockwell Bille).

MPa : Mega Pascal.

INTRODUCTION

Donc de par ces conditions sévères de travail, les critères de sélection d'un matériau pour frette ne sont pas aisés.

Les propriétés souhaitées des fontes grises comprennent la résistance à l'usure, une bonne usinabilité, une bonne conductivité thermique, et une bonne aptitude à l'amortissement des vibrations.

Pour ces applications, les fontes grises à graphite lamellaires sont plus avantageuses que d'autres matériaux. Selon l'équivalent carbone, la fonte grise est classée en hypoeutectique (CE < 4,3), eutectique (CE = 4,3) ou hypereutectique (CE > 4,3).

La proportion volumique élevée de graphite lamellaire dans la fonte grise favorise une excellente conduction thermique.

En raison de cette teneur en graphite conducteur de chaleur, de nombreux composants automobiles sont fabriqués en fonte grise hypereutectique, tels que les systèmes tambour/disques de frein, les disques d'embrayage, le bloc moteur, les chemises de cylindre et les segments de piston.

Leurs faibles coûts ainsi que leurs bonnes propriétés de fonderie permettent leurs utilisations pour la coulée des pièces massives.

Aujourd'hui, de nombreuses études portent sur les fontes grises faiblement alliées.

Aravind Vadiraj a montré que la résistance à l'usure de ces fontes est fonction de la composition chimique, de la dureté, et de la microstructure.

De nombreuses études ont montré que l'augmentation de la teneur en perlite et en graphite améliore la résistance à l'usure des fontes.

Il a été démontré que la résistance à la traction de la fonte grise d'un équivalent carbone moyen de 4% peut être augmentée jusqu'à 300-345 MPa, sans augmentation significative de la dureté grâce à l'ajout de 0,3% de titane à la fonte à faible teneur en soufre (<0,01%) [6].

L'ajout d'éléments d'alliage ou un traitement thermique pour une fonte grise permettra d'améliorer d'avantage leurs propriétés mécaniques au-delà de celle des fontes grises conventionnelles.

Les problèmes de la fonte grise martensitique ou de la fonte grise bainitique, encourageant ainsi les recherches sur le développement de fontes grises hypoeutectiques alliées trempées et revenus à haute résistance à matrice parlitique.

Une diminution exagérée du CE abaisse la coulabilité, avec risque d'une solidification truite ou blanche de la fonte.

Le CE est en rapport direct avec la coulabilité [1].

De l’autre cote, la fabrication d’une pièce massive (à faibles vitesses de refroidissement) en fonte grise à haute résistance, exige d’abaisser le CE, et de recourir à l’addition d’éléments d’alliages, sans risque d’une solidification blanche, ou d’une mauvaise coulabilité.

La teneur en carbone ne devrait si possible pas dépasser 3,3 % pour la fonte à graphit lamellaire .

Le traitement thermique, puis la trempe et l'air forcé peuvent avoir un effet sur la dureté de la fonte grise et peuvent augmenter la résistance de la fonte grise [2].

A cet égard, le but de ce travail expérimental est d'étudier les propriétés mécaniques d'une série de fontes grises trempées et trempées (traitement de normalisation) destinées à la coulée de pièces de grandes dimensions.

Les principaux éléments d'alliage étudiés (0,41%Mn ; 0,25%Cr ; 0,25%Cu ;3,52%C ;2,06%Si ;0,22%P ;et0,082%S) ont le comportement à la corrosion de la fonte.

Chapitre I : Etude Bibliographique

I.1. Historique de la fonderie :

Au service de l'humanité depuis 5000 ans , la fonderie , au cours de sa longue histoire , à toujours constitue un puissant facteur de progrés .

Dés son origine , elle a permis à l'homme de se procurer par un moyen simple des ob jets indéfinement reproductibles.

La fonderie , habituée à se mesurer avec des techniques . Concurrentes , et toujours sortie de ces compétitions en ayant amélioré ses moyens et ses produits .

Au XIV ° siècle , elle rivalisait avec la forge , et la carière pour la fabrication des boulets de canon .

Au siècle dernier , elle a fait preuve d'une vitalité remarquable en répondant aux de mandes de la construction mécanique en plein développement et où elle paralt irrem placable . Aujourd'hui , on l'oppose aux assemblages soudés , à l'emboutissage , au matricage aux matières plastiques ...

Elle est à même de supporter honorablement la compétition.

Il faut bien constater , et c'est dans l'ordre normal l' évolution industrielle , que l'organisation artisanale de la fonderie ne peut subsister , elle fait partie d'un passé révo-lu.

Depuis cent ans , la fonderie à fait des progrés inouis et est restée une industrie de base à même de répondre à toutes les exigences légitimes des spécifications modernes et de livrer des produits de qualité à des prix toujours compétitifs .

I.2. Problèmes de la fonderie et leurs résolutions :

L'objectif et la vocation de la fonderie est d'assurer les besoins de la clientelle , en pièces moulées en quantités et qualités voulues et ceci d'une manière intéressante dans le cadre de l'économie nationale dont elle est planifiée par l'état en générale et en parti culier par la fonderie

La résolution de ces tâches n'est pas une chose simple . Citons quelques raisons prin cipales qui compliquent la réalisation de l'objectif fixé par la fonderie :

1- L'accompagnement de la production des pièces moulées par un dégagement im portant de la chaleur , de poussières , de bruits et vibrations , ce qui exerce des actions négatives et nuisibles sur l'ambiance de travail .
2- Certains difficultés au niveau de l'obtention des caractéristiques technologiques , précision dimensionnelle , netteté des pièces moulées des matériaux utilisés .

3- Grande nomenclature des pièces à produire .

4- Difficulté d'utilisation des différents matériaux, sable, argile, différents alliage, ag glomerants,etc...

5- Utilisation rationnelle des équipements, la voie facile de résolution des problemes de la fonderie n'est pas chose facile en raison de quelques difficultés rencontrés au dif férents niveaux:

1. Au niveau de la science de la fonderie, la réalisation de la production pratique- ment sans déchets.

2. Au niveau de l'équipement, l'obtention de la qualité imposée des pieces moulées par la mécanisation et l'automatisation des opérations de productions (Robot Ordina- teur, électronique),

3. Au niveau de l'élaboration des projets et de l'organisation de la fonderie, le choix du lieu du terrain, des procédes technologiques et de la puissance envisagées doivent permettre de satisfaire les besoins en qualité et quantité des bonnes pieces coulées, avec un fonctionnement régulier des équipements d'une maniere rentable et création des bonnes conditions de travail.

I.3. Situation de la fonderie en Algérie :

En Algérie, on prête une grande attention au développement de la fonderie on à déja construit plusieurs fonderies mécanisées:

- Complexe CIMOTRA-Constantine.
- Fonderie de vanne - Berrouaghia et Guelma.
- BVR - Setif et Oued Rhiou.
- BCL. - Blida.
- CVI-Rouiba et Tiaret.
- BCR - Bordj Ménael.

La puissance totale de la fonderie Algérienne est environ 80.000T de BPC/an. Mais on est encore loin de satisfaire les besoins du pays.

La majorité des pieces moulées se fabriquent par les procédés traditionnels aux sables Silico-argileux; on utilise aussi plu- sieurs procédés spéciaux : en coquille, moulage et noyautage auto-durcissant a froid et à chaud.

Les fonderies Algérienne sont de production en série et unitaire, une partie parmi elles sont autonomes, travaillant sur commandes, les autres sont intégrées. La majorité des matières premières sont importées, donc la tâche des recherches à entreprendre est

l'utilisation des matieres premieres de pays, ce qui ne manque certainement pas en Algérie. Pour promouvoir un élan à cet branche de l'industrie, il faut renforcer la forma

I.4. Généralités sur les fontes à graphite lamellaire

De nombreuses applications de la fonte à graphite lamellaire reposent sur une série de propriétés particulières remarquables :

- Résistance aux forces statiques et alternatives
- Faible sensibilité à l'encoche
- Grande capacité d'amortissement des vibrations
- Résistance à l'usure
- Résistant à l'humidité et à la corrosion des sols
- De par sa fluidité, le matériau est idéal pour réaliser des formes très complexes
- Excellente usinabilité
- Prix relativement stable et low cost.

Notre connaissance croissante de cette matière et l'utilisation de méthodes de production et de contrôle de plus en plus performantes et précises permettent de garantir une qualité très régulière.

Par cons8équent, il n'est pas surprenant que la fonte à graphite lamellaire soit utilisée dans l'industrie en presque autant de tonnage que tous les autres alliages de fonderie [3].

La première caractéristique essentielle de la fonte est qu'elle contient du carbone à l'état solide dans un état partiellement insoluble, c'est-à-dire dissous dans le fer uniquement à partir du moment où il fond.

Lorsque tout le carbone se dissout dans le fer par chauffage avant qu'il n'atteigne son point de fusion, un métal est par définition de l'acier.

La deuxième caractéristique fondamentale de la fonte est que le carbone (insoluble ou soluble avant fusion) peut se présenter sous deux formes, en tous points bien différentes : à l'état pur de carbone cristallin libre qui constitue le graphite ; et à l'état lié au fer sous cette condition, du carbure de fer ou de la cémentite se forme [4].

En ajoutant des éléments à la fonte liquide, l'effet de cette dernière dépend du type de combinaison avec d'autres éléments dans la fonte. Plusieurs situations peuvent être envisagées selon la figure 1. [5]:

- Combinaison d'éléments d'alliage avec le fer : dans ce cas, il n'y a pas de combinaison avec le carbone, entraînant la formation de graphite ;

- 5Combinaison d'éléments d'alliage avec du carbone : Cela conduit à la formation de carbures.
- Ces éléments résistent à la graphitisation, tout le carbone est associé à des éléments d'alliage, auquel cas le carbone ne cristallise pas en graphite ;
- L'élément n'est lié ni au fer ni au carbone : dans ce cas il ne favorise pas la graphitisation, mais favorise la liaison entre le fer et le carbone (formation de carbures).
- Ces éléments affectent l'intervalle stable-métastable.
- Cet effet s'explique par le passage de stable à métastable et inversement selon la température ;
- L'élément se combine à la fois au fer et au carbone : dans ce cas, empêche la graphitisation et favorise la formation de 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 [1] :

- Les éléments alpha gènes 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 gamma gènes 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.

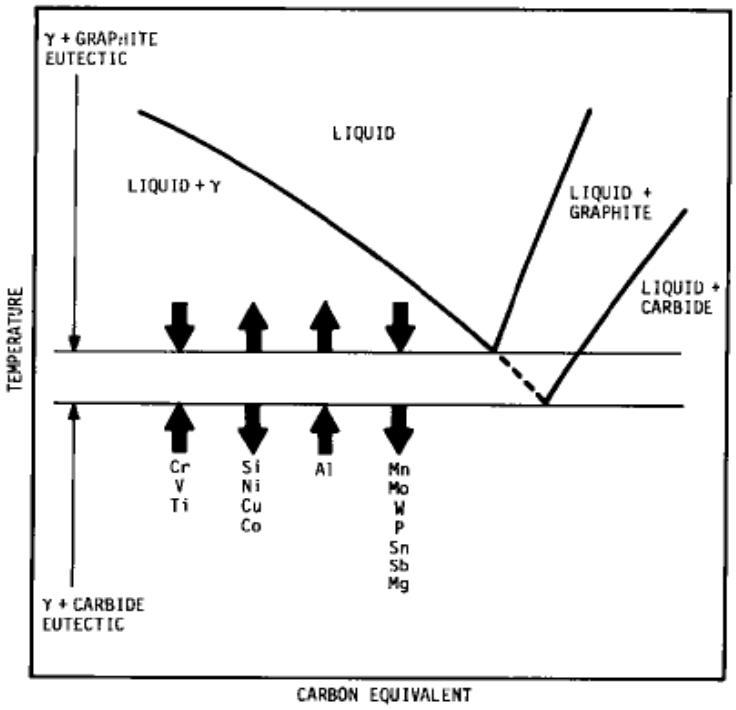


Figure 1. : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation Transitions eutectiques stables et métastables.

Les propriétés mécaniques de la fonte sont déterminées par sa structure et surtout par sa composition en graphite.

La fonte peut être considérée comme un type d'acier percé de graphite.

Le graphite incorporé dans une matrice en fonte lubrifie sa surface pour fournir de meilleures caractéristiques d'usure et de frottement.

Les propriétés mécaniques dépendent du nombre, de la taille et de la répartition des inclusions de graphite. Avec moins d'inclusions de graphite, la résistance de la fonte augmente car elles sont plus fines et plus isolées.

Une fraction de graphite lamellaire plus élevée et uniformément répartie peut conduire la chaleur de friction plus rapidement et réduire la déformation thermique de la fonte grise.

La structure (matrice et inclusions de graphite) dépend de la composition chimique, de la température de coulée, de l'inoculant et des conditions de refroidissement [6].

I. 5. Solidification et transformations à l'état solide des fontes

La solidification de la fonte grise est un phénomène complexe qui doit être étudié en détail.

Selon la quantité de carbone ajoutée, la masse fondue sera hypoeutectique (2,03% < C % 4,3%), eutectique (C= 4,3%) ou hypereutectique
(C > 4,3%) [7].

Le refroidissement de la fonte hypoeutectique de composition Xc (exemple de la fonte à 3% de carbone, représentée par la direction verticale du diagramme carbone-fer (voir Figures 2 et 3)) peut être décrit à partir de 1400°C (point m0) .

Commencer la solidification à m1 (1300°C) par transformation :

- Du liquide à l'austénite primaire et se termine au m2 (1147°C) par transformation eutectique, au cours de laquelle le liquide résiduel se transforme en lédéburite (austénite + cémentite) pour atteindre un équilibre métastable
- Transformation de l'austénite liquide en austénite primaire par transformation eutectique et se terminant par m2 (1153°C) au cours de laquelle le liquide résiduel se transforme en graphite (flocons, nodules ou vers) et forme une solution solide γ à 2% C , formant une composition eutectique (γ + Gr) pour un équilibre stable.

L'alliage continue à se solidifier du m2 au m3 :

- Pour les diagrammes métastables, du m2 au m3 (727°C) l'austénite γ a une teneur en carbone jusqu'à 0,8% C, laissant la cémentite secondaire déposée. En m3, il s'agit d'une transformation eutectoïde, où la solution solide γ se transforme en un composant eutectoïde appelé perlite
(γ + Fe3C).
- Pour les graphes stables, du m2 au m3 (727°C) l'austénite γ a une teneur en carbone jusqu'à 0,8% C, qui dépose du carbone dit pro-eutectoïde sur les précipités de graphite déjà existants.

En m3 c'est toujours la même transformation eutectoïde.

Du m_3 à la température ambiante, la ferrite dépose une petite quantité de cémentite appelée cémentite tertiaire, qui est utilisée dans les alliages métastables.

Et une petite quantité de graphite est un alliage stable.

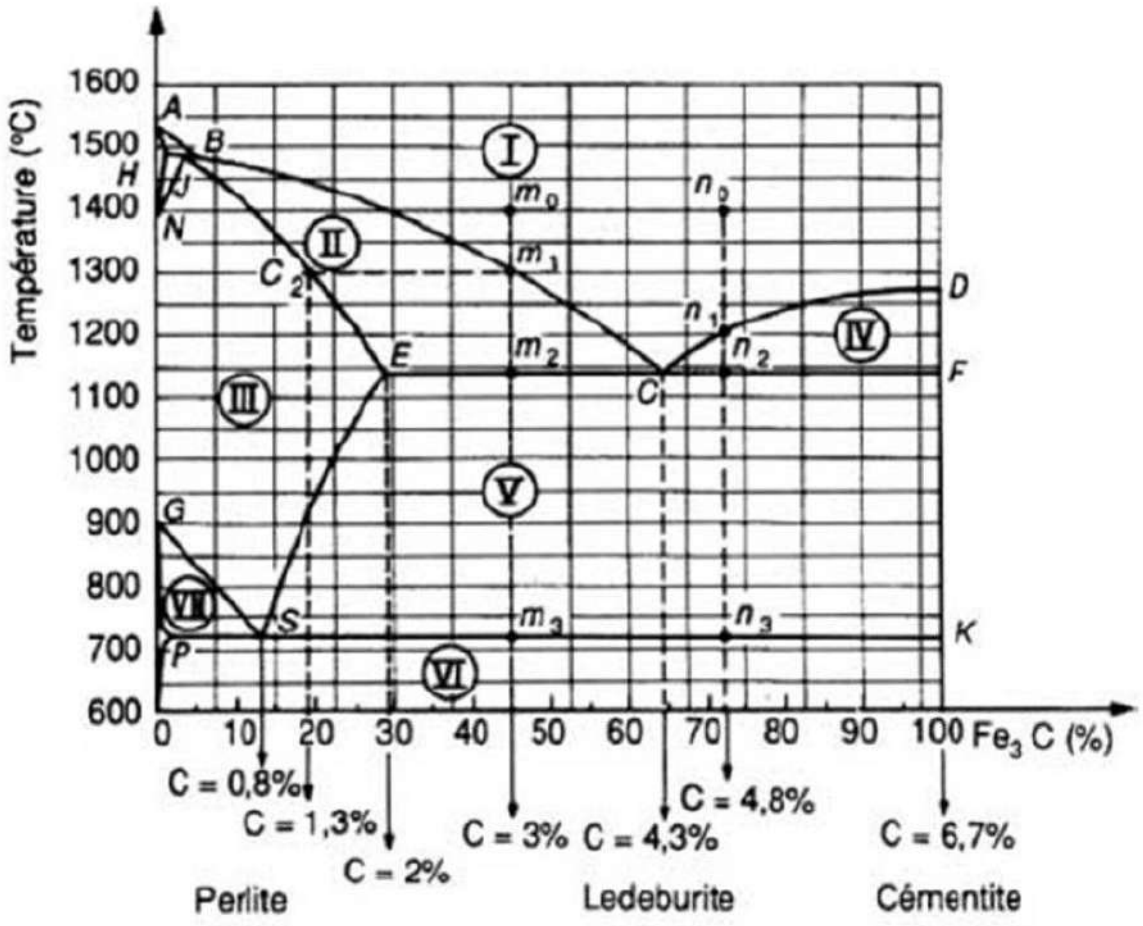


Figure 2. : Diagramme métastable Fer – Fe_3C [8].

I liquide

II liquide + γ

III solution solide γ

IV cémentite eutectique

V dendrites γ ; fond le débrutie { cémentite eutectique phase γ

VI perlite (ferrite + cémentite eutectoide + cémentite pro eutectoide + cémentite eutectique)

VII $\gamma + \alpha$

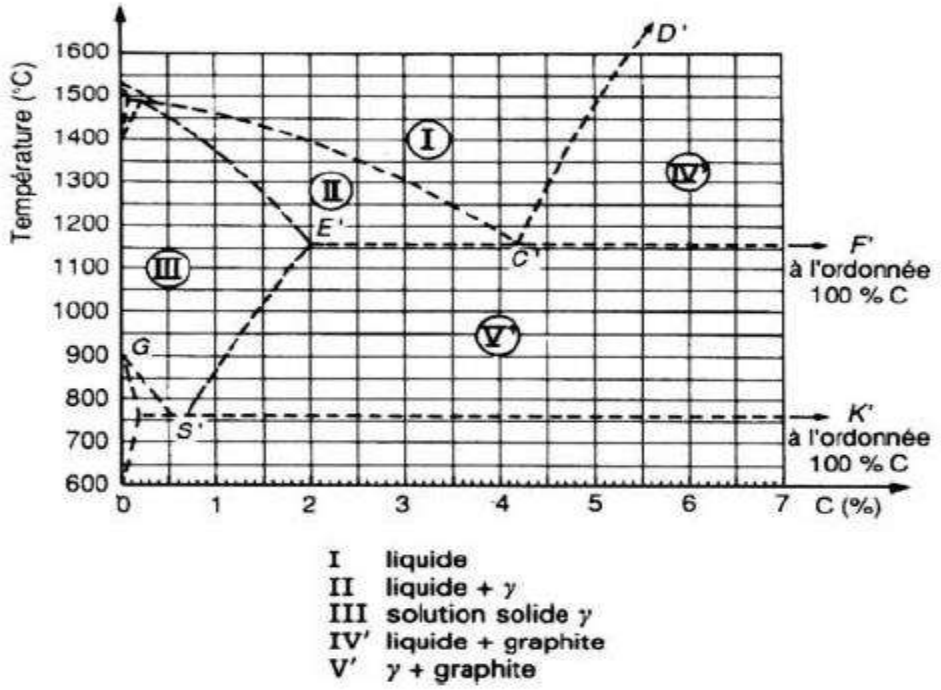


Figure 3. : Diagramme stable Fer - graphite [8].

I. 6. Les différents composants des fontes

Les ingrédients à mentionner ici sont ceux que l'on peut rencontrer sur les matériaux bruts de coulée.

Dans cette partie, nous allons présenter ces composants en évoquant leur dureté.

En effet, le test de dureté simple à mettre en œuvre permet d'évaluer la charge de rupture (Rm) d'un matériau, variable selon les éléments d'alliage [9].

I. 6. 1. Ferrite

C'est le composant principal de la matrice. Cette composition est une solution solide de fer dans son allotrope cubique central.

Il se produit dans la fonte sous les formes pro-eutectoïde et eutectoïde. Il ne dissout pratiquement pas le carbone (0,02 % en masse).

La ferrite, quant à elle, contient du manganèse et une grande quantité de silicium en solution solide.

D'autres éléments d'alliage peuvent se dissoudre dans la ferrite, comme le cuivre ou le nickel.

Malgré la teneur élevée en silicium dissous, la ferrite de la fonte est usinable, modifiant les propriétés de la fonte.

Si l'on compare la ferrite pure à la ferrite à 3,4 % de Si, on constate une augmentation de la dureté de 75 HB à 150 HB, de la résistance à la traction de 257 à 530 MPa, et de l'allongement à la rupture de 61 % réduit à 28 % [14].

Les effets d'autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite sont illustrés aux figures 4 et 5

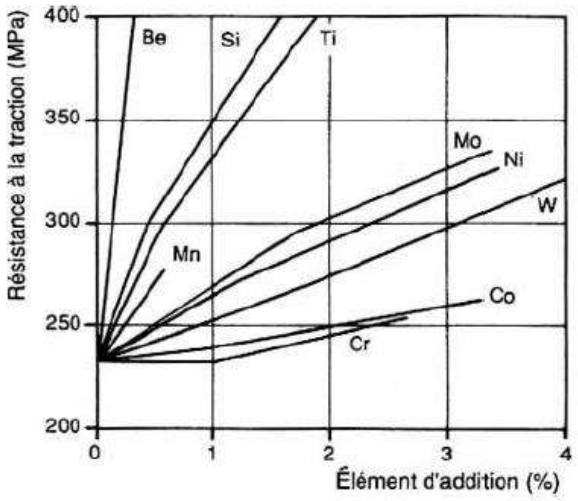


Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite [14].

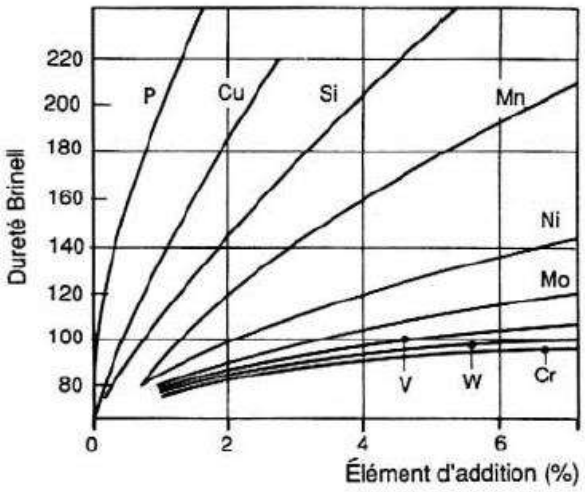


Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite [8].

Les ferrites représentées sur la figure 6 ne sont pas colorées par les produits métallographiques usuels.

Cependant, si l'on réalise l'attaque oxydante au nitroéthanol, on distingue le contour des grains de ferrite. Cela permet de distinguer la ferrite de la cémentite.

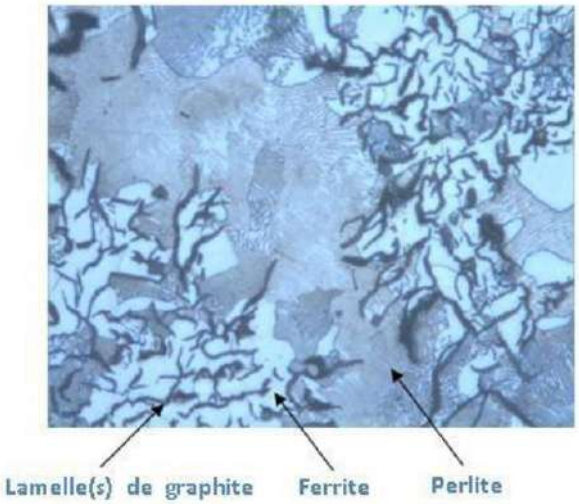


Figure 6. : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) × 100

I. 6. 2. Perlite

Cet agrégat est formé par la juxtaposition d'éclats de ferrite et de cémentite (voir Figure 7). Ces flocons sont plus fins en raison de la vitesse de refroidissement rapide.

Les propriétés mécaniques de la perlite dépendent de cette finesse Δ0 (μm). En effet, dureté et finesse sont liées par la formule de Belaieff :

$$HB : (\Delta_0 = 80)$$

Δ_0 (μm) : distance entre deux éclats de cémentite continus. En fonte, les résultats suivants ont été obtenus (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.

On peut encore le voir dans les observations microscopiques après avoir été attaqué par un agent oxydant tel que (comme le Nital) qui ne colore pas la cémentite ni la ferrite.

C'est l'ombre portée par la cémentite sur la ferrite qui provoque cette différence de coloration.

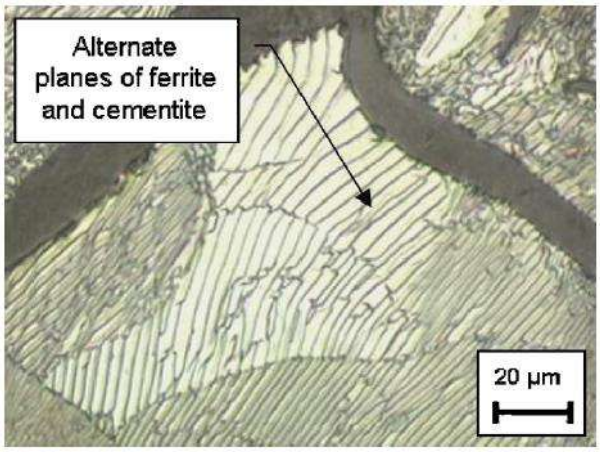


Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30.

I. 6. 3. Cémentite ou Carbure de fer

La cémentite est un type de carbure de fer.

Le pourcentage massique de carbone correspondant à sa formule de composition chimique Fe3C est égal à 6,67 %. Ce composé interstitiel défini a une structure cristalline orthorhombique.

La cellule unitaire contient 4 atomes de carbone, correspondant à 12 atomes de fer à différentes distances.

La caractéristique fondamentale de la cémentite est sa dureté très élevée (HB env. 700 à 800).

Ceci peut être augmenté en ajoutant des éléments d'alliage tels que le chrome Fe3C → (Fe, Cr)3C. Il se décompose au-dessus de 500°C pour former de la ferrite et du graphite. La présence de Si dans la matrice favorise cette décomposition.

Elle peut être retardée par l'ajout d'éléments d'alliage stabilisant la cémentite (Cr, Mn, Mo, Cu) [9].

Dans la fonte GL, il existe sous forme de perlite et de carbure.

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).

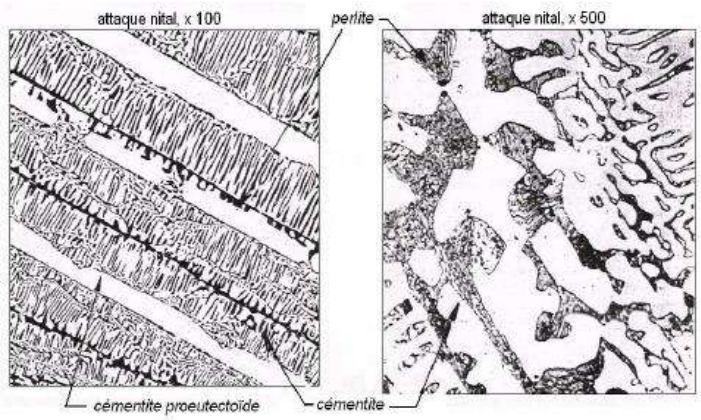


Figure 8. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital)

I. 6. 4. Carbure

La fonte au carbure est identifiée par son grand nombre de carbures. De tels carbures se retrouvent dans la matrice du fait d'un refroidissement particulièrement rapide en fin de solidification, ou du fait de la présence d'éléments stabilisateurs du carbure tels que Cr, Mo, Mn, V, etc.

La haute résistance des pièces en fonte est obtenue par la présence de carbures libres.

La fonte grise à haute résistance est difficile à usiner, de sorte que la teneur en carbure admissible dans les pièces moulées en fonte grise est d'environ 5 % [1].

Le type de carbures présents dans la fonte brute de coulée dépend de la teneur en éléments d'alliage de celle-ci, comme le montre la figure 9, où les carbures durs apparaissent sous forme de phases blanches brillantes dans la microstructure de la fonte alliée au chrome. - statut de cast.

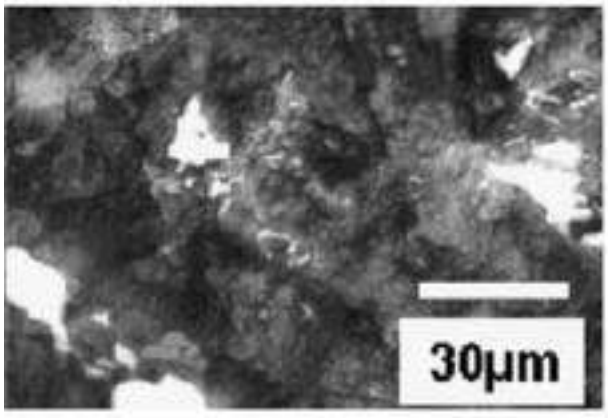


Figure 9. : Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chrome à l'état brut de coulée.

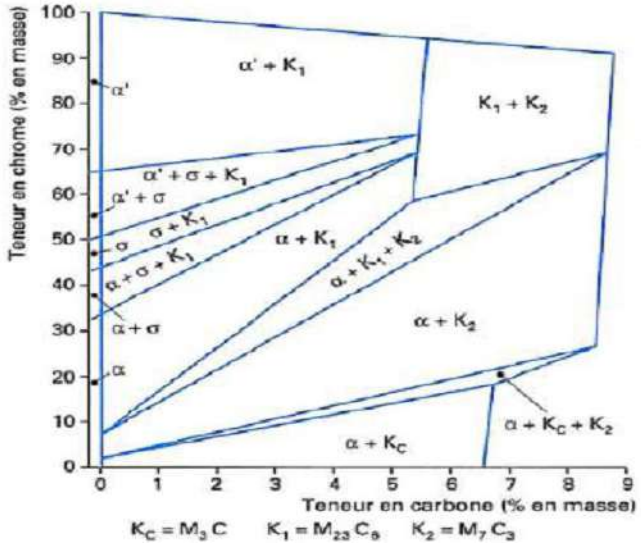


Figure 10. : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C .

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) .

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.

I. 6. 5. Graphite Lamellaire (G.L)

C'est un ingrédient très important de la fonte grise et il se présente sous de nombreuses formes : éclats, sphères, globules, vers.

C'est un objet très stable et ne se décompose que par sublimation à 3650°C.

Par conséquent, l'aspect du graphite ne peut être modifié par aucun traitement thermique.

Le graphite est l'un des allotropes naturels du carbone. Il est constitué d'un empilement de feuillets de graphène dans lequel des atomes de carbone sont liés 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 conduit à une très forte anisotropie des propriétés, par exemple une conduction thermique et électrique beaucoup plus forte dans le plan du feuillet de graphène que dans la direction normale ; à l'inverse, le clivage de la structure intercalaire est très aisé.

L'empilement des feuillets de graphène peut se dérouler selon deux ordres conduisant à des structures cristallines différentes : l'empilement A-B-A-B donne une structure hexagonale,

tandis que l'empilement A-B-C-A-B-C donne une structure rhomboédrique.

Ces derniers sont thermodynamiquement moins stables et sont généralement considérés comme des structures hexagonales avec des défauts d'empilement [10].

La figure 11 montre la structure hexagonale du graphite avec des empilements de type A-B-A-B. Les valeurs des paramètres de réseau sont a = 0,246 nm et c = 0,671 nm (correspondant à deux fois l'écart entre les deux plans de graphène).

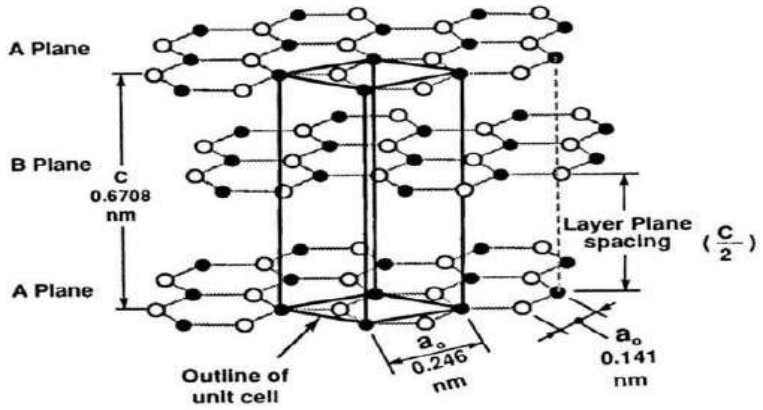


Figure 11. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène.

Sur les coupes métallographiques, le graphite se présente sous forme de lamelles plus ou moins épaisses avec de fréquentes ramifications et formant un réseau tridimensionnel.

Dans la fonte hypereutectique, les paillettes de graphite primaire se forment en se développant librement dans un liquide puis entourées d'austénite (voir Figure 12.).

Dans le cas de la fonte hypoeutectique, la formation d'austénite précède la croissance des paillettes de graphite eutectique.

Une structure appelée surfusion constituée de dendrites d'austénite et de graphite fin est observée après la réaction eutectique.

La figure 12.b montre le réseau d'éclats de graphite eutectique après attaque profonde [11].

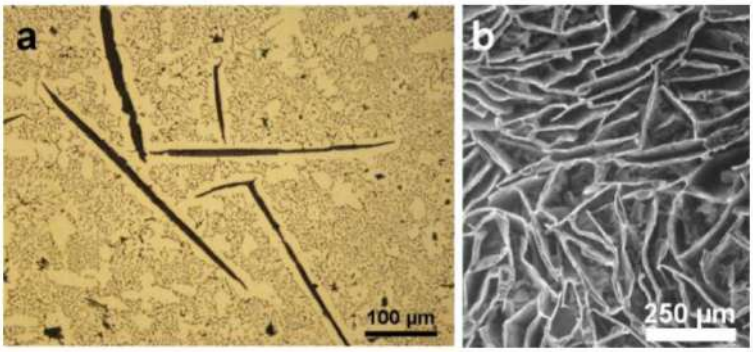


Figure 12. : Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b).

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 [7].

Et celles-ci sont classées selon la norme ASTM-A-247 (voir la figure 13).

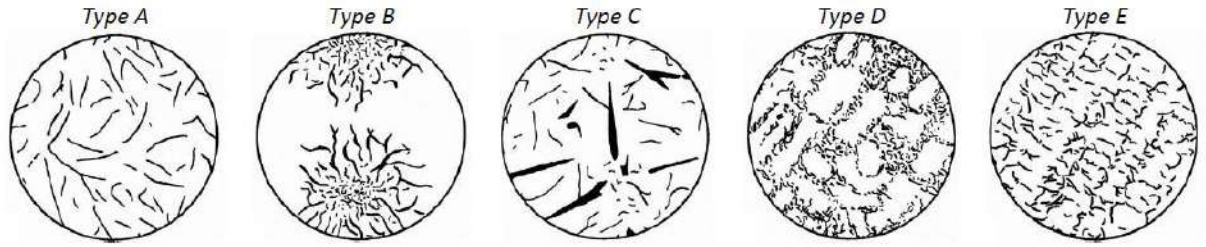


Figure 13. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire [10].

Le graphite de type A est réparti et orienté de manière aléatoire dans la matrice. Il confère les meilleures propriétés physiques et mécaniques au matériau.

C'est ce graphite qui est obtenu avec un sous-refroidissement minimal.

- Le graphite de type B est utilisé pour les alliages avec une composition quasi eutectique, et son degré de sous-refroidissement pendant la solidification est supérieur à celui du graphite de type A.
- Le graphite de type C existe dans la fonte hypereutectique qui se refroidit assez lentement. De grandes feuilles de graphite pro-eutectique et des grappes de graphite peuvent être distinguées.
- Le graphite de type D, sans interdendrites préférentiellement orientées, est observé dans les pièces très rapidement refroidies, proches de la surface dans le cas des coulées coquilles.
- Enfin, le graphite de type E, interdendritique orienté, apparaît lorsque le sous-refroidissement est élevé mais pas suffisant pour produire des carbures.

- La matrice associée à cette structure est de type ferrite.type de structure est de type ferritique.

I. 6. 5. 1. Influence du graphite dans les fontes grises

Le graphite en couches confère à la fonte grise :

- un amortissement élevé des vibrations dans des applications telles que les cylindres de concasseur ou les bâtis de machines-outils ;
- une très bonne usinabilité ;
- des conditions de frottement (la cavité superficielle du graphite agit comme un "coin d'huile") ;
- une conductivité lorsque la résistance aux chocs thermiques est requise, par exemple tambours de frein et disques d'embrayage,
- meilleure fluidité [12].

I. 7. 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. 7. 1. Effet de la composition chimique

I. 7. 1. 1. Effet des éléments normaux

I. 7. 1. 1. 1. Carbone et Silicium

La teneur en carbone est comprise entre 2,8 et 4,5 %. Le carbone augmente la coulabilité car le graphite formé dans le métal liquide a une capacité calorifique élevée, gardant le mélange fluide lors de la coulée en évitant un refroidissement trop rapide.

Il abaisse la température de fusion. De 1537°C pour le fer pur, elle peut être réduite à 1150°C pour l'eutectique (correspondant à 4,3% de C) [9].

L'effet de Si est particulièrement important, car il est présent dans l'alliage en quantités comparables (environ 2 à 3 %) à la présence de carbone. Si réduit la T°C de la transition eutectique métastable tout en augmentant la T°C de la transition eutectique en régime permanent (voir Figure 14).

Cette augmentation de l'écart de température peut éviter la précipitation de la fonte blanche en cas de sous-refroidissement trop profond [13].

Si est plus soluble dans le fer γ que dans le carbone. Par conséquent, on dit que Si réduit la solubilité du carbone dans le fer γ. Par conséquent, plus la teneur en graphite est élevée, plus il y a de graphite, par conséquent, Si est également connu comme élément de graphitisation.

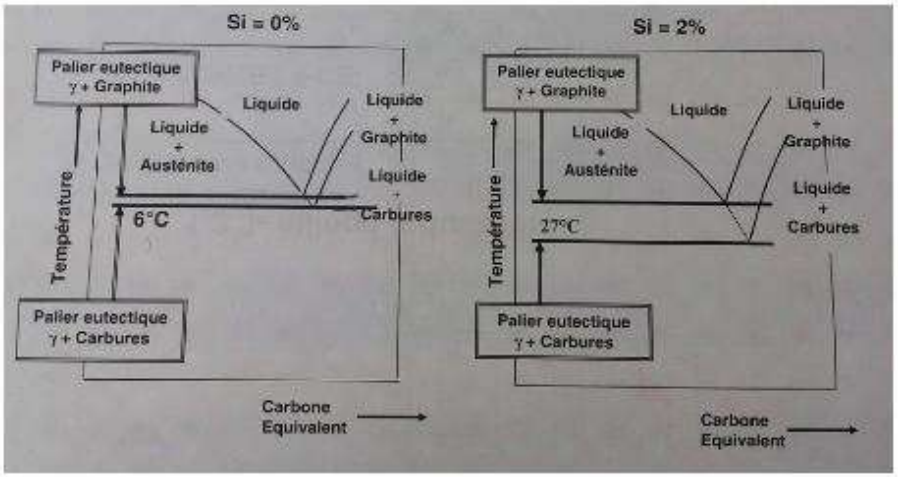


Figure 14. : Influence de silicium sur la température eutectique [14].

Il est recommandé de limiter la valeur maximale dans les fontes à graphite lamellaire à 3,3 % C et 2 % Si, si possible, le graphite doit être présent sous forme de fines lamelles [15].

I. 7. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre

Pour assurer des performances optimales, la fonte à graphite lamellaire doit contenir une teneur optimale en manganèse en plus d'une quantité minimale de soufre.

Plusieurs études ont montré que la teneur optimale en manganèse est déterminée par la formule suivante [3] :

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

Tout écart par rapport à cette teneur optimale aura un impact sur la profondeur de trempe et les propriétés mécaniques de la fonte.

Lorsque le manganèse et le soufre atteignent des niveaux très élevés, il est en effet logique que la fonte contienne une bonne quantité de sulfure de manganèse (MnS). La morphologie des inclusions de MnS dans la fonte grise FGL25 est représentée sur la Fig. 15.

Une augmentation de la teneur de ces sulfures (MnS) abaisse progressivement le point de fusion des scories et des crasses.

Cela signifie que les scories et les scories de MnS au-dessus d'un certain niveau restent liquides aux températures de coulée, ce qui les rend presque impossibles à capturer, même avec des filtres en céramique.

Par conséquent, le risque de défauts d'inclusion dans la pièce devient très élevé. Pour éviter ces

défauts, la teneur en Mn ne doit pas dépasser 0,7 %, et la teneur en S ne doit pas dépasser 0,12 %. Une teneur en Mn d'environ 0,8 à 1 % tend à inhiber la graphitisation.

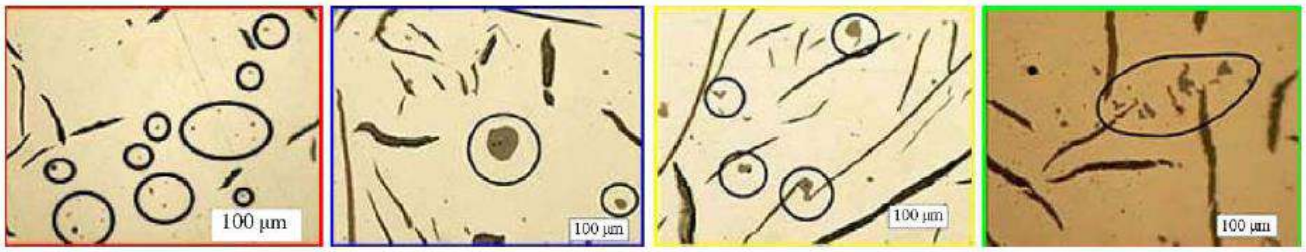


Figure 15. : Inclusions MnS de la fonte grise FGL25 pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S.

I. 7. 1. 1.3. Phosphore

Le phosphore est un élément graphitant toujours présent dans la fonte grise. Il se combine facilement avec le fer pour former un eutectique de type Fe3P-Fe. Forme un eutectique avec le fer et la cémentite, l'eutectique ternaire du phosphore Fe3P-Fe3C-Fe, qui a une température de fusion proche de 950°C, entraînant une fragilité à froid, comme le montre la figure 16. Cet eutectique agrandit les fissures et les pores [5].

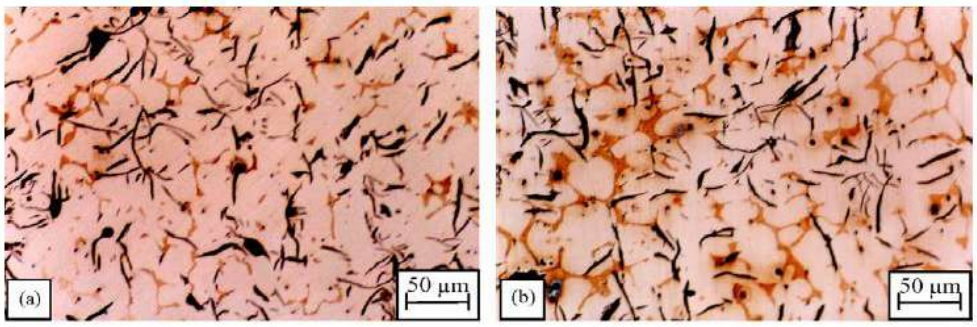


Figure 16. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P.

I. 7. 1. 2. Effet des éléments d'addition

I. 7. 1. 2. 1. Cuivre, Chrome et Molybdène

Comparé à [8], Cu est sans aucun doute l'élément d'alliage le plus efficace :

- Obtention d'une matrice perlitique intégrale
- Augmentation de la résistance à la traction et de la dureté Brinell sans affecter l'usinabilité. Cet effet bénéfique découle de quatre rôles fondamentaux du cuivre dans les alliages Fe-C :
- durcissement très important de la phase ferrite ; - affinage de la phase perlite ;
- effet de la graphitisation sur la solidification ;
- effet sur l'antiferritisation eutectoïde transformée.

Parce qu'elle conduit à l'affinage du graphite et à l'arrondissage des bords des lamelles de graphite.

Le Cr est un carbure puissant qui augmente la résistance électrique et la dureté en raison de son effet sur la structure de la matrice (il affine la perlite) et de son effet sur l'augmentation du nombre d'unités eutectiques [16].

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

Mo augmente la résistance mécanique et la dureté en favorisant la formation de perlite plus fine. Il forme moins de carbures, ce qui augmente la fragilité et les difficultés d'usinage.

Le chrome jusqu'à 0,5 % est plus efficace que l'ajout correspondant de chrome pour créer des structures en forme d'aiguilles [5].

Un ajout judicieux de Cu et Cr ou une combinaison de Cu et Mo peut réduire considérablement la sensibilité de la fonte grise aux effets de masse et peut améliorer la résistance de la fonte grise.

Les figures 17 et 18 illustrent l'effet des éléments d'alliage sur les propriétés mécaniques de la fonte grise [16].

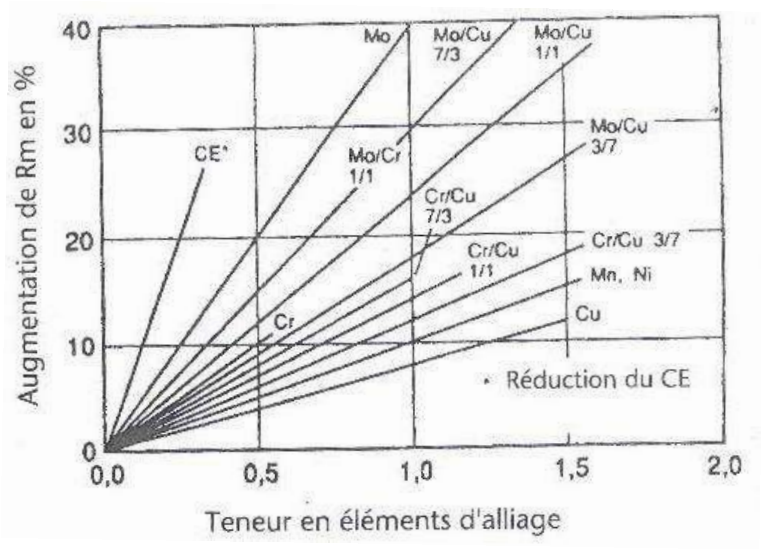


Figure 17. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE.

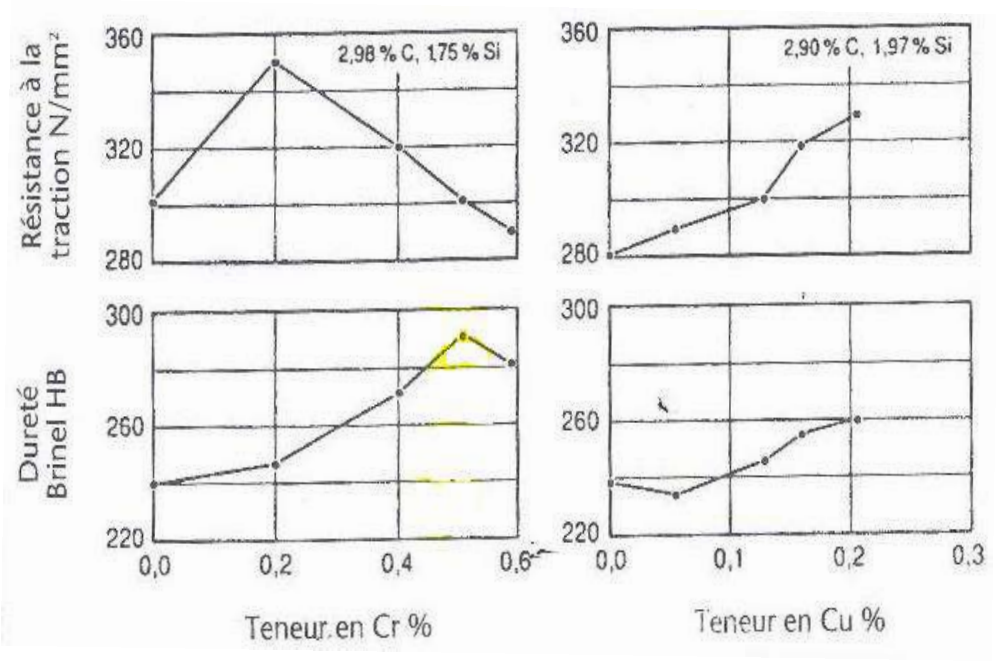


Figure 18. : Effets des éléments d'alliages sur la résistance à la traction (Rm). Addition simultanée de Cr/Cu = 7/3 : 0.7 %Cr + 0.3 %Cu, addition total 1%.

I. 7. 2. Carbone équivalent C E

Le carbone équivalent de la fonte ordinaire (fonte liquide) est la teneur totale en carbone que la fonte théorique devrait avoir, par conséquent, les conditions de refroidissement des deux fontes sont les mêmes et elles présentent la même structure lorsqu'elles sont refroidies.

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

Les fonderies utilisent souvent cette relation pour garantir les propriétés mécaniques des pièces moulées. Par conséquent, une mesure parfaite de la valeur d'équivalent carbone est cruciale.

La gamme fonte grise à faible résistance à la traction a une teneur en C et Si plus élevée et donc une valeur CE plus élevée, tandis que dans la gamme haute résistance on a affaire à une teneur en C et Si plus faible, c'est-à-dire une valeur EC plus faible.

En effet, à mesure que le CE augmente, la proportion de graphite augmente et la taille de chaque «pont matriciel» diminue en conséquence [12].

La figure 19 montre comment la diminution de CE augmente la résistance à la traction [3].

La figure 20 montre comment la diminution de CE améliore la dureté HB [16].

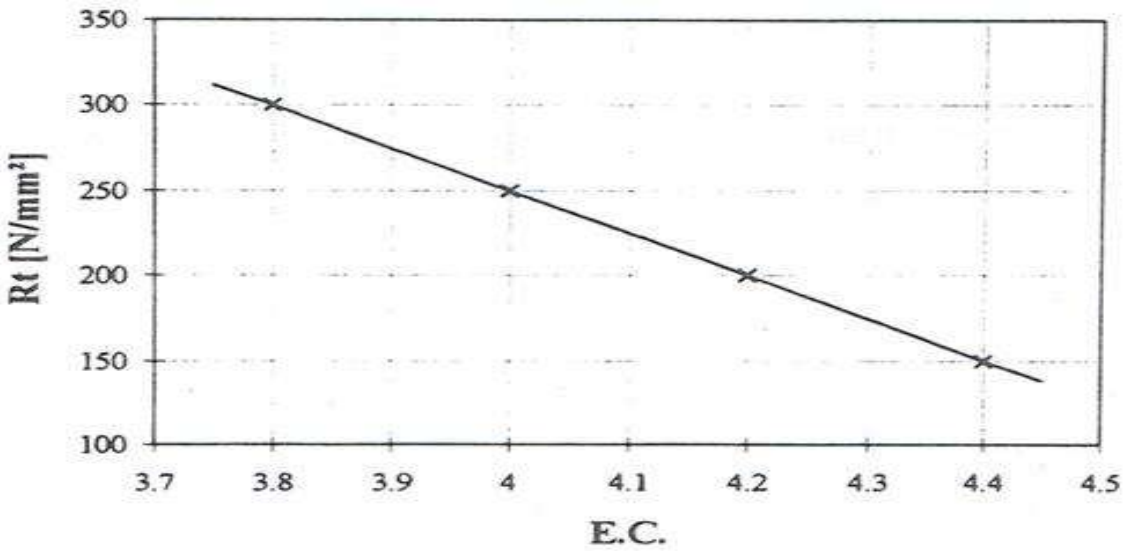


Figure 19. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires.

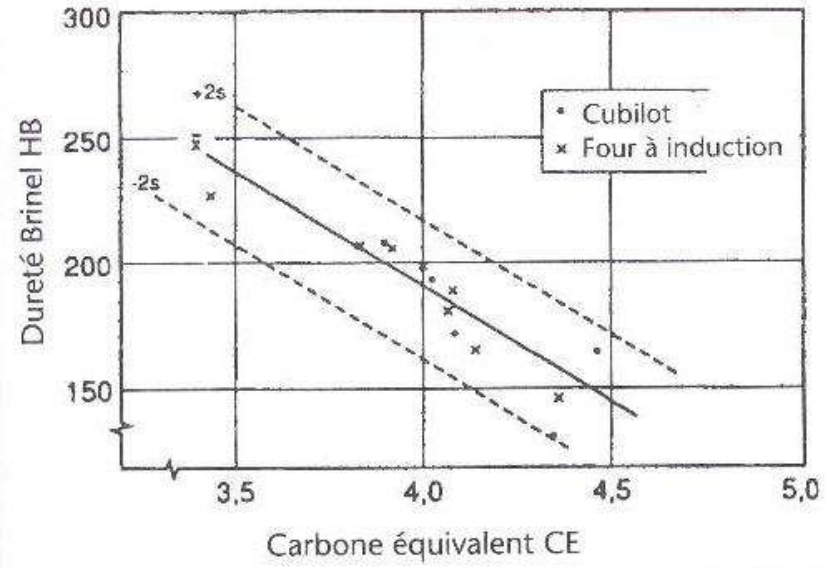


Figure 20. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise (valeurs moyennes dans 14 fonderies suédoises.

Une réduction excessive de CE réduit la fluidité et risque la solidification marbrée ou blanche de la fonte.

C'est la base de la spécification ASTM indiquant que la fonte grise à haute résistance est difficile à fabriquer [1].

Par conséquent, si une fonte grise à haute résistance est requise, réduisez le risque de CE ou ajoutez des éléments d'alliage à la fonte [12].

I. 7. 3. Indice de Saturation en Carbone S_C

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 :

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

Pour les deux états (stables et métastables) dont :

C_t : teneur du carbone de la fonte donnée.

$C_{E\,(E')}$: teneur du carbone au point E et E' du diagramme.

Métastable: **C_E = 2,14 – 0,3 (Si + P)** stable: **$C_{E'}$ = 2,11 – 0,15 Si – 0,3 P**

$C_{C\,(C')}$: teneur du carbone au point eutectique du diagramme.

Métastable: **C_C = 4,3 – 0,3 (Si + P)** stable: **$C_{C'}$ = 4,26 – 0,3 (Si + P)**

- hypo eutectique si son $S_C < 1$
- eutectique si son $S_C = 1$
- hyper eutectique si son $S_C > 1$.

I. 7. 4. Effet de la température de surchauffe et de temps de maintien

Au-dessus du liquidus, le métal peut atteindre des températures plus ou moins élevées (c'est ce qu'on appelle la surchauffe) et devenir plus ou moins long.

D'après E. Piwowarsky [8], la figure 21 montre que l'augmentation de cette température augmente la surfusion.

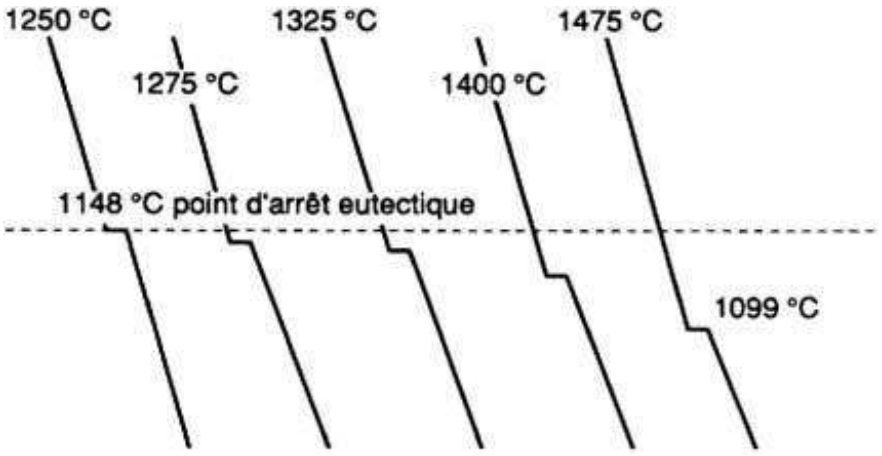


Figure 21. : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification

L'effet de la surchauffe sur la microstructure de la fonte grise peut se résumer ainsi : la surchauffe provoque d'abord un affinage du graphite, de grossier à moyen à fin ; en augmentant le degré de surchauffe, le graphite continue à s'amincir, mais il présente un type D généralement défavorable . En ajoutant davantage, la fonte devient marbrée puis blanchie.

La fonte liquide contient suffisamment de bactéries naturelles (SiO2) pour cristalliser le graphite sous la forme A. Ces bactéries sont en fait détruites lorsqu'elles sont surchauffées à des températures supérieures à la température d'équilibre de la réaction :

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

L'augmentation de la surchauffe et du temps de maintien favorise des changements dans la composition chimique de la fonte, ainsi qu'une augmentation de la quantité de carbone lié.

Comme la teneur en carbone est plus faible, la surchauffe est plus élevée et la tendance à former du graphite interdendritique est plus grande.

L'abaque de la figure 22 peut calculer la température de surchauffe requise d'un bain liquide en fonction de sa composition chimique.

Exemple (sélectionné) : Pour Si = 1,7 % et C = 3,2 %, la température d'équilibre est de 1 417 °C et la température de surchauffe minimale est de 1 467 °C

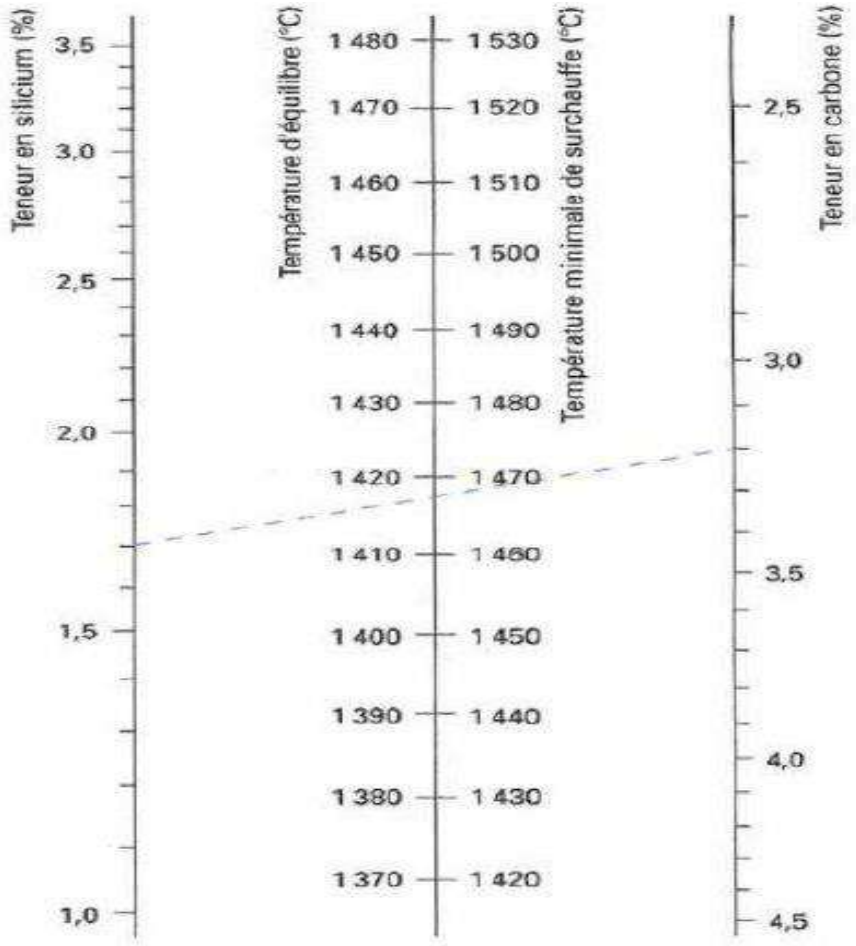


Figure 22. : Détermination de la surchauffe de la fonte.

I. 7. 5. Inoculation

L'inoculation de la fonte grise implique l'ajout tardif d'un petit produit (généralement quelques pour cent), appelé inoculant, au métal liquide lors du moulage en poche ou par injection, dans le but de le modifier pour améliorer une ou plusieurs propriétés de la fonte. façon de fer pour solidifier la forme.

D'un point de vue métallurgique, l'effet de l'inoculant s'explique par une augmentation du nombre de bactéries précipitées au graphite dans la fonte liquide.

Le sous-refroidissement est minimisé et la température de récupération est rapidement atteinte en libérant la chaleur de cristallisation (voir Figure 23).

Les paillettes de graphite ainsi obtenues sont de type A.

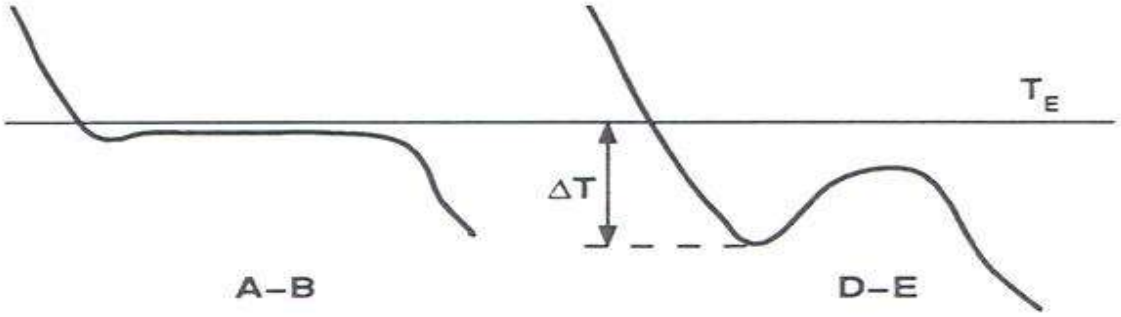


Figure 23. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite [3].

I. 7. 6. La vitesse de refroidissement.

La vitesse de refroidissement dépend de plusieurs facteurs :

- Qualité et épaisseur des pièces moulées.
- La capacité d'absorption de chaleur du moule (nature du moule)
- Température de coulée, densité, chaleur latente de solidification de l'alliage.

Le tracé de Laplanche de la figure 24 constitue désormais le meilleur tracé prédit pour la structure en fonte connu [17] :

- le diamètre ou l'épaisseur de la coulée ;
- Titres en C et Si.

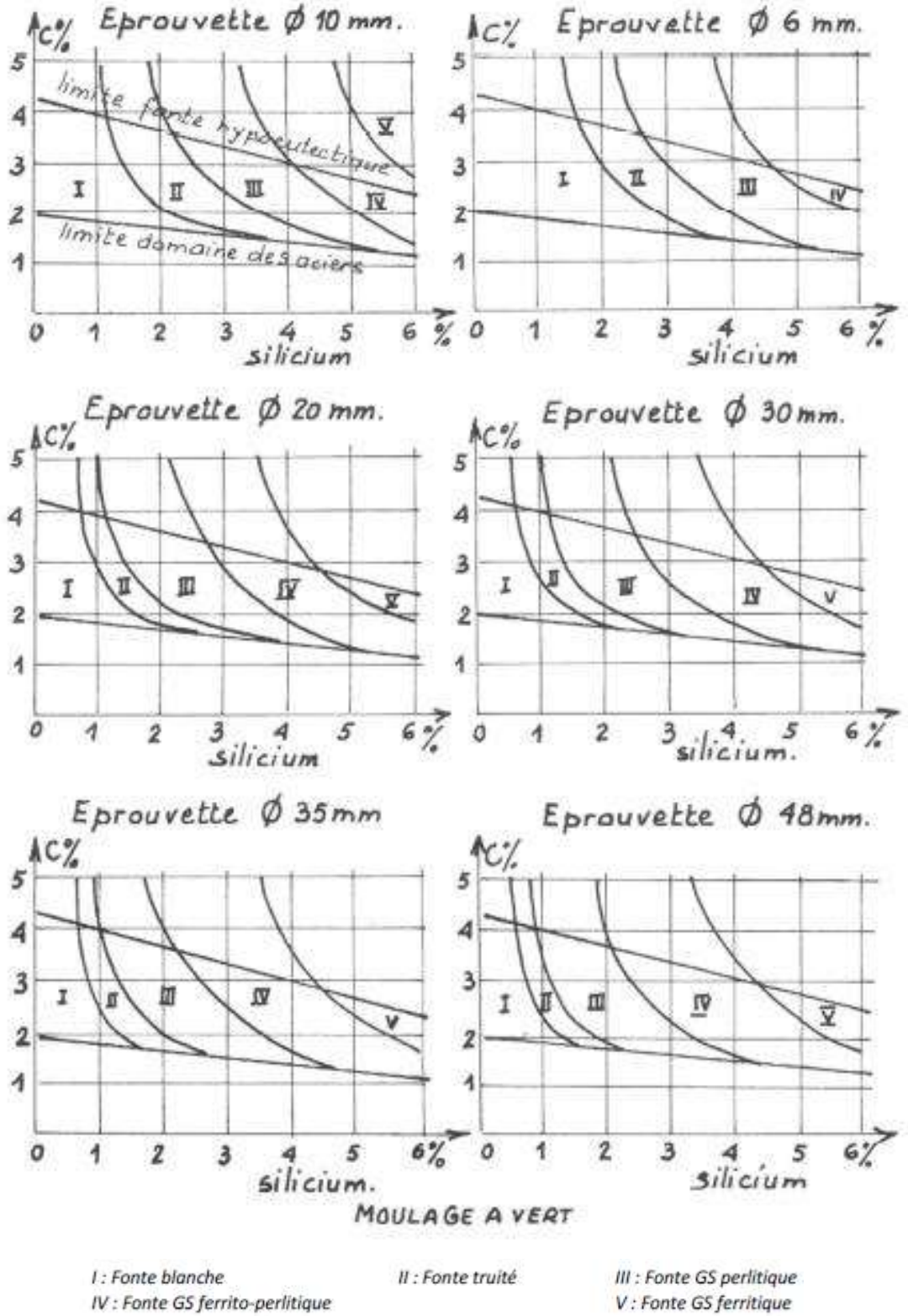


Figure 24. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche).

Chapitre II : Traitement Thermique des Fontes Grises

II.1. Traitements thermiques appliqués aux fontes GL

II. 1. 1. Généralités

L'utilisation de fonte alliée et non alliée peut être considérablement élargie par traitement thermique. En effet, entre autres, la structure peut être modifiée dans de larges limites afin de donner à chaque composant les caractéristiques optimales pour son application spécifique. Par exemple, les objectifs du traitement thermique peuvent être :

- forte absence de tension interne .
- bonne usinabilité .
- propriétés mécaniques élevées .
- bonne résilience dans le cas de la fonte ductile .
- haute résistance à l'usure.

Il existe essentiellement 04 types de traitement thermique :

1. Traitement de stabilisation : chauffage pour réduire la tension interne des pièces ;
2. Recuit doux : le chauffage réduit la dureté ou améliore la ténacité ;
3. Trempe et trempe: chauffage et maintien au-dessus de la température critique, puis refroidissement rapide à température ambiante pour augmenter la dureté et la résistance, puis trempe pour améliorer la résilience;
4. Trempe bainite : Trempe bainite après traitement d'austénitisation et maintien à cette température.

Les traitements thermiques sont généralement plus faciles à réaliser en présence d'éléments d'alliage, bien que la plage de température requise pour certains traitements thermiques soit plus élevée que pour les fontes non alliées [15].

II. 1. 2. Traitement thermique de type martensitique

Les propriétés mécaniques et la résistance à l'usure de la fonte peuvent être considérablement améliorées par la trempe et le revenu.

La trempe est possible car le fer existe sous deux formes cristallines dépendant de la température.

Au-dessus de la plage de température critique (fonte grise supérieure à 760°C), le fer est constitué de cristaux austénitiques et sa solubilité dans le carbone passe d'environ 0,8 % à 2 %. En dessous de la plage de température critique, le fer se transforme en cristaux de ferrite qui ne dissolvent pratiquement pas le carbone. La transformation de l'austénite en ferrite peut être évitée si la fonte est refroidie rapidement en l'immergeant dans de l'huile ou de l'eau. La majeure partie

de l'austénite est transformée en martensite (structure aciculaire trempée) ayant la même composition que l'austénite.

Afin d'obtenir une dureté maximale de la martensite après trempe, les paramètres suivants doivent être pris en compte [18] :

- La dureté inhérente de la martensite est liée à sa teneur en carbone : plus la teneur en carbone est élevée, plus la martensite est dure.
- Afin d'obtenir une dureté maximale, l'intervalle Ms – Mf doit être supérieur à la température ambiante car on veut éviter les traitements par le froid. L'emplacement de cet intervalle varie avec la composition de l'austénite à haute température, principalement en fonction de la teneur en carbone.
- La teneur en carbone de l'austénite dépend de la dissolution des carbures de la matrice.
- Par conséquent, le carbure doit être remis en solution, en fonction des facteurs suivants :
- Température d'austénitisation ou facteur principal.
- Le temps d'austénitisation affecte l'homogénéisation de l'austénite.
- États structuraux des phases et des formes.
- La vitesse de chauffage, qui affecte la transition de certains carbures vers un état stationnaire.
- Le graphique de la figure 25 montre les cycles thermiques correspondants.

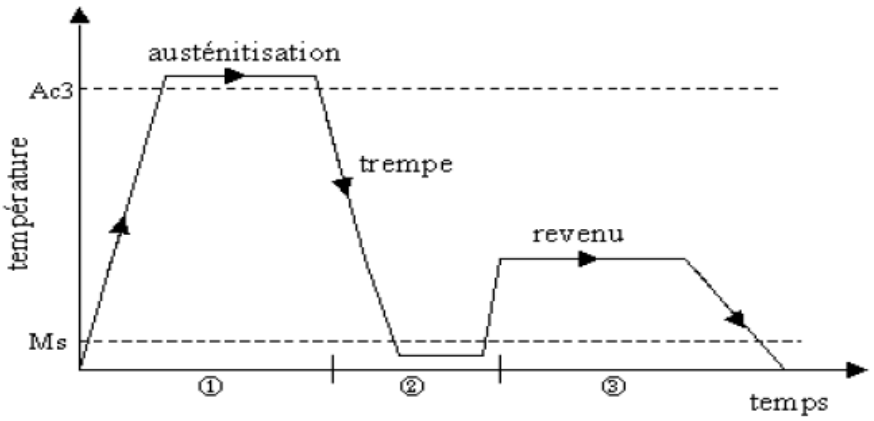


Figure 25. : Schéma du traitement thermique de trempe martensitique suivie d'un revenu.

II. 1. 3. Traitement de Normalisation

La normalisation consiste à refroidir la fonte à l'air à partir d'une température supérieure à sa plage de transformation (Ac1).

Un traitement de normalisation est appliqué aux pièces en fonte grise pour obtenir une dureté et une résistance mécanique supérieures à celles obtenues brutes de coulée.

La vitesse de refroidissement de la pièce est plus rapide que celle dans le moule, et la normalisation produit une fine matrice de perlite, qui a une bonne résistance à l'usure et une usinabilité raisonnable.

La microstructure eutectoïde refroidie par la température eutectoïde (PSK) est constituée de flocons ou flocons de deux phases alternées (α-Fe3C), qui se forment simultanément lors de la transformation.

L'augmentation de la vitesse de refroidissement par normalisation aide à réduire l'espacement entre les couches de perlite.

Les propriétés mécaniques résultantes sont largement contrôlées pour cela.

L'espacement intercouche (ES) de la perlite en fonction de la vitesse de refroidissement (VR) et de la composition chimique est donné par :

$ES = 229.8 - 20.3.\ Wt\%Cu - 97.7.\ Wt\%Cr - 51.4.\ VR.$

Le traitement de normalisation consiste à refroidir une fonte à l'air, à partir d'une température supérieure à son intervalle de transformation.

Le traitement de normalisation est appliqué aux pièces en fonte, pour obtenir une dureté et une résistance mécanique plus élevées que celle obtenues à l'état brut de coulée.

La vitesse de refroidissement de la pièce est plus rapide qu'à l'intérieur du moule, la normalisation produit une matrice perlitique fine, qui combine une bonne résistance à l'usure avec une usinabilité raisonnable et une excellente réponse à la trempe superficielle, par induction ou au chalumeau.

Toute fois, il faut que la vitesse de refroidissement soit assez élevée et que la trempabilité soit suffisante, pour une épaisseur de piece donnée. Le schéma de la figure 27 présente le cycle thermique correspondant.

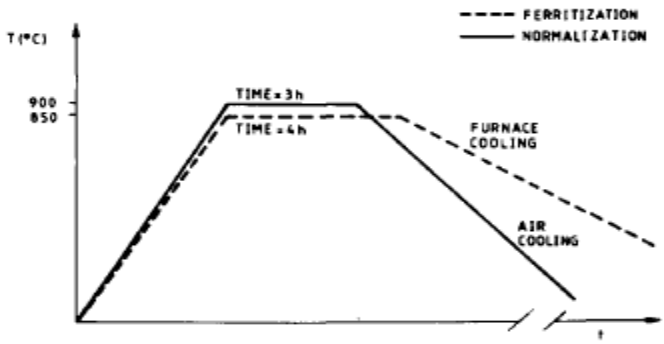


Figure 26. : Représentation schématique des traitements thermiques : de Fertilisation et de Normalisation.

II. 1. 3.1 Applications

Les pièces en fonte peuvent être standardisées de trois manières différentes. Les deux premiers font partie du traitement thermique proprement dit, tandis que le troisième fait partie intégrante du processus de coulée :

- La normalisation s'effectue comme un traitement thermique séparé dont le but est d'augmenter la dureté des pièces refroidies dans le moule en sable et qui sont trop faibles ;
- La normalisation est réalisée après traitement thermique à haute température et vise à éliminer les excès de carbures (cémentite libre) par refroidissement à l'air, aboutissant à une microstructure perlitique ;
- La normalisation se fait en secouant la pièce avant que la température de la pièce n'atteigne la plage de transformation.

Comparée au refroidissement dans un moule, cette méthode d'usinage est plus difficile, mais les pièces complexes peuvent nécessiter une détente ultérieure.

II. 1. 3. 2. Chauffage et durée de l'austénitisation des fontes

Le chauffage à la température de trempe doit se faire lentement, surtout pour les grandes pièces et les fortes variations d'épaisseur, afin d'assurer une montée en température homogène [15].

Par conséquent, tout au long du processus de chauffage, il existe un gradient de température entre la surface et le cœur de la pièce, qui devient d'autant plus important que la vitesse de chauffage est plus rapide et que la section de la pièce est plus grande. Ce gradient crée une hétérogénéité de dilatation. Ces jeux de dilatation, lorsqu'ils sont présents, peuvent entraîner des fissures, en particulier dans les pièces aux formes complexes. La vitesse de chauffage recommandée est de 10 à 25°C/h.

Le temps de maintien à la température de trempe doit être suffisant pour une austénitisation complète (saturation en carbone) ; généralement une heure de coulée suffit, une heure pour chaque surépaisseur de 25 mm.

II. 1. 3. 3. Vitesse de refroidissement

Le refroidissement accéléré doit être suffisamment rapide pour ne pas favoriser la formation de ferrite, mais en revanche pas assez rapide pour former une structure trempée [15].

Le changement de température pendant la normalisation est illustré à la Figure 26.

La vitesse de refroidissement après austénitisation est déterminée par la chaleur absorbée par la pièce ; pour obtenir la structure perlitique, les pièces lourdes et épaisses doivent être refroidies à l'air agité la plupart du temps.

Comme le montre la figure ci-dessous, les vitesses de refroidissement nécessaires ne peuvent souvent être atteintes qu'en ajoutant des éléments d'alliage tels que le cuivre, le nickel et le molybdène, et pour les pièces minces, l'air est généralement suffisant.

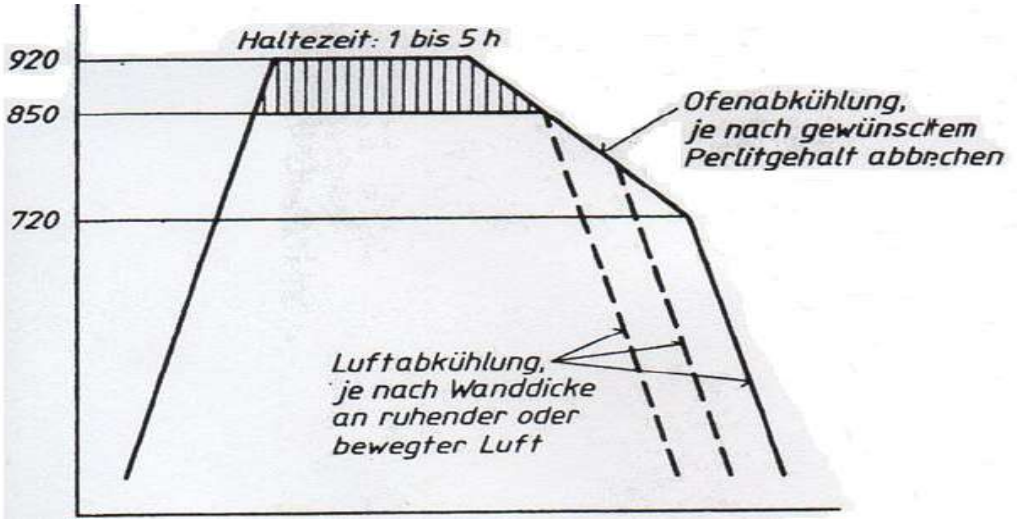


Figure 27. : Représentation schématique du recuit de perlitisation d'une fonte.

Ofenbkuhlung : refroidissement dans le four, à interrompre suivant la teneur en perlite désirée.
Luftabkuhlung : refroidissement à l'air calme ou agité suivant l'épaisseur.

II. 1. 3. 4. Influence des éléments d'alliages

A l'état normalisé, les fontes alliées présentent des propriétés mécaniques élevées car pour la plupart d'entre elles, le refroidissement à l'air ou la trempe à l'air qu'elles subissent lors de la normalisation se traduit par un très fort effet de trempe.

Le tableau 2 montre l'effet de la teneur en éléments d'alliage sur la résistance à la traction et la dureté de plusieurs fontes grises alliées, à la fois brutes de coulée et après normalisation à 900°C.

Henrik et al ont étudié l'effet de la vitesse de refroidissement de l'alliage sur la formation de la matrice dans la fonte grise perlitique. Ils ont conclu que le Cr avait un plus grand effet sur la réduction de l'espacement entre les couches de perlite que le Cu.

La distance intercouche est rapportée comme étant constante pour des vitesses de refroidissement supérieures à 0,75°C/s. Il est également important de noter que la relation entre la vitesse de refroidissement eutectoïde et l'espacement intercouche n'est pas linéaire.

En plus de la vitesse de refroidissement de l'eutectoïde, l'épaisseur de la coulée affecte également l'espacement interlamellaire.

Comme la formation de la perlite dépend de la diffusion des atomes de carbone, les alliages plus épais offrent des temps de diffusion plus longs et donc des distances plus longues pour les atomes de carbone.

Par conséquent, les alliages plus épais ont des distances intercouches plus grandes, comme le montre la figure 28.

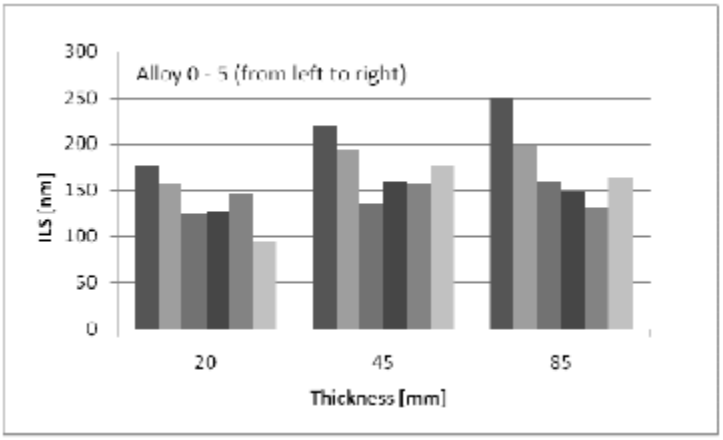


Figure 28. : Espacement inter lamellaire et épaisseur de coulée.

II. 1. 3. 5. Revenu

Étant donné que la fonte alliée subit un durcissement important lors de la normalisation, elle est souvent trempée, ce qui est conçu pour réduire la dureté et soulager les contraintes résiduelles dues aux variations des taux de refroidissement de l'air dans différentes parties de la même pièce. Le revenu après normalisation est généralement effectué à des températures comprises entre 500°C et 650°C pendant 1 heure par épaisseur de 25 mm. Ce traitement entraîne une réduction significative de la dureté Brinell. L'ampleur de cette réduction dépend de la teneur en éléments d'alliage, ainsi que de la température et du temps de revenu. Les pièces en fonte alliée à matrice perlitique obtenues par normalisation nécessitent la température de revenu appliquée à la matrice martensitique obtenue par trempe pour une même dureté finale.

Chapitre III : Méthodes Expérimentales

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

La fonte est produite dans un four à induction à basse fréquence d'une capacité de 06 tonnes.

Le coût comprend les matières premières : tambours de frein retournés sous forme de pièces moulées, fonte neuve, ferraille, ferroalliages et cuivre pur.

Après fusion, le métal est chauffé à 1500°C et transféré dans une poche préchauffée par des brûleurs à gaz.

Des éléments d'alliage sont ajoutés à la fonte de base sous forme d'alliages ferreux ou à l'état pur à grains plus fins (cas du cuivre) pour faciliter leur dissolution dans la fonte liquide.

Ajouter 0,5 à 1,5 % de ferrochrome dans la poche.

Le tableau.2 : montre le type et la composition des ferroalliages utilisés.

Tableau 2. : Type et composition des ferro-alliages utilisés (en %).

Ferro-alliages	Composition (%)
Ferro-manganèse	72 Mn, reste Fe
Ferro-chrome- carburé	70 Cr, 6 C, reste Fe
Ferro-silicium	75 Si, reste Fe
Cuivre (pur)	99 Cu

L'ensemencement a été réalisé dans des poches avec des formes fines (2-10 mm) de ferrosilicium à 0,2 % (75 % Si, 1,4 % Al, 0,7 % Ca).

Tous les éléments ont été analysés à l'aide d'un spectromètre d'émission PV8050 de marque PHILIPS (Figure 29), mais nous avons analysé le carbone à l'aide d'un analyseur carbone/soufre ELEMENTRAC CS-i (Figure 30).

Pour chaque fusion, 02 éprouvettes ont été coulées dans une enceinte pour analyse chimique, l'une en début et l'autre en fin de coulée.

Les compositions obtenues sont données dans le tableau 3.

Tableau 3. : Composition chimique des alliages étudiés en (% massique).

Fontes	F B	A1	A2	A3	A4
C	3.52	3.26	3.24	3.34	3.32
Si	2.06	2.31	1.98	2.01	2.20
Mn	0.41	0.73	0.60	0.57	0.62
P	0.22	0.11	0.06	0.079	0.091
S	0.082	0.04	0.03	0.021	0.023
Cr	0.25	1.01	0.46	0.68	0.37
Cu	0.25	1.23	0.97	1.09	1.21
Ni	-	0.083	0.062	0.074	0.278
Mo	-	0.028	0.013	0.014	0.12

Les compositions de base indiquées dans le tableau 3 correspondent à des alliages de grade 25 selon la norme ASTM A-48.

On observe dans le tableau 3 que l'élimination des éléments coûteux (Ni, Mo, V) d'une part et l'introduction de faibles pourcentages d'éléments moins chers et disponibles (Mn, Cr, Cu) d'autre part visent à améliorer les caractéristiques de fonctionnement et normes économiques.



Figure 29. : Spectromètre d'analyse chimique.



Figure 30. : Analyseur de carbone / soufre.

Des échantillons de fonte de différentes compositions chimiques ont été coulés dans des moules en sable vert sous forme de tiges cylindriques de 70 mm de diamètre et de 500 mm de longueur (Figure 31).

L'objectif était d'étudier l'effet de ces éléments d'alliage sur la formation des microstructures et les propriétés mécaniques et d'usure de ces fontes.

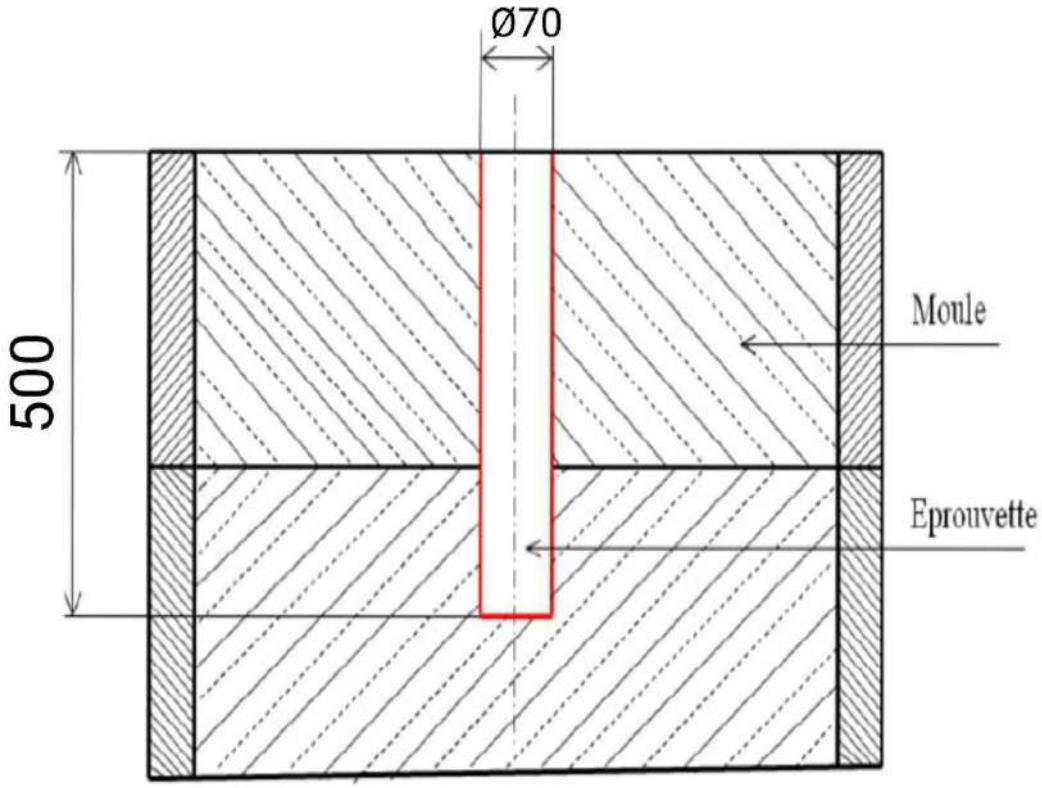


Figure 31. : Méthode de coulée des éprouvettes.

Des éprouvettes cylindriques d'un diamètre de 35 mm et d'une hauteur de 25 mm sont usinées à partir de barres coulées pour la mesure de la dureté, les essais d'usure et l'examen métallographique.

III. 2. Traitements Thermiques

La trempe est un processus de trempe qui consiste à chauffer la fonte au-dessus de sa température de transformation puis à la refroidir rapidement par trempe dans un bain liquide ou un fluide gazeux. Il est utilisé pour durcir des pièces mécaniques lorsque leur fonction nécessite une dureté accrue pour résister à l'usure.

Les échantillons usés ont été traités thermiquement dans un four à moufle Héraeus modèle KS 120 (Figure 31) équipé d'une série de 24 résistances en dioxyde de silicium (carbure de silicium). L'appareil permet de chauffer jusqu'à une température de 1200°C.

Une fois l'échantillon installé dans le four, la température doit être maintenue suffisamment longtemps pour répartir la chaleur dans toute la pièce.

Par conséquent, le temps de chauffage requis varie en fonction de la taille de l'échantillon à tremper.

Les cycles thermiques suivants ont été appliqués à ces éprouvettes en fonte :

- Maintien de 1h à 900°C, suivie d'une trempe à l'air soufflé.
- Revenu pendant 1h à 400°C.



Figure 32. : Four de traitements thermiques.

II. 3. Métallographie Optique

L'examen métallographique a pour but de mettre en évidence la structure métallographique.

Les échantillons utilisés pour l'observation ont été successivement polis sous l'eau par meulage mécanique sur du papier de verre de granulométrie réduite, suivi d'un polissage fin avec une suspension d'alumine sur une toile fine.

Différentes structures sont révélées par une attaque chimique à 4% de Nital pendant 5 à 10 secondes.

Ces échantillons sont utilisés pour différentes caractérisations (métallographie optique, MEB, DRX, dureté).

Des observations microscopiques de chaque échantillon avant et après traitement thermique ont été réalisées au grossissement X100 à l'aide d'un microscope optique de type ZEISS AXIOVER T40 MAT équipé d'une caméra numérique (Figure 33).





Figure 33. : Microscope optique. **Figure 34. :** Polissage des pièces.

Différentes compositions du tissu avant et après épreuve à l'état brut de coulée ont été évaluées à l'aide d'un analyseur d'images « logiciel image j » et d'une méthode de mesure par comparaison d'images (norme TGL 2354).

Au moins cinq régions distinctes par échantillon ont été sélectionnées pour l'estimation des composantes quantitatives.

III. 4. Essais Mécaniques

La dureté d'un matériau est sa propriété qui lui permet de conserver intacte sa surface sous charge.

Les essais de dureté permettent de caractériser la résistance à la déformation plastique des matériaux non cassants à l'aide d'un test simple et rapide.

La dureté est définie comme la résistance d'un échantillon à la pénétration d'un objet plus dur.

Le test de dureté ne fournit qu'une valeur H, par contre, le test est très simple, aucune machine onéreuse n'est utilisée et aucun usinage de l'éprouvette n'est nécessaire, une surface de quelques millimètres carrés étant suffisante.

Le but des essais de dureté est de déterminer la dureté superficielle des métaux.

Il s'agit d'enfoncer un pénétrateur de forme et de taille variables selon le type d'essai dans le métal à tester.

La charge est constante et la surface ou la profondeur de l'empreinte laissée dans le matériau est mesurée

Deux méthodes de mesure de dureté ont été utilisées : la dureté HRB (Rockwell hardness ball) des échantillons avant traitement thermique et la dureté HRC (Rockwell hardness cone) des échantillons après traitement thermique (Figure 35).

Les valeurs de dureté HRC sont transférées à HRB selon une table de conversion pour comparer de manière appropriée les résultats dans les conditions brutes de coulée et brutes de traitement.

La dureté Brinell des échantillons avant traitement thermique (charge de 750 kg, bille de 5 mm de diamètre) est également indiquée dans le tableau 4, et les échantillons après traitement thermique sont indiqués dans la figure 34.

$$HB = \frac{p}{s} = \frac{2P}{\pi D\left(D-\sqrt{D^2-d^2}\right)}$$

HB : dureté brinell ;
P : charge d'essai (N) ;
D : diamètre de la bille (mm) ;
d : diamètre de l'empreinte (mm).



Figure 35. : D'uromètre utilisée pour l'essai de dureté HB.

L'essai de traction est l'un des essais mécaniques les plus courants. Et le plus facile d'identifier les résultats. Il est considéré comme le test le plus important utilisé par les ingénieurs pour contrôler la qualité des matériaux et les résultats peuvent donner une image claire du niveau de production. Elle consiste à placer un échantillon standardisé du matériau à étudier (Figure 36) entre les mâchoires d'un tracteur qui tire le matériau jusqu'à ce qu'il se casse.

La force (F) et l'allongement (L-Lo) sont enregistrés, qui peuvent être convertis en contrainte-déformation.

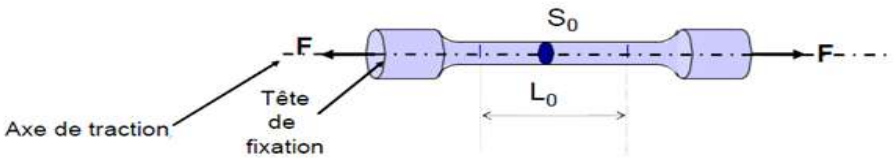


Figure 36. : Principe de l'essai de traction.

Il est utilisé pour déterminer les propriétés mécaniques clés qui sont importantes dans la conception, telles que le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance ultime, l'allongement à la rupture et le facteur de striction.

Pour déterminer la résistance à la traction du matériau étudié, des échantillons ont été découpés dans des barres coulées et fabriqués par tournage et fraisage à l'usine SFMO MOUSSAOUI (Figure. 37).

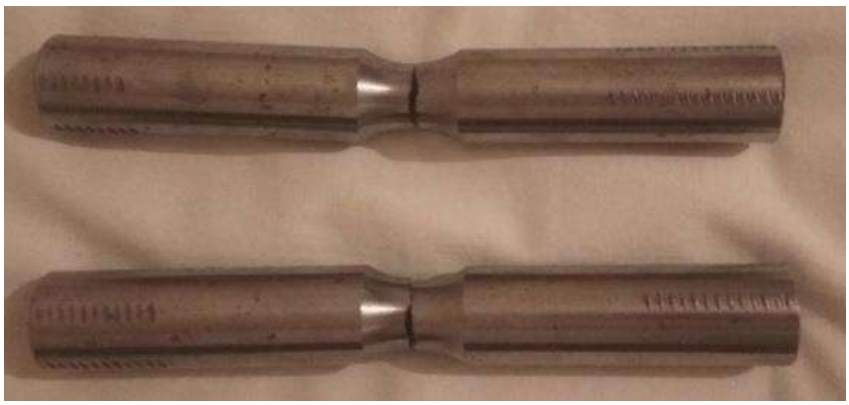


Figure 37. : Eprouvette de traction utilisée.

La résistance à la traction est déterminée à l'aide d'une machine de traction (figure 38) au niveau de l'unité fonderie de Berrouaghia



Figure 38. : Machine utilisée pour les essais de traction.

L'essai consiste à soumettre une éprouvette à un effort de traction, et cela généralement jusqu'à rupture en vue de déterminer une ou plusieurs caractéristiques mécaniques. Il est défini dans la norme NF EN 10002.

On impose en général une déformation croissante à une éprouvette sur laquelle on a tracé deux repères initialement distants de L0, et on mesure simultanément l'effort F et l'allongement :$\Delta L = L - L_0$

Chapitre IV: Résultats et discussions

IV .1.Analyse Chimique :

Les compositions obtenues sont données dans le tableau 3.

La composition de base correspond à un alliage de classe 20.

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.

Il ressort du tableau 4 que tous les alliages étudiés sont des fontes grises hypoeutectiques.

La teneur en carbone varie de 3.51 à 3.53%, et le CE varie de 3.92 à 4.08.

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. Les additions d'alliages communs dans les fontes hypoeutectiques étaient Si (1.98 à 2.31%), Cu (0.25 à 050%), Cr (0.25à 0.65%).

La composition de base de tous les bains était la suivante : % Mn = 0.41, % P = 0.22 % S = 0.082.

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 se trouvant dans la perlite, et pour former des carbures durs.

Avec un CE bas, toute tendance à la trempe lédéburitique est pratiquement évitée par inoculation à l'aide de FeSi normal à 0.2%.

Une valeur Sc plus proche de la valeur eutectique (Sc = 1) permettra à l'état liquide de persister à une température relativement basse et la solidification se déroule sur un petit intervalle de température.

Cela favoriserait des propriétés uniformes de métal coulé. 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 [2].

On sait que la dureté diminue lorsque la teneur en silicium augmente.

Le silicium est un élément énergétiquement graphitisant, le volume des paille+)ttes de graphite mou augmente avec l'augmentation du pourcentage de silicium.

Pour cette raison, nous avons choisi le silicium dans une gamme étroite de 1,9 à 2,3.

Des quantités non négligeables de Mo et de Ni sont détectés dans l'alliage 4.

Ces deux éléments sont probablement présents dans le tambour de frein utilisé et dans la ferraille d'aciers).

Le molybdène est largement utilisé pour améliorer les propriétés de la fonte grise à température élevée.

L'alliage 4 contient une certaine quantité de Ni (0.27%) et du Mo (0.12%), ce qui pourrait avoir une influence sur les caractéristiques mécaniques.

L'ajout de cuivre à une concentration

d'environ 1 % a entraîné la disparition des précipités de cémentite dans les pièces moulées, a augmenté la microdureté de la perlite et a amélioré la trempabilité.

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

Tableau 4. : Composition chimique, microstructures et propriétés mécaniques des alliages étudiées à l'état brut de coulée.

Caractéristiques	Base	Alliage 1.	Alliage 2.	Alliage 3.	Alliage 4.
Composition Chimique (%)					
C	3.52	3.26	3.24	3.34	3.32
Si	1.90	2.31	1.98	2.01	2.20
Mn	0.41	0.73	0.60	0.57	0.62
P	0.22	0.11	0.06	0.079	0.091
S	0.082	0.04	0.03	0.021	0.023
Cr	0.25	1.01	0.46	0.68	0.37
Cu	0.25	1.23	0.97	1.09	1.21
Ni	-	0.083	0.062	0.074	0.278
Mo	-	0.028	0.013	0.014	0.12
Carbone équivalent	3.53	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	A and D	A and D	A and D	A
Longueur moyenne du graphite (µm)	A = 125 à 250	A = 25 à 40 D = 10 à 25	A = 50 à 125 D = 10 à 25	A = 60 à 100 D = 25 à 50	A = 56 à 168
Fraction de Graphite (%)	13.585	4.612	4.121	4.602	4.570
Hyper/hypo/eutectic	Hypo	Hypo	Hypo	Hypo	Hypo
Carbure (%)	0.1	0.859	0.648	0.598	0.73
Perlite (%)	94.955	94.529	95.231	94.8	94.7
Dureté HB	210±7	206±4	229±3	210±7	207±2
Resistance à la traction en Mpa	155±9	277±13	261±11	277±9	292.9±11

Saturation index: $S_C = C_t - C_{E'} / C_{C'} - C_E$.

IV .2. Microstructures et Traitements Thermiques :

Les matrices obtenues à l'état brut de coulée pour tous les alliages de cette étude sont entièrement parlitique à 1.3 à1.6 µm.

L'effet du Cuivre sur la stabilisation de la matrice parlitique est confirmé, Cette microstructure est représentée dans le tableau 4. Cela favorise une austénitisation plus aisée lors de la trempe.

L'ajout de silicium est connu pour permettre la formation du graphite plus facilement, notamment sa formation à partir du liquide.

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 paillettes de graphite de type A sont répartis de manière aléatoire et orientés dans toute la matrice.

Ce type de graphite se retrouve dans les fontes qui se solidifient avec un minimum de surfusion.

Le type A est le graphite souhaité pour optimiser les propriétés mécaniques, Le graphite lamellaire fin de type D est également rencontré pour ce type de fonte à composition hypoeutectique, résultant de la solidification à une température bien inférieure à la température eutectique, où la vitesse de croissance et ramification des paillettes de graphite est très rapide [1].
Les facteurs qui influencent la germination et la croissance des paillettes de graphite sont :
la température de coulée, l'inoculation, la taille des sections et les éléments d'alliage.

Dans ce travail, ces trois paramètres sont maintenus constants.

Une équation a été proposée qui donne la longueur moyenne du graphite en fonction de son diamètre (mm) :

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

Cette équation montre que Cu a augmenté la longueur du graphite dans la fonte grise, tandis que Cr a l'effet inverse.

Le tableau 4 montre que l'alliage de base (alliage non allié) a la plus grande longueur de lamelles de graphite. Pour les alliages (1, 2, 3, 4), l'alliage 4 avec la teneur en Cu la plus élevée (1,21%) a la plus longueur lamelle de graphite.

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 4.

Ce qui conduit normalement à l'amélioration de la résistance à l'usure.

Les alliages 2 et 3 où les teneurs en Cu et Cr sont équilibrées ont approximativement la même longueur en lamelles de graphite.

Bien que la fonte de base ayant le CE le plus bas à 3,90%, elle contient la plus forte proportion de graphite (13,585%) par rapport aux autres fontes alliées, puisque Cr et Mo en tant qu'éléments antigraphitisants consomment une partie du carbone sous forme de carbures.

On déduit aisément que l'ajout d'éléments d'alliage a conduit à une augmentation de la proportion de perlite au détriment du graphite.

Sur la base de ce qui vient d'être dit, on s'attendrait à une augmentation de la résistance et de la dureté des alliages (1, 2, 3,4).

Toutes les fontes alliées avaient une fraction de graphite inférieure à 5 % par rapport à la fonte à l'état brut fonderie.

La plus élevée fraction du graphite de 4,612% est observée pour l'alliage 1.

Elle est essentiellement due à la teneur élevée des deux éléments potentiellement graphitisants (Si et Cu).

La plus faible proportion du graphite de 4,121% avec CE = 3,92 est observée pour l'alliage 2, dans lequel la perlitisation de la matrice est favorisée au détriment de celle du 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 [1].

Sa contribution à la stabilisation de carbure est importante.

Un ajout de Cr rend les paillettes de graphite plus courtes et plus fines et
il est plus facile d'obtenir un matériau homogène comme s'est montré dans le tableau 5.

Des carbures durs qui apparaissent en phases blanches brillantes dans la microstructure de la fonte alliée au chrome sont quantifiés comme indiqué dans le tableau 5.

Leur quantité est considérée comme élevée (0,568 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.

Les pièces moulées en fonte grise qui nécessitent une résistance élevée sont soumises à un traitement de normalisation avec un revenu ultérieur.

La normalisation produit une matrice de perlite fine, qui combine une bonne résistance avec une usinabilité raisonnable .

Lorsque ces alliages ont été soumis à un traitement thermique de normalisation, ces fontes ont montré une microstructure composée d'une matrice de perlite et de graphite en lamelles non dissout, puisque la dissolution de ce dernier dans l'austénite est négligeable, seuls la parlite et les carbures ont tendance à se dissoudre.

La parlite de la fonte peut être changé en austénite lors du chauffage et, lors d'un refroidissement rapide (trempe), se transforme en martensite, bainite ou perlite, selon la taille de la section, avec austénite résiduelle et paillettes de graphite non dissoutes.

La fonte grise perlitique réagit bien mieux au durcissement que les fontes grises recuites ou ferritiques pour pourcentage 1 à 10 en plus l'espacement entre les lamelles 1.3 à 1.6 µm, car le carbone est déjà dispersé dans la matrice sous forme de perlite, prêt à être mis en solution lorsque la transformation α à γ se produit pour obtenir une austénite saturée en peu de temps.

Pour les fontes à teneur moyenne et élevée en éléments d'alliage, la trempe à l'air pulsé est souvent la méthode de refroidissement la plus souhaitable.

Dans cette étude, l'air a été préféré comme réfrigérant en raison de la simplicité de manipulation, la disponibilité, des coûts et de la sécurité, sans crainte de fissuration des composants.

La disposition des tuyaux de refroidissement et l'utilisation de divers matériaux pour les refroidissements permettent une grande flexibilité pour la réalisation technique du système de refroidissement.

Les microstructures des éprouvettes normalisées sont illustrées à la figure 39.

La microstructure est constituée de paillettes de graphite de type A dispersées dans une matrice perlitique raffinée.

Aucune différence significative dans la microstructure n'a été observée entre l'état brut de coulée et ceux trempés.

La quantité de carbone et d'éléments d'alliage dissous dans l'austénite lors de l'austénitisation a un effet décisif sur la dureté finale.

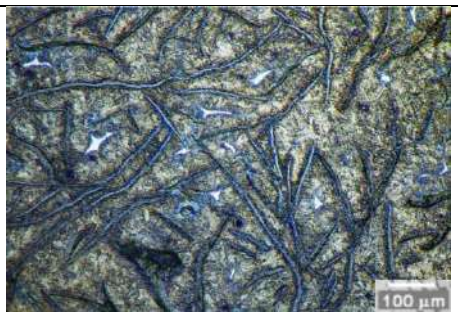
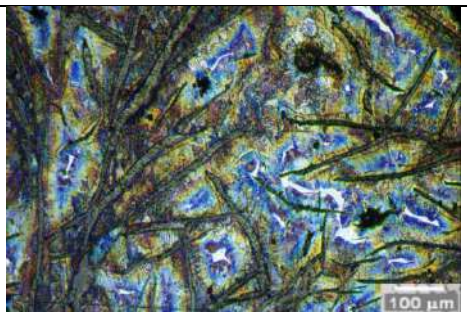
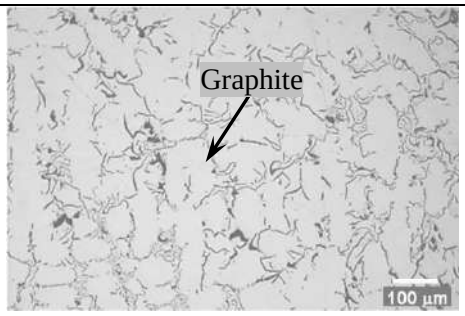
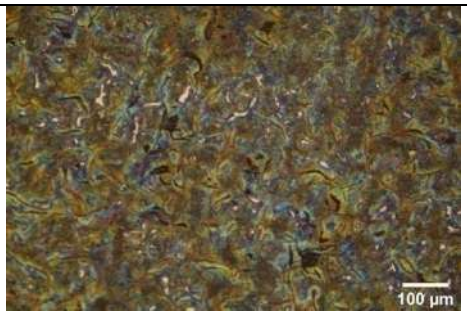
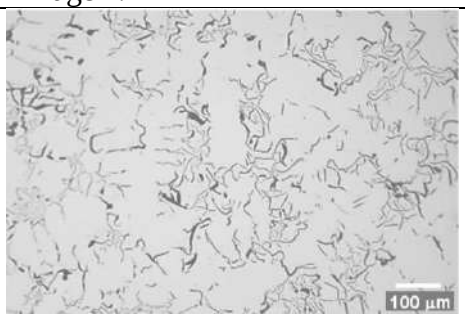
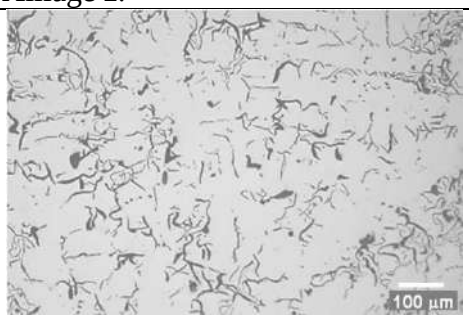
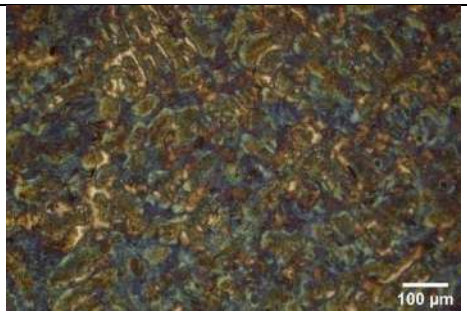
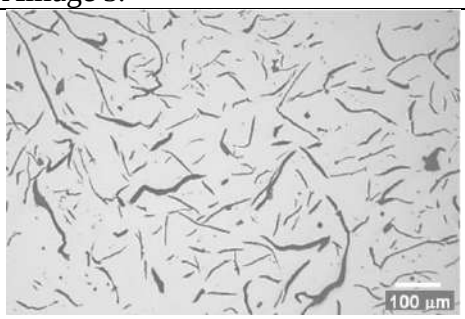
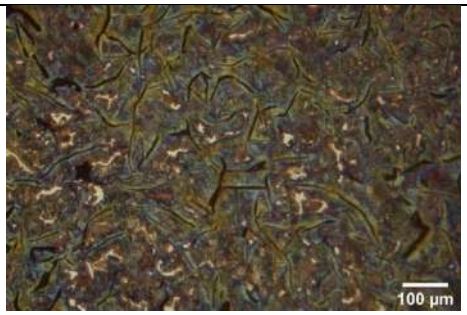
La connaissance précise de la température critique (appelée de façon abrégée Ac_1) est importante.

Pour une fonte non alliée, on calcule de façon approchée par la formule suivante :

$$Ac_1 = 730 + 28.Si\ \% - 25.\ Mn\%, \text{ en } °C.$$

Des additions comme le chrome élèvent la température de transformation. Pour cela la température d'austénitisation a été choisie à 900°C.

Tableau 5. : Microstructures des alliages étudiées à l'état brut de fonderie.

 Base	
 Alliage 1.	
 Alliage 2.	
 Alliage 3.	
 Alliage 4.	
Microstructure non attaqué.	Microstructure attaqué.

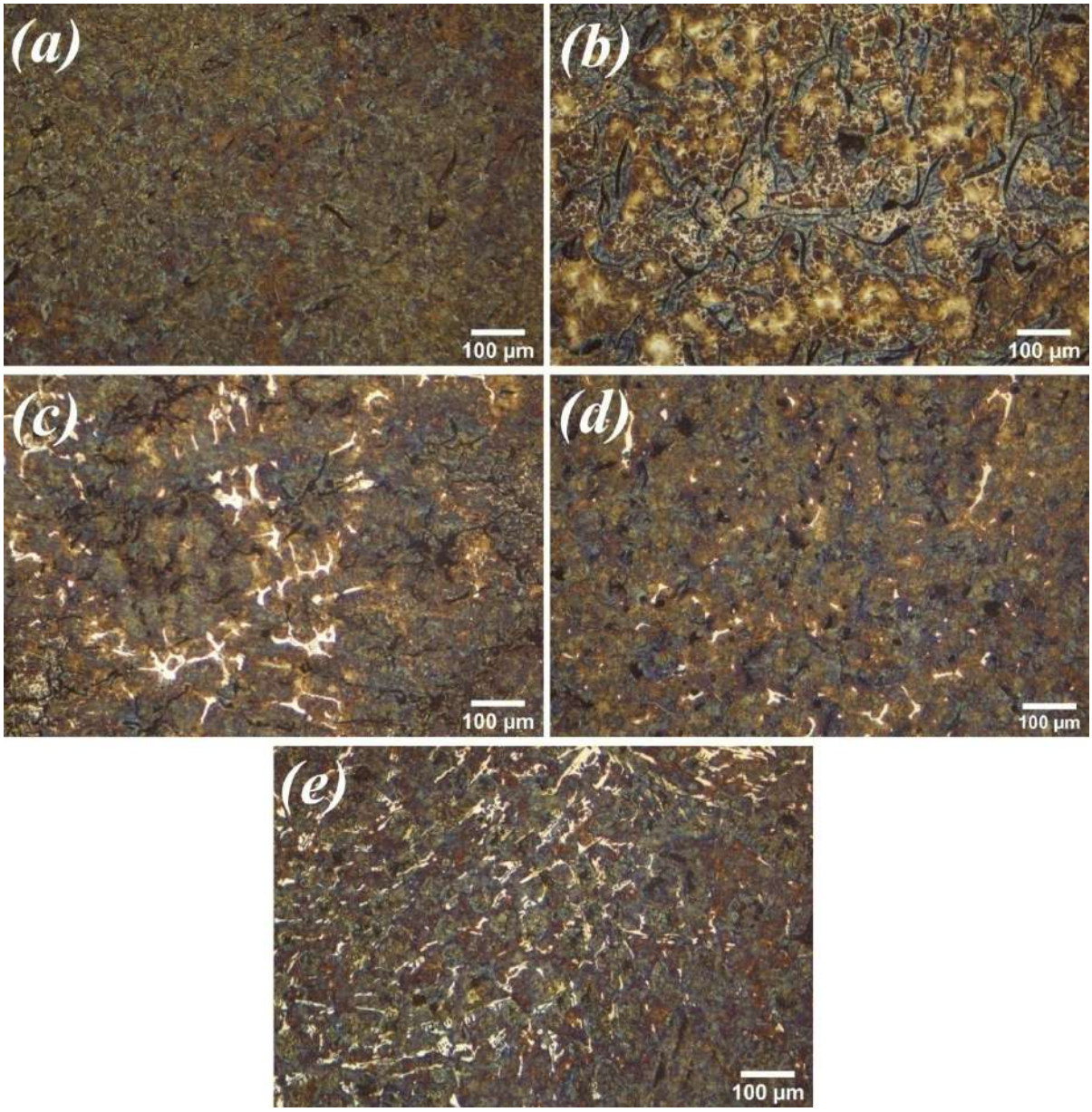


Figure 39. : Micrographie typique d'une fonte trempée (a) : Base, (b) : Alliage 1, (c) : Alliage 2, (d) : Alliage 3, (e) : Alliage 4.

IV .3. Resistance à la Traction

Pour la résistance à la traction, on a commencé par déterminer l'influence du carbone sur la résistance à la traction.

Pour tenir compte de différentes teneur en Si, on a représenté sur la figure 40 la résistance à la traction en fonction du carbone équivalent avec CE = % C + 0.33%Si + 0.33%P.

On voit que la résistance à la traction diminue de 25N/mm^2 lorsque la valeur du CE augmente de 0.1.

La résistance à la traction des différents alliages étudiés à l'état brut de coulée est donnée dans le tableau 4.

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 Tableau 4).

La résistance à la traction de la fonte de base est 146 MPa, puisque la teneur en graphite lamellaire qui génère des discontinuités dans la matrice est la plus élevée dans l'alliage 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. La teneur élevée en éléments cuivre, molybdène et nickel dans l'alliage 4 favorise une perlite plus fine, augmentant ainsi la résistance à la traction.

Le nickel contribue également au durcissement par solution solide de la ferrite dans la perlite.

La résistance à la traction des différents alliages trempés est donnée sur la figure 3.

A l'état normalisé, les fontes alliées ont des caractéristiques mécaniques élevées, puisque, pour la plupart d'entre elles, la trempe à l'air provoque un effet durcissant très fort. Lors de la transformation eutectoïde, la résistance à la traction est principalement affectée par la vitesse de refroidissement et la composition chimique.

A vitesse de refroidissement fixe, la résistance à la traction est donc contrôlée par la composition chimique.

En comparant la résistance à la traction pour les alliages (1, 2, 3), on peut voir que lorsque la somme des teneurs en alliages de cuivre et de chrome augmente, la résistance augmente.

L'augmentation de la résistance prouve que la matrice perlitique est plus fine, les dislocations ont du mal 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, et du Ni l'alliage 4 a la résistance la plus élevée.

Une augmentation de la résistance de la fonte grise alliée est attribuée à l'affinage du graphite .

IV .4. Dureté

La dureté des différents alliages étudiés à l'état brut de coulée est donnée dans le tableau 4.

Toutes les fontes alliées ont montré une dureté plus élevée par rapport à la fonte de base à l'état brut de coulée.

La fonte de base présente la dureté la plus faible 210±7 HB.

Elle a également la plus haut teneur en lamelles de graphite doux. La dureté HB de l'alliage 1 est très proche de la dureté de l'alliage 4.

Cela pourrait probablement être dû au fait que les deux alliages ont presque le même équivalent carbone, ainsi que la même teneur en cuivre.

Et que le niveau élevé de chrome dans l'alliage 1 est compensé par la présence de Mo et Ni pour l'alliage 4.

Le Mo a tendance à affiner la perlite et à former des carbures qui peuvent améliorer la dureté, tandis que le Ni contribue au durcissement en solution solide et est rapporté pour promouvoir une perlite plus fine.

L'addition des éléments d'alliages a conduit à une augmentation relative de la dureté de l'ordre de 8%.

La plus grande valeur de dureté est obtenue après addition de 0.46 %Cr et 0.97 %Cu (alliage 2).

Le plus bas CE, avec un taux le pus élevé en carbures pour l'alliage 2 de
l'ordre de 0.859 semblent avoir amélioré la dureté.

Le taux d'éléments (Ni, Mo) est négligeable par rapport à l'alliage 4.

Les fontes grises hypoeutectoïdes alliées au Cu-Cr sont beaucoup moins sensibles à l'effet de masse car elles maintiennent la présence d'une matrice 100% perlitique et gardent ainsi leurs propriétés mécaniques (résistance à la traction et dureté) à des valeurs élevées.

Ceci est particulièrement valable avec l'ajout de Cu jusqu'à 1% ce qui correspond au maximum de son effet anti-ferritique.

Toutes les fontes trempées ont montré une dureté plus élevée par rapport aux fontes à l'état brut de coulée comme le montre la figure 40.

La dureté des alliages traités thermiquement (1, 2, 3 et 4) varie entre 273 et 340 HB ce qui coïncide avec l'affinement de la matrice perlitique.

L'alliage 2 a la dureté la plus élevée car a la plus faible fraction en lamelles de graphite 4,121%, ce qui implique que le volume de la matrice est plus grand, et que le volume de graphite doux est plus faible. Cet alliage enregistre le plus bas taux en CE.

La forte teneur en carbure (0,73 %) avec l'effet des éléments Mo et Ni sur la structure semble également avoir amélioré significativement la dureté de l'alliage 4.

Tableau 6. : Résistance à la Traction et dureté des alliages trempés.

	Base	Alliage1	Alliage 2	Alliage 3	Alliage 4
Traction	146	328	310	325	340
Dureté	210	326	340	273	337

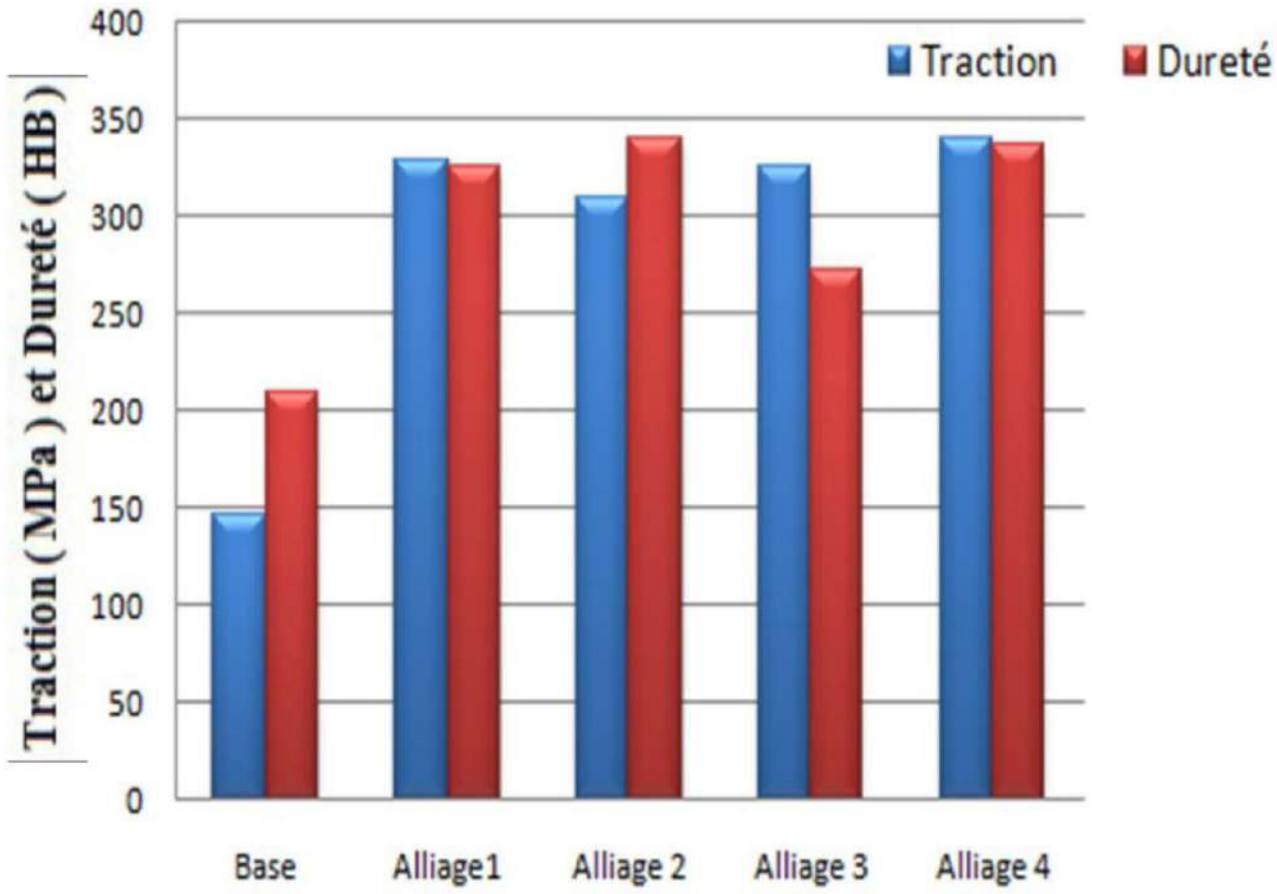


Figure 40. : Résistance à la Traction et dureté des alliages trempés.

Conclusion

Pour la fonte primaire de grade 20, dans ce travail, nous avons étudié l'effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques de la fonte à l'état brut de coulée et après traitement thermique.

Maintenir CE autour de 4,0 facilite le contrôle de la microstructure et une bonne uniformité de la structure de la pièce sans compromettre la coulabilité.

Composition matricielle 100% perlite. Il produit une perlite plus fine et plus dure, ce qui augmente sa résistance mécanique.

Cela rend cette fonte faiblement alliée moins sensible aux chocs de masse, tout en conservant des propriétés mécaniques élevées.

La normalisation avec refroidissement à air forcé améliore les propriétés mécaniques telles que la dureté et la résistance à la traction sans affecter l'usinabilité.

Si la fonte grise en fonte avec CE = 3,9-4 % peut être obtenue, la résistance à la traction de la fonte grise à basse tension peut atteindre 146-164 MPa et la dureté peut atteindre 217-203 ha.

Le traitement thermique de la fonte grise purifie le graphite, donne une matrice parlitique complète, réduit l'espacement entre les lamelles de la matrice perlitique et provoque le durcissement de la ferrite à l'intérieur de la perlite.

Ces deux phénomènes contribuent à augmenter la résistance.

Le chrome et le molybdène présentent des effets presque similaires, mais ils augmentent la résistance en précipitant des carbures durs.

Références

[1] 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).

[2] 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.

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

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

[5] 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.

[6] 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.

[7] 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.

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

[9] 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.

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

[11] 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.

[12] P.S. Mitcell, 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.

[13] 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.

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

[15] D.B. Wolters Traitement thermique de la fonte à graphite lamellaire ou à graphite spheroidale. CITIF. Traduction n° 4864. 12- 1990.

[16] 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.

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

[18] Simone PARENT – SIMONIN. Etude comparative des structures des alliages Fe, C, Cr, X en fonction de la composition chimique, des traitements thermiques et leurs comportements respectifs selon certains types d'usure. Centre Technique Des Industries de la Fonderie. 1983.