République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique
Université Dr.Yahia Farès de MEDEA

Faculté des Sciences et de la Technologie
Département Génie Mécanique

Memoire de fin d'étude

Pour l'obtention du diplôme Master en Génie Mécanique

Option: Ingénierie des matériaux et de surface

Thème

CARACTERESATION DE LA FONTE GRISSE SPHERUIDALE 42-12

Etudié par :

-Bengribi, Achref
-Lekmouchi, Abdelkader

Dirigé par :

- Dr .DJEGHDGOUCH MOHAMED

promotion 2019-2020

Introduction

Ce sont des alliages de fer et de carbone dont la teneur en carbone est supérieure à 2 %.

La particularité de ces alliages est de posséder un eutectique à 4,3 % C (1 145 °C), ce qui en fait des alliages de fonderie par excellence (la coulabilité étant maximale pour la composition eutectique).

En pratique, les éléments constitutifs principaux des fontes non alliées sont, outre le carbone (en général 3 à 4 %) :

- manganèse : 0,5 à 1,5 % ;
- silicium : 0,5 à 3 % ;
- phosphore : 0,05 à 2,5 % ;
- soufre : 0,15 % maximum.

Une fonte non alliée est dite « fonte ordinaire » ; une fonte est dite spéciale si, en dehors des éléments ci-dessus, elle contient, en quantité suffisante, au moins un élément d'addition tel que : nickel, cuivre (plus de 0,30 %) ; chrome (plus de 0,20 %) ; titane, molybdène, vanadium, aluminium (plus de 0,10 %). De même, une fonte renfermant plus de 3 % de silicium ou plus de 1,5 % de manganèse est considérée comme spéciale.

Certains alliages ferreux dont la teneur en carbone est comprise entre 1 et 1,5 % sont aussi considérés comme des fontes spéciales lorsqu'ils contiennent un métal d'addition, ou un élément normal en forte proportion (exemples : fontes spéciales au silicium à 1 % de carbone et 13 à 14 % de silicium ou fontes spéciales au chrome à 1,5 % de carbone et 30 à 35 % de chrome ; ce sont des exceptions à la définition générale).

II ne faut pas confondre les fontes destinées à l'élaboration des pièces moulées et les fontes brutes destinées à être transformées ultérieurement en acier (par affinage) ou refondues pour moulage. De même, les ferro-alliages, auxiliaires de l'élaboration des alliages ferreux, ne doivent pas être considérés comme des fontes.

II existe plusieurs classifications des fontes. La plus utilisée, basée sur l'aspect de la cassure d'un témoin, définit deux catégories :

- les fontes blanches, à cassure blanche, constituées :
    - de fer ;
    - de cémentite ;
- les fontes grises, à cassure grise, constituées :
    - de fer ;
    - de graphite.

Remerciments

Tout d'abord, Nous tiens à remercier DIEU le miséricordieux de nos avoir donné la possibilité de réaliser notre projet, d'arriver à notre souhaits et d'atteindre notre objectifs. Nous aimerons dans ces quelques lignes remercier toutes les personnes qui d'une manière ou d'une autre, ont contribué au bon déroulement de notre travail, tout au niveau humain qu'au niveau scientifique. Nous tenons tout d'abord à remercier notre promoteur, ***Dr. Mohamed Djeghdjough*** *on a pu bénéficier à la fois de ses compétences scientifiques, et de sa grande disponibilité, tant pour résoudre les difficultés rencontrées lors de notre projet, de répandre à nos questions. Nous ajoutons en particulière sa patience et ses encouragements, nous a permis de travailler dans bonnes conditions. Nous exprimons notre gratitude à l'ensemble des professeurs du département de génie mécanique qui ont contribué à notre formation, on les prie de bien vouloir croire à notre gratitude en espérant que cet humble travail de trois années fera crédibilité de leurs efforts. Grand remercient à notre chef département* ***Monsieur ZIRARI*** *Mounir, et à tous les ingénieurs des laboratoires de génie mécanique. Nos remerciements s'adressent également à tous membres de Jury, qui ont accepté de nous honorer de leur présence et de juger notre travail Merci. Et à toute personne ayant contribué de près ou de loin à notre soutien moral.*

BENGRIBI ACHREF

LEKMOUCHI ABDELKADER

Conclusion

Dédicaces

Je dédie ce travail à mes très chers parents , ma mère et mon père , qui ont tant prié à mon réussite, De soutien moral. Je les remercie de m'avoir encouragée

Et aidé à devenir l'homme que Je suis, Que dieu les protèges.

A tous mes frères et mes sœurs ,à toute la famille Bengribi. lekmouchi.

&à tous mes amis &…,

Conclusion

Notre travail consiste à étudier et caractériser la fonte GS 38 – 15 élaborée à l'unité fonderie de Berrouaghia.

A cet effet les laborantins utilisent certaines techniques de caractérisation telles que la microscopie optique, la mesure de la dureté, la mesure de la résistance à la traction, la mesure de la résilience, et le contrôle non destructif.

Les principaux résultats dégagés de cette étude peuvent se récapituler comme suit :

- Les caractéristiques mécaniques des fontes GS sont réalisées à travers deux essais mécaniques :

- L'essai de traction uniaxial selon la norme ISO 6892-1.
- L'essai de résilience selon la norme ISO 148-1.

A partir de l'essai de traction, trois caractéristiques sont particulièrement suivies :

- La résistance maximale en traction qui correspond à la contrainte maximale atteinte durant l'essai de traction.
- Limite d'élasticité qui correspond au seuil de plasticité.
- La déformation à la rupture, notée A%, qui correspond à la déformation plastique des éprouvettes testées après rupture.

L'essai de choc, qui complète l'essai de traction, est nécessaire pour caractériser la résistance dynamique d'un matériau. Les éprouvettes utilisées sont de section carrée impactées par un marteau.

chapitre 1

Chapitre 1

.1 Généralités sur les fontes grises

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

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

La croissance de nos connaissances concernant ce matériau et l'utilisation de méthodes d'élaboration et de contrôle de plus en plus performantes et précises, permettent de garantir des qualités très régulières.il n'est donc pas étonnant que les fontes à graphite lamellaire trouvent dans l'industrie l'emploi de tonnages pratiquement aussi importants que l'ensemble de tous les autres alliages de fonderie[14].

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

La seconde caractéristique essentielle des fontes réside dans le fait que la carbone (insoluble ou soluble avant fusion) peut se présenter sous deux formes bien distinctes à tous égards : à l'état de carbone pur libre, cristallisé, qui constitue le graphite ; et à l'état combiné au fer, formant alors le carbure de fer ou cémentite [15].

En ajoutant un élément dans la fonte liquide, l'effet de ce dernier dépend de type de liaison avec les autres éléments qui se trouve dans la fonte. Plusieurs cas peuvent être envisagés selon la figure 1. [16] :

- Liaison de l'élément d'alliage avec le fer : Dans ce cas, il n'existe pas de liaison avec le carbone, ce qui entraine la formation du graphite ;
- Liaison de l'élément d'alliage avec le carbone : Ceci entraine la formation des carbures. Ces éléments sont antigraphitisant et tout le carbone se lie avec l'élément d'alliage, dans ce cas le carbone ne se cristallise pas en graphite ;

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

L'addition dans les fontes de divers éléments d'alliages permet d'agir sur leurs structures et d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques, chimiques ou leurs aptitudes à répondre aux traitements thermiques. Suivant leur influence sur la structure, on peut distinguer [12] :

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

- les éléments gammagènes qui stabilisent l'austénite et augmentent son domaine dans le diagramme Fe_3C. Citons : Ni, Mn, Co.

Suivant leur affinité pour le carbone, on peut distinguer :

- Les éléments carburigènes qui donnent avec le fer des aciers et des fontes des carbures complexes, stables, durs ou de la cémentite alliée $(Fe, X)_3C$. Ce sont presque tous des éléments alphagènes. Ce sont des éléments antigraphitisant. Citons : Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Nb, B, N.

- Les éléments graphitisants ou anticarburigènes, c'est-à-dire qui ont une faible affinité pour le carbone**.** Citons **:** Si, Ni, Al, Cu.

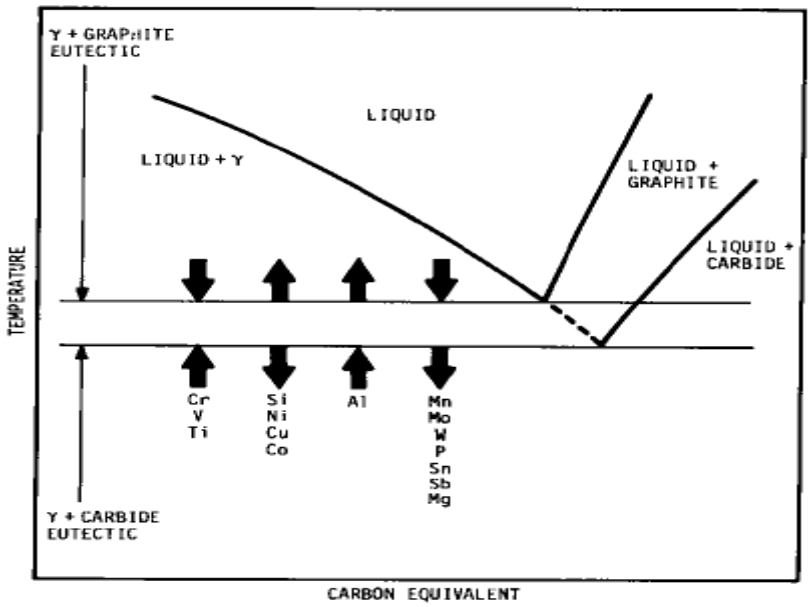


Figure 1 : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable.

Les propriétés mécaniques de la fonte sont déterminées par sa structure, surtout par son composant graphitique. La fonte peut être envisagée comme un acier transpercé par du graphite. Le graphite enfoncé dans la matrice de la fonte lubrifie sa surface pour offrir de meilleures caractéristiques d'usure et de frottement [11]. Les propriétés mécaniques dépendent de la quantité, de la grandeur et de la distribution des inclusions de graphite. La résistance de la fonte est d'autant plus grande que la quantité des inclusions graphitique est plus petite, qu'elles sont plus fines et plus isolées. Fraction de graphite lamellaire plus élevée et bien réparti peut conduire la chaleur de friction plus rapidement et réduire la distorsion thermique de la fonte grise [6]. La structure (matrice et inclusion graphitique) dépend de la composition chimique, température de coulée, inoculant et les conditions de refroidissements [5].

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

La solidification des fontes grises est un phénomène complexe qu'il faut étudier en détail. Selon la quantité de carbone ajouté, la fonte sera hypo eutectique (2,03%< C % 4,3%), eutectique (C= 4,3%) ou hypereutectique (C > 4,3%) [17].

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

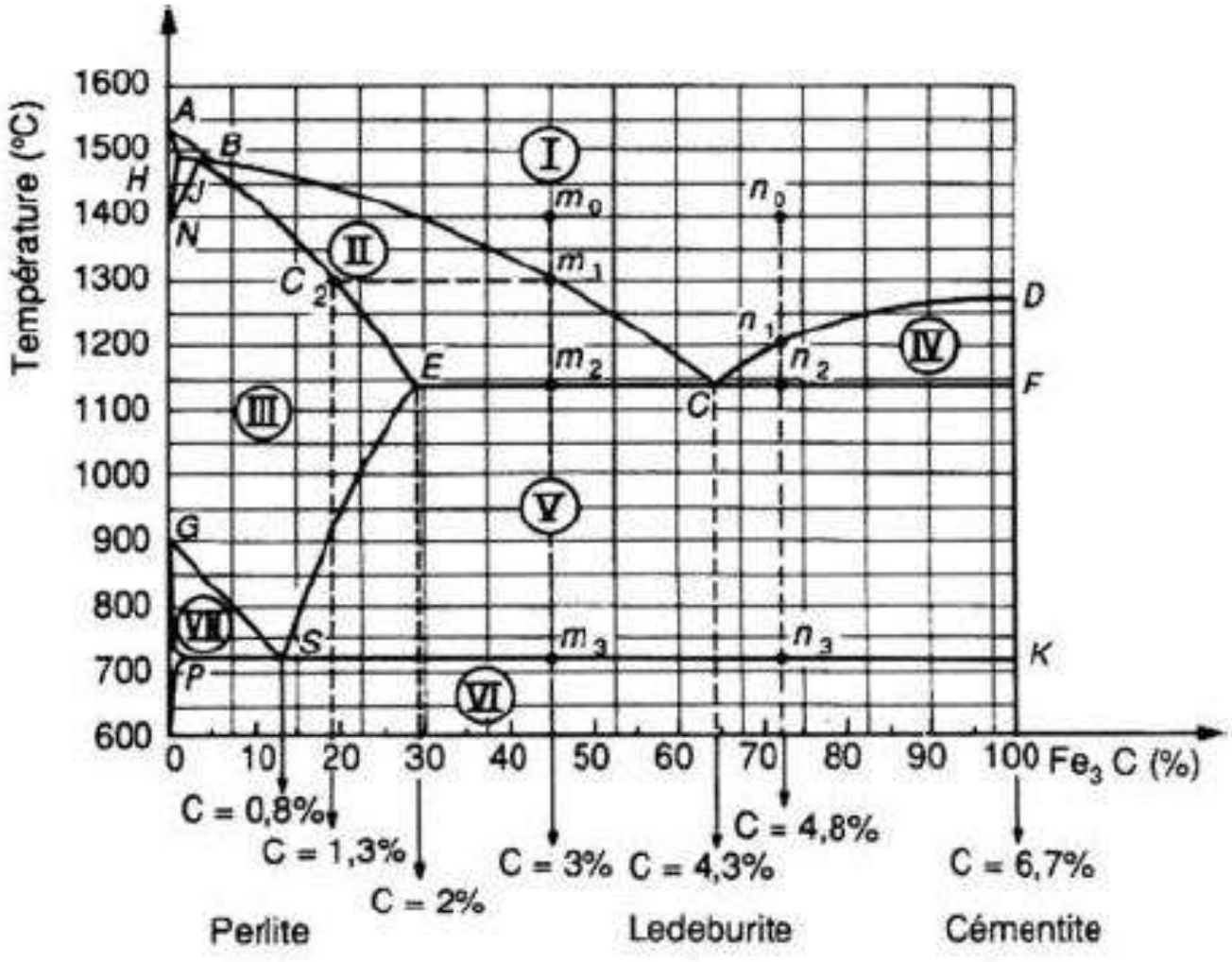
La solidification débute en m_1 (1300°C) par transformation :

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

L'alliage continue sa solidification de m_2 à m_3 :

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

De m_3 à l'ambiante, la ferrite laisse déposer une petite quantité de cémentite appelé cémentite tertiaire pour l'alliage métastabl1e. Et une petite quantité de graphite pour l'alliage stable.



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

Figure 2. : Diagramme métastable Fer – Fe_3C .

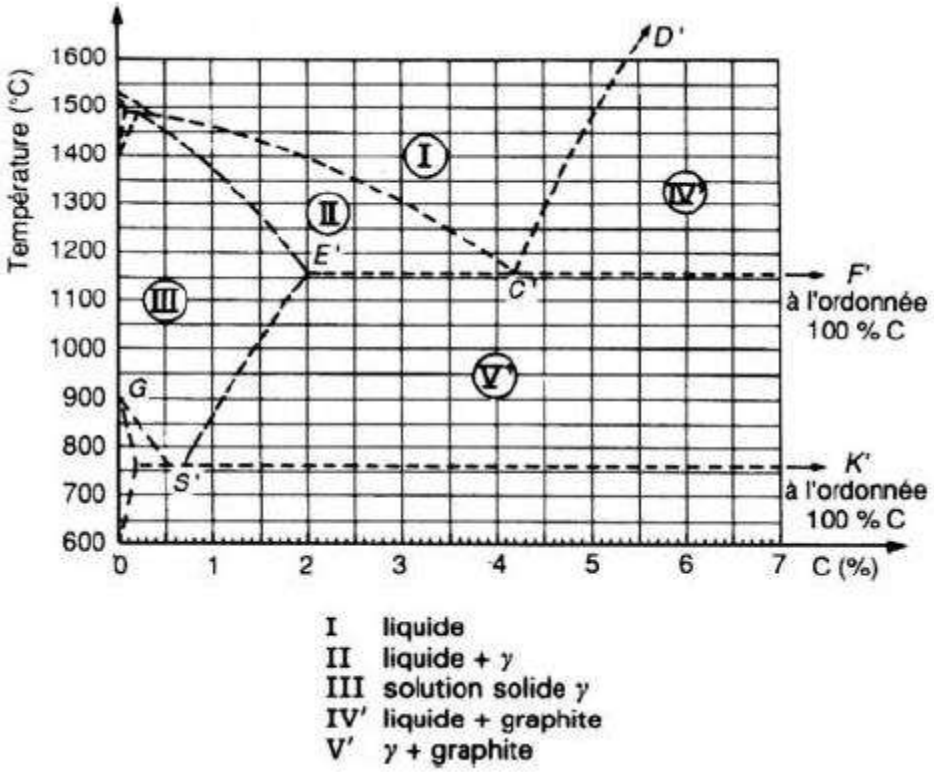


Figure 3. : Diagramme stable Fer - graphite

3. Les différents composants des fontes

Les constituants qui vont être cités ici sont ceux que l'on peut rencontrer sur le matériau brut de coulée. Dans cette partie, on présentera les composants en évoquant leur dureté. En effet, l'essai de dureté, facile à mettre en œuvre, permet d'évaluer la charge à rupture (R_m) du matériau, laquelle variera en fonction des éléments d'alliage [19].

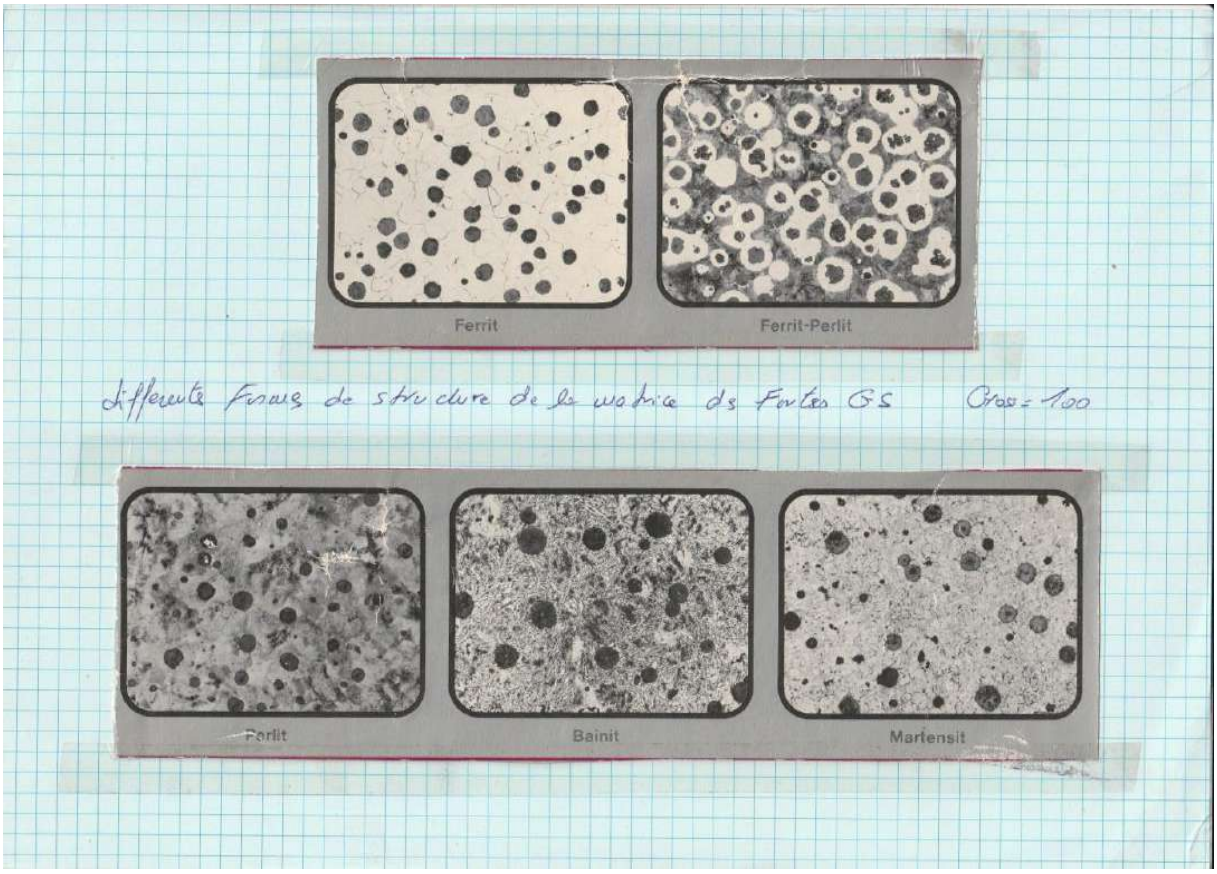


Figure 4 : déférents structure de la matrice fonte grise sphéroïdale par grossissement*100

3. 1. Ferrite

C'est le principal constituant de la matrice. Ce constituant est une solution solide de fer sous sa forme allotropique cubique centré. Elle apparait dans les fontes au cours du refroidissement sous les formes proeutectoide et eutectoide [20].Elle ne dissout pratiquement pas de carbone (0,02% en masse). Par contre, la ferrite contient en solution solide du manganèse et une quantité appréciable de silicium. D'autres éléments d'alliage peuvent être dissous dans la ferrite, tels que le cuivre ou le nickel. La ferrite des fontes est usinable malgré une teneur en silicium dissous importante, modifie les caractéristiques de la fonte.

Si on compare une ferrite pure à une ferrite contenant 3,4% de Si, on peut remarquer que la dureté passe de 75 à 150 HB, la résistance à la traction augmente de 257 à 530 MPa, tandis que l'allongement à rupture diminue de 61% à 28 %[18]. L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite apparaissent sur les figures 4 et 5.

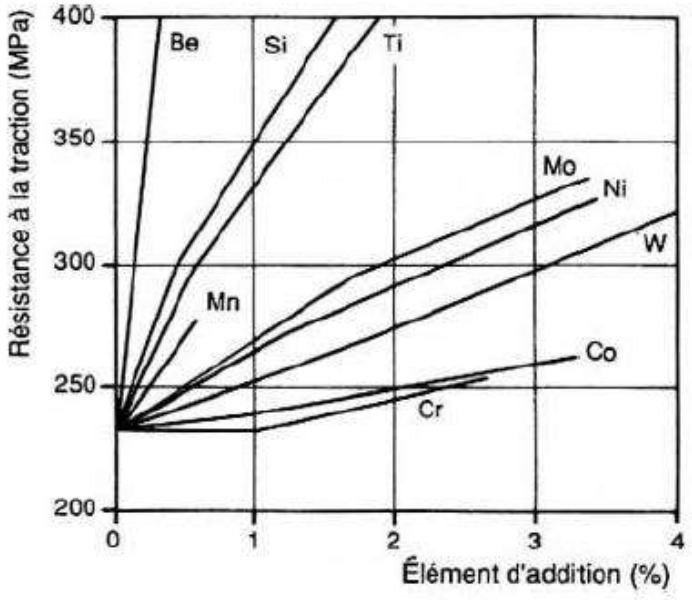


Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite [18].

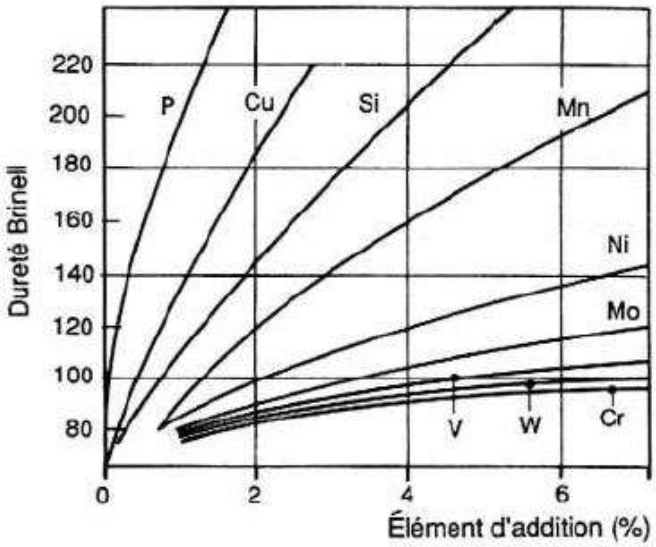


Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite [18].

La ferrite représentée sur la figure 6 n'est pas colorée par les produits métallographiques usuels. Mais si on fait une attaque oxydante avec du Nital, on peut distinguer les contours des grains de ferrite [20]. Cela permet de distinguer la ferrite de la cémentite.

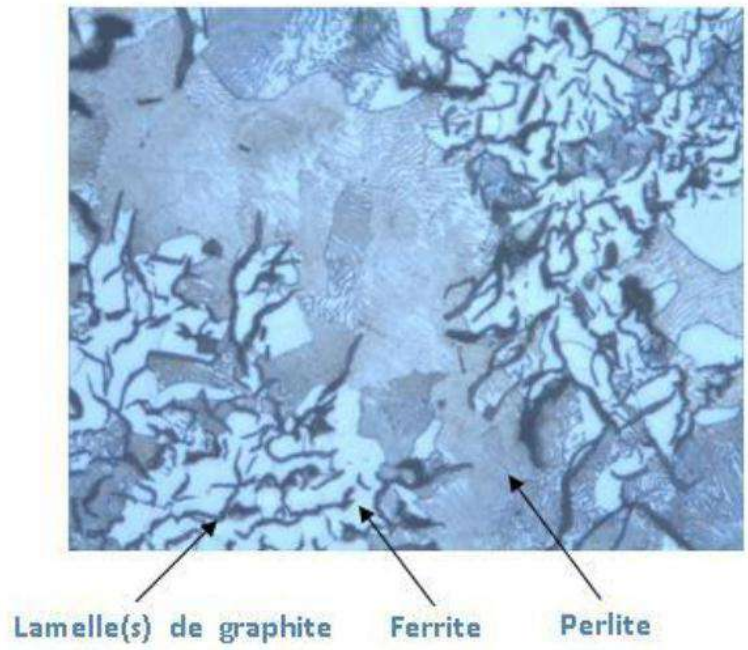


Figure 6 : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) × 100 [20]

3. 2. Perlite

Cet agrégat est formé par la juxtaposition de lamelles de ferrite et de cémentite (voir figure 7). Ces lamelles sont d'autant plus fines que la vitesse de refroidissement est élevée. C'est de cette finesseΔ_0 (µm)que vont dépendre les caractéristiques mécaniques de la perlite. En effet, dureté et finesse sont liées par la formule de Belaieff :

$HB.\Delta_0 = 80$

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

Tableau 1. : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite.

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

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

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

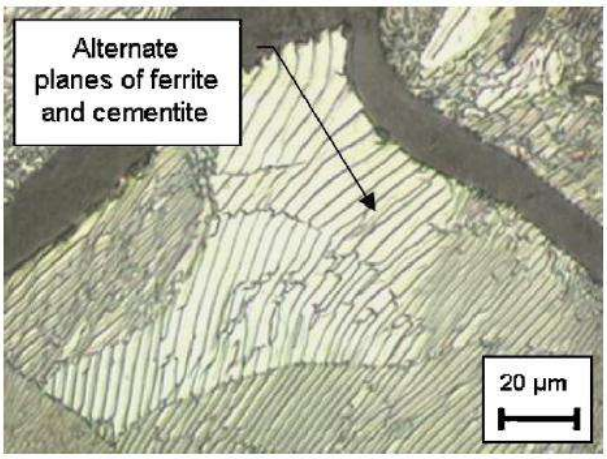


Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30 [21].

3.3.Cémentite ou Carbure de fer

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

La caractéristique essentielle de la cémentite est sa dureté très élevée (HB de l'ordre de 700 à 800). Celle-ci peut être augmentée par addition d'éléments d'alliages tels que comme exemple le chrome $Fe_3C \rightarrow (Fe, Cr)_3C$. Elle se décompose au-delà de 500°C pour former de la ferrite et du graphite. La présence de Si dans la matrice facilite cette décomposition. Elle peut être retardée par l'ajout d'éléments d'alliages (Cr, Mn, Mo, Cu) qui stabilisent la cémentite [19]. Dans les fontes GL elle est présente sous forme de perlite et sous forme de carbures.

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

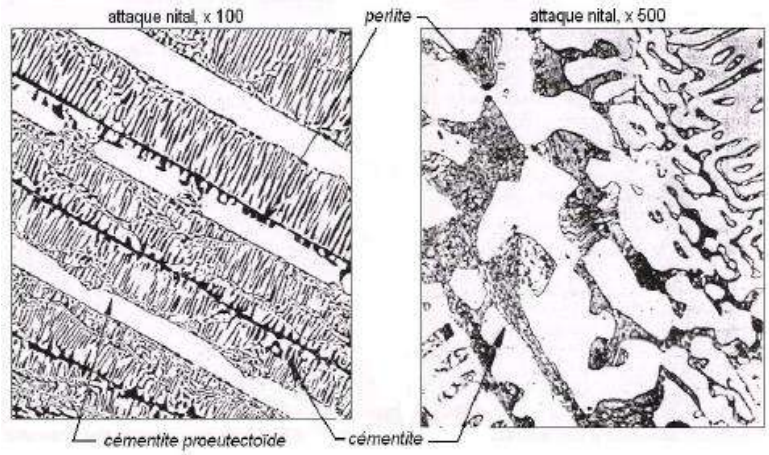


Figure 8. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital) [23].

3.4.Carbure

Les fontes à carbures s'identifient par leurs carbures massifs. De tels carbures peuvent se retrouver dans la matrice, soit en raison d'un refroidissement particulièrement rapide à la fin de la solidification, soit par suite de la présence d'éléments stabilisant les carbures tels que le Cr, Mo, Mn, V etc. La haute résistance des pièces en fonte est obtenue par la présence des carbures libres. Les fontes grises à haute résistance sont difficiles à usiner, donc le taux de carbures toléré dans la fonderie de fonte grise est de l'ordre de 5 % [12].

Le type des carbures présents dans les fontes à l'état brut de coulée dépend de la teneur en éléments d'alliage de ces derniers, comme s'est présentée dans la figure 9 où apparaissent des carbures durs en phases blanches brillantes dans la microstructure des fontes alliées au chrome à l'état brut de coulée [22].

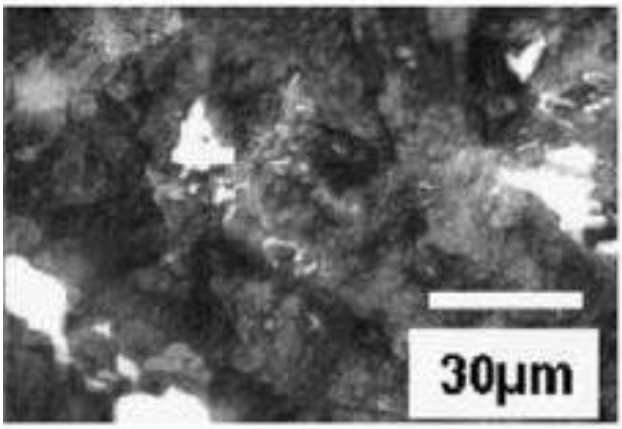


Figure 9. : Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chromeà l'état brut de coulée [22].

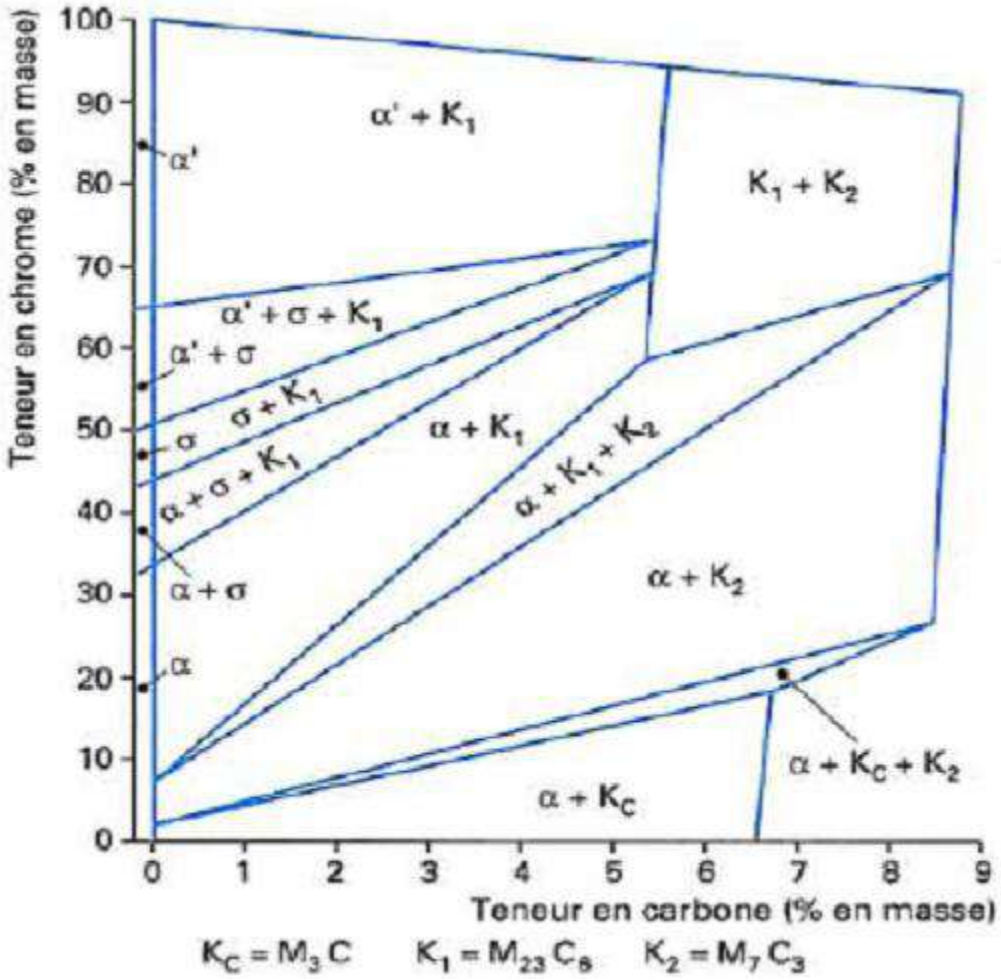


Figure 10. : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C[23].

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 figure10 présente une coupe du diagramme ternaire fer - carbone - chrome) [23].

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.

3.5.Graphite Lamellaire (G.L)

C'est un constituant de grande importance dans les fontes grises qui prend plusieurs formes : lamelles, sphéroïdes, nodules, vermiculaire. C'est un corps très stable qui ne se dissocie qu'à 3650°C par sublimation. En conséquence, aucun traitement thermique ne peut altérer l'aspect du graphite [20].

Le graphite est l'une des formes allotropiques naturelles du carbone. Il est composé d'un empilement de feuillets de graphène au sein desquels les atomes de carbone sont lies par des liaisons covalentes de type sp2. La cohésion entre les feuillets est assurée par des liaisons de van der waals plus faibles. Cette structure

entraine une très forte anisotropie des propriétés avec, par exemple, une conduction thermique et électrique qui est beaucoup plus forte dans le plan des feuillets de graphène que dans la direction normale ; à l'inverse, le clivage de la structure est très aisé entre les feuillets.

L'empilement des feuillets de graphène peut se faire selon deux séquences qui aboutissent à des structures cristallographiques différentes : un empilement A-B-A-B engendre une structure hexagonale tandis qu'un empilement A-B-C-A-B-C forme une structure rhomboédrique. Cette dernière est thermodynamiquement moins stable et est souvent considérée comme une structure hexagonale présentant un défaut d'empilement [24].

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

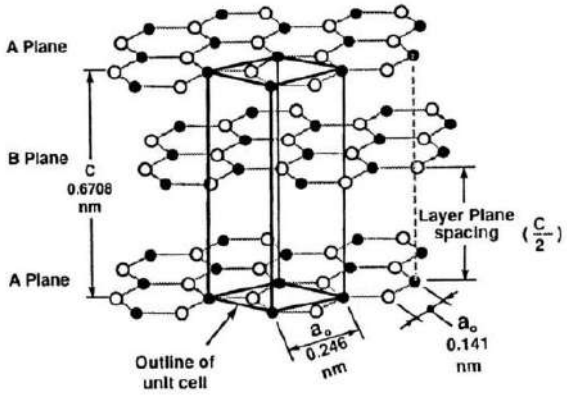


Figure 11. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène.

Sur une section métallographique, le graphite apparait sous forme de lamelles plus ou moins épaisses qui présentent des branchements fréquents et forment un réseau tridimensionnel. Dans les fontes hypereutectiques des lamelles de graphite primaires se forment par croissance libre dans le liquide puis sont entourées par l'austénite (voir figure 12. a). Dans le cas des fontes hypoeutectiques, la formation d'austénite précède la croissance des lamelles de graphite eutectiques. Une structure constituée de dendrites d'austénite et de graphite fin dit de surfusion est observée suite à la réaction eutectique. La figure 12.b montre un réseau de lamelles de graphite eutectique après une attaque profonde [25].

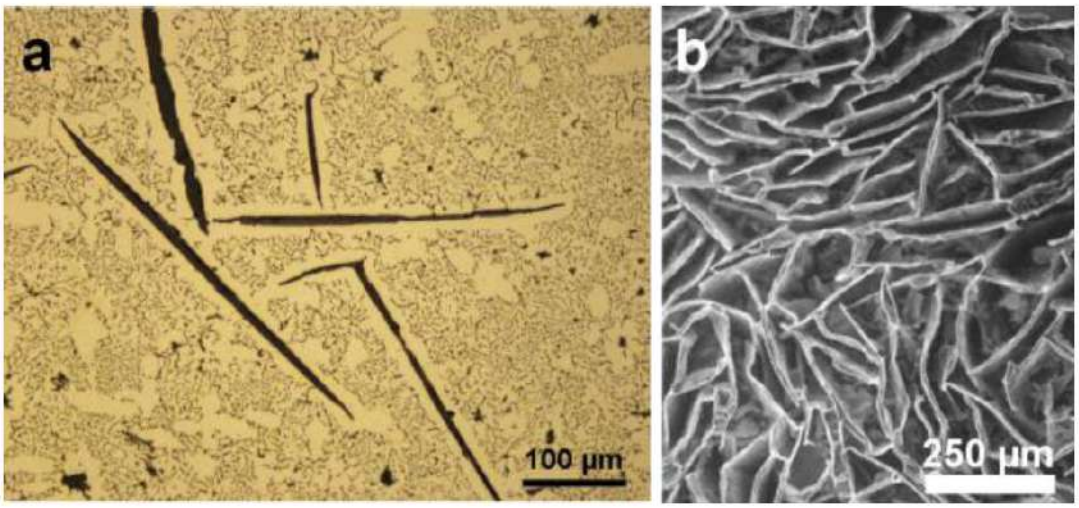


Figure 12. : Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b) [24].

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

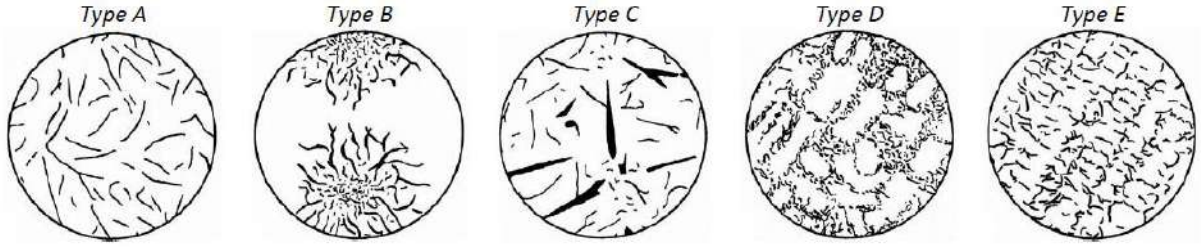


Figure 13. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire [24].

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

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

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

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

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

3.5.1. Influence du graphite dans les fontes grises

Le graphite lamellaire confère aux fontes grises : - une grande capacité d'amortissement des vibrations dans des applications telles que les cylindres de broyeur ou les bâtis de machines outils ; - une très bonne usinabilité ; - les conditions de frottement (cavités superficielles du graphite jouant le rôle du ‘‘coin d'huile’’) ;- une augmentation de la conductibilité calorifique lorsqu'on demande une résistance aux chocs thermiques ; comme par exemple pour des tambours de freins et des disques d'embrayage ;- une meilleure coulabilité[9].

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

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

4. 1. Effet de la composition chimique

4. 1. 1. Effet des éléments normaux

4. 1. 1. 1. Carbone et Silicium

Le carbone est compris entre 2,8 et 4,5% en masse. Le carbone augmente la coulabilité car le graphite formé dans le métal liquide a une capacité thermique élevée, permettant au mélange de rester fluide lors de la coulée en empêchant un refroidissement trop rapide. Il abaisse la température de fusion. De 1537°C pour un fer pur, elle peut décroitre jusqu'à 1150°C à l'eutectique (correspondant à 4,3% de C)[19].

L'effet du Si est particulièrement important car sa teneur dans l'alliage (environ 2 à 3%) est comparable à celle du carbone. Le Si abaisse la T°C de transformation eutectique à l'état métastable**,** et augmente simultanément la T°C de transformation eutectique à l'état stable (voir la figure 14). Cette augmentation d'écart de température permet d'éviter la précipitation de fonte blanche au cas où la surfusion est un peu trop profond [26].

Le Si se dissout dans le fer γ avec plus de facilité que la carbone. Pour cette raison, on dit que le Si diminue la solubilité du carbone dans le fer γ. Donc il y a d'autant de graphite que la teneur est plus élevée, et pour cette raison encore le Si est dit élément graphitisants**.**

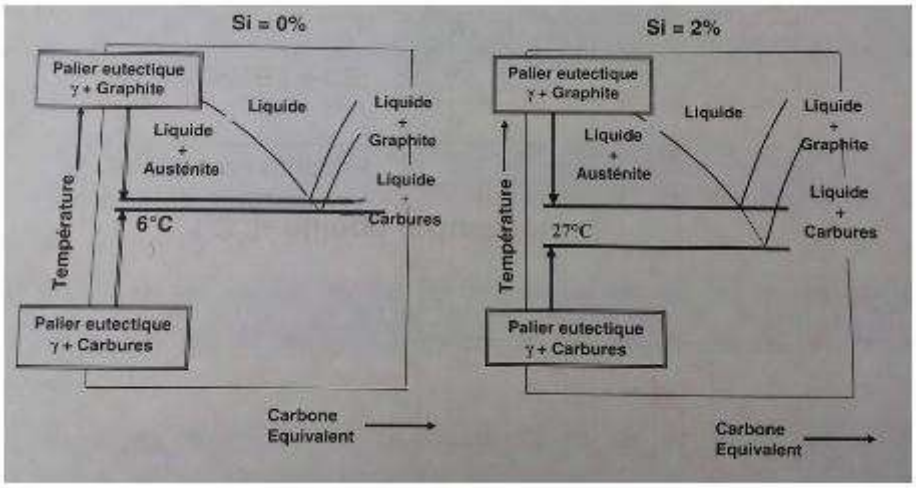


Figure 14. : Influence de silicium sur la température eutectique [27].

Il est conseille de limiter les valeurs maximales à 3,3% C et 2% Si dans les fontes à graphite lamellaire, le graphite devrait si possible être présent sous forme finement lamellaire [8].

4. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre

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

Plusieurs études ont démontré que la teneur optimale en manganèse est déterminée par la formule suivante [14] :

%Mn = 1,72%S + 0,2 à 0,3

Tout écart par rapport à cette teneur optimale aura une influence sur la profondeur de trempe et les propriétés mécaniques de la fonte. Il est en effet logique que lorsque le manganèse et le soufre atteignent des teneurs très élevées, la fonte contiendra une quantité considérable de sulfures de manganèse (MnS).La morphologie des inclusions MnS de la fonte grise FGL25 est montrée dans la figure 15[28].

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

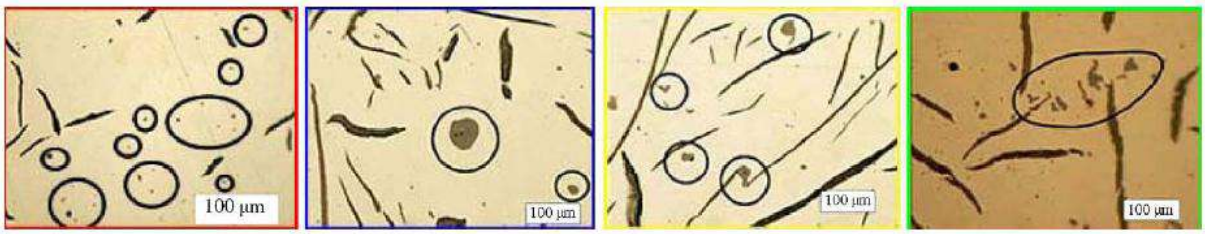


Figure 15. : Inclusions MnS de la fonte grise FGL25 pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S [24].

4. 1. 1. 1. Phosphore

Le phosphore est un élément graphitassent, qui se trouve toujours présent dans les fontes grises. Il se combine facilement avec le fer en formant un eutectique de type Fe_3P-Fe. Avec le fer et la cémentite, il forme un eutectique un eutectique phosphoreux ternaireFe_3P- Fe_3C- Fe**,** dont la température de fusion est voisine de 950° Ce qui provoque la fragilité à froid comme s'est montré sur la figure 16. Cet eutectique élargit les criques et les soufflures [16].

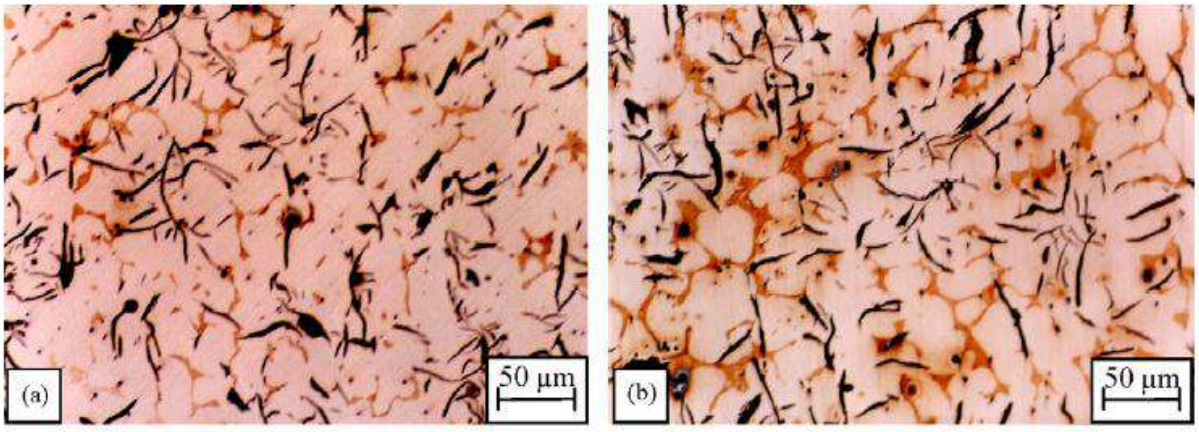


Figure 16. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P [27].

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

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

Le Cu est incontestablement l'élément d'alliage le plus efficace en rapport avec [13] :

- l'obtention de la matrice perlitique intégrale ; - l'augmentation de la résistance à la traction, et l'augmentation de la dureté Brinell, sans nuire à l'usinabilité. Cette influence bénéfique résulte des quatre effets fondamentaux du cuivre dans les alliages Fe-C : - le durcissement très important de la phase ferrite ; - affinement de la phase perlite ; - l'effet graphitissant à la solidification ; - l'effet antiferritisant à la transformation eutectoide. Comme il conduit à un affinage du graphite et un arrondissement des bords des lamelles de graphite.

Le Cr qui est un puissant carburigènes, améliore la résistance et la dureté grâce à son influence sur la structure de la matrice (il affine la perlite) et son effet d'augmentation du nombre de cellules eutectiques [29].

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

Le Mo améliore la résistance mécanique et la dureté grâce à son effet stimulant la formation d'une perlite plus fine. Il forme moins de carbures qui augmenteraient la fragilité et les difficultés d'usinages. Des teneurs jusqu'à 0,5% sont plus efficaces que des additions correspondantes de chrome pour produire une structure aciculaire [16].

Des additions judicieuses de Cu et de Cr ou de Cu et Mo en combinaison peuvent diminuer considérablement la sensibilité de la fonte grise à l'effet de la masse, et peuvent accroitre la résistance de la fonte grise. Les figures 17 et 18 illustrent l'influence des éléments d'alliages sur les caractéristiques mécaniques de la fonte grise [29].

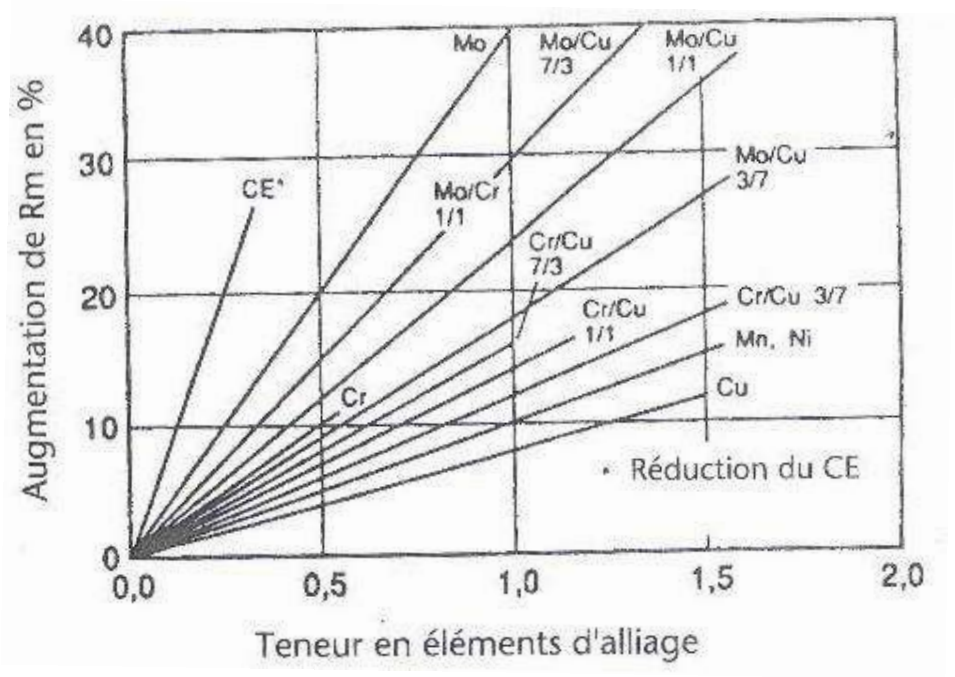


Figure 17. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE [29].

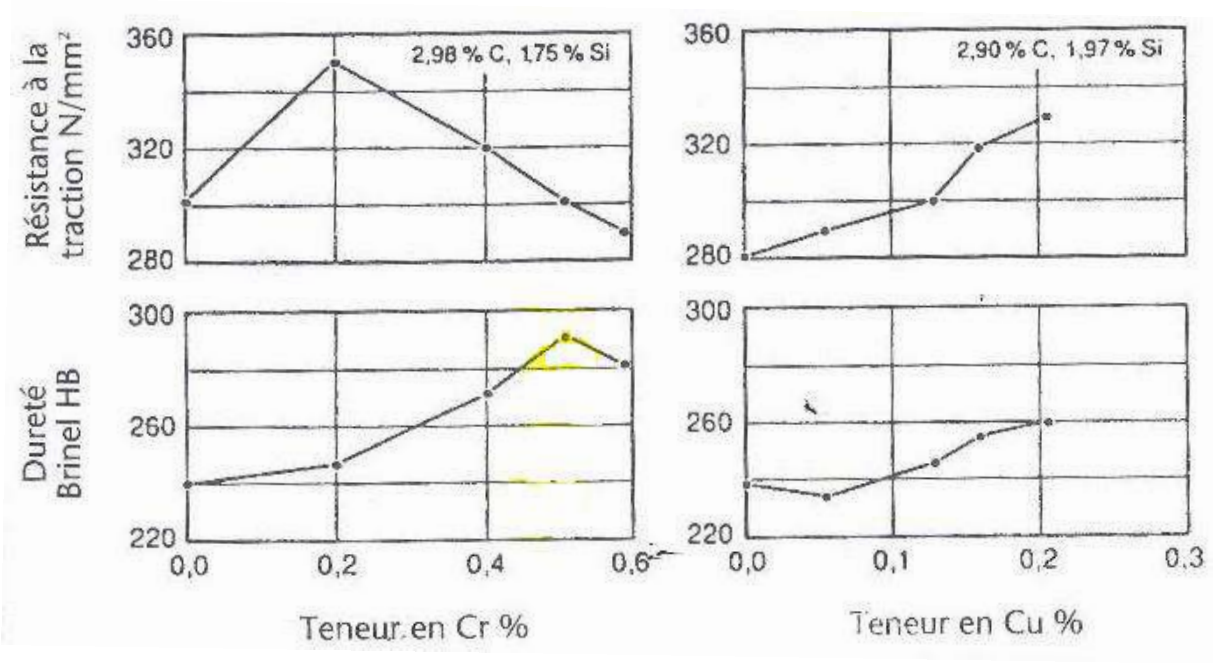


Figure 18. : Effets des éléments d'alliages sur la résistance à la traction (Rm). Addition simultanée de Cr/Cu = 7/3 : 0.7 %Cr + 0.3 %Cu, addition total 1%.[32].

4. 2. Carbone équivalent C E

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

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

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

Le domaine des fontes grises à faible résistance à la traction présente des teneurs élevées en C et Si et par conséquent des valeurs élevées du CE, alors que dans le domaine des résistances élevées, on a affaire à des teneurs plus basses en C et Si, c'est-à-dire à des CE plus faibles. Cela est dû au fait que lorsque le CE augmente, la proportion de graphite croit également, accompagnée d'une diminution correspondante de la taille de chaque "pont matriciel " [9].La figure 19 montre comment la réduction du CE améliore la résistance à la traction [14].Et La figure 20 montre comment la réduction du CE améliore la dureté HB[29].

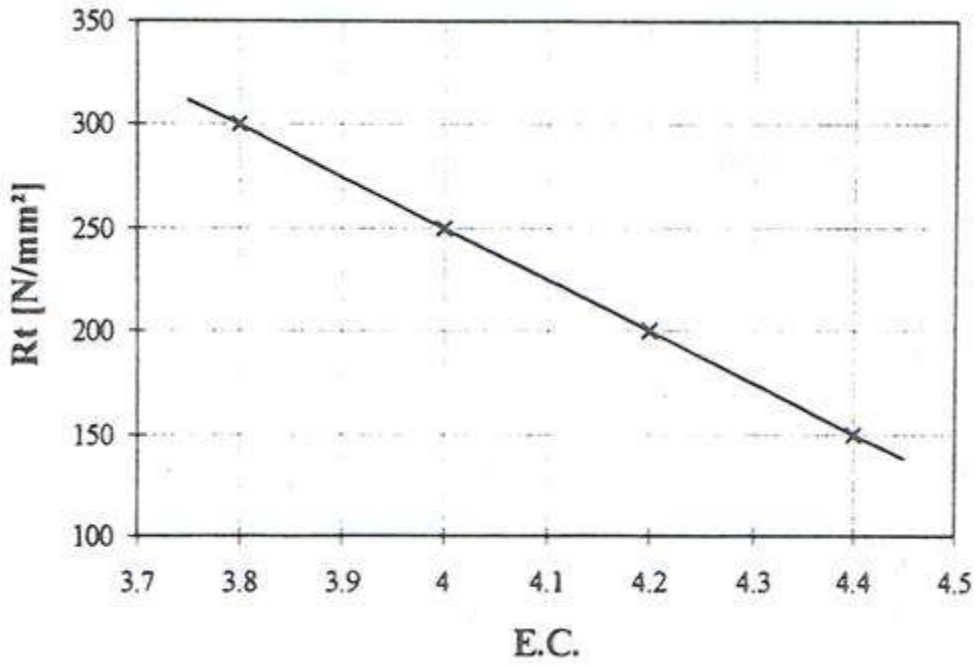


Figure 19. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires. [34].

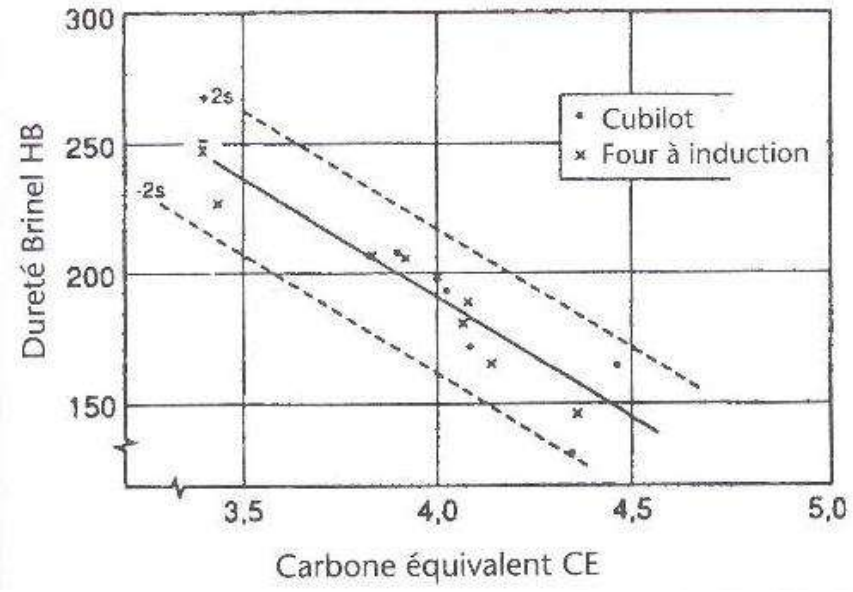


Figure 20. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise (valeurs moyennes dans 14 fonderies suédoises. [33].

Une diminution exagérée du CE abaisse la coulabilité, avec le risque d'une solidification truitée ou blanche de la fonte. Ceci est la base de la déclaration dans la note de l'ASTM que les fontes grises à haute résistance sont difficiles à fabriquer [12].

En conséquence, en cas d'exigence d'une fonte grise à haute résistance, il faut soit diminuer le CE, avec tout le risque, soit ajouter des éléments d'alliage à la fonte [9].

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

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

La figure 21, d'après E. Piwowarsky [18] montre que l'élévation de cette température accroît le phénomène de surfusion.

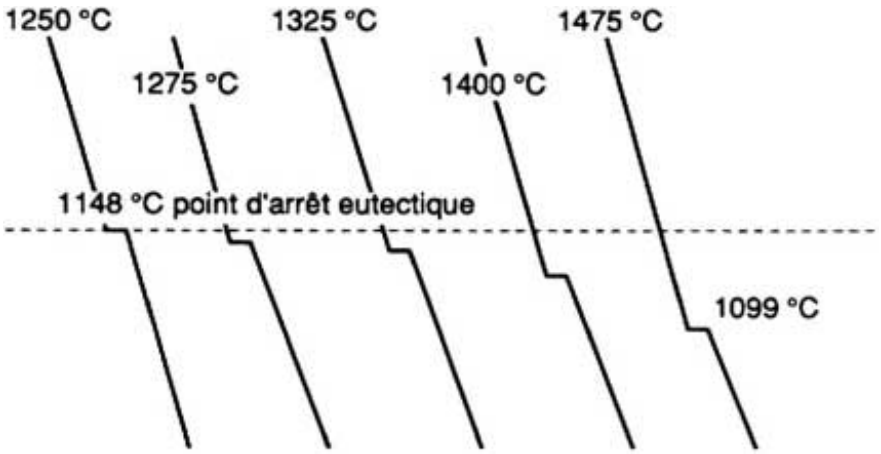


Figure 21. : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification[17].

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

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

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

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

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

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

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

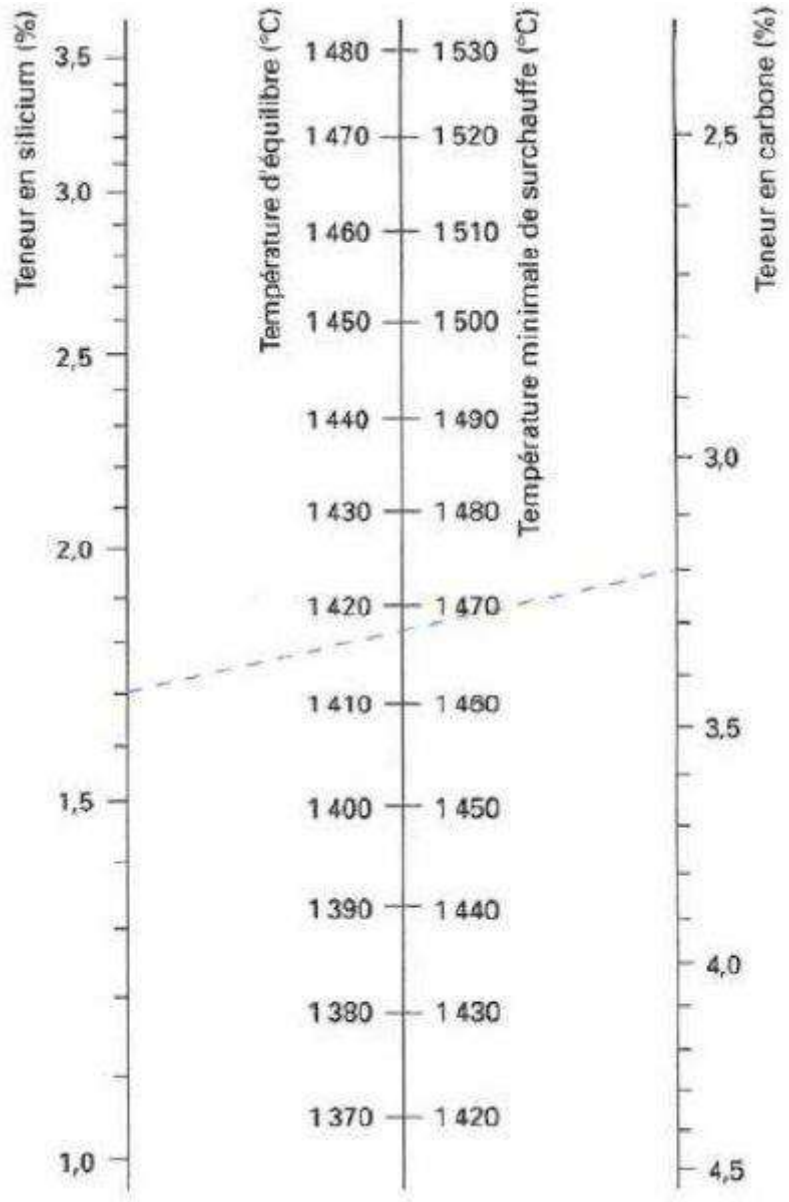


Figure 22. : Détermination de la surchauffe de la fonte. [14].

4. 4. Inoculation

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

Du point de vue métallurgique l'effet inoculant s'explique par l'augmentation du nombre de germes pour la précipitation du graphite dans la fonte liquide**.** La surfusion devient minimale et par le dégagement de la chaleur de cristallisation, la température de recalescence est très rapidement atteinte (voir figure 23). Les lamelles de graphite ainsi obtenu sont du type A.

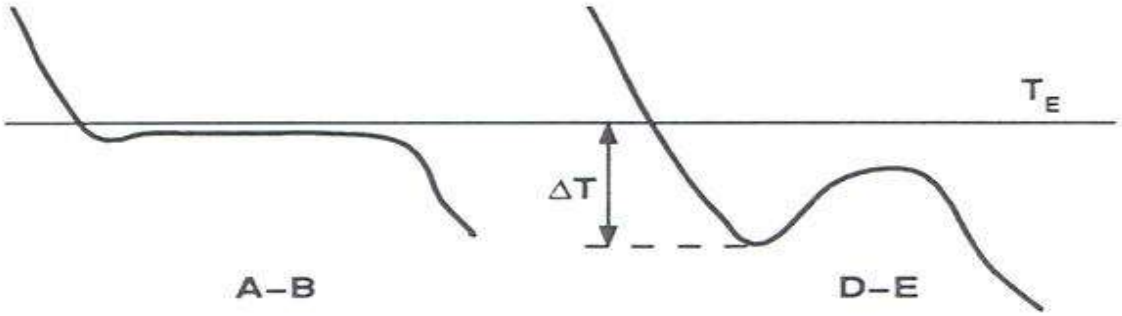


Figure 23. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite [14].

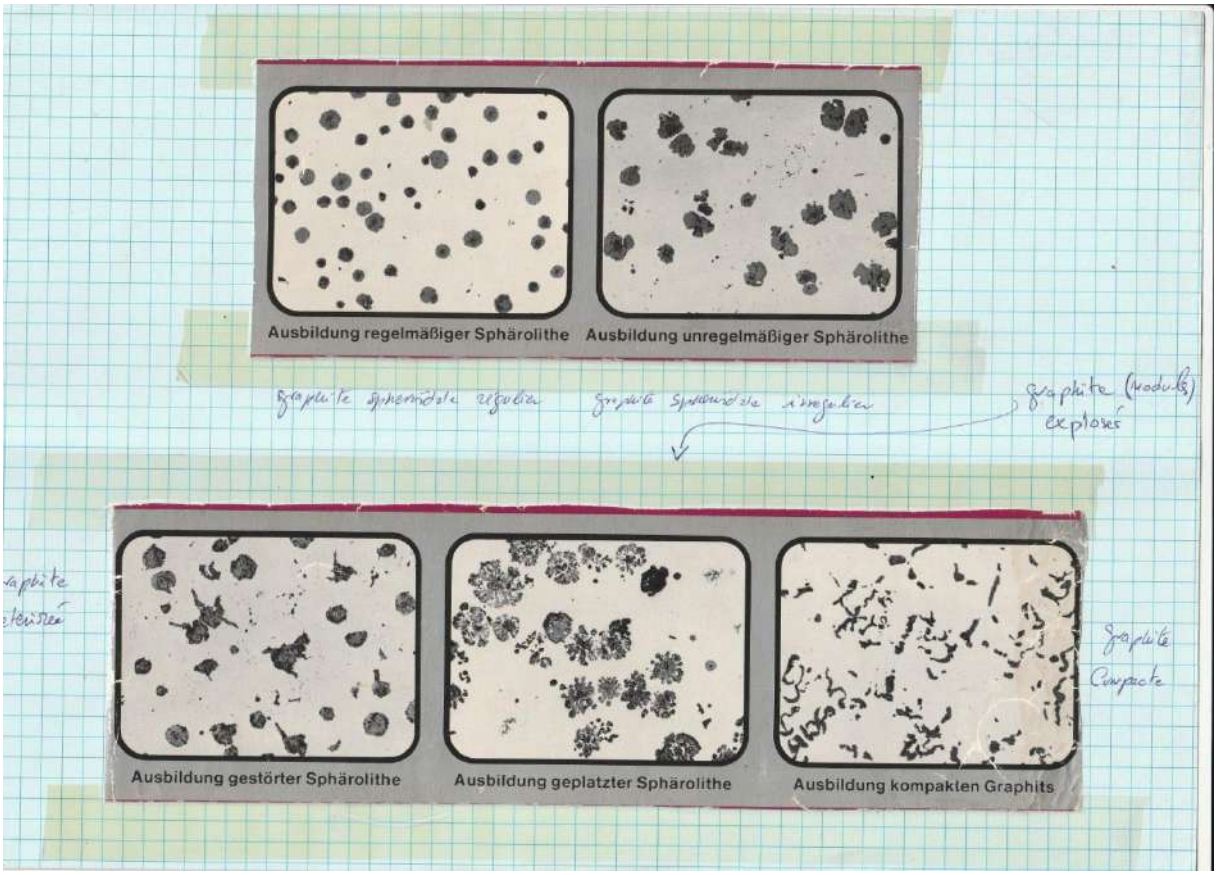


Figure 23.1: déférentes types de graphites [14].

4. 5. La vitesse de refroidissement.

La vitesse de refroidissement dépend de plusieurs facteurs :

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

Le diagramme de Laplanche de la figure 24 constitue à présent le meilleur graphe de prédiction de la structure d'une fonte connaissant [30] :

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

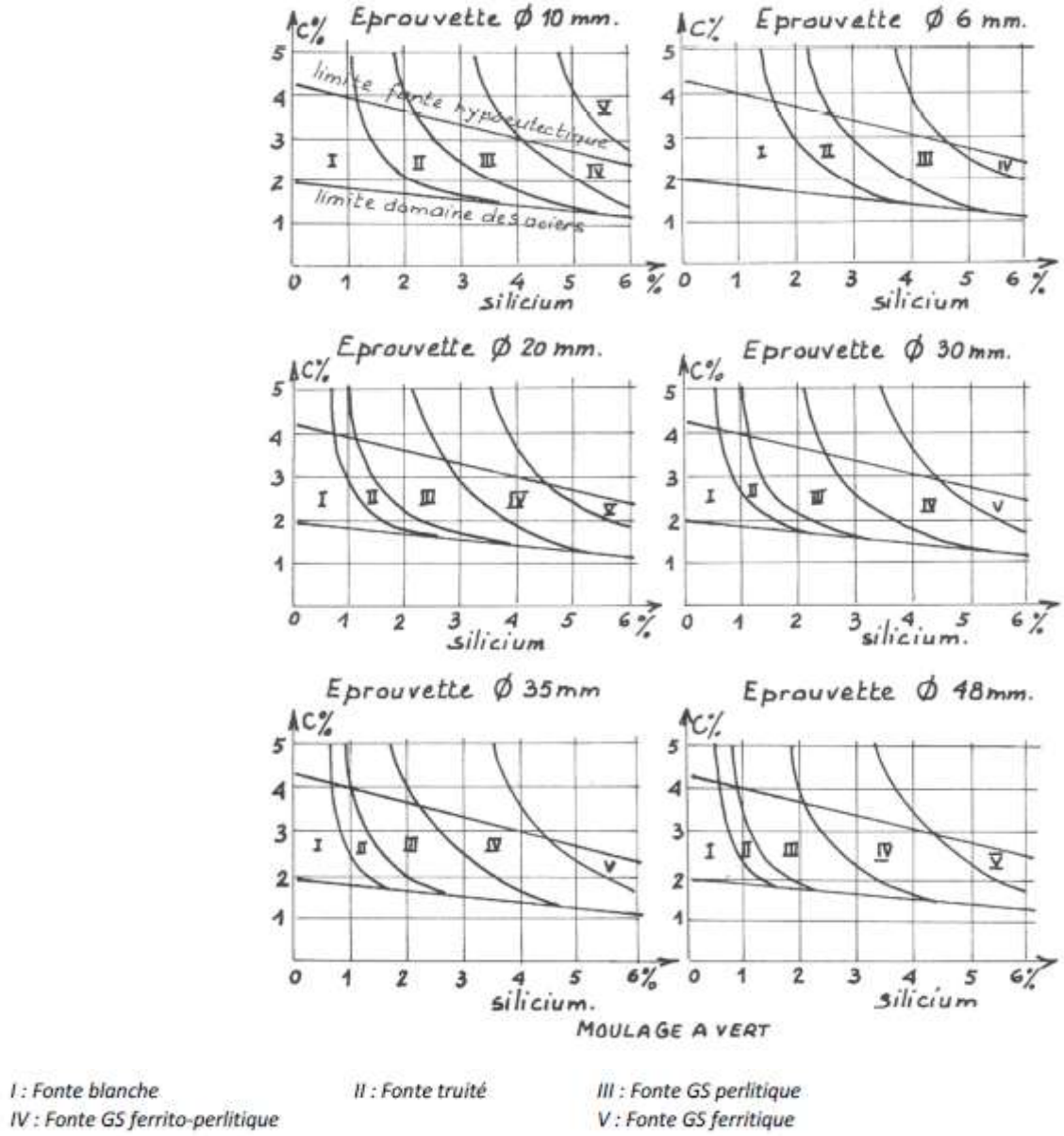


Figure 24. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche). [17].

chapitre 2

Chapitre II :

1- introduction Les Fontes FGS:

Comme leur nom l'indique, le graphite contenu dans ses fontes se présente sous forme de sphéroïdes compacts insérés dans la matrice métallique.

La présence, à teneur élevée, de carbone abaisse la température de fusion de la fonte et augmente la coulabilité. La précipitation d'un grand volume de graphite pendant la solidification limite la valeur volumétrique de la fonte. La forme sphéroïdale du graphite atténuant très peu les propriétés de la matrice métallique, tout en conservant les propriétés spécifiques des fontes. Contrairement à la fonte lamellaire pour laquelle les propriétés mécaniques sont fortement influencées par la quantité de graphite, les propriétés mécaniques de la fonte à graphite sphéroïdale sont essentiellement déterminées par la nature de la matrice ; celle-ci étant déterminée à son tour par la composition chimique, les conditions de refroidissement et les traitements thermiques subis. C'est pourquoi ces types de fontes offrent de larges éventails de propriétés à des prix extrêmement compétitifs, ce qui explique leur taux de croissance élevé pendant les dernières années. Dans la figure 1, on compare les modules de résilience (indicatifs de fiabilité en service) de 04 matériaux.

A hautes valeurs d'allongement, la résilience la plus élevée est évidemment celle de l'acier moulé, suivi des GS ferritique puis perlitique, alors que la résilience de la fonte grise est nulle (elle casse facilement).

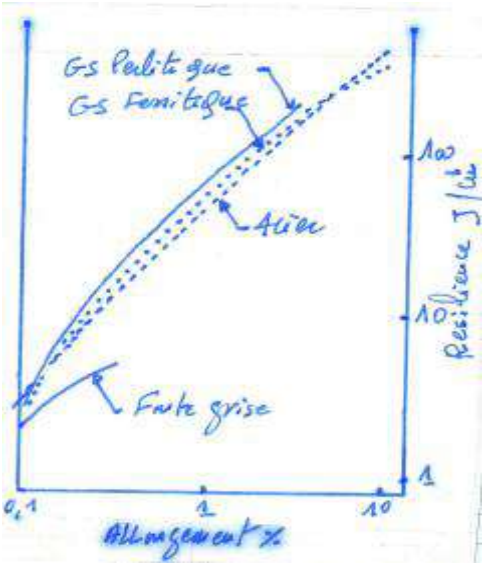
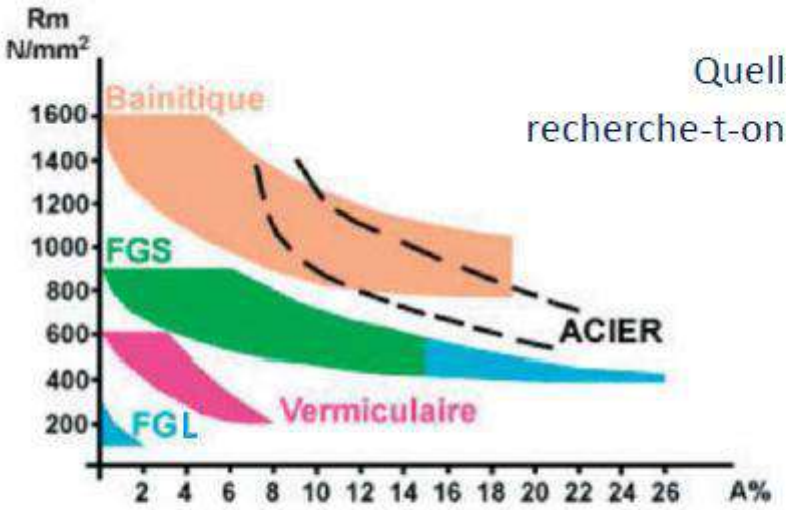


Figure 1 : Fiabilité de 04 alliages ferreux

Choix du matériau en fonction du cahier des charges



Quelles propriétés recherche-t-on sur la pièce?

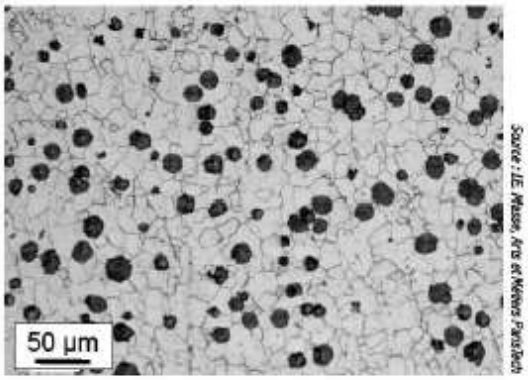
- Pièce à fabriquer : une matrice d'emboutissage

Rm = 800 Mpa
A% =3

→ Fonte GS

FGS

Inconvénients	**Traitement du bain liquide** (inoculation + sphéroïdisation)
	Coût
Avantages	**Ductilité**
	1 < **A%** < 20
	Comportement à la **fatigue**
	400 MPa < **Rm traction** < 800 Mpa



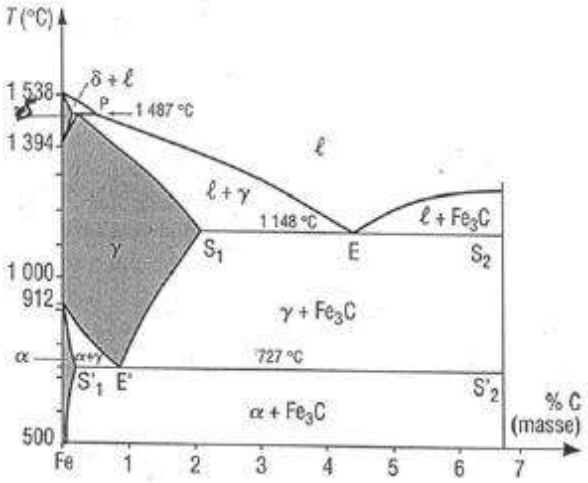
Fonte GS à matrice ferritique

Une FGS permet de se rapprocher des caractéristiques des aciers

- **Utilisations:**

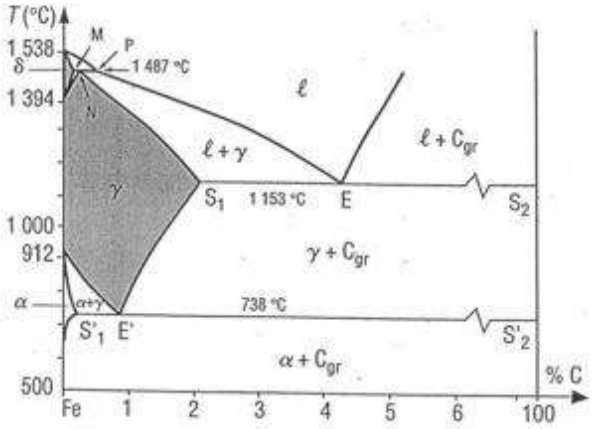
Pièces de sécurité ou fortement sollicitées : vilebrequins de moteur, bras de suspensions de véhicule (fatigue), bloc moteur, disque de frein…)

Diagramme **métastable**
Fonte blanche (Fe_3C)



S_1 : 2,11 % E : 4,30 % S_2 : 6,67 %
S'_1 : 0,02 % E' : 0,77 % S'_2 : 6,67 %

Diagramme **stable**
Fonte grise ($C_{graphite}$)



S_1 : 2,03 % E : 4,25 % S_2 : 100 %
S'_1 : 0,022 % E' : 0,69 % S'_2 : 100 %
M : 0,1 % N : 0,16 % P : 0,51 %

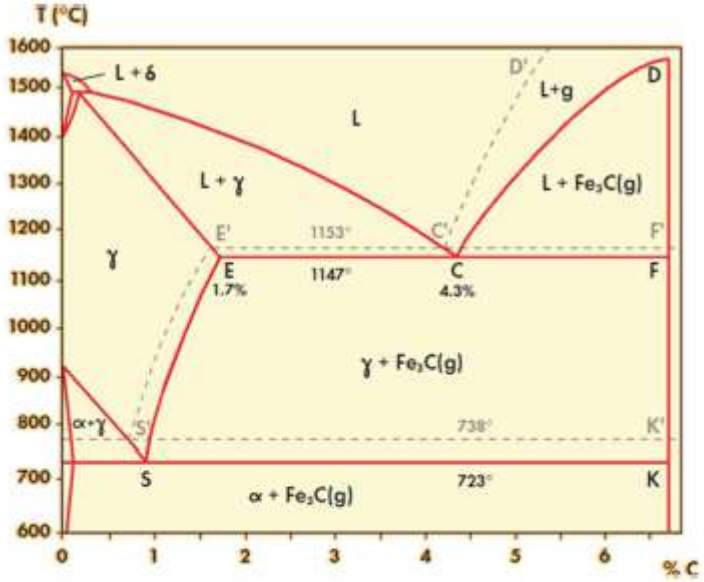


Diagramme **stable**
Fonte grise ($C_{graphite}$)

Diagramme **métastable**
Fonte blanche (Fe_3C)

Choix du diagramme **stable** ou du diagramme **métastable**?

Fonction de :

- la vitesse de refroidissement
- les éléments d'addition : éléments graphitisant ou anti-graphitisant

Figure 2 : Diagramme d'équilibre de la fonte GS

2- classification des fontes à graphite sphéroïdal :

Les différents types de fonte à graphite sphéroïdal (voir tableau) sont classés d'après la valeur de leur résistance à la traction déterminée à partir d'un essai sur éprouvettes standardisées usinées dans des blocs en Y.

3- Analyse chimique élémentaire :

Les fontes GS sont des fontes potentiellement grises**,** c'est-à-dire des alliages qui, sans traitement particulier à la sortie du four de fusion, donneraient à la solidification dans un moule en sable une fonte grise.

La composition chimique élémentaire est fixée par le fondeur en fonction de :

- la structure désirée ; - l'épaisseur des moulages.

(Voir Tableaux de la composition chimique) :

4- Action des éléments :

4-1 le carbone :

C'est l'élément graphitisant**.** Comme dans les fontes grises ordinaires, la matrice de la fonte GS est hypo ou hyper ou eutectique suivant l'indice de saturation en carbone $\mathbf{S_c.S_c = \%C / \%C_{eq}}$

$\mathbf{C_{eq} = [4,25 - 0,3Si – 0,25P + 0,07 (Mn -2S) – 0,1cu….] - 0,2}$

Le carbone équivalent est donné par la relation : en fonction des titres en éléments principaux Si, P, Mn,……0,2 est la perte estimée en carbone admise pour le traitement de sphéroidisation.

a) pour les pièces épaisses : on choisit un $C_{eq} < 4,3$

Soit en pratique **: $\mathbf{C_{eq} = 3,8}$ à 4**

L'optimum serait de rechercher la composition eutectique pour assurer la meilleure coulabilité ainsi qu'un minimum de la tendance à la retassure.

b) pour les pièces minces : l'eutectique réel est décalé par rapport au diagramme d'équilibre par ce que la solidification de la fonte se fait avec une surfusion d'autant plus élevée que la vitesse de refroidissement est plus grande, c'est-à-dire que la pièce est plus mince.

Le décalage de l'eutectique a lieu :

- vers la droite pour le titre en carbone ;
- vers une plus basse température pour la réaction eutectique.

La valeur de l'équivalent de carbone, n'a que très peu d'influence sur les propriétés mécaniques, cependant influence certains défauts de fonderie relativement fréquents.

- les retassures :la sensibilité à la formation de retassures de la fonte GS diminue en fonction inverse de la valeur de son équivalent en carbone, pour demeurer plus au moins constante à partir de la composition eutectique.

- Flottation des nodules de graphite :afin de prévenir la flottation des nodules de graphite, l'équivalent de carbone de la fonte GS destinée à la coulée de pièces dont la massivité est relativement élevée doit être limitée à un maximum de 4,3.

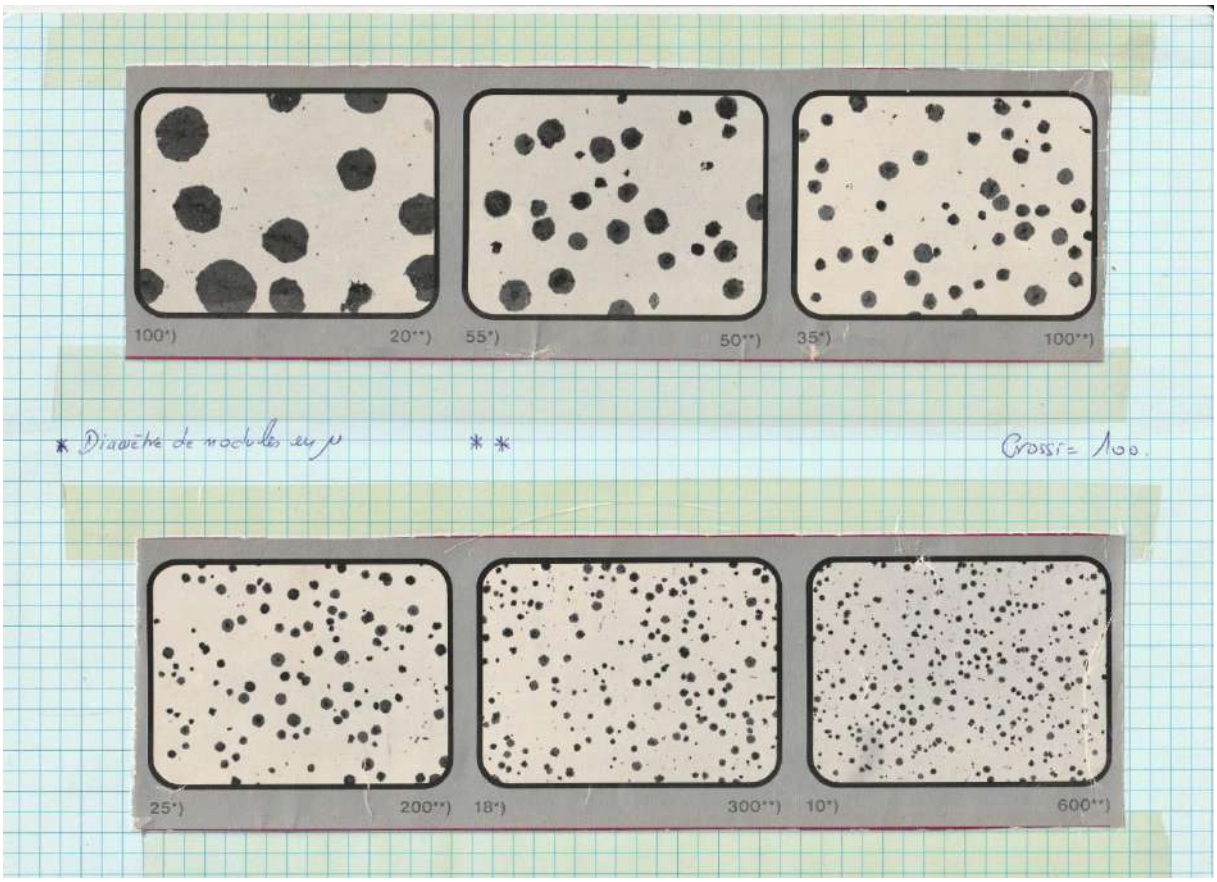


Figure 3: représente diamètre de nodule en µ

Cette flottation des nodules provoque des défauts qui influencent d'une manière importante les propriétés mécaniques de la fonte dans les zones affectées. Jusqu'à la présence ou même de trous.

- formation de carbures :la sensibilité à la formation de carbures d'une fonte GS bien inoculée varie en fonction inverse de la valeur de l'équivalent de carbone.

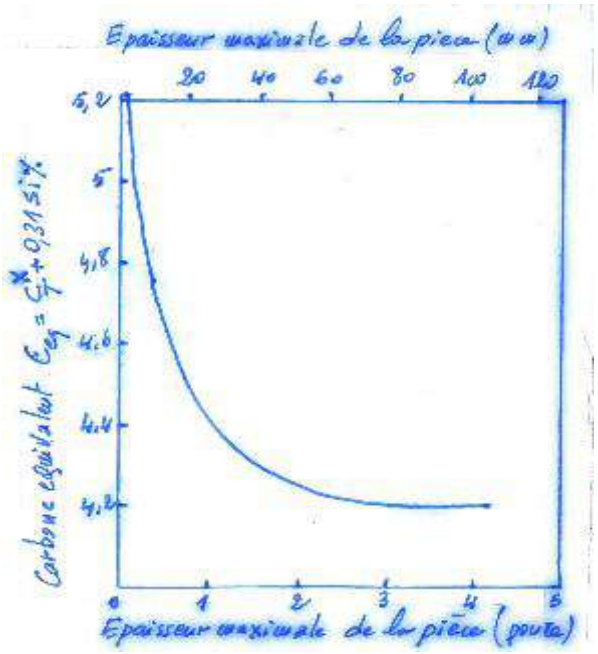


Figure 4 : Carbone équivalent recommandé pour pièces GS

D'épaisseurs diverses

4- 2 le Silicium :

Le silicium est un élément graphitisant qui doit être toujours suffisamment abondant pour éviter la formation d'une fonte truitée, c'est-à-dire de plages blanches.

La teneur en Si exerce une grande influence sur le rapport ferrite-perlite de la matrice et donc également sur les caractéristiques mécaniques. Comme le Si est un élément ferritisant, la teneur en ferrite augmentera corrélativement à l'augmentation de sa teneur dans la fonte, ce qui entraine une diminution de la résistance à la traction et de la dureté ainsi qu'une augmentation de la ductilité. Ces effets s'inversent quand la teneur en Si est diminuée.

Ce raisonnement n'est toutefois valable qu'à la condition que la teneur en Si ait effectivement une influence sur le rapport perlite-ferrite.

Dans les structures purement ferritiques, l'influence du Si est en effet différent : le Si agit dans ce cas comme durcisseur et une teneur plus élevée en Si se traduira par une augmentation de la dureté et de la résistance à la traction et par une diminution de la ductilité.

Comment obtenir la microstructure de la matrice souhaitée ?

La microstructure de la matrice est fonction de :

- la composition chimique de l'alliage.
  - % de carbone
  - % de silicium
- la vitesse de refroidissement de la pièce, est donc de sa géométrie.

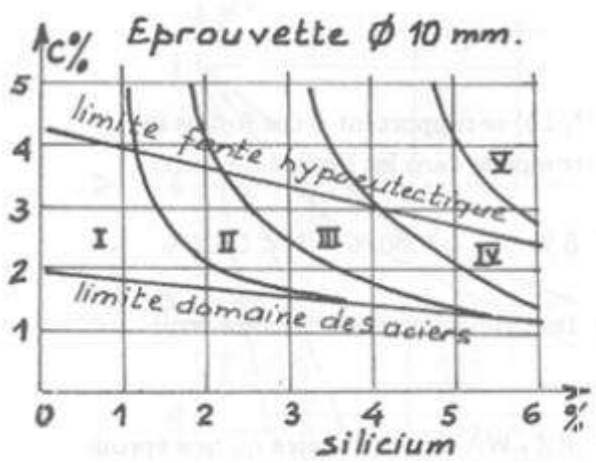


Diagramme de Laplanche

I : Fonte blanche
II : Fonte truité
III : Fonte GS perlitique
IV : Fonte GS ferrito-perlitique
V : Fonte GS ferritique

Fonte blanche → (% Si) → **FGS nuance douce**

Rm élevé
Ductilité faible

Si graphitisant

Rm faible
Ductilité élevée

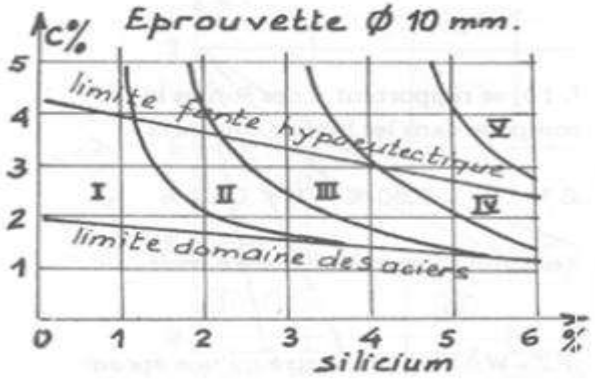


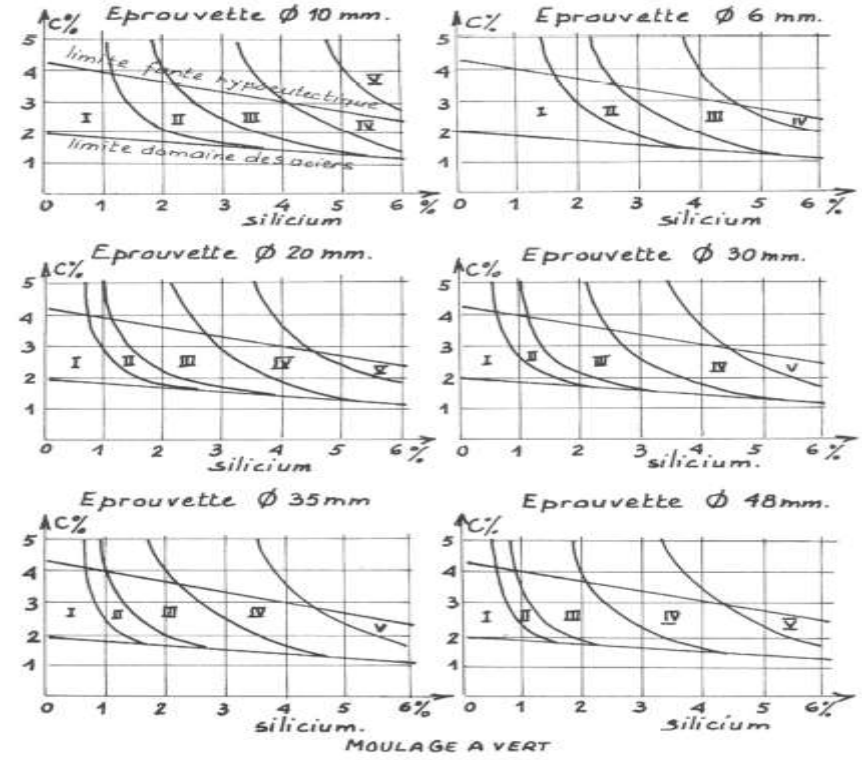
Diagramme de Laplanche

I : Fonte blanche
II : Fonte truité
III : Fonte GS perlitique
IV : Fonte GS ferrito-perlitique
V : Fonte GS ferritique

Fonte blanche → % C → **FGS nuance douce**

Rm élevé
Ductilité faible

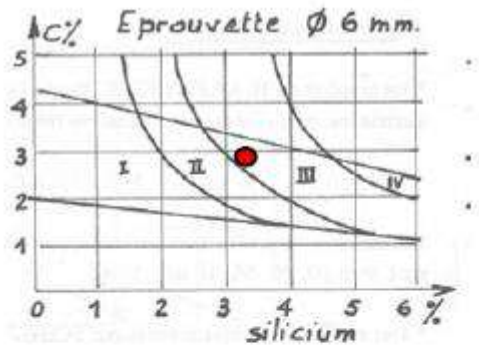
Rm faible
Ductilité élevée



I : Fonte blanche *II : Fonte truité* *III : Fonte GS perlitique*
IV : Fonte GS ferrito-perlitique *V : Fonte GS ferritique*

Figure Relation structure- composition – massivité de la pièce moulée
Diagramme de Laplanche

Exemple



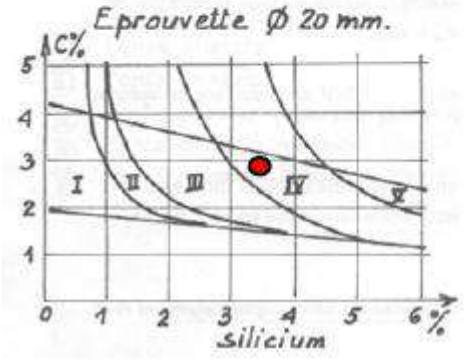


Tableau 3 – Caractéristiques mécaniques et dureté à l'état brut de coulée dans des blocs-échantillons de fonte EN-GJS-800-2 (1) de 25 à 150 mm d'épaisseur

Epaisseur (mm)	R_m (N/mm²) (2)	$R_{p0,2}$ (N/mm²) (2)
25	847	520
50	774	473
100	695	425
150	623	423

(1) Composition de la fonte : 3,66 % C ; 1,79 % Si ; 0,22 % Mn ; 0,045 % P ; 0,009 % S ; 0,060 % Mg ; 0,79 % Cu ; 1,09 % Ni.
Traitement thermique de normalisation : 4 h à 880 °C, refroidissement dans le four jusqu'à 780 °C, puis trempe à l'air.
(2) 1 N/mm² = 1 MPa.

4- 3 le Manganèse :

Nous tenons à rappeler que le Mn est un élément indésirable du fait de son caractère carburigène et de son aptitude à ségréger au joint du grain.

Dans la fonte GS, la teneur en Mn exerce une influence sur le rapport ferrite-perlite et donc également sur les caractéristiques mécaniques.

Le Mn est en effet un stabilisateur de la perlite et la fonte GS. Contiendra donc davantage de perlite pour une teneur en Mn croissante**.**

L'influence du Mn sur la formation de perlite est 10 fois plus faible que le cuivre**.** Il est donc conseillé de limiter sa valeur de 0,2 à 0,3% selon les nuances et épaisseurs.

L'élaboration de la nuance ferritique à l'état brut de coulée exigera donc que la teneur en Mn des charges métalliques soit le plus bas possible **(max ±0,12%).**

Le Manganèse est un élément carburigène, blanchissant**.** Il faut donc peu de Mn pour éviter, dans les parties minces du moulage la formation de fonte truitée.

Etant donné le faible teneur en S de la fonte GS, le rôle du Mn n'est pas de désulfurer, comme dans la fonte grise lamellaire, mais de dénitrurer, car les nitrures de fer, dus à l'azote dissous, perturbent la graphitisation. Les nitrures sont en effet des stabilisateurs de carbures.

Pour la fonte GS ferritique on maintient **Mn < 0,2%**

Pour la fonte GS Perlitique on maintient **Mn >0,4%**

Un titre Mn >0,4% peut faciliter l'obtention d'une matrice perlitique en favorisant la formation de cémentite manganésifère $(Fe, Mn)_3 C$ dans la perlite.

4- 4 le Soufre :

Son titre est toujours très faible pour :

- ne pas communiquer au liquide un grand pouvoir mouillant par rapport au graphite et, de ce fait, éviter le graphite lamellaire.
- ne pas consommer trop de Mg ou d'alliage au magnésium dont le prix de revient est très élevé.

En effet le Mg est un désulfurant très actif et la part qui sert à la désulfuration ne peut plus servir à la sphéroidisation du graphite.

- éviter la formation de sulfure de Mg **(**MgS**),** qui donne des inclusions néfastes aux caractéristiques mécaniques des moulages.

En pratique on tient = 0,004% < S < 0,015%.

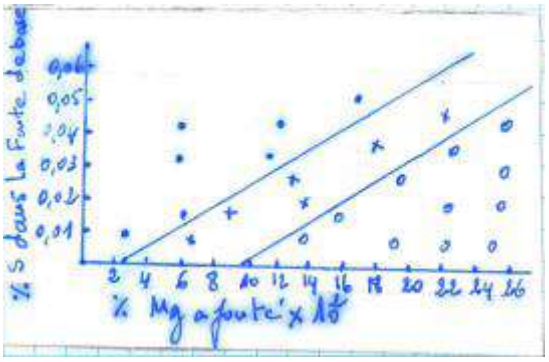


Figure. 6 : quantité de Mg nécessaire sous forme FeSiMg

Pour obtenir graphite sphéroïdale

4- 5 le Phosphore :

Contrairement à la fonte lamellaire, la teneur en P de la fonte GS. Doit être la plus bas possible si l'on veut réaliser des caractéristiques de ductilité et des températures de transition optimales.

Son influence s'ajouterait à celle du Si pour fragiliser la fonte GS.

Il agit en fragilisant les joints de grains et en provoquant une rupture inter granulaire. Le P, en ségrégant aux joints des grains, peut former des phosphures qui abaissent la résilience. Nous avons vu que le steadite est dure et fragile.

Afin de conserver une bonne ductilité dynamique (résistance au choc) à la fonte GS, qui est aussi appelée fonte ductile, on maintient le titre en P aussi bas que possible et dans tous les cas P < 0,08%.

4- 6 le Magnésium :

C'est un élément à la fois :

- blanchissant de la matrice ;
- sphéroidisant du graphite.

Le titre en Mg résiduel nécessaire pour la sphéroïdisation doit être d'autant plus élevé que les moulages sont plus épais.

Pour les pièces minces :%Mg =0,03% suffit.

Pour les pièces de moyenne épaisseur il faut : %Mg = 0,045 à 0,055%.

Pour les pièces épaisses il faut : %Mg = 0,07 à 0,1%.

Seul le Mg dissous dans le liquide est actif pour la sphéroïdisation.

Le fondeur doit tenir compte qu'il s'en perd :

- par évaporation : la perte est de 0,001% à 0,003% de Mg par minute du temps passé entre le début du traitement en poche et celui de coulée.

- par formation d'un peu de sulfure de MgS :

D'où la nécessité de prévoir un certain excès de Mg, tenant compte de ces pertes, pour le calcul du lit de fusion et des additions en poche.

4- 7 le Cuivre :

L'addition de Cu dans le lit de fusion de la fonte GS entraîne, au refroidissement dans l'état solide une perlitisation de la matrice

Le Cu étant graphitisant, comme le Si, lors de la solidification on peut se permettre de baisser le titre en Si

Par contre le Cu est antigraphitisant au cours du refroidissement (état solide) de l'austénite à travers le domaine eutectoide, soit vers 700°C.

L'addition de Cu évite ainsi la ferritisation directe.

En variant la teneur en Cu on obtient à volonté :

- une fonte GS à matrice ferrito-perlitique ;
- ou une fonte GS à matrice totalement perlitique.

En l'absence de cuivre, la matrice est ferritique.

5 – Traitement des Fontes GS :

Dès 1948 les chercheurs américains se sont aperçus qu'en traitant au Mg une fonte potentiellement grise, dans la poche de coulée, on obtenait dans les mêmes conditions de moulage, une fonte blanche ou une fonte grise à graphite sphéroïdale, selon l'addition de Mg.

Ce résultat est du à ce que le Mg accroît fortement la surfusiondu liquide et provoque le passage du système stable à graphite au système métastable à cémentite.

Le Mg détruit les germes de graphite préexistants dans le liquide.

Nous savons que la transformation de la forme du graphite de lamelles en sphéroïdes exige la présence dans la fonte d'une teneur en Mg libre minimal.

La valeur de cette teneur critique est actuellement inconnue car jusqu'à présent nous analysons la teneur totale en Mg présent dans la fonte. Cette teneur comprend outre la quantité de Mg libre, également la quantité de sulfures et oxydes de Mg présente dans la fonte liquide après traitement.

En plus, des essais exécutés ont clairement démontré qu'à côté du Mg les éléments inoculant (Ca,Ba,Sr et Terres Rares) exercent également un effet nodulisant.

Le fondeur peut cependant contrôler le degré de nodulisation de la fonte traitée en dosant la teneur en Mg total (appelée plus couramment : le Mg résiduel) de sa fonte à condition que :

a- les teneurs en S et en O_2 présentent dans sa fonte de base restent constantes.

Si la fonte de base contient, en effet, à un moment donné plus de soufre ou d'oxygène il faudra ajouter plus de Mg afin de réaliser la même teneur en Mg libre, ce qui augmentera corrélativement la teneur en Mg total.

- **Précautions :** Le magnésium est avide de soufre et d'oxygène



$2.Mg + S_2 \rightarrow 2.MgS$ ⟹ Création de sulfure

$2.Mg + O_2 \rightarrow 2.MgO$ ⟹ Création d'oxyde

b- le laps de temps compris entre le traitement et le moment auquel l'échantillon d'analyse du Mg est pris, soit toujours le même. Nous pouvons en effet admettre que le Mg libre et les sulfures et les oxydes de Mg sont bien répartis dans la fonte liquide immédiatement après la réaction violente provoquée par le traitement. A partir de ce moment la teneur en Mg libre diminue d'une part par évaporation du Mg libre et d'autre part par réaction entre le Mg libre et les crasses et les matériaux réfractaires qui sont présents dans la poche. D'autre part les produits de réaction (oxydes et sulfures) qui ont un poids spécifique nettement moins élevé que celui de la fonte remontent dans le bain liquide en s'enrichissant ainsi de plus en plus les couches supérieures de la fonte liquide.

Ces phénomènes expliquent parfaitement bien les problèmes qui entourent la définition de la teneur minimale en Mg garantissant une nodularité parfaite de la fonte.

Le critère de qualité principal auquel un traitement de nodulisation doit répondre est donc la réalisation d'une teneur en Mg libre minimale et constante dans chaque pièce produite.

Les méthodes de traitement et de coulée actuels qui répondent le mieux à se critère sont :

- la coulée automatique de la fonte traitée ;
- le traitement dans le moule (in-mould) ;
- le traitement dans le jet de coulée du moule (sphérulator).

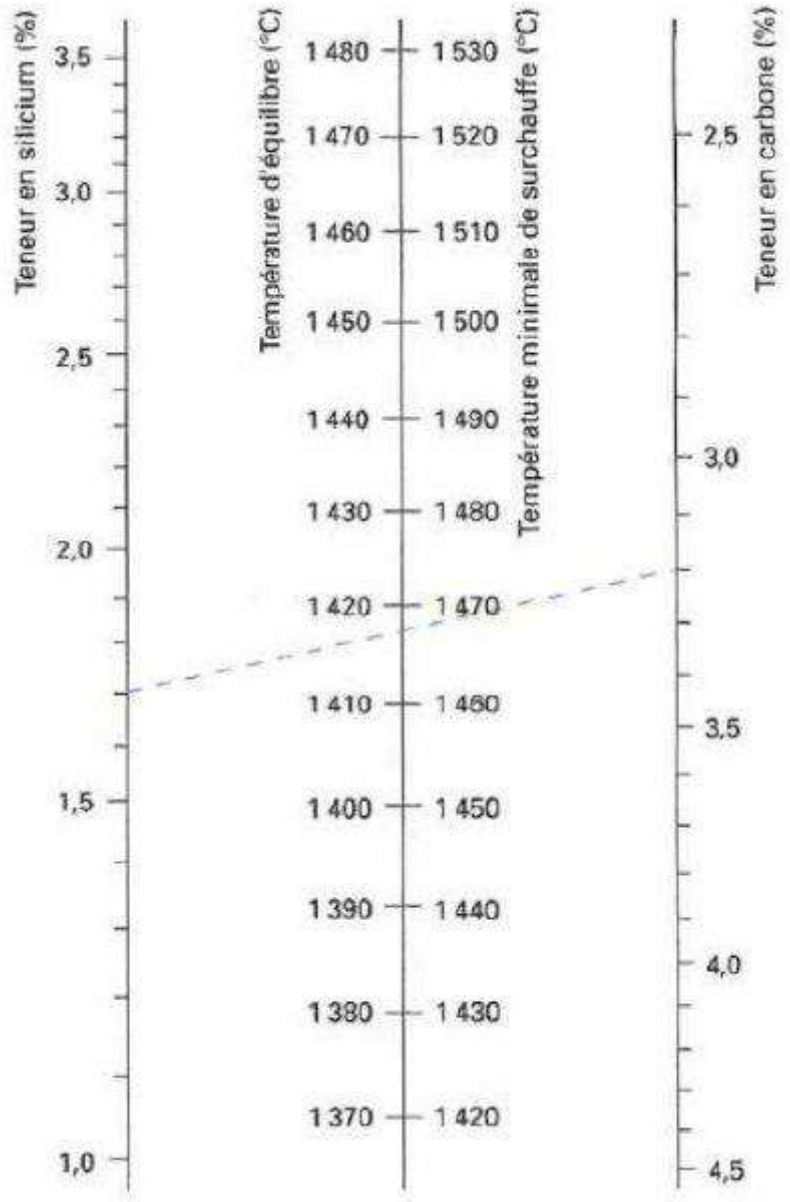
La quantité d'alliage sphéroidisant au Mg, pour l'obtention du graphite sphéroidal nécessaire peut être estimée à l'aide de la relation empirique suivante :

$$W_{FeSiMg} = W_{poche} \times \frac{(\%\ Mg_f + 0.76\ (\%\ S_i - \%\ S_f) + 10^{-3}t)}{(\%\ Mg_{FeSiMg} \times R)} \times \left(\frac{T\ (^oC)}{1450\ ^oC}\right)^2$$

W_{FeSiMg}	est le poids de l'alliage de Mg utilisé pour le traitement,
W_{poche}	est le poids de fonte liquide à traiter,
$\%\ Mg_f$	est le % Mg visé dans le métal après traitement,
$\%\ S_i$	est le % S initial dans la fonte liquide,
$\%\ S_f$	est le % S final dans la fonte après traitement,
t	est le temps (en minutes) écoulé entre le début du traitement au Mg et le début de la coulée en moule,
T (°C)	est la température de la fonte liquide à être traitée,
$\%Mg_{FeSiMg}$	est le % de Mg dans l'alliage de traitement,
R	est le rendement du traitement au Mg.

Selon cette équation, si la teneur finale en Mg varie de façon significative d'un traitement à l'autre par rapport à la valeur visée, les variables suivantes devraient être examinées :

- Poids de la fonte liquide :
- Poids du FeSiMg ajouté :
- Concentration initiale et finale de soufre :
- Concentration finale de Mg :
- % Mg dans l'alliage de traitement :
- Temps écoulé avant la coulée en moule :
- Température de la fonte :



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

Figure 6. Détermination de la surchauffe de la fonte

6- Inoculation de la fonte grise GS.

Pour obtenir cependant une fonte grise, c'est-à-dire, à graphite, il faut, simultanément ou juste après le traitement au Mg, faire une addition de Fe- Si inoculant et graphitisant.

Ainsi l'obtention d'une fonte GS nécessite, sur une fonte potentiellement grise, deux opérations :

- une addition de sphéroidisant du graphite, un alliage au Mg, qui crée la surfusion du liquide.
- une addition d'inoculant de graphite, un Fe- Si.

Nous avons déjà mentionné plus haut que le traitement de nodulisation détruit les germes naturels de la fonte. Ces germes qui sont des particules de SiO_2ne sont en effet pas stable thermodynamiquement en présence de Mg. La création de germes artificiels par une inoculation adéquate est donc nécessaire absolue dans le cas de la fonte à GS afin d'éviter la formation de carbures dans les pièces.

Contrairement aux types d'alliages inoculants utilisés dans le cas de la fonte GL, ceux employés pour l'inoculation de la fonte à GS ne peuvent contenir qu'une teneur en éléments inoculants relativement basse.

7- Alliages Servant au Traitement :

7-1 Alliages au Mg :

Seuls les alliages au Mg sont utilisés industriellement par ce qu'ils permettent d'obtenir régulièrement est économiquement le graphite sphéroïdale.

Tableau 2 : indique quelques alliages et leur rendement.

Alliages de traitement au Mg							
%Mg	%Si	%Ca	%Ba	%Ce	%Al	complément	Rendement R%
15-16	-	-	-	-	-	Ni 85	50 - 60
15-17	25-30	-	-	0,7-0,8	-	Ni 85	-
30-35	45-55	4 -6	-		1	Fe	30 – 35
14-16	43-47	2 -6	-	0,7-0,8	< 1	"	50 - 40
8 -10	46-48	-	-	-	-	"	35 - 45
8 -10	45-49	-	5	-	-	"	-
6 -8	45		-	0,25	< 1	"	> 40
5 -6	46-48	-	-	0,5 - 3	< 1	"	> 40
10	36-40	-	-	9 -11	-	"	-

Dans ce tableau, on trouve 03 types fondamentaux d'alliages pour traitement spheroidisant.

a) des alliages Ni - Mg :

Ce sont les plus anciens, ils plongent facilement dans la fonte liquide.

On les réserve à l'élaboration de la fonte GS perlitique, parce que le Ni confère à la fonte une hérédité perlitique.Ils sont à proscrire pour la fonte GS ferritique.

b) des alliages Ni - Si - Mg :

On retrouve là, dans le même alliage, les actions combinées sphéroidisante du Mg et inoculante du Si.

c) des alliages Fe - Si - Mg : parce que :

- ils sont moins onéreux que les précédents ;
- ils peuvent être utilisés aussi bien à l'élaboration de la fonte GS ferritique que de la fonte GS perlitique.
- à faible % de Mg ils donnent des réactions plus calmes.

Remarque :

On remarquera aussi, au tableau précédant, que les alliages de traitement sont complétés par de faibles additions de Ba, Ca, Ce, Al.

- l'addition de Ce : constitue un remède efficace aux divers poisons (voir plus loin) qui font dégénérer le graphite en pseudo-lamelles et sphéroïdes déchiquetés.
- l'addition de Ca : joue le rôle de désulfurant.
- l'addition de Ba : donne une tendance ferritisante.

Dans la pratique on fait des additions en poche d'un ferro-Mg -Si - Ca -Ce.

8- Techniques de traitements utilisées :

Il s'agit d'introduire du Mg dans une poche.

Le Mg métal ne peut être jeté pur, sur la fonte liquide, son immersion dans la fonte à 1420 à 1520°C provoquerait son ébullition (vaporisation instantanée avec :

- de grandes pertes en Mg (donc mauvais rendement).
- Risques d'accident par projection de fonte.

En effet le Mg fond à 650°C et bout à 1110°C.

D'autre part la masse volumique du Mg (1,75Kg / dm^3) est telle qu'il remonterait immédiatement sur le bain pour s'enflammer.

8-1 Méthodes d'introduction de Mg

8-1-1 Méthode Sandwich :

Il s'agit de la méthode la plus récente qui, à cause de sa simplicité et du bon rendement en magnésium, prend actuellement une très large extension.

Dans ce cas on utilise une poche de coulée de forme spéciale (voir figure), profonde et présentant une réduction de section vers le fond. La hauteur est h>2d.

La hauteur de fonte conserve une grande importance g = 1/3h pour éviter les projections.

On introduit dans la section réduite un Sandwich des additions sphéroidisantes et inoculantes.

Ce sandwich est recouvert très souvent de tôles minces (2 à 3mm) de façon à retarder le contact entre la fonte et les alliages de traitements.

En partant du fond de la poche on distingue par exemple, les 03 couches suivantes :

Couche1 : Fe – Si – Mg – Ca – Ce en gros grains de 10 à 20mm environ 1,8% de ce ferro à 10% de Mg.

Composition : Si = 50% ; Mg = 8 à 10% ; Ca = 3% ; Ce = 0,3%.

Son rôle est triple :

- nodulisant sphéroidisant pour le Mg.
- Inoculant graphitisant pour le Si.
- Désulfurant pour le Ca et antipoison pour le Ce.

Cette couche, qui contient le Mg, est placée au fond de la poche pour éviter son oxydation trop rapide lors de la coulée du liquide dans la poche.

Couche2 : Fe – Si – Ba – Al en petits grains de 1 à 7mm environ 0,7% de ce ferro.

Composition : Si = 60 à 65% ; Ba = 9 à 10% ; Ca = 1% ; Al = 0,5 à 0,6%.

Son rôle est :

- Inoculant graphitisant pour le Si.
- Désoxydant pour Al et Si.
- Ferritisant pour le Ba.

Couche 3: Fe – Si – Al en grains très fins de 1 à 4mm, même rôle que la couche 2, avec prédominance de l'effet de désoxydation de la fonte liquide.

Les couches 1 et 2 sont parfois mélangées en une seule.

Le jet de fonte versé dans la poche est dirigé à coté de la cavité contenant les additions de traitements.

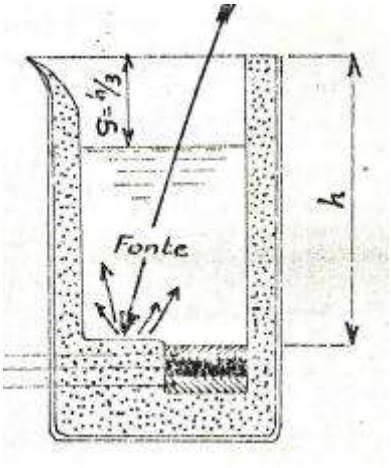


Figure 7 : Poche Sandwich

9- Durée d'action du traitement en poche :

Après traitement inoculant et sphéroidisant le maintien en poche de la fonte, avant coulée, doit être assez bref (de 15 à 20min), car l'action du Mg disparaît :

- par oxydation ;
- par évacuation de microbulles de vapeur de Mg.

Lorsque le temps entre traitement en poche et la coulée est un peu long, on peut rattraper la sphéroïdisation en ajoutant dans le moule des morceaux de
Fe – Si – Mg – Al.

10- Poisons de la sphéroïdisation :

La présence, même à l'état de traces, de quelques éléments tels que :
Pb (20ppm), Bi (20ppm), Sb (100ppm), Ti (400ppm), S, Cd, As……gène la sphéroidisation parfaite du graphite.

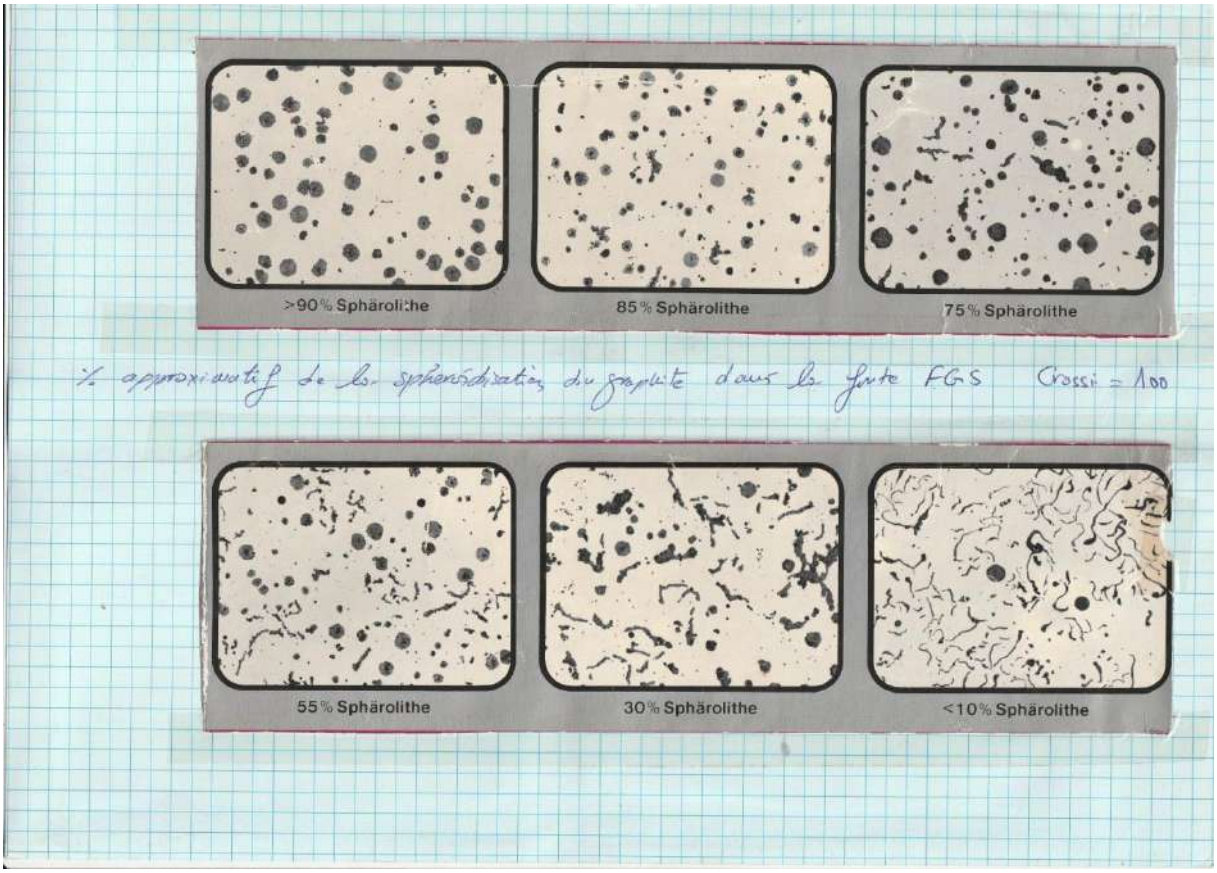


Figure.8 : approximative de la sphéroïdisation du graphite dans fgs.

Conclusion : il importe donc d'utiliser des matériaux aussi purs que possible dans l'élaboration de la fonte GS ferritique, et de faire des additions antipoisons.

10-1 Teneurs maxi : Tolérables en Poisons

Selon une norme de ''international Nickel'' le taux maxi tolérable des éléments suivants serait :

Al 0,05% Bi 0,002% Sn 0,08% Sb 0,01% Pb 0,002% Ti 0,07% As 0,05%.

En pratique, plue le moulage est épais, plus la somme des impuretés doit être faible.

Ainsi pour un moulage de 100mm d'épaisseur, on doit maintenir :

Ti + Pb + Bi + Sb < 0,02%.

10-2 Remède contre les poisons :

L'introduction de ferrocérium (0,2 à 0,3% du poids de l'alliage de traitement au Mg) ou de 0,005% de michmétal au cérium :

- soit après le traitement au Mg
- soit dans l'alliage de sphéroidisation
- soit dans le sandwich

Suffit à neutraliser la plus part des poisons cités.

Cependant le cérium ne constitue pas un remède absolu, car un excès de cérium provoque la formation de graphite déchiqueté.

Il semble donc toujours plus sur de partir d'un lit de fusion très pur.

Recuit des fontes GS

1- But du Recuit :

Les fontes GS sont appelées parfois fontes ductiles parce que :

- Leur ductilité statique ou déformabilité (A et Z) est plus grande que celle des fontes grises lamellaire.
- Leur ductilité dynamique ou résilience (K) est aussi très supérieure à celle des fontes grises lamellaires.

Le fondeur peut régler cette ductilité en jouant sur la structure de l'alliage : tout est donc une question de rapport perlite/ferrite de la matrice de la fonte pour aboutir à un compromis raisonnable, en vue d'une application pratique, entre la résistance et la ductilité.

Plus la fonte contient de ferrite plus elle est ductile et moins elle est résistante. Plus la fonte contient de perlite moins elle est ductile et plus elle est résistante.

Le but d'un tel traitement est l'amélioration de l'usinabilité.

Un autre avantage du recuit d'adoucissement est que les tensions internes sont simultanément presque totalement éliminées.

Lorsqu'on ne peut obtenir une matrice totalement ferritique à la coulée (fonte GS brute de coulée) il est toujours de rattraper le défaut en opérant un recuit de Ferritisation indirect.

2- Traitement Thermique de Ferritisation :

2-1 Traitement Thermique de Ferritisation à basse température (au-dessous de Ac_1) :

En l'absence de cémentite libre les fontes GS perlitiques ou les fontes GS perlito-ferritique sont recuites entre 700 et 760°C avec un temps de maintien de l'ordre d'une heure par 25 mm d'épaisseur, puis refroidies très lentement dans le four, portes fermées. Le refroidissement doit avoir lieu dans le four jusqu'à 300°C à une vitesse maximale de refroidissement de 50°C/h.

Avec ce traitement thermique au-dessous de la température critique Ac_1, aucune cémentite libre ou autres carbures ne peuvent être dissous, car à ces températures ils sont encore stables.

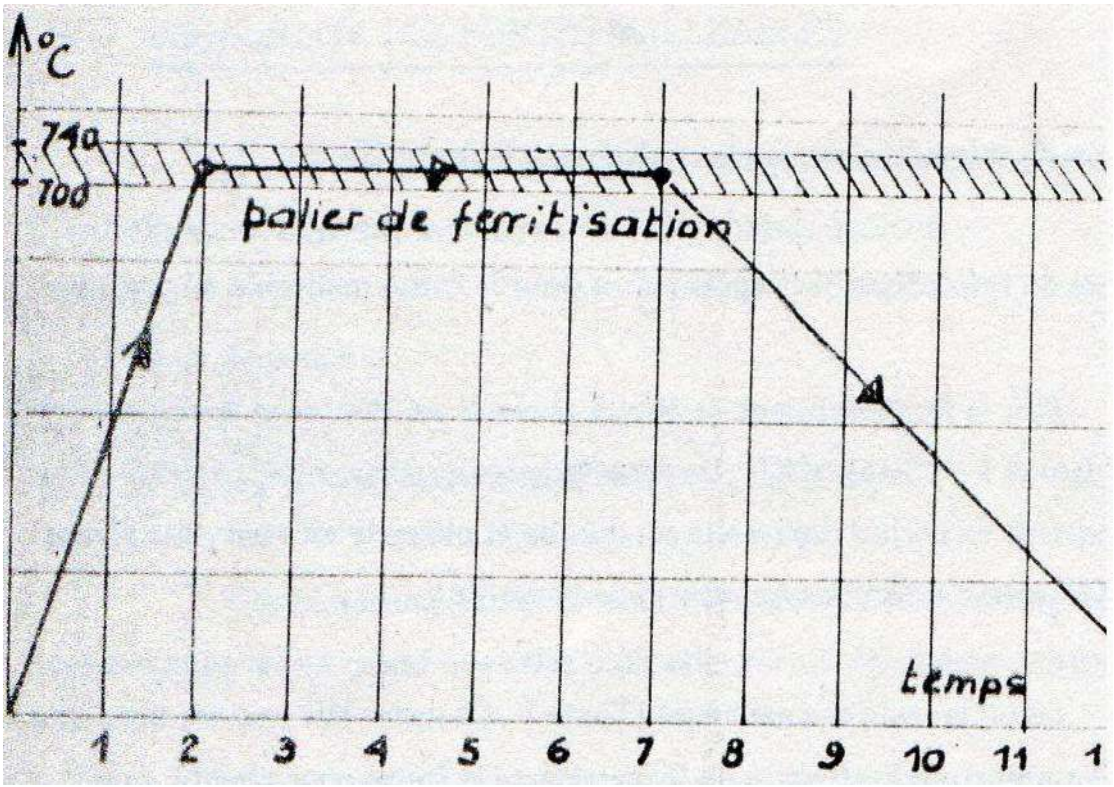


Figure 9 : cycle de Ferritisation indirecte[19].

2- 1-1 Explication des phénomènes :

La cémentite de la perlite est métastable et se décompose très facilement en ferrite et graphite selon la réaction :

Perlite (P) + graphite (G) → ferrite (α) + graphite (G)

Du carbone de la cémentite (de la perlite) qui diffuse→vers les nodules de graphite déjà existant.

Fe_3C → α (ferrite) + C (qui diffuse)

La ferritisation de la matrice des fontes s'effectue par diffusion du carbone combiné dans la cémentite en direction du graphite.

En effet, la condition pour la formation de ferrite est la présence de carbone libre sous forma de graphite sur lequel le carbone chimiquement combiné dans la cémentite peut se cristalliser pendant le recuit d'adoucissement, qui ne peut être obtenue pour les aciers courants.

Avec la précipitation du carbone sous forme de graphite, il se produit, par suite de l'augmentation de volume qui en résulte, un gonflement de la fonte dépendant de sa composition chimique, de la température et du temps de recuit. Car l'importance du gonflement est un indice de la transformation de la cémentite en ferrite et graphite**.**

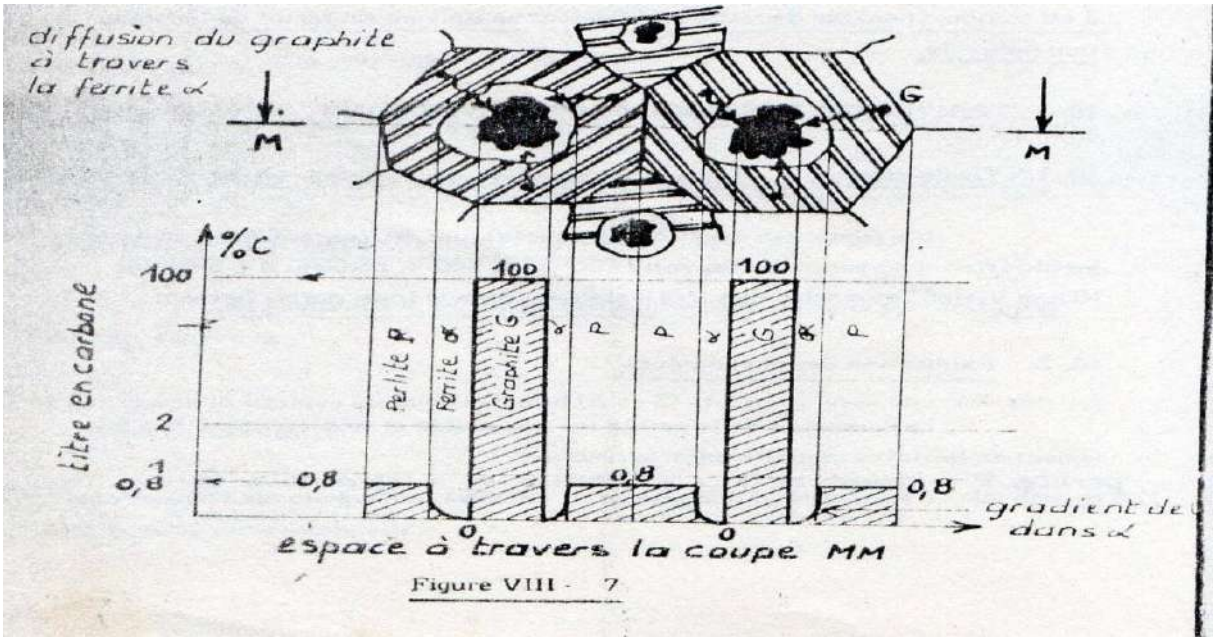


Figure10 : diffusion du graphite a travers la ferite [21].

2-2 Recuit d'adoucissement à haute température (nettement au-dessus de Ac_1) :

Si la structure d'une fonte devant subir un recuit d'adoucissement comporte de la cémentite libre ou d'autres carbures, il faut respecter pour sa transformation une température minimale de 855°C. Pour réduire le temps de maintien, on recuit la plupart du temps entre 900 et 950°C avec un temps de maintien de une à trois heures par 25 mm d'épaisseur.

Pour obtenir une structure ferritique, le domaine de température de 800 à 680° C doit être traversé lentement (10 à 20 °C/h). Jusqu'à 300°C, le refroidissement peut ensuite se faire dans le four à une vitesse de 40 à 50°C/h.

3- Recuit de Perlitisation :

L'objectif du recuit de perlitisation est la formation d'une structure totalement ou partiellement perlitique, afin d'améliorer les caractéristiques résistantes ou d'uniformiser les caractéristiques dans les zones d'épaisseur différente.

Le recuit de perlitisation exige dans sa première phase une austénitisation à haute température. Dans la seconde phase, il se produit un refroidissement accéléré, qui doit s'effectuer de façon suffisamment rapide pour ne favorise aucune formation de ferrite, mais d'autre part ne doit pas être si rapide qu'il puisse se former une structure de trempe. L'évolution de la température dans le recuit de perlitisation est représentée sur la figure.

Surtout pour la fonte à graphite sphéroïdal, la température d'austénitisation ne devrait pas être plus élevée que nécessaire, car un maintien de longue durée au-dessus de 900-920°C rend plus grossière l'austénite et la perlite qui en résulte, ce qui a des effets négatifs sur la résilience.

La vitesse de refroidissement après austénitisation est déterminée par la quantité de chaleur absorbée par les pièces ; pour réaliser une structure perlitique, des pièces lourdes et épaisses doivent la plupart du temps être refroidies en air agité. La vitesse de refroidissement nécessaire ne peut fréquemment être réalisée que par addition d'éléments d'alliages, comme par exemple le cuivre, le nickel et le molybdène.

Pour des pièces minces, il suffit normalement d'un refroidissement en air calme.

Donc refroidissement à l'air jusqu'à 540°C puis dans le four jusqu'à 300°C.

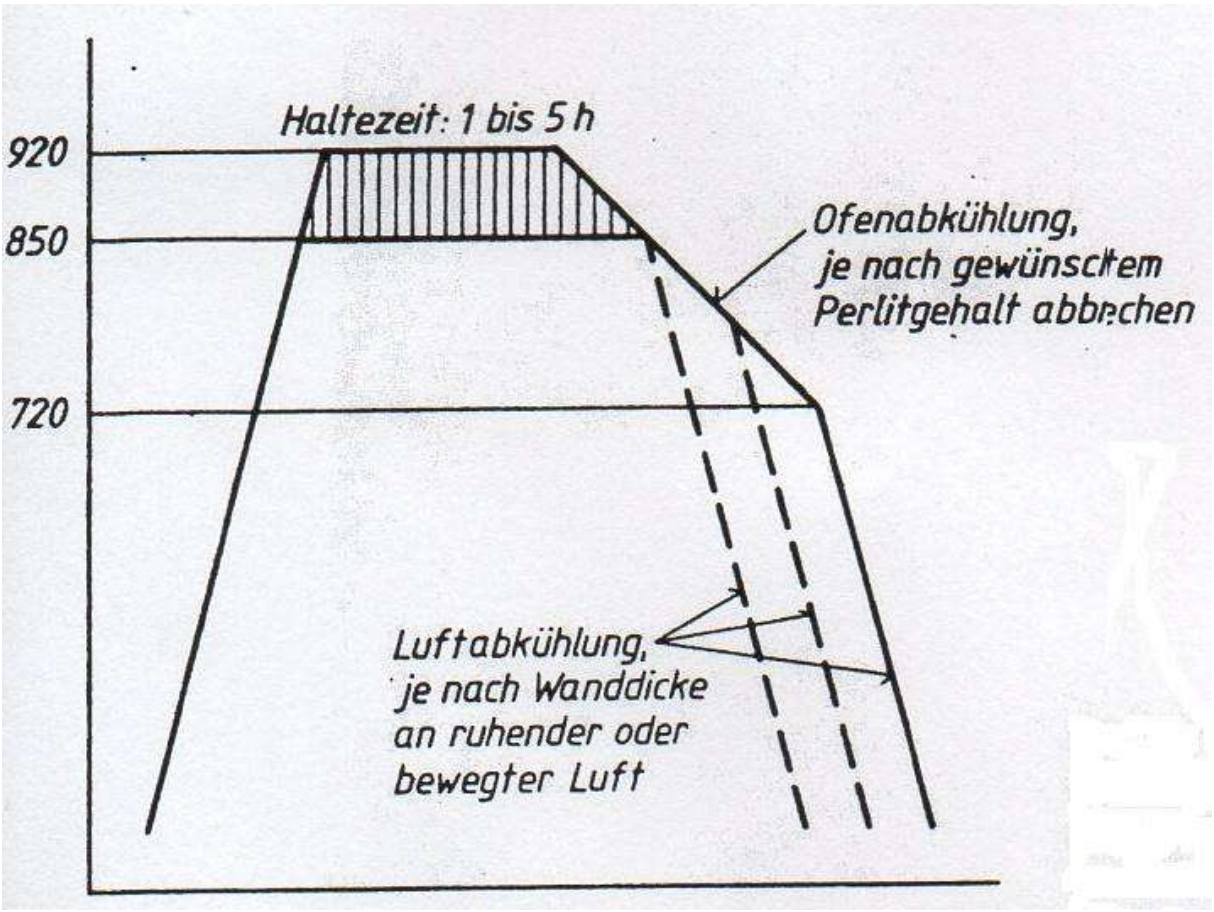


Figure11 : Représentation schématique du recuit de perlitisation d'une fonte. [27].

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

d'améliorer les caractéristiques résistantes ou d'uniformiser les caractéristiques dans les zones d'épaisseur différente.

Le recuit de perlitisation exige dans sa première phase une austénitisation à haute température**.** Dans la seconde phase, il se produit un refroidissement accéléré**,** qui doit s'effectuer de façon suffisamment rapide pour ne favorise aucune formation de ferrite, mais d'autre part ne doit pas être si rapide qu'il puisse se former une structure de trempe. L'évolution de la température dans le recuit de perlitisation est représentée sur la figure.

Surtout pour la fonte à graphite sphéroïdal, la température d'austénitisation ne devrait pas être plus élevée que nécessaire, car un maintien de longue durée au-dessus de 900-920°C rend plus grossière l'austénite et la perlite qui en résulte, ce qui a des effets négatifs sur la résilience.

La vitesse de refroidissement après austénitisation est déterminée par la quantité de chaleur absorbée par les pièces ; pour réaliser une structure

Les éprouvettes ont subi des traitements thermiques dans un four à moufle de type Héraeus type KS 120 (figure 12), muni d'une série de 24 résistances en silice (carbure de silicium). Cet équipement permet le chauffage jusqu'à des températures de 1200°C.

Une fois les échantillons installés dans le four, on doit maintenir la température suffisamment longtemps pour permettre à la chaleur de se distribuer à travers toute la pièce. Donc, le temps de chauffage nécessaire varie en fonction des dimensions de l'échantillon à traiter.

On a appliqué pour ces éprouvettes en fonte le cycle thermique suivant :

- Maintien de 1h à 5h à 920°C, suivie d'un refroidissement à l'air soufflé dans le four jusqu'à la température720°C.
- Puis refroidissement à l'air calme ou agité suivant l'épaisseur.



Figure 12.: Four de traitements thermiques.

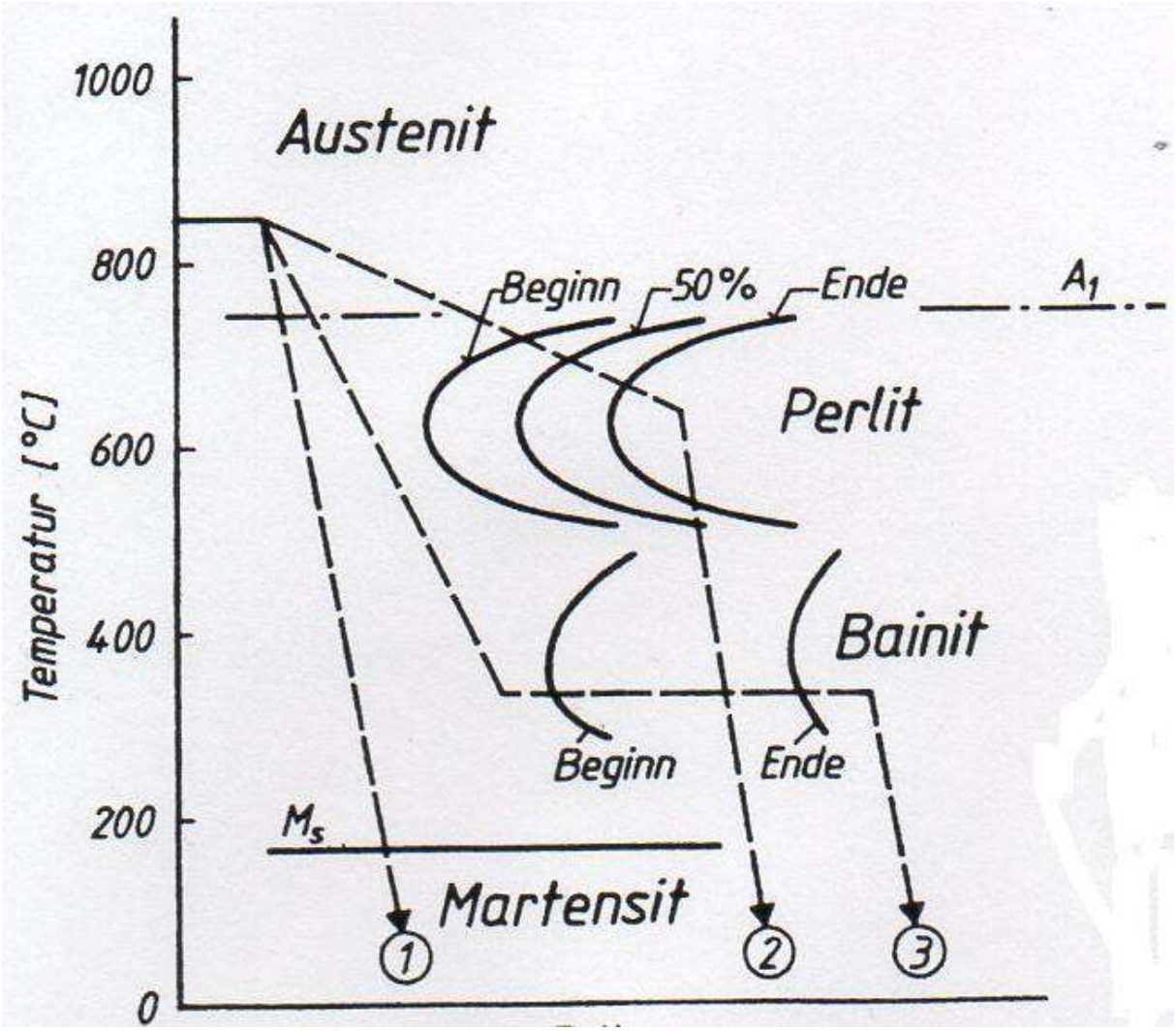


Figure 13 : Diagramme TTT, avec tracé de courbes de refroidissement pour différents procédés de traitement thermique. [25].

1- Trempe 2- Recuit de perlitisation 3- Bainitisation

chapitre 3

Chapitre III.

1. Elaboration de la fonte grise sphéroïdale et coulée des échantillons

La fonte est élaborée dans un four à induction à basse fréquence de capacité 06 tonnes. Les charges sont constituées de matières premières : Retour de fonderie, fontes neuves (Sorel), ferrailles d'aciers, ferro-alliages.

- Retour FGS perlitique de composition moyenne :%C : 3,7 ; %Si : 2,45 ; %Mn : 0,25 ; %P : 0,045 ; %S :<0,030.
- Fonte Sorel de composition moyenne : % C = 4,3% % Si = 0,24% % Mn = 0,009 % P = 0,1 à 0,3% % S ≤ 0,04%.
- Ferraille d'acier : % C = 0,17 à 0,25% % Si = 0.25 à 0,35% % Mn = 0,2 à 0,45% % P = 0,03 à 0,05% % S ≤ 0,05%.
- Ferromanganèse : à 72%Mn.
- Ferro-silicium : à 75%Si.
- Cuivre (pur à 99%).

Après fusion, on verse le bain dans une poche de coulée d'une tonne (poche de traitement pour sphéroïdisation)

Tableau 3. : contenant au fond un Sandwich

	Composition chimique			
fond Sandwich	% Si	% Mg	% Ca	%Ce
1,6% d'inoculant sphéroïdisant	45	10	3	0,3
0,4% d'inoculant de Fe - Si à 75% à grains fins	75	0	0	0

Ou bien après le traitement de sphéroïdisation ne contenant que 1,6% sphéroïdisant, le bain de fonte est coulé dans deuxième poche pour inoculation avec 0,4% d'inoculant de Fe - Si à 75% à grains fins

Les éléments Mg, Ca, Ce d'inoculation -sphéroïdisation disparaissent pratiquement en totalité.

En fin, lors du transvasement en poche de transport sur chaîne de moulage on ajoute 0,05% d'étain pur que l'on peut négliger du bilan

Tous les éléments étaient analysés à l'aide d'un spectromètre d'analyse chimique de marque PHILIPS spectrométrie émission PV8050 (figure 1), à l'exception du carbone pour lequel nous utilisons l'appareil analyseur de carbone / soufre ELEMENTRAC CS-i (figure 2). Pour chaque fusion on coulait en coquille 02 éprouvettes destinées à l'analyse chimique l'une au début, l'autre à la fin de la coulée.

.



Figure 1. : Spectromètre d'analyse chimique.



Figure 2.Analyseur de carbone / soufre.

Les échantillons en fontes élaborées de différentes compositions chimiques, sont coulés dans des moules en sables à vert, sous forme de Y. L'objectif est d'étudier l'action de ces éléments d'alliages sur la formation de la structure et les caractéristiques mécaniques et l'usure de ces fontes.

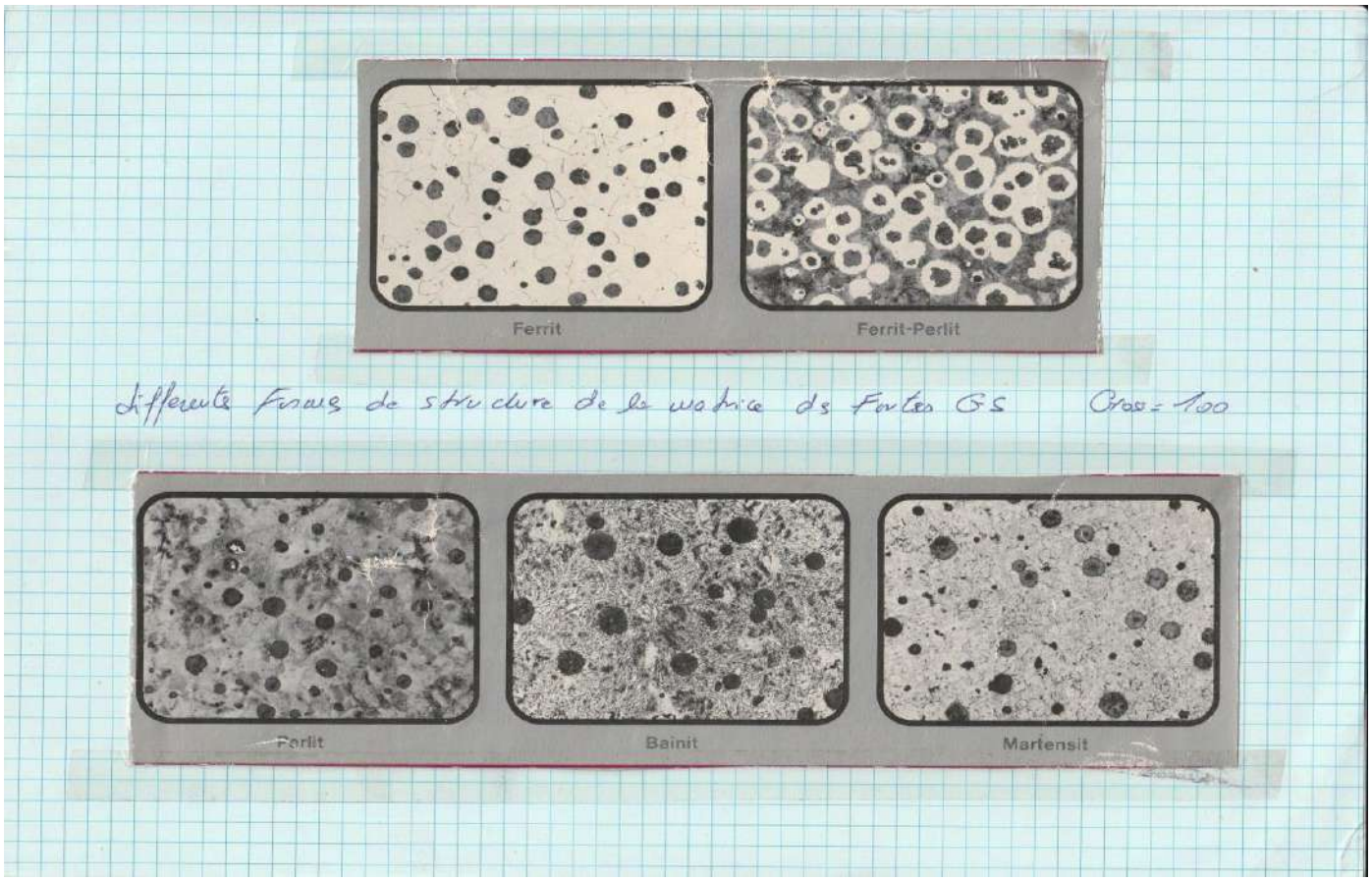


Figure 3 : structure de de la matrice de fonte GS Grs :100 [31].

1. 1. Coulée des échantillons

Immédiatement après décrassage, la fonte est versée dans une poche de coulée préalablement préchauffée, en même temps des quantités de ferromanganèses et/ou de cuivre (inoculants) ont été ajoutées suivant les teneurs visées. Ensuite, une coulée des fontes dans des Keel-blocks en sable au silicate de soude a été réalisée figures (Fig. 4.1) et (Fig4.2), et des barreaux cylindriques de 200 mm de longueur et 25 mm de diamètre ont été obtenus. Les éprouvettes destinées à la mesure de la résistance et de la résilience sont standardisées.

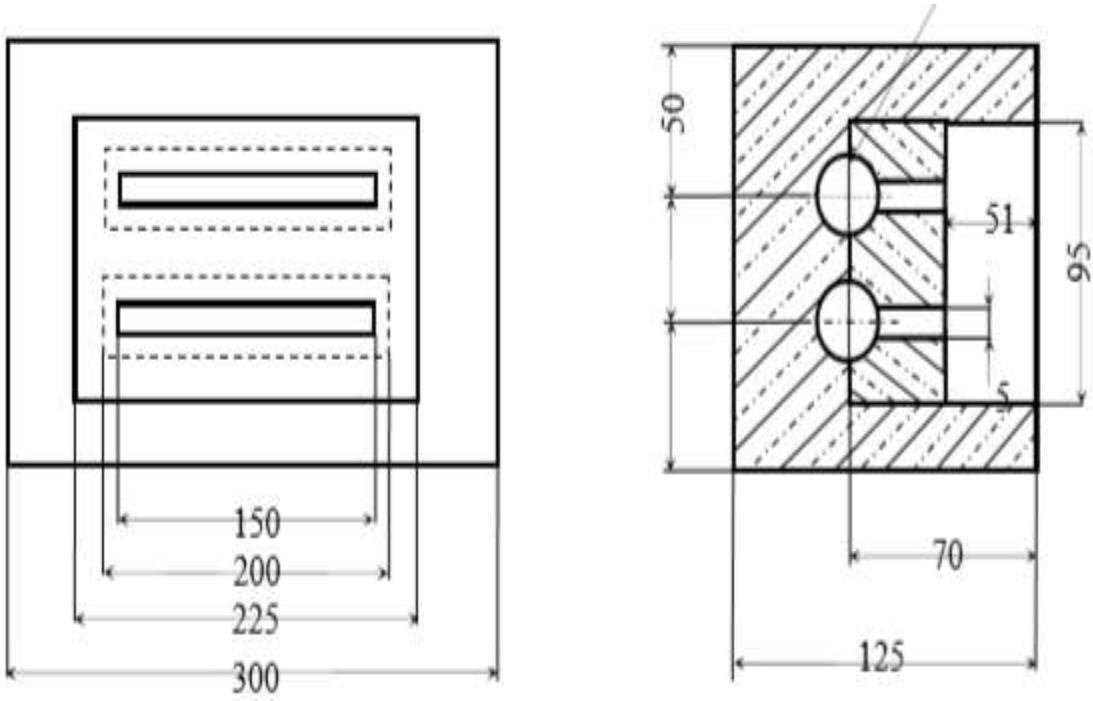


Figure 4.1: Keel-blocks moule pour la coulée des éprouvettes pour traction [31].

2. Métallographie Optique

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



Figure 5**:** nombre de nodule par mm² par microscope optique au grossissement *100 [19].

L'observation microscopique est réalisée avant et après traitement thermique pour chaque échantillon sous grossissement X100, à l'aide d'un microscope optique de type ZEISS AXIOVER T40 MAT équipé d'une caméra photo numérique (figure 6).



Figure 6. : Microscope optique.

L'évaluation des différents constituants de la microstructure avant et après attaque à l'état brut de coulée est réalisée en utilisant un analyseur d'images "logiciel image j", ou en utilisant la méthode de comparaison avec les images types suivant la norme……..

Au moins cinq zones différentes ont été sélectionnées pour chaque échantillon pour l'estimation quantitative des constituants.

2.1. Microscope électronique à balayage et Microanalyse X (MEB – EDS)

La microscopie électronique est réalisée pour les échantillons à l'état traité, par Le microscope électronique à balayage de type TESCAN VEGA3 SBU EasyProbe au niveau de l'université de LAGGUAT (figure 8). Piloté complètement par ordinateur travaillant en mode topographie (électrons secondaires) et en mode composition (électrons rétrodiffusés). Il est aussi équipé d'un microanalyseur EDX de type Bruker pour l'analyse chimique.



Figure 7. : Microscope électronique à balayage

2.2. Diffraction des rayons X

La diffractométrie des rayons X (DRX) est une technique d'analyse fondée sur la diffraction des rayons X sur la matière. La diffraction n'ayant lieu que sur la matière cristalline. L'analyse des spectres des diffractions obtenues, permet d'identifier les différentes phases, en particulier dans le cas des fontes, l'austénite et la ferrite.

L'analyse des phases est réalisée après traitement thermique de trempe et revenu en utilisant la méthode de diffraction DRX. Pour cette analyse, un diffractomètre au niveau du centre de recherche nucléaire CRNB de BIRINE de type « X'PERT PRO MPD »de Philips en mode θ-θest utilisé (figure 9), avec une anode monochromatique "Cu-K_α radiation" de longueur d'onde $\lambda = 0.15406$ nm. Le voltage d'accélération du tube et le courant utilisés sont de 40 KV et de 40 Ma respectivement. La ferrite et l'austénite sont déterminées par la méthode de comparaison directe en utilisant les intensités intégrées de {110}, {200} et {211} plans cristallographiques de ferrite et {111}, {200} et {220} plans cristallographiques d'austénite. Pour l'analyse quantitative des spectres de diffraction, le logiciel X'pert High score est utilisé.

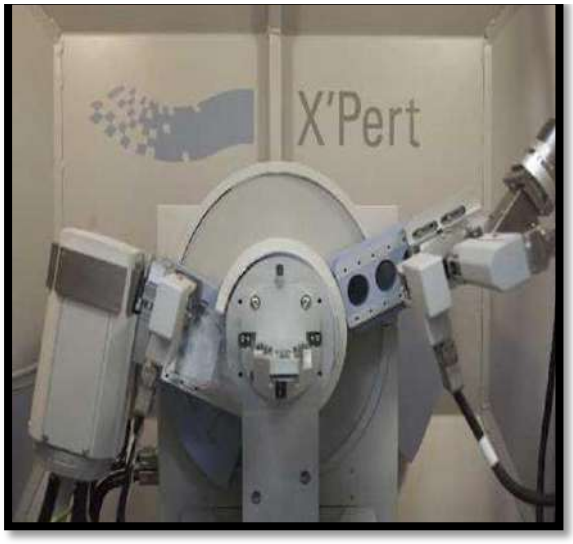


Figure 8: Diffractomètre utilisé pour les essais

2.3. Microscopie à force atomique (AFM)

Ces microscopies ont pris une importance de plus en plus grande dans le domaine des micros et nanotechnologies. Cet essor est notamment dû à la capacité de ces techniques à imager la morphologie et la microstructure des surfaces depuis l'échelle micrométrique jusqu'à l'échelle moléculaire ou atomique [39].

Il existe un grand nombre d'instruments de mesure de topographie. Le microscope à force atomique (AFM) offre les meilleures résolutions actuellement disponibles. Elles sont inferieurs au nanomètre dans les trois directions grâce à l'utilisation d'un actionneur pièze (voir figure 50). Pour cela, une pointe dont le rayon de courbure est de quelques nanomètres est mise en contact avec la surface. Enfin l'échantillon est déplacé suivant z de manière à maintenir le faisceau laser réfléchi par la pointe au centre de la cible.

Le calcul de la rugosité des échantillons se fait par un logiciel Gwyddion. Ce logiciel est intégré au microscope à force atomique A100 – AFM.

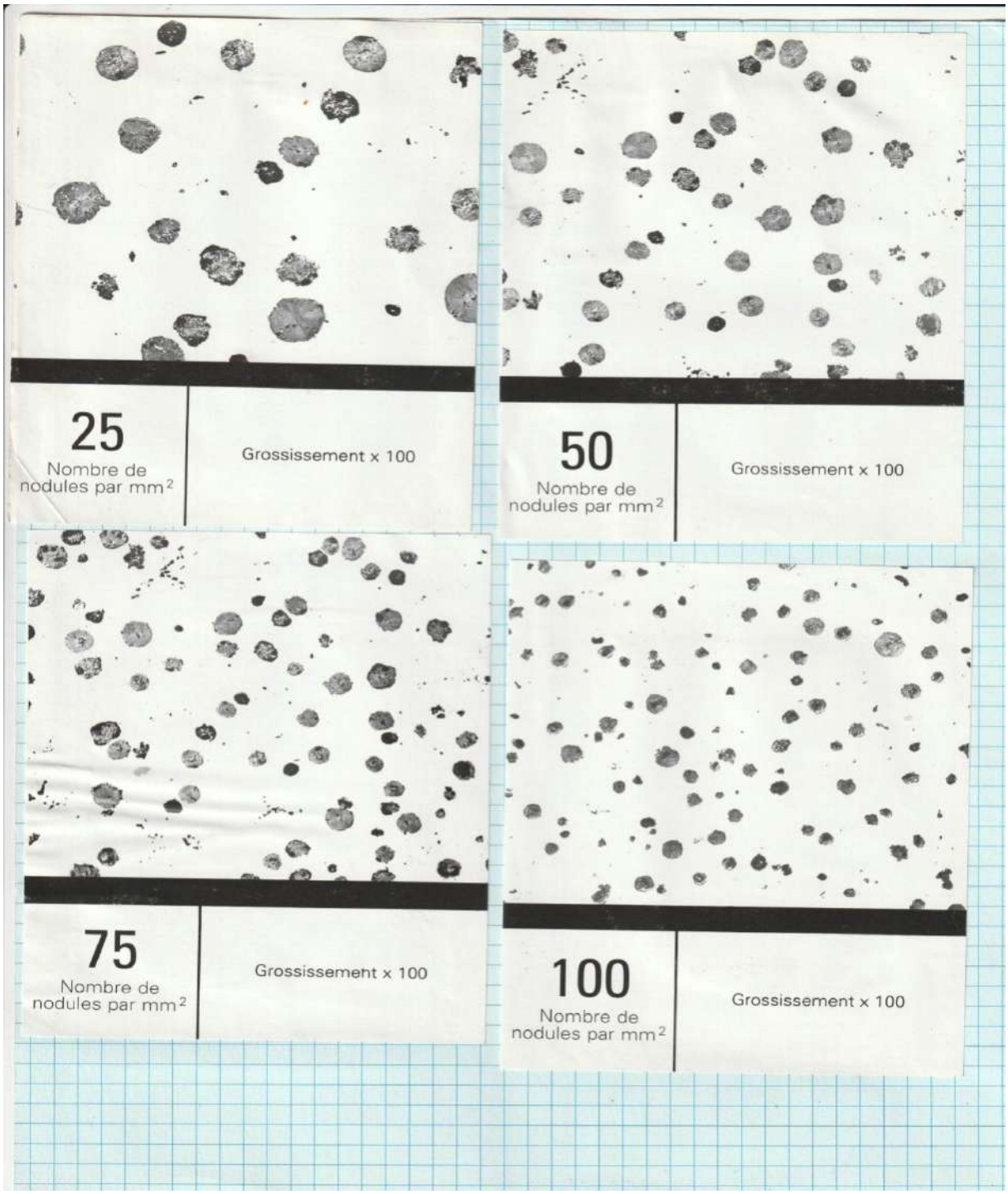


Figure 9**:** image type nombre de nodule par mm² avec au grossissement *100



Figure 10 : microscope a force atomique AFM
(Laboratoire de recherche de l'université de MEDEA.

3. Essais Mécaniques

3.1 La Dureté

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

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

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



Figure 11. : Duromètre utilisée pour l'essai de dureté HRC.

3.2 L'essai de Traction

L'essai de traction est l'un des essais mécaniques les plus fréquents. Et la plus simple à identifier les résultats. Et il est considéré comme le test le plus important utilisé par l'ingénieur pour contrôler la qualité de la matière et ses résultats donnent une image claire du niveau de la production. Il consiste à placer une éprouvette normalisée du matériau à étudier (figure 12) entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur le matériau jusqu'à sa rupture. On enregistre la force (F) et l'allongement (L-Lo), que l'on peut convertir en contrainte - déformation.

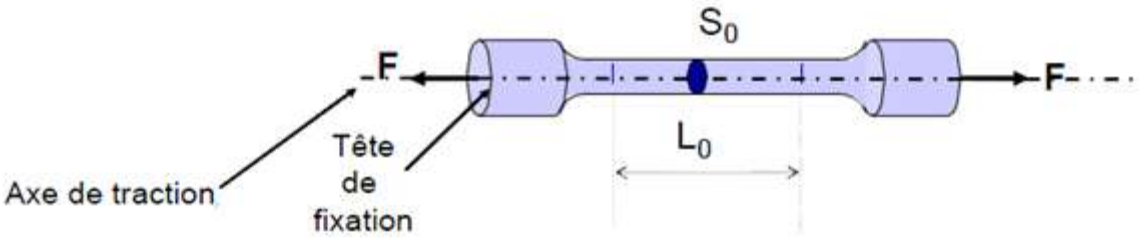


Figure 12. : Principe de l'essai de traction.

Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, L'allongement après rupture et le coefficient de striction, qui sont importantes en conception.

Pour déterminer la résistance à la traction du matériau étudié, des échantillons sont coupés à partir des barreaux coulés et les éprouvettes sont confectionnes par des opérations de tournage et fraisage au niveau du laboratoire de l'unité fonderie de Berroighia (figure 13).



Figure 13. : Eprouvette de traction utilisée.

La résistance à la traction est déterminée à l'aide d'une machine de traction (figure 14) au niveau du laboratoire de l'unité fonderie de Berrouaghia.



Figure 14: Machine utilisée pour les essais de traction.

Les résistances à la traction déterminées sont rassemblées dans le tableau 5.

3. 3. L'essai de résilience

Les normes prescrivent d'effectuer l'essai de flexion par choc sur des éprouvettes prismatiques de 10X8X55.

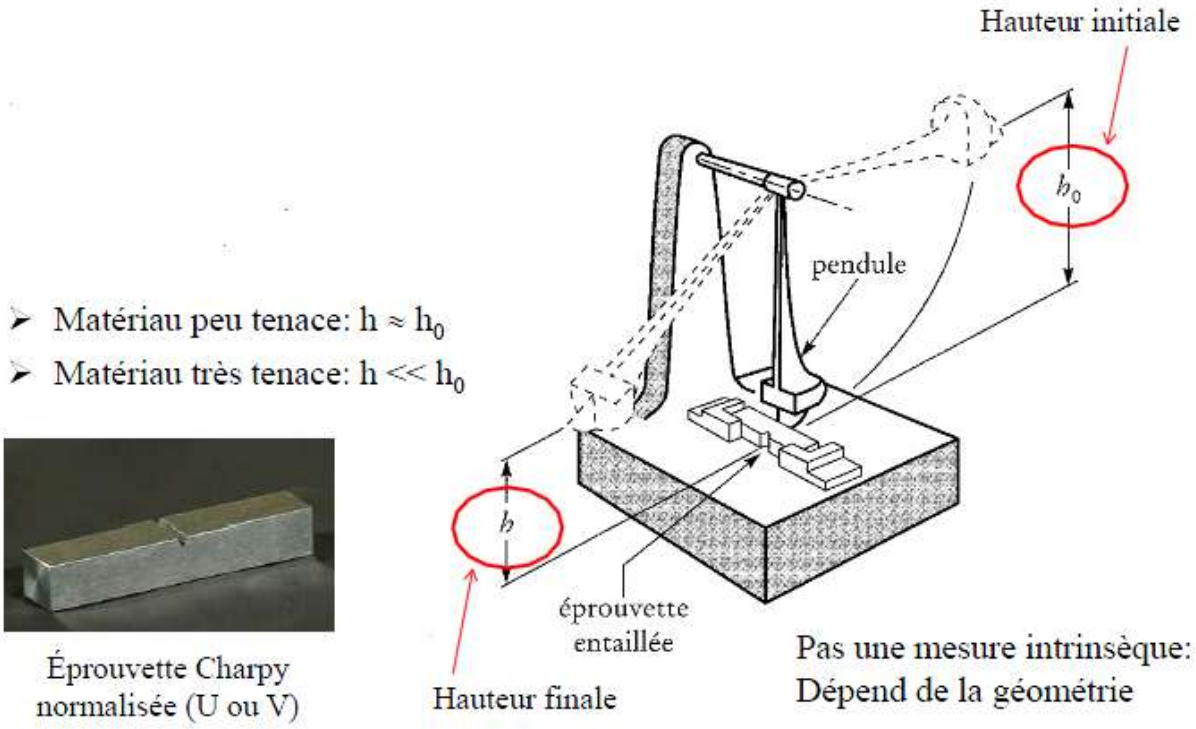


Figure 15: L'essai de résilience

Pour l'essai, l'éprouvette est calée sur deux appuis distants de 40 mm disposés symétriquement par rapport au centre de l'éprouvette, elle reçoit en son milieu le choc d'un mouton qui tend à provoquer la rupture de l'éprouvette par flexion.

On mesure le travail absorbé au cours de la rupture et on le rapporte à l'aire de la section de l'éprouvette.

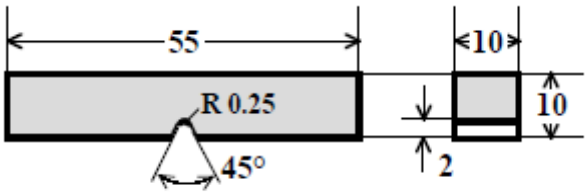


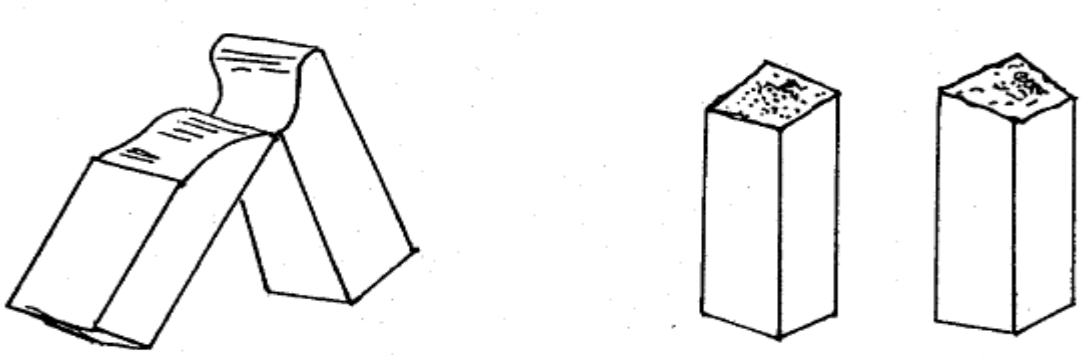
Figure 16 : éprouvette de résilience en V

Eprouvette en v

Le rapport obtenu, appelé "résilience " généralement représenté par le symbole K.

Les essais de résilience ont été réalisés à l'aide, d'un "mouton pendule"de type PSW30. Ils concernaient les éprouvettes ayant subi les traitements thermiques.

- Mode de rupture :



Rupture ductile **Rupture fragile**

Figure 17 : type de rupture

4. Méthodes d'essai non destructif (END) : méthodes d'examen et de contrôle :

L'objectif des méthodes d'examen et de contrôle est de faire la distinction entre les méthodes d'essais destructifs et non destructifs et de décrire différentes méthodes d'essais non destructifs pour identifiés les défauts.

Les méthodes d'examens non destructifs incluent les méthodes d'examen ainsi que les méthodes de contrôle. Le contrôle non destructif (CND) permet de vérifier la qualité du matériau (repérer les discontinuités dans une pièce) sans l'endommager, soit au cours de la production, soit au cours de la maintenance.

Toutes les soudures présentent des défauts. Les défauts ou les discontinuités dont la taille est trop importante sont appelés défauts inacceptables. En pratique, les défauts de petites tailles sont peu nombreux et n'affectent pas les performances de l'assemblage soudé.

4.1 Le contrôle par ressuage.

La technique est très ancienne et réside dans la simplicité de sa mise en œuvre. C'est une méthode globale qui autorise un examen de la totalité de la surface de la pièce. Elle permet de bien apprécier la longueur des défauts indépendamment de leur orientation. On peut mettre en évidence des discontinuités débouchantes de quelques dizaines de micromètres. Le contrôle par ressuage comporte trois étapes. La phase initiale consiste à nettoyer la surface de la pièce et d'appliquer un liquide pénétrant, soit par immersion, soit par pulvérisation. La durée d'application est variable selon le type de pénétrant, mais se situe en général entre 15 et 30 minutes. Le choix du liquide dépend essentiellement de la rugosité de la surface à contrôler. Le pénétrant peut être un produit coloré (faible sensibilité), un produit pré-émulsionné (sensibilité moyenne) ou un produit fluorescent (sensibilité élevée). Le pénétrant appliqué s'infiltre dans les petits interstices débouchant en surface, un certain temps est nécessaire pour laisser « poser » le pénétrant. La deuxième étape consiste à rincer la surface de la pièce pour enlever l'excès de pénétrant. Cette opération est délicate parce qu'un rinçage excessif ou insuffisant permet de fausser le résultat final.

Dans la troisième étape on applique un révélateur, liquide ou sous forme de poudre, sur la surface rincée, puis séchée. Le liquide (pénétrant) qui s'est introduit dans les fissures « ressort » à la surface dans le révélateur et s'élargit au niveau du défaut. Il devient nettement visible par un éclairage approprié qui dépend du pénétrant utilisé. La méthode ne donne aucune indication sur le volume et donc de l'importance des défauts.

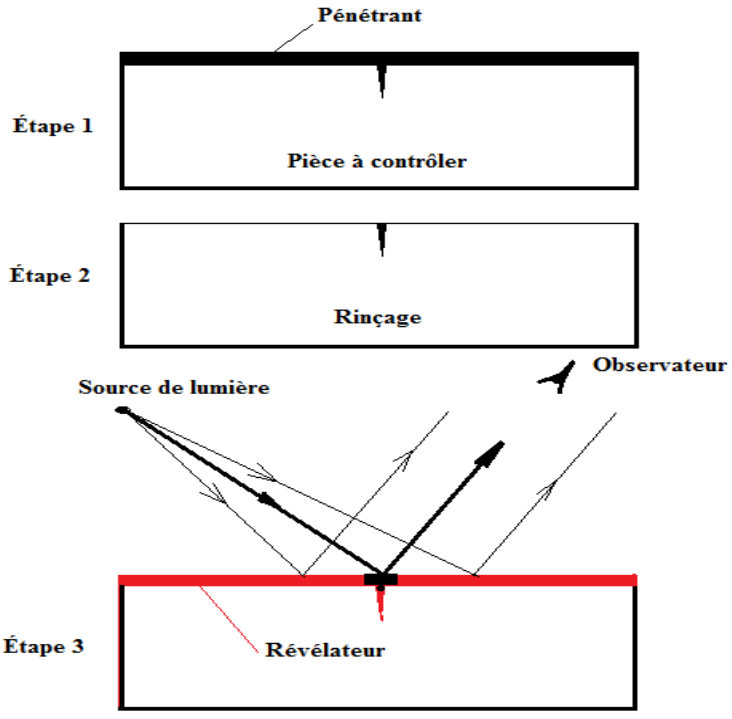


Figure16: contrôle par ressuage

4.2 Le contrôle par magnétoscopie.

C'est une méthode applicable seulement aux matériaux magnétiques pour la détection des défauts débouchant en surface ou proche à la surface. À l'instar du ressuage, la magnétoscopie complète l'examen visuel. On a recours à la magnétoscopie lorsque le ressuage est insuffisant (les imperfections de surface restent peu visibles malgré tout le soin apporté). La pièce est aimantée localement ou totalement à une valeur proche de la saturation magnétique. En l'absence de défaut, les fuites dans l'air sont insignifiantes (la perméabilité du matériau étant beaucoup plus grande que celle de l'air). Toute discontinuité du matériau provoquera une diminution de la section de passage et donc une augmentation du champ d'induction magnétique (conservation du flux). Cette augmentation provoquera une fuite magnétique à la surface de la pièce. Des particules ferromagnétiques contenues dans un révélateur s'accumulent au droit du défaut. On observe le spectre résultant sous un éclairage adapté.

L'avantage réside dans la simplicité de sa mise en œuvre. On peut apprécier la longueur des défauts de surface et ceux légèrement sous-jacents ; il est possible d'automatiser le contrôle. Dans la pratique, on procède à l'aimantation des pièces suivant deux techniques principales : magnétisation par courant d'injection et par électro-aimant mobile. Les particules du produit révélateur doivent être suffisamment fines et légères pour circuler dans toute la pièce. Ainsi elles sont facilement attirées par les fuites magnétiques. Des poudres à base de produits fluorescents sont utilisées pour améliorer le contraste. Après examen le magnétisme résiduel peut causer des problèmes ultérieurs (soudage, usinage) ; il est recommander de procéder à la démagnétisation de la pièce en la soumettant à un champ magnétique dont on diminue progressivement l'intensité et inversant à chaque fois son sens.

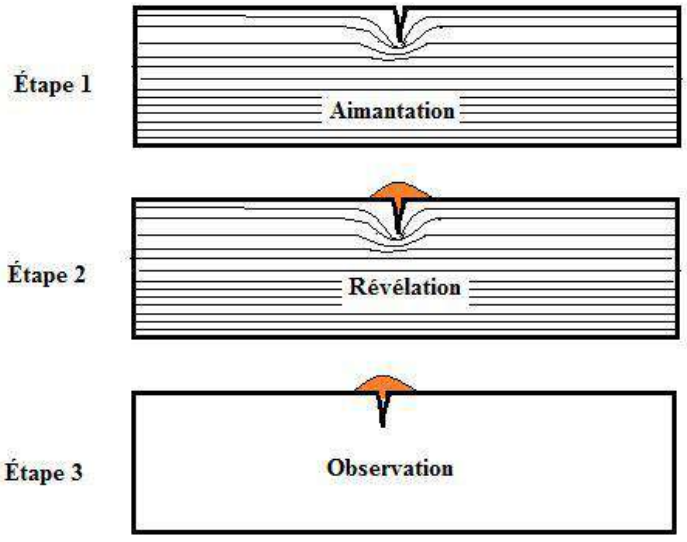


Figure17 : Les étapes du contrôle par magnétoscopie

Sommaire

Sommaire

INTRODUCTION GENERALE

Chapitre 1 : Généralités sur les fontes

.1 Généralités sur les fontes grises …… 4

2. Solidification et transformations à l'état solide des fontes …… 6

3. Les différents composants des fontes…… 8

3. 1. Ferrite…….. 9

3. 2. Perlite ……11

3.3.Cémentite ou Carbure de fer …… 12

3.4.Carbure ……... 13

3.5.Graphite Lamellaire (G.L) ……... 14

3.5.1.Influence du graphite dans les fontes grises ……. 17

4.Influence des différents facteurs sur la cristallisation (Structure des fontes) …….. 17

4. 1. Effet de la composition chimique ……... 17

4. 1. 1. Effet des éléments normaux …… 17

4. 1. 1. 1. Carbone et Silicium …….. 17

4. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre…… 18

4. 1. 1. 1. Phosphore……. 19

4. 1. 2. Effet des éléments d'addition ……. 19

4. 1. 2. 1. Cuivre, Chrome et Molybdène…… 19

4. 2. Carbone équivalent C E ……... 21

4. 3. Effet de la température de surchauffe et de temps de maintien ……. 23

4. 4. Inoculation…… 24

4. 5. La vitesse de refroidissement…….. 26

Chapitre II Généralités sur les fontes grises

1- introduction ……28

2- classification des fontes à graphite sphéroïdal ……...31

3- Analyse chimique élémentaire……. 31

4- Action des éléments ……...31

4-1 le carbone……. 31

4- 2 le Silicium ……33

4- 3 le Manganèse…….…… 36

4- 4 le Soufre…….. 37

4- 5 le Phosphore ……...37

4- 6 le Magnésium ……..38

4- 7 le Cuivre…….. 38

5 – Traitement des Fontes GS ……..38

6- Inoculation de la fonte grise GS……42

7- Alliages Servant au Traitement……... 42

7-1 Alliages au Mg ……42

8- Techniques de traitements utilisées ……43

8-1 Méthodes d'introduction de Mg ……... 44

8-1-1 Méthode Sandwich ……..44

9- Durée d'action du traitement en poche ……...45

10- Poisons de la sphéroïdisation ……45

10-1 Teneurs maxi : Tolérables en Poisons……. 46

10-2 Remède contre les poisons ……47

Recuit des fontes GS ……..47

1- But du Recuit……. 47

2- Traitement Thermique de Ferritisation ……48

2-1 Traitement Thermique de Ferritisation à basse température (au-dessous de Ac_1) ……...48

2- 1-1 Explication des phénomènes ……49

2-2 Recuit d'adoucissement à haute température (nettement au-dessus de Ac_1)…….. 50

3- Recuit de Perlitisation ……50

Chapitre III :caractersesation et élaboration de la fonte grise

1. Elaboration de la fonte grise sphéroïdale et coulée des échantillons…….55

1. 1. Coulée des échantillons……..57

2. Métallographie Optique……58

2.1. Microscope électronique à balayage et Microanalyse X (MEB – EDS)……60

2.2. Diffraction des rayons X……61

2.3. Microscopie à force atomique (AFM)……...62

3. Essais Mécaniques……..64

3.1 La Dureté……..64

3.2 L'essai de Traction……...65

3. 3. L'essai de résilience……67

4. Méthodes d'essai non destructif (END) : méthodes d'examen et de contrôle ……68

4.1 Le contrôle par ressuage……..68

4.2 Le contrôle par magnétoscopie……...70

Conclusion

Listes des figures

Chapitre I

Figure 1 : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable……...5

Figure 2. : Diagramme métastable Fer – Fe_3C [18]……...7

Figure 3. : Diagramme stable Fer - graphite [18]……..8

Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite [18]……10

Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite [18]…….……10

Figure 6 : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) × 100 [20]……11

Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30 [21]……12

Figure 8. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital)……13

Figure 9 : Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chromeà l'état brut de coulée……...13

Figure 10 : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C[23]……14

Figure 11. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène…….……15

Figure 12. : Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau .interconnecté de lamelles (b)……...15

Figure 13. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire [24]…….....16

Figure 14. : Influence de silicium sur la température eutectique [27]……18

Figure 15. : Inclusions MnS de la fonte grise FGL25 pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S……19

Figure 16. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P……19

Figure 17. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE….20

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%.....21

.Figure 19. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires……22

Figure 20. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise (valeurs moyennes dans 14 fonderies suédoises……...22

Figure 21. : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification……...23

Figure 22. : Détermination de la surchauffe de la fonte……..24

Figure 23. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite …25

Figure 24. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche)…..26

Chapitre II

Figure 1 : Fiabilité de 04 alliages ferreux……28
Figure 2 : Diagramme d'équilibre de la fonte GS……...30
Figure 3: représente diamètre de nodule en µ……32
Figure 4 : Carbone équivalent recommandé pour pièces GS……..33
Figure. 6 : quantité de Mg nécessaire sous forme FeSiMg……37
Figure 7 : Poche Sandwich……..45
Figure.8 : approximative de la sphéroïdisation du graphite dans fgs……..46
Figure 9 : cycle de Ferritisation indirecte……48

Figure11 : Représentation schématique du recuit de perlitisation d'une fonte……...51
Figure 12.: Four de traitements thermiques……52

Figure 13 : Diagramme TTT, avec tracé de courbes de refroidissement pour différents procédés de ..traitement thermique……...53

Chapitre III

Figure 1. : Spectromètre d'analyse chimique……...56

Figure 2.Analyseur de carbone / soufre……...56

Figure 3 :structure de de la matrice de fonte GS Grs :100……..57
Figure 4.1: Keel-blocks……...58

Figure 5**:** grossissement de nombre de nodule par mm² avec microscope optique……59

Figure 6. : Microscope optique……60

Figure 7. : Microscope électronique à balayage……..61

Figure 8: Diffractomètre utilisé pour les essais……...62

Figure 10. : Microscope à Forces Atomiques AFM (Laboratoire de recherche de l'université de MEDEA..64
Figure 11. : Duromètre utilisée pour l'essai de dureté HRC……...65

Figure 12. : Principe de l'essai de traction……..65

Figure 13. : Eprouvette de traction utilisée……66

Listes des figures

Figure 14: Machine utilisée pour les essais de traction……..66

Figure 15: L'essai de résilience……67

Figure16: contrôle par ressuage…….69

Figure17 : Les étapes du contrôle de magnétoscopie…….70

Liste des tableaux

Liste des tableaux
Tableau 1. : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite……..…….……..11
Tableau 2. : indique quelques alliages et leur rendement……..……42
Tableau 3. : contenant au fond un Sandwich ……..…...55

Références

[1] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, Ekusa Kazuya. Mechanical and wear behavior of quenched and tempered alloyed hypereutectic gray cast irons. Materials and Design (2011) ; 32 : 2438-2443.

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

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

[4] T. Sarkar. G. Sutradhar. Investigation on mechanical properties and wear behavior of Cu-alloyed austempered gray cast iron (AGI).Sādhanā (2018) 43: 161. https://doi.org/10.1007/s12046-018-0943-6.

[5] 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. 5

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

[7] Henri Laplanche, Les fontes et leurs traitements thermiques (Tome 1) Métallurgie Structural, Puc-éditions des forges, Paris 1976.

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

[9] 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. 9

[10] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj. Effect of misch metal inoculation on microstructure, mechanical and wear properties of hypoeutectic gray cast irons. Mater Des 2009 ; 30(10) : 4488-92.

[11] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, K. Prabhakara Rao. Studies on mechanical and wear properties of alloyed hypereutectic gray cast irons in the as-cast pearlitic and austempered conditions. Mater Des 2010 ; 31 : 951-5. 11

[12] 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). 12

Références

[13] 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. 13

[14] M.Ch.DEFRANCQ. Le point sur l'élaboration métallurgique des fontes grises. Université de LIEGE. Section Métallurgie-Matériaux. 11 avril 1995. 14

[15] Abdelaziz Medjaldi. Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées. Magister, Université de Annaba, Algérie. 2012. 15

[16] 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. 16

[17] 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. 17

[18] Jean Claude MARGERIE. Propriétés des fontes grises ordinaires. M380. C.T.I.F. 18

[19] 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. 19

[20] Damien Joly. Développement d'une méthode de conception et de validation expérimentale d'outils de fraisage : Application au cas de la fonte à graphite vermiculaire. Thèse de doctorat de l'université François – Rabelais. 2010. 20

[21] L. Collini, G. Nicolette, R.Konecna. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. Journal of Materials Science and Engineering A 488 (2008) 529 – 539. 21

[22] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, D. Venkateshwara Rao . Wear behavior hypereutectic gray cast irons. Tribology International (2010) ; 43 : 647-53. 22

[23] ROBERT LEVEQUE - Aciers à outils - M330 Techniques de l'ingénieur 1979. 23

[24] JACQUES BOURDIE. Sphéroïdisation du graphite – cas de la fonte centrifugée. Thèse de doctorat de l'universite de TOULOUSE. 2017. 24

[25] 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. 25

[26] 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. 26

[27] Yassir Ramdani. Influence et rôle du silicium dans la fonte à graphite sphéroïdale. Master SIMM option Métallurgie Avancée de L'université de Lorraine. 2013. 27

Références

[28] Adriana Ana Prreira. Lourival Boehs. Wilson Luiz Guesser. The influence of sulfur on the machinability of gray cast iron FC25. Journal of Materials Processing Technology 179 (2006) 1650-0171. 28

[29] 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. 29

[30] Michel Geier. Metallurgie de Fonderie (Tome 2). Editions Eyrolles. Paris. 1978. 30