REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE YAHIA FARES DE MEDEA



Faculté de **T**echnologie

Mémoire de fin d'étude de Master

Filière : Génie Mécanique

Spécialité : Ingénierie des matériaux et des surfaces

Thème :

Détermination de la température de transition (TTDF) ductile fragile d'une fonte FGS 40-12 pour application cryogénique

Présenté par :

DAHAM Rachid

DENDANI Lamia

Proposé et Dirigé :

Mr .HABIRECHE Mohamed.

L'année universitaire: 2019/2020

Remerciements

Je remercie Dieu avant tout de m'avoir donné la force, la volonté et le courage de développer ce travail. Je tiens à remercier mon promoteur, M. Habireche Mohamed, d'avoir accepté ma formation et pour ses précieux conseils et orientations. Je remercie également les membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont manifesté à accepter de lire et de revoir notre humble travail et je remercie tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.

Dédicace

Je dédie ce travail

À mon père, que Dieu le protège

À ma chère mère

À mon ange et soutiens-moi dans la vie

Pour toute ma famille élargie

Et tous mes amis

Résumé

A la t°= ambiante de la fonte grise FGS 40_12 est caractérisée par une bonne ductilité de l'ordre de 12%. Si l'essai de traction est réalisé à plus basse température, on n'a constaté que la ductilité diminué. A cet effet il faut donc calculer la température de transition ductile- fragile (TTDF) pour localiser la température de service de cette fonte pour application cryogénique. Apres avoir donné les directives essentielles pour aider au choix d'une fonte destinée à la coulée de pièces résistant aux basses températures nous présentant quelques exemples sélectionnées parmi de nombreux autres qui illustrent les possibilités offertes par toute la gamme des fontes utilisables aux basses températures.

Abstract

At ambient t ° = gray iron FGS 40_12 is characterized by good ductility of the order of 12%. If the tensile test was carried out at a lower temperature, it was found that the ductility decreased. For this purpose it is therefore necessary to calculate the ductile-brittle transition temperature (TTDF) to locate the service temperature of this cast iron for cryogenic application. After having given the essential directives to help in the choice of a cast iron intended for the casting of parts resistant to low temperatures we present some examples selected among many others which illustrate the possibilities offered by the whole range of cast iron usable at low temperatures.

ملخص

عند المحيط = t ° يتميز الحديد الرمادي FGS 40_12 بالليونة الجيدة بنسبة 12٪. إذا تم إجراء اختبار الشد عند درجة حرارة أقل ، فقد وجد أن الليونة انخفضت. لهذا الغرض ، من الضروري حساب درجة حرارة الانتقال الهش (الدكتايل) لتحديد درجة حرارة الخدمة لهذا الحديد الزهر للتطبيق المبرد. بعد إعطاء التوجيهات الأساسية للمساعدة في اختيار الحديد الزهر المخصص لصب الأجزاء المقاومة لدرجات الحرارة المنخفضة ، نقدم بعض الأمثلة التي تم اختيارها من بين العديد من الأمثلة الأخرى التي توضح الإمكانيات التي تقدمها مجموعة كاملة من الحديد الزهر القابل للاستخدام في درجات حرارة منخفضة.

SOMMAIRE

Introduction générale…… 1

Chapitre I:généralités sur les fontes…….. …… … …2

I.1. Généralités sur les fontes ……...…….... … … … … …3

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

I. 3. Les différents composants des fontes…… … … … … … … .8

I.3. 1. Ferrite……..8

I.3. 2. Perlite…….…….10

I.3.3. Cémentite ou Carbure de fer……..... .11

I.3.4.Carbure…….....12

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

I.3.5.1. Influence du graphite dans les fontes grises……...16

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

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

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

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

I.4. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre…….…..... ...18

I.4. 1. 1. 3. Phosphore…….…..... 19

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

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

I.4. 2. Carbone équivalent C E……...……. 22

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

I.4. 4. Inoculation……..….....25

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

I.5. Différents types des fontes ……..... .. … … ...28

I.5.1. Les Fontes grises……..28

I.5.2. Fonte truitée…….28

I.5.3. Fonte blanche……...28

I.5.4. Fonte malléable……....29

I.6. Principales utilisations des fontes…….. … … … … ...29

I.7. Fonte à graphite sphéroïdale (FGS)……... … … … … ...30

I.7.1. Les Familles des Fontes GS……..... … … … … ...31

I.7.1.1. Fonte GS Ferritique……. .31

I.7.1.2. Fonte GS Ferrito-Perlitique…… ..31

I.7.1.3. Fonte GS Perlitique…… ..32

I.7.1.4. Fonte GS Martensitique……... …32

I.7.1.5. Fonte GS à Trempe Bainitique……..... … 32

I.7.2. Etude des Fontes GS……..…….. …… … …32

I.7.2.1. Pourquoi La Fonte GS ?.....34

I.7.2.2. Élaboration du Métal Liquide……...…..35

I.7.2.2.1. Élaboration des Fontes GS……..……35

I.7.2.3. Désulfuration…… ...36

I.7.2.4. Sphéroïdisation de La Fonte (G.S)…… ..…36

I.7.2.5. Inoculation et Post- Inoculation……37

I.7.2.6. Système Fer-Carbone-Silicium…….37

I.7.2.7. Système Fer-Carbone-Phosphore……..... ...39

I.7.2.8. Solidification et Transformation à L'état Solide des Fontes……..;… .39

Chapitre II : La Température De Transition Ductile – Fragile (TTDF)……..…..44

II.1. Introduction……45

II.2. Historique…….. … … … …45

II.3. Explication du phénoméne…….. … … … ..45

II.4. Transition ductile–fragile…… … … … . 46

II.5.Détermination de la température de transition Ductile – fragile (TTDF)……..48

II.5.1. Première méthode……..……..49

II.5.2. deuxième méthode……..…..……49

II.5.3. troisième méthode…….. ...50

II.6. L'essai Charpy…….. … … … … ...52

II.7. Simulation de l'essai Charpy……..... … … … … …55

II.8.Caractérisation de la résistance à l'impact……...…… … … … … … 57

II.8.1. Technique expérimentale……..…… ...57

I.8.1.1.Grandeurs caractéristiques des courbes en énergie à rupture…… ...59

I.8.1.2.Grandeurs caractéristiques des courbes instrumentées……..... … ..60

II.9. Exemples des essais de résilience…….…… … … … … .62

II.9.1.Pièces destinées aux pays au climat rigoureux…….…..... …62

II.9.2.Pièces à usage cryogénique…… .63

Conclusion générale …….. …67

Référence……..…… .68

Liste des figures

Chapitre I:généralités sur les fontes

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 ……..7

Figure 3. : Diagramme stable Fer - graphite ……...……..8

Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite …….....9

Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite ……9

Figure 6. : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) × 100…….10

Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30…….....11

Figure 8. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital)……...……...12

Figure 9. : Présence des carbures en phases blanches dansla 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……...13

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 ……..……..16

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

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

Liste des figures

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……..21

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……....23

Figure 21. : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification……...……24

Figure 22. : Détermination de la surchauffe de la fonte…….....25

Figure 23. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite ……..26

Figure 24. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée

(Diagramme de Laplanche)……27

Figure 25. : Structure ferrito-perlitique d'une fonte grise (gauche), Structure perlitique d'une fonte grise (droite)…….28

Figure.26 : Vue au microscope de fonte à graphite sphéroïdal…….31

Figure.27 : les matrices des fontes GS……...32

Figure.28 : le feuillet orangé inclus dans la pochette de la couverture arrière de cette brochure présente des renseignements additionnels sur les applications et les propriétés……...33

Figure.29 : Fiabilité de 0.4 alliage ferreux……34

Figure.30 : Le pourcentage de silicium entraine…….....38

Figure .31 : Description schématique de la solidification d'une fonte GS hypereutectique……...…..40

Figure .32 : section partielle du diagramme de phases Fe-C-Si à teneur en silicium fixée.....41

Figure .33 :courbes représentant schématiquement l'évolution de la température en fonction du temps lors du refroidissement et de la solidification d'une fonte à graphite sphéroïdale hypoeutectique (a) hypoeutectique (b) ……...42

Figure34 : schéma de l'élément du volume considéré pour décrire la formation de la microstructure d'une fonte à graphite sphéroïdale durant réaction eutectique dans le système stable……43

Chapitre II : La Température De Transition Ductile – Fragile (TTDF)

Figure.35 : courbes de transition ductile-fragile d'un acier A 508 CI3 [Houssin et al. 1980]……...……..47

Figure.36 : Surface de rupture d'une éprouvette Charpy à -90 ◦C . Du bas vers le haut de la photographie : l'entaille mécanique, puis la déchirure ductile délimitée par la ligne blanche, puis la rupture fragile par clivag [ROSSOLL,1998]……47

Figure.37 : Décalage de la température de transition de résilience provoqué par un écrouissage de 10 % et un vieillissement de 30 min à 250 ◦C [Koster and Kampschulte, 1961]……...48

Figure.38 : (a) Principe de l'essai Charpy. (b) Éprouvette standard Charpy V-notch (KCV) [Rossoll, 1998]……...54

Figure.39 : Enregistrement force vs déflexion pour deux matériaux lors d'un essai de résilience instrumenté [Rossoll, 1998]…….55

Figure.40 : Maillage 3D du quart de l'éprouvette Charpy (les surfaces analytiques de contact ne sont pas représentees)[Berdin and prioul,2007]……56

Figure.41 : Schéma d'une éprouvette de résilience de type mini-Charpy…….……..57

Figure.42 : Schéma des éprouvettes mini-Charpy prélevées en sens LT et TL dans les géométries largets (F41 et F40) et dans la barre J27 de diamètre 36 mm, et de la microstructure sous-jacente.....58

Liste des figures

Figure.43 : Courbe force (load) - temps (time) typique d'un matériau en transition ductile-fragile et correspondance entre les différentes parties de la courbe avec la morphologie du faciès de rupture [Chaouadi-2002]……..61

Figure.44 : pièces en malléable galvanisées destinées au canada à la chine (S.A.F.A.M – Fonderie de Mousserolles)…….……62

Figure.45 : Carters de réducteur de vanne en GS spéciale basse température ……63

Figure.46 : Volutes en fonte à graphite sphéroïdal à destination de l'U.R.S.S……63

Figure.47 : carters de surpresseur en fonte austénitique S.NM 23 4……...64

Figure.48 : Tube collecteur en S-NM 23 4 …….…….65

Figure. 49 : Compresseur de pompe en S-NM 23 4 d´un poids de 1500 Kg……...65.

Figure.50 : Ensemble de pièces composant un groupe électro-pompe monté sur un bateau-citerne transportant de l´ammoniac liquide fonte S-NM 23 4……...66

Figure. 51 : Cylindre de détendeur d´oxygène de 245 Kg en fonte austénitique S-NM 23 4 (D-2M) ……..…….66

Nomenclatures

Fe: Fer

C: Carbone

Si: Silicium

Mn: Manganèse

S: Soufre

P: phosphore

Cu: Cuivre

Ce: Cérium

Mg: Magnésium

Ti: Titane

Al: Aluminium

GS : Graphite Sphéroïdal

FGS : fonte à graphite sphéroïdal

E : Module de Yong (MPa)

H : Dureté

HB : Dureté Brinell

MPa : Méga Pascal

Introduction Générale

Pour des pièces destinées au climat rigoureux, s'imposent des matériaux résistent à des températures comprises entre 0 et -50°C. Tandis que l'industrie cryogénique requiert des pièces devant résister à des températures de l'ordre de -200°C. Dans l'un et l'autre cas, le choix des fontes dépondra non seulement de la température minimale d'utilisation, mais également des conditions de service, en particulier de la tenue au choc.

Apres avoir donné les directives essentielles pour aider au choix d'une fonte destinée à la coulée de pièces résistant aux bases températures, nous présentant quelques exemples sélectionnées parmi de nombreux d'autres : ils illustrent les possibilités offertes par toute la gamme de fonte utilisables aux basses températures.

Compte tenu de son importance sur le plan industriel, le sujet que nous abordons méritent un long développement. Nous nous bornerons donc à définir les bases fondamentales pour la détermination de la température de transition ductile-fragile, propre à déterminer le choix du matériau le mieux adapté à la coulée de pièces destinées aux usages à basses températures.

Chapitre I

Généralités Sur Les Fontes

Chapitre I. Etude Bibliographique

I.1. Généralités sur les fontes

Les très nombreuses applications des fontes 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.[1].

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.[2].

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.[3] :

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

L'addition dans les fontes de divers éléments d'alliages permet d'agir sur leurs structures et d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques, chimiques ou leurs aptitudes à répondre aux traitements thermiques. Suivant leur influence sur la structure, on peut distinguer [4] :

- Les éléments alphagènesqui 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 gammagènesqui 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.

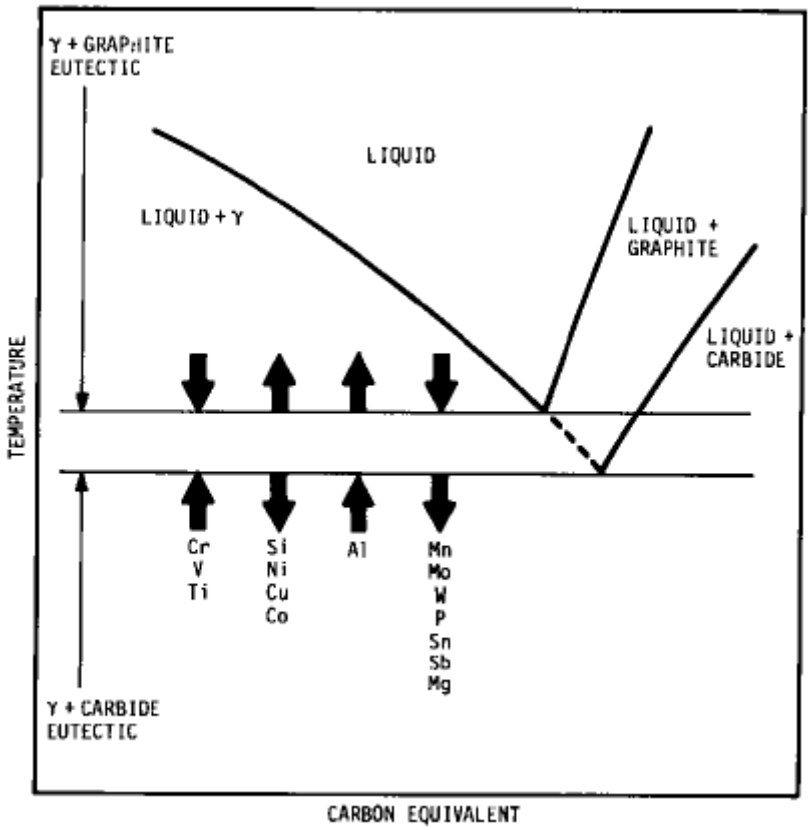


Figure 1. : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable.

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.[5]. 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 [7].

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

La solidification des fontes grises est un phénomène complexe qu'il faut étudier en détail. Selon la quantité de carbone ajouté, la fonte sera hypoeutectique (2,03%< C % 4,3%), eutectique (C= 4,3%) ou hypereutectique (C > 4,3%) [8].

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

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

- de liquide en austénite primaire et se termine en m_2 (1147°C) par la transformation eutectiqueau cours de la quelle le liquide résiduelle se transforme enlédéburite (austénite + cémentite) pour l'équilibre métastable.

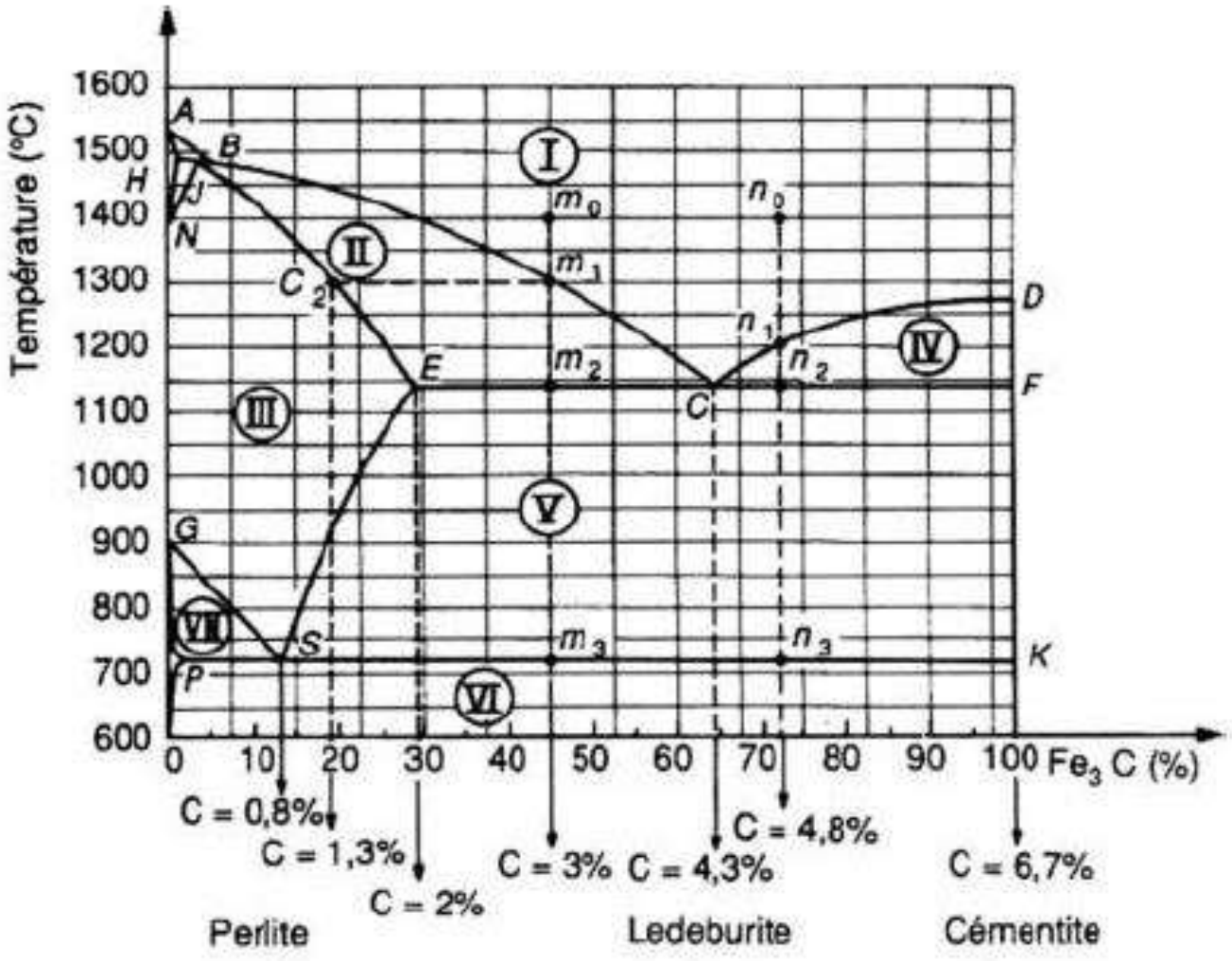
- de liquide en austénite primaire et se termine en m_2 (1153°C)par la transformation eutectiqueau cours de la quelle le liquide résiduelle se transforme en graphite (lamelles, nodules ou vermicules) et en solution solide γ à 2% C, formant le constituant eutectique (γ + Gr) pour l'équilibre stable.

L'alliage continue sa solidification de m_2 à m_3 :

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

- pour le diagramme stable, de m_2 à m_3 (727°C) l'austénite γ s'appauvrit en carbone jusqu'à 0,8 % C qu'elle laisse déposer de carbone dit proeutectoide sur les précipités de graphite déjà existants. En m_3 c'est toujours la même transformation eutectoide.

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



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

Figure 2. : Diagramme métastable Fer – Fe_3C [9].

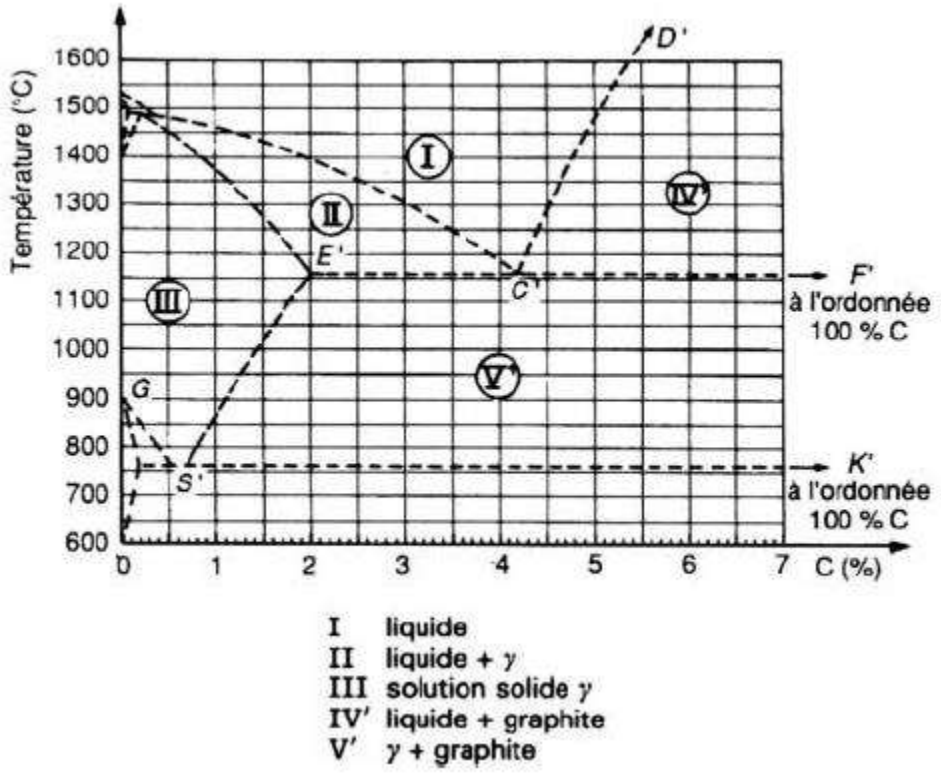


Figure 3. : Diagramme stable Fer - graphite [9].

I. 3. Les différents composants des fontes

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

I.3. 1. Ferrite

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

Si on compare une ferrite pure à une ferrite contenant 3,4% de Si, on peut remarquer que la dureté passe de 75 à 150 HB, la résistance à la traction augmente de 257 à 530 MPa, tandis que l'allongement à rupture diminue de 61% à 28 %[9]. L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite apparaissent sur les figures 4 et 5.

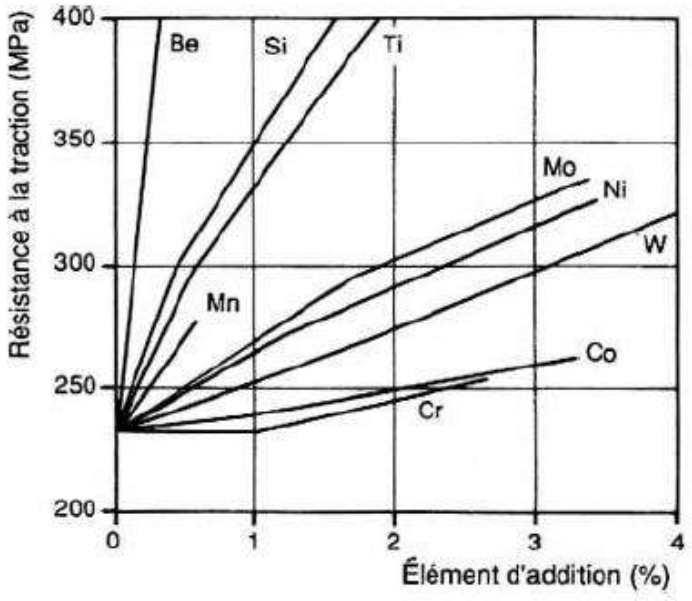


Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite [9].

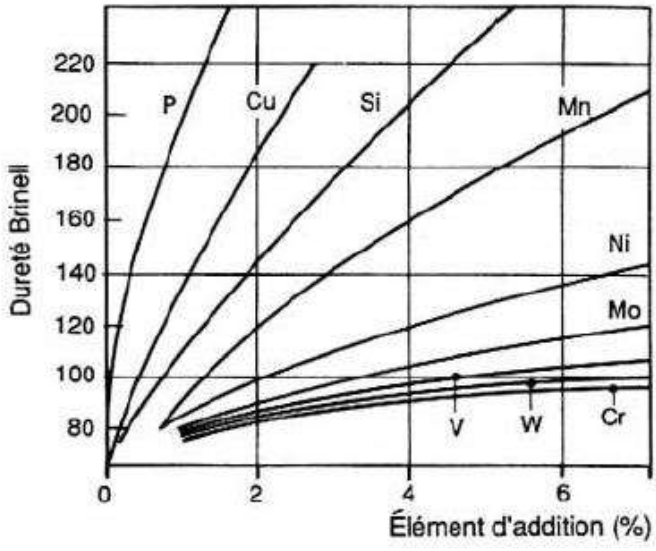


Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite [9].

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

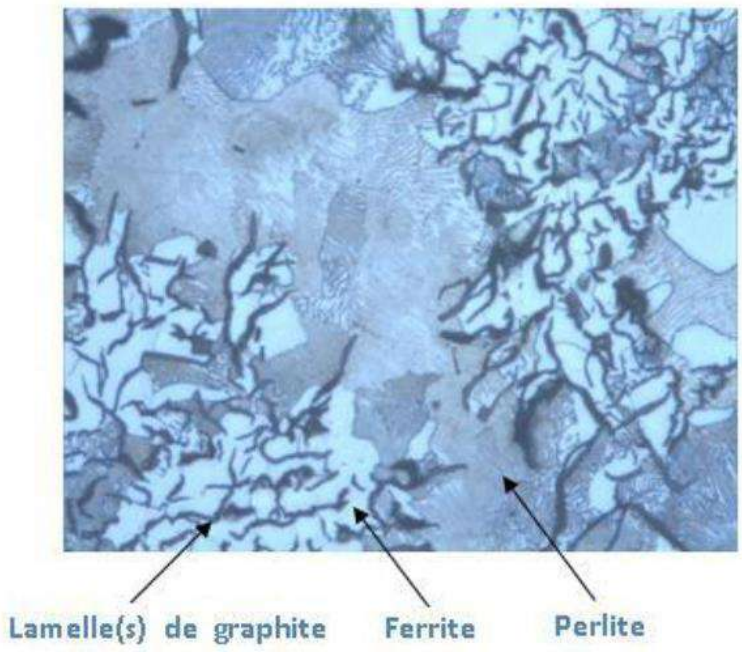


Figure 6. : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) × 100 [11]

I.3. 2. Perlite

Cet agrégat est formé par la juxtaposition de lamelles de ferrite et de cémentite (voir figure 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.

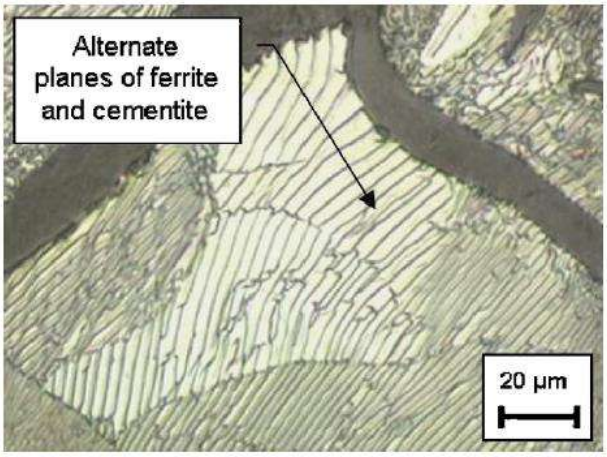


Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30 [12].

I.3.3. Cémentite ou Carbure de fer

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

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

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

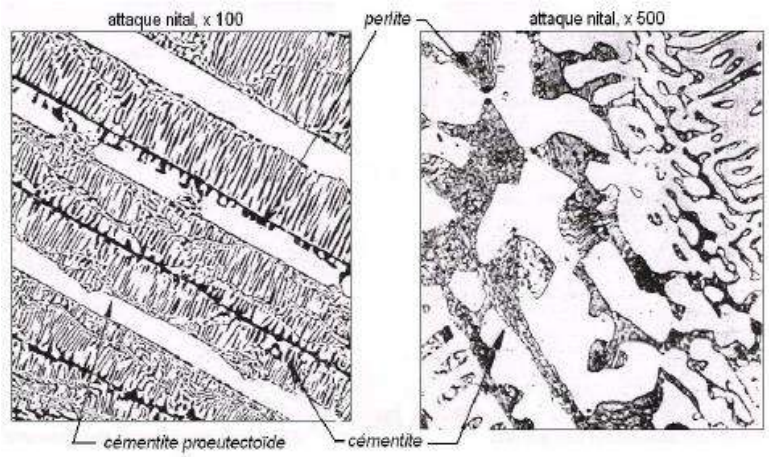


Figure 8. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital)

I.3.4.Carbure

Les fontes à carbures s'identifient par leurs carbures massifs. De tels carbures peuvent se retrouver dans la matrice, soit en raison d'un refroidissement particulièrement rapide à la fin de la solidification, soit par suite de la présence d'éléments stabilisant les carbures tels que le Cr, Mo, Mn, V etc. La haute résistance des pièces en fonte est obtenue par la présence des carbures libres. Les fontes grises à haute résistance sont difficiles à usiner, donc le taux de carbures toléré dans la fonderie de fonte grise est de l'ordre de 5 %[4].

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 chromeà l'état brut de coulée [13].

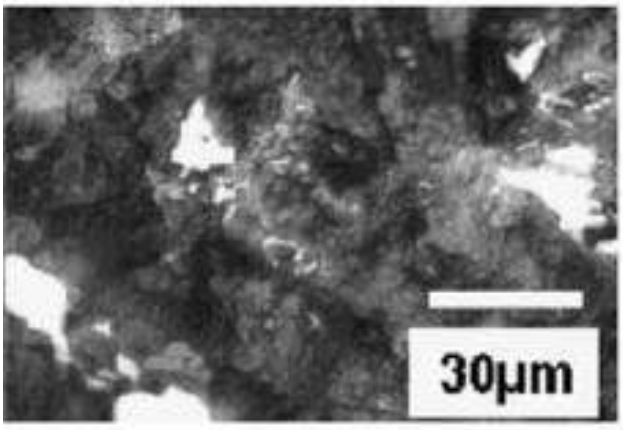


Figure 9. : Présence des carbures en phases blanches dansla microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chromeà l'état brut de coulée.

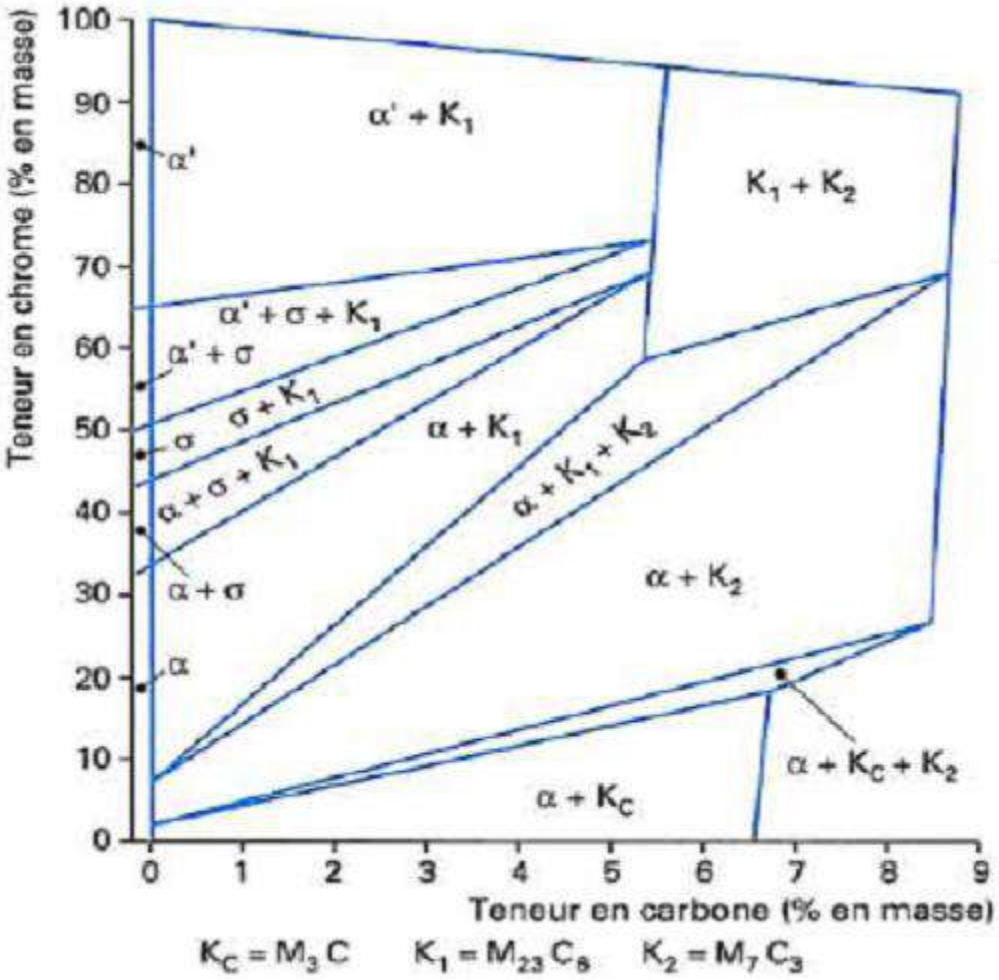


Figure 10. : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C[14].

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) [14].

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

I.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.[11].

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

L'empilement des feuillets de graphène peut se faire selon deux séquences qui aboutissent à des structures cristallographiques différentes : un empilement A-B-A-B engendre une structure hexagonale tandis qu'un empilement A-B-C-A-B-C forme une structure rhomboédrique. Cette dernière est thermodynamiquement moins stable et est souvent considérée comme une structure hexagonale présentant un défaut d'empilement.[15].

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).

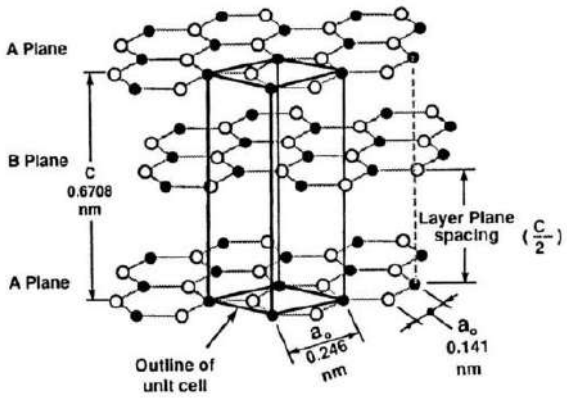


Figure 11. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène.

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.[16].

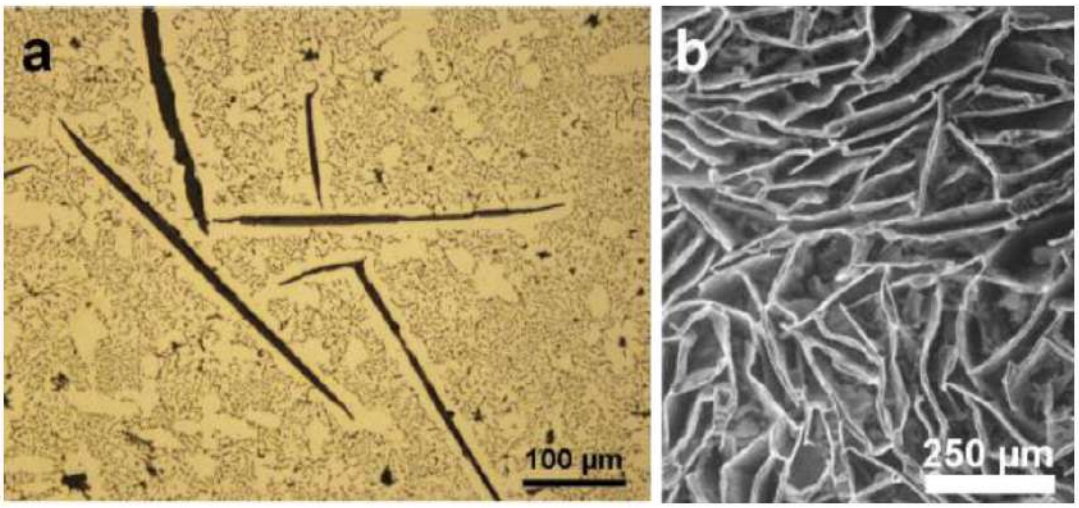


Figure 12. : Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b).

Les propriétés mécaniques et physiques de la fonte GL sont en partie gouvernées par la taille, la forme, la quantité et la distribution des lamelles de graphite [8]. Et celles-ci sont classées selon la norme ASTM-A-247 (voir la figure 13).

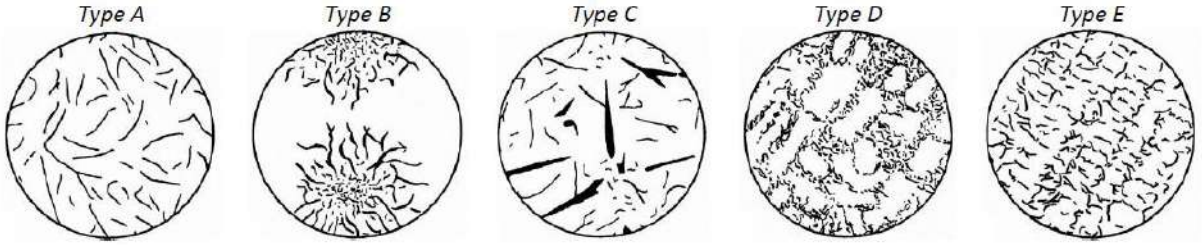


Figure 13. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire [15].

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, inter dendritique sans orientation préférentielle, est observé dans les pièces refroidies tres rapidement, au voisinage de la surface dans le cas de pièces coulées en coquille.

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

I.3.5.1. Influence du graphite dans les fontes grises

Le 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 [17].

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

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

I.4. 1. Effet de la composition chimique

I.4. 1. 1. Effet des éléments normaux

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

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

L'effet du Si est particulièrement important car sa teneur dans l'alliage (environ 2 à 3%) est comparable à celle du carbone. Le Si abaisse la T°C de transformation eutectique à l'état métastable**,** et augmentesimultanémentla 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 profonde.[18].

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'autantde graphite que la teneur est plus élevée, et pour cette raison encore le Si est dit élément graphitisant**.**

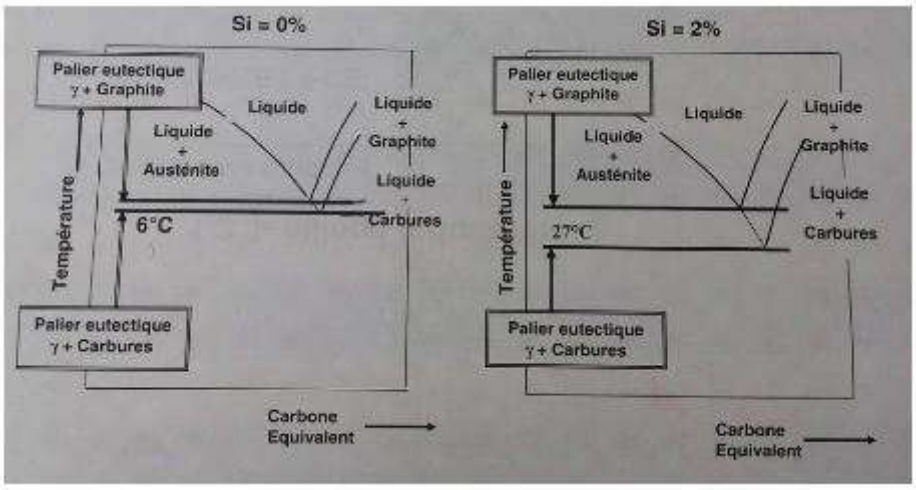


Figure 14. : Influence de silicium sur la température eutectique [27].

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 [20].

I.4. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre

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

Plusieurs études ont démontré que la teneur optimale en manganèse est déterminée par la formule suivante[21] :

%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[22].

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 MnSles 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.

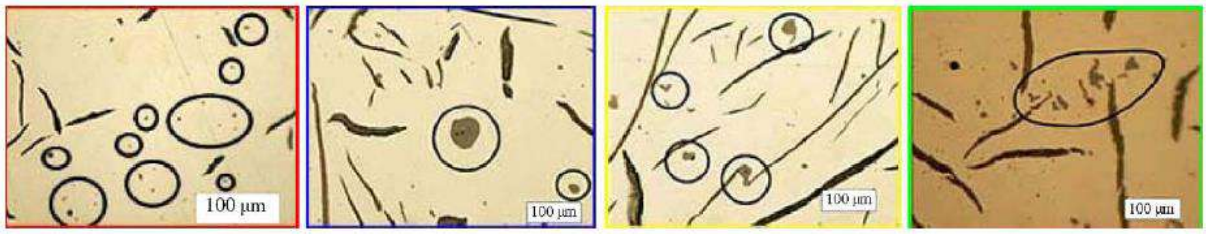


Figure 15. : Inclusions MnS de la fonte grise FGL25 pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S.

I.4. 1. 1. 3. 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° Cqui provoque la fragilité à froid comme s'est montré sur la figure 16. Cet eutectique élargit les criques et les soufflures [3].

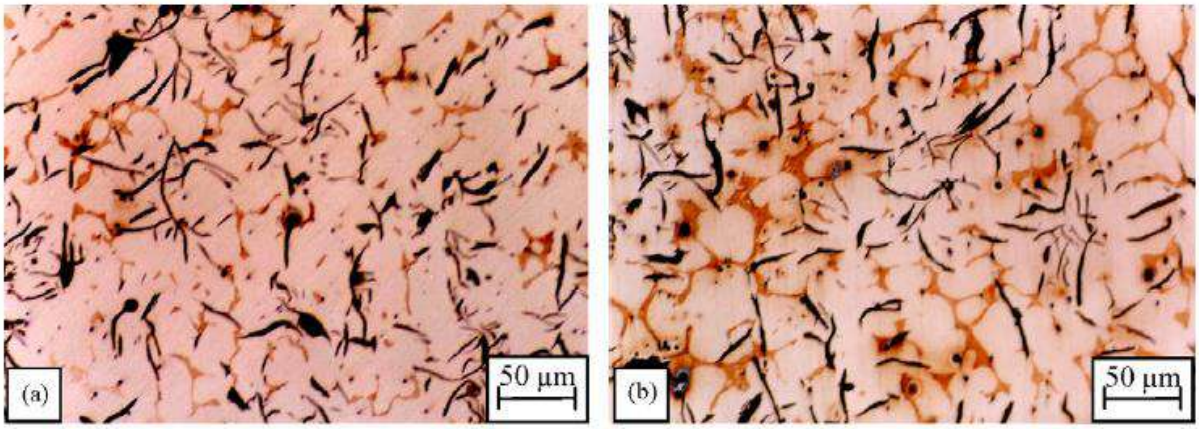


Figure 16. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P.

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

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

Le Cu est incontestablement l'élément d'alliage le plus efficace en rapport avec [23] :

- 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 carburigène, améliore la résistance et la dureté grâce à son influence sur la structure de la matrice (il affine la perlite) et son effet d’augmentation du nombre de cellules eutectiques [24].

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

Le Mo améliore la résistance mécanique et la dureté grâce à son effet stimulant la formation d’une perlite plus fine. Il forme moins de carbures qui augmenteraient la fragilité et les difficultés d’usinages. Des teneurs jusqu'à 0,5% sont plus efficaces que des additions correspondantes de chrome pour produire une structure aciculaire.[3].

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 illustrentl’influence des éléments d’alliages sur les caractéristiques mécaniques de la fonte grise.[24].

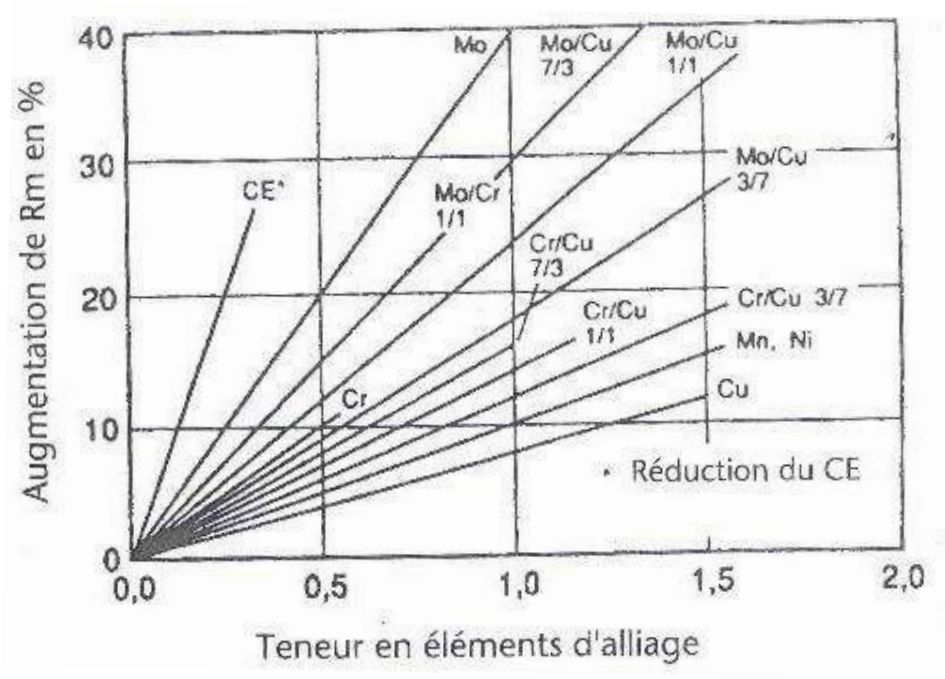


Figure 17. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE.

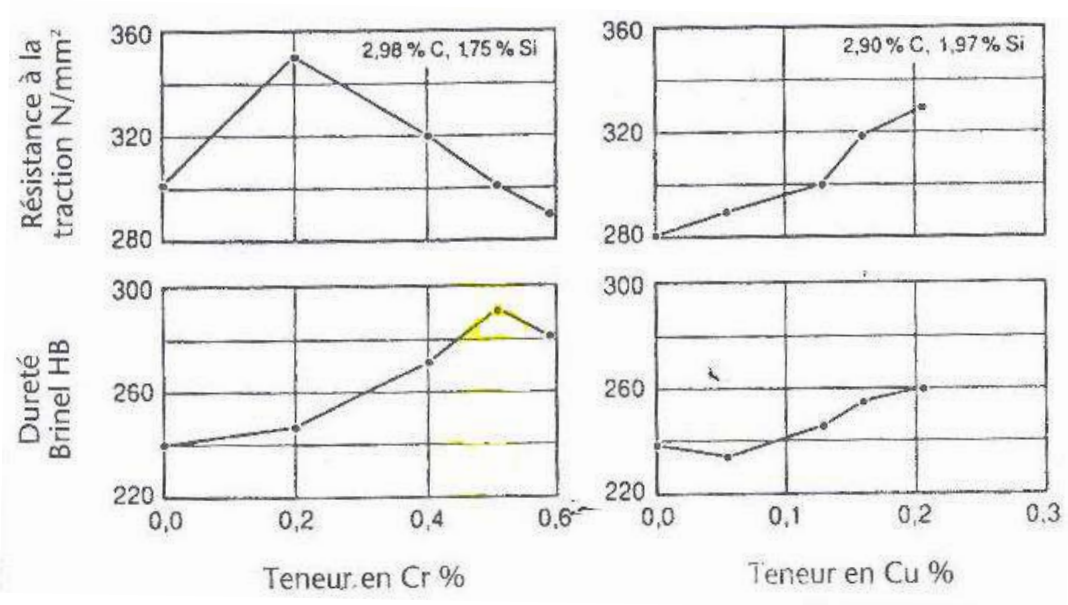


Figure 18. : Effets des éléments d'alliages sur la résistance à la traction (Rm). Addition simultanée de Cr/Cu = 7/3 : 0.7 %Cr + 0.3 %Cu, addition total 1%.

I.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 " [17].La figure 19 montre comment la réduction du CE améliore la résistance à la traction [21].Et La figure 20 montre comment la réduction du CE améliore ladureté HB[24].

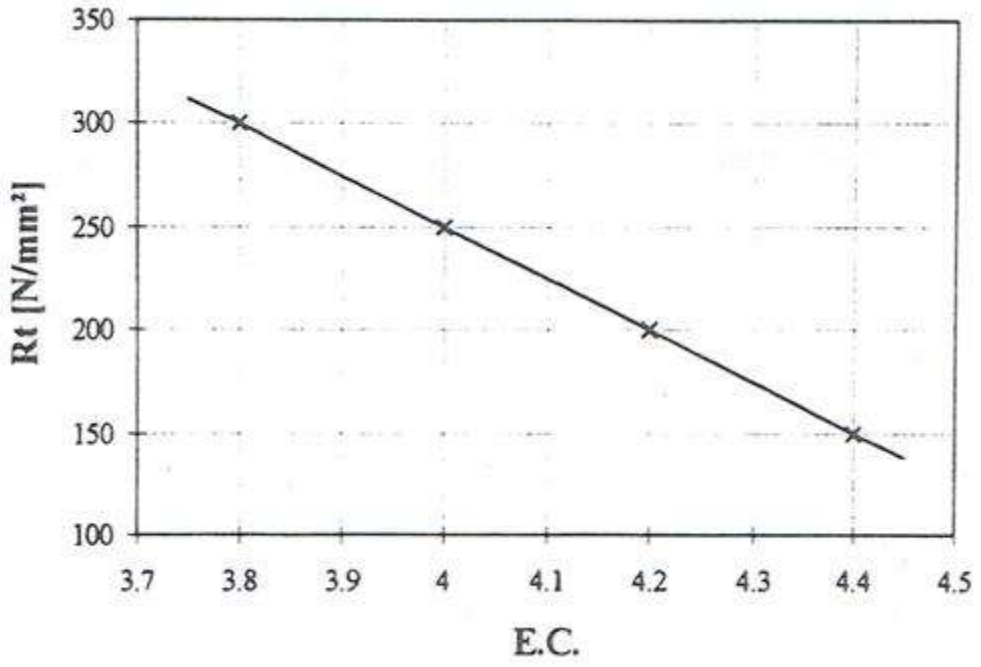


Figure 19. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires.

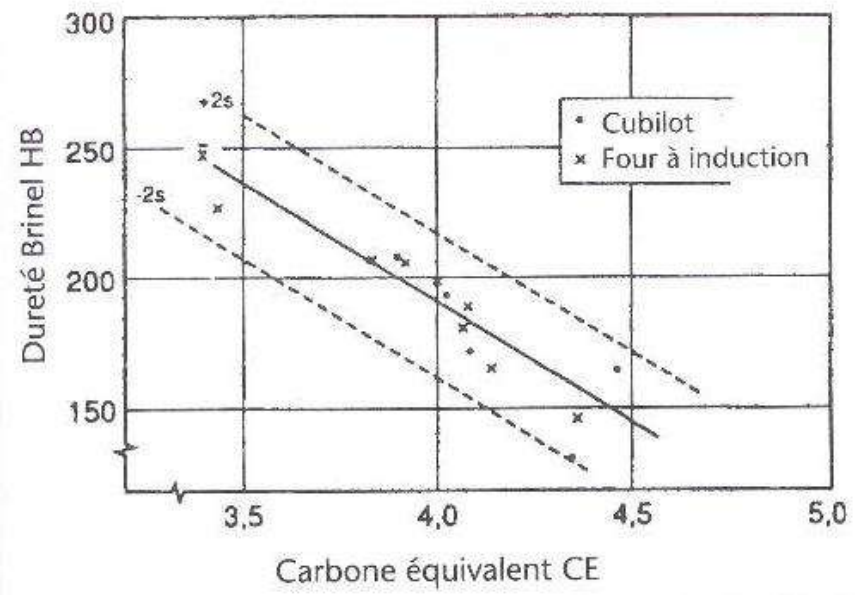


Figure 20. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise (valeurs moyennes dans 14 fonderies suédoises.

Une 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.[4].

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.[17].

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

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

La figure 21, d'après E. Piwowarsky [9] montre que l'élévation de cette température accroît le phénomène de surfusion.

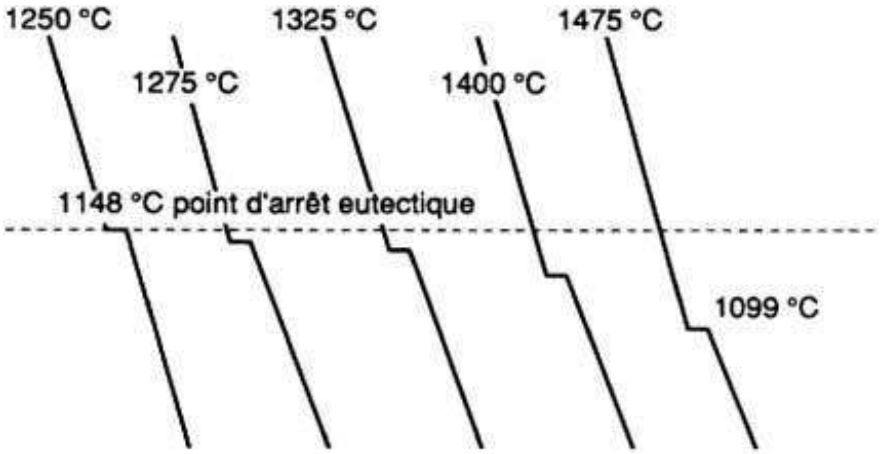


Figure 21. : Influence de la surchauffe sur l'importance de la surfusion à la solidification

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 inter dendritique 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

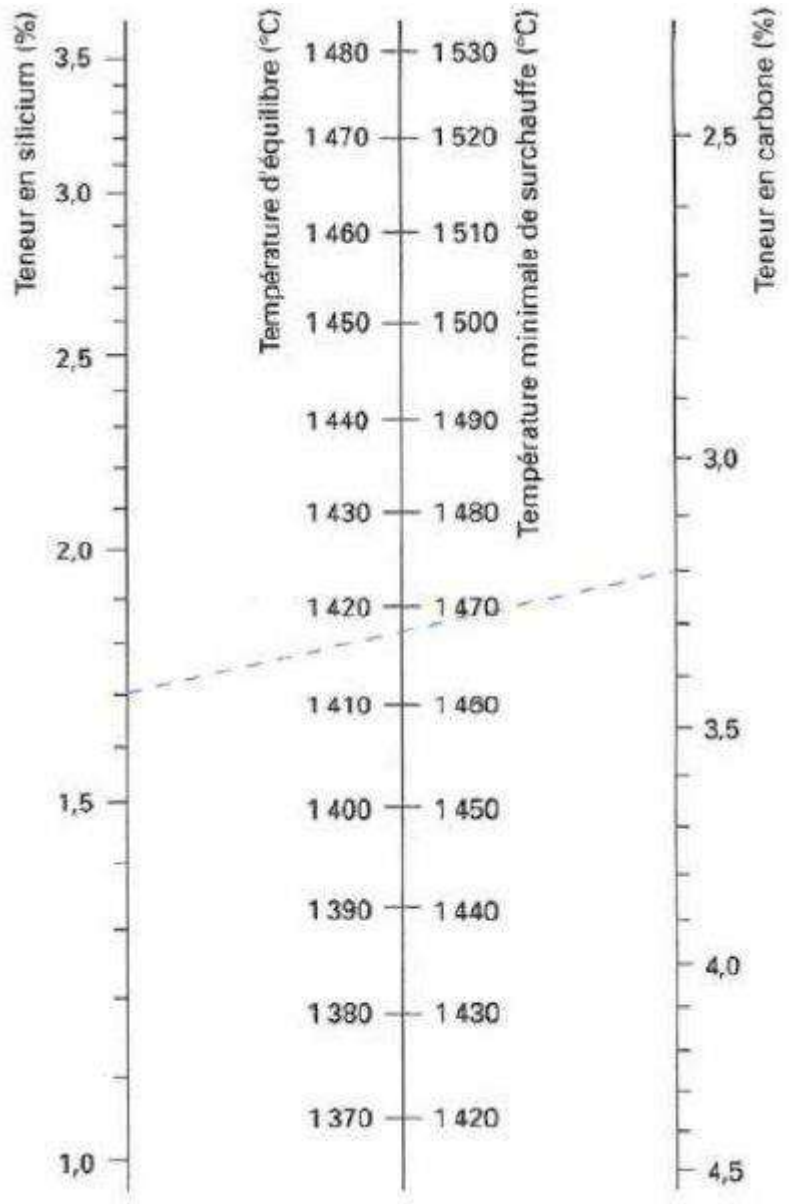


Figure 22. : Détermination de la surchauffe de la fonte.

I.4. 4. Inoculation

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

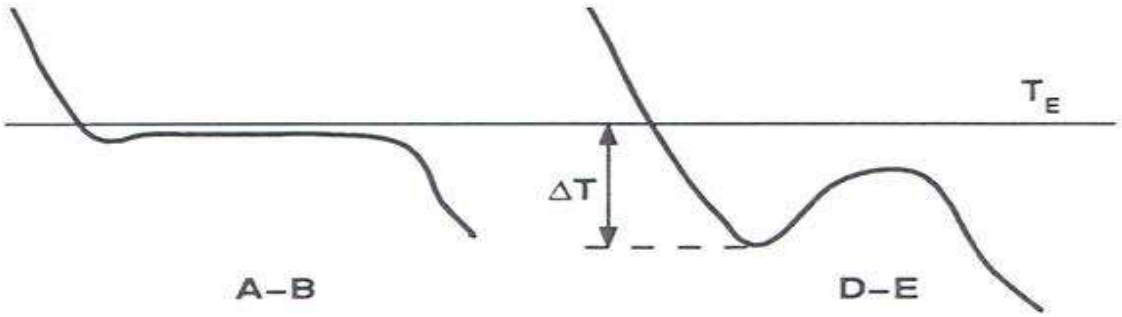


Figure 23. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite [1].

I.4. 5. La vitesse de refroidissement.

La vitesse de refroidissement dépend de plusieurs facteurs :

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

Le diagramme de Laplanche de la figure 24 constitue à présent le meilleur graphe de prédiction de la structure d'une fonte connaissant [25] :

- le diamètre ou l'épaisseur de la pièce moulée ;

- les titres en C et Si.

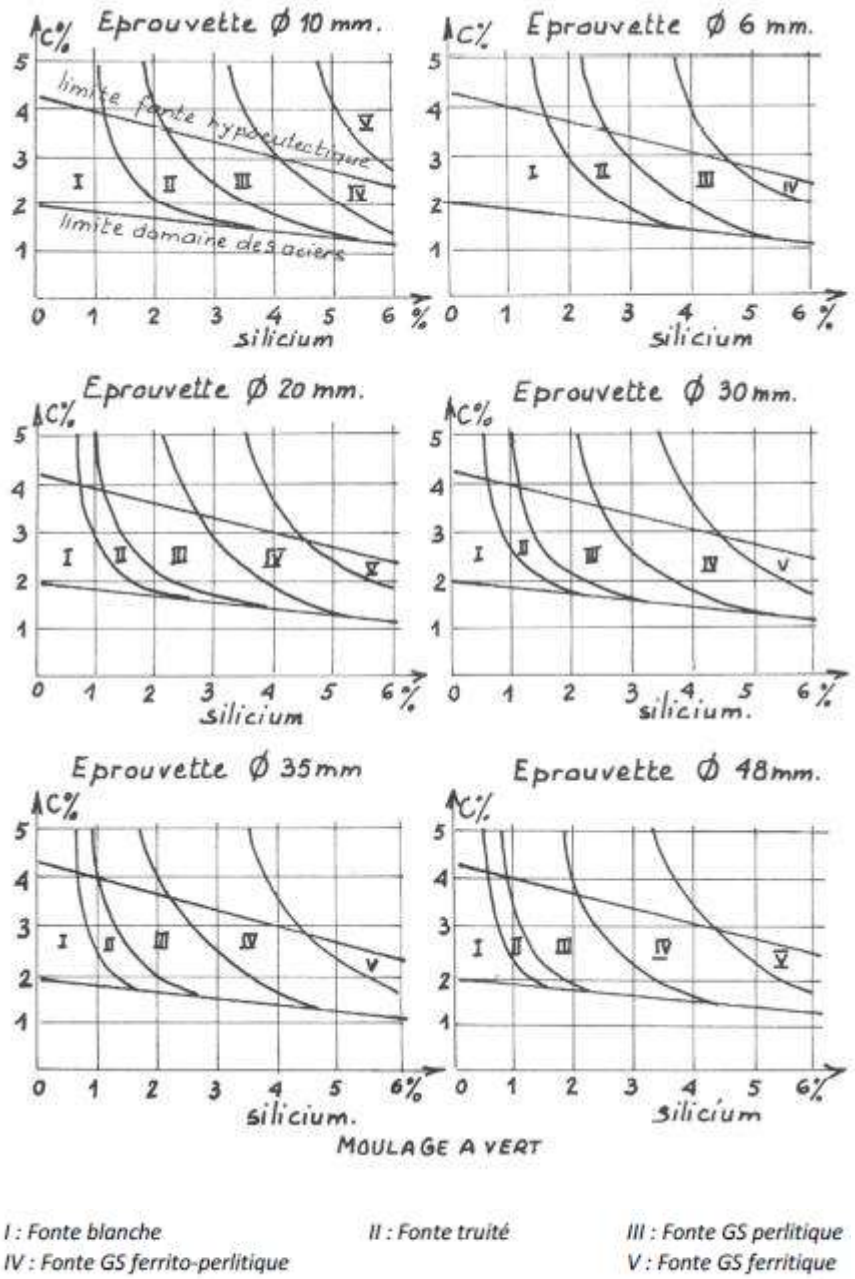


Figure 24. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche).

I.5. Différents types des fontes

I.5.1. Les Fontes grises

Dans cette fonte, la plupart du carbone se trouve sous forme de lamelles de graphite formées par la solidification suivant le diagramme fer-graphite. Ce graphite donne aux fontes une cassure d'aspect gris, d'où leur nom de fonte grise.

La structure graphitique du carbone est obtenue par un refroidissement très lent de la fonte, ou l'ajout de composants graphitisant comme le silicium.[26].

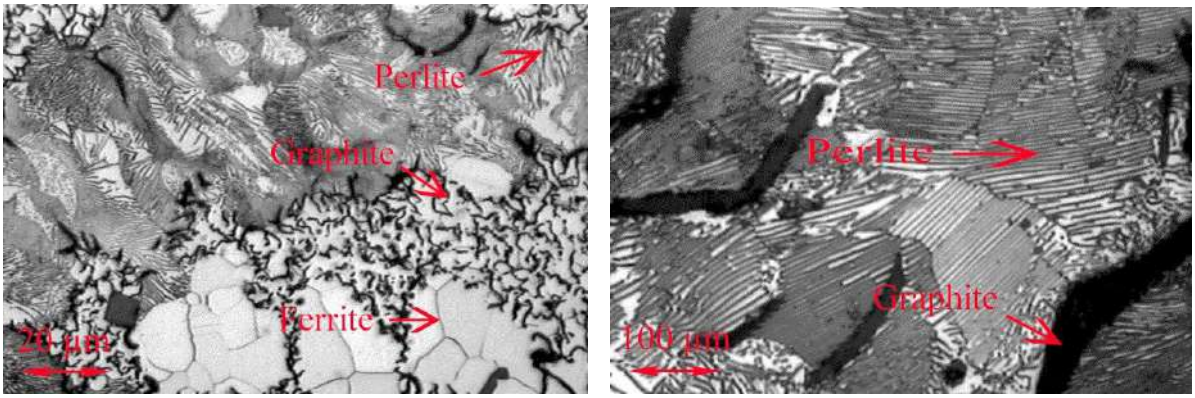


Figure 25.: Structure ferrito-perlitique d'une fonte grise (gauche), Structure perlitique d'une fonte grise (droite)[27].

I.5.2. Fonte truitée

La fonte truitée est celle dont la plus grande partie du carbone (> 0,8 %), se trouve sous forme de FeC, et dont la structure est composée de :lédéburite + perlite + graphite lamellaire[28].

I.5.3. Fonte blanche

Les fontes blanches, ainsi nommées en raison de l'aspect de leur cassure, correspondent à un alliage fer-carbone se refroidissant suivant le diagramme à cémentite. Les principaux facteurs favorisants l'obtention de ces fontes sont : l'abaissement de la température de coulée et refroidissement rapide, teneurs en carbone et silicium relativement faibles, teneur en manganèse élevée.[29].

Les constituants de la fonte blanche sont ceux d'un acier hypereutectoïde, soit cémentite et perlite, d'où on distingue deux types de fonte qui sont :

O Fontes hypoeutectiques : lédéburite + perlite + cémentite proeutectoïde ;

O Fontes hypereutectiques : lédéburite + cémentite primaire.

I.5.4. Fonte malléable

Les fontes peuvent être alliées en particulier au nickel, au chrome et au molybdène. Le nickel affine le grain et améliore la résistance mécanique et la tenue à la corrosion. Le chrome crée, comme sur l'acier, un film résistant à la chaleur et à la corrosion. Le molybdène, jusqu'à environ 1 %, utilisé conjointement avec le nickel, améliore la dureté et la résistance à l'usure. Il existe au total de très nombreux types de fontes alliées, avec des teneurs en éléments très diverses, qui leur confèrent des propriétés analogues dans certains cas à celles des aciers ordinaires.[30].

I.6. Principales utilisations des fontes

La fonte est utilisée pour tout type de pièces mécaniques. Pour leur majorité, les pièces sont obtenues par coulée du métal liquide dans des moules en sable siliceux.

- La fonte, et particulièrement la fonte FGS, est très utilisée par l'industrie automobile pour la fabrication, par moulage puis usinage partiel, des blocs moteur, des disques de freins, des tambours de freins ou encore des volants moteurs, organes de suspension, arbre à came, vilebrequin…etc.
- La fonte FGL est utilisée pour la fabrication de contrepoids (chariot élévateur), pour la réalisation d'éléments de chauffage, particulièrement ceux de haut de gamme.
- La fonte FGL est incontournable pour la réalisation des plaques de cheminée et d'inserts de cheminée.
- La fonte FGS est particulièrement utilisée en éléments de voirie comme les grilles et regards d'assainissement (grille d'égout).

- Les Fontes FGS et FGL sont utilisées pour la réalisation de mobiliers urbains comme les bancs et les rambardes ouvragées (Bouches de métro Guimard), et en ornementation de bâtiments comme les appuis de fenêtre, les rosaces de portail, les pics de grille.
- La fonte FGL est utilisée pour la fabrication de conduites et de tuyaux. A l'exclusion, depuis quelques années, des conduites de gaz de ville car elle est trop cassante vis à vis des sollicitations du trafic des véhicules lourds et particulièrement lors de l'utilisation de rouleaux compresseurs à vibration par les travaux de voirie.

oLa fonte FGL est préférée pour la réalisation des bâtis de machines outil car elle a une très bonne capacité d'absorption des vibrations.[31].

I.7. Fonte à graphite sphéroïdale (FGS)

Les fontes à graphite sphéroïdal se distinguent des autres fontes grises par la forme sphéroïdale du graphite. L'élaboration de ces fontes consiste d'abord à la sphéroïdisation du graphite généralement par du magnésium à des proportions allant entre 0.03 et 0.06%. La forme quasi sphérique du graphite supprime l'effet de crique, et les sphéroïdes deviennent ainsi des « arrêts de criques ».

La morphologie des sphéroïdes du graphite subit une modification durant le traitement thermique des fontes ductiles, par une intrusion de l'élément de la matrice, fer associé au silicium, à la périphérie du nodule du graphite.[32].

De point de vue microstructural, les fontes grises sphéroïdales sont élaborées par des sphénoïdes de graphite soit dans une matrice ferritique pour une résilience et ductilité élevées du matériau, soit perlitique pour une résistance à la traction et frottement élevées, soit ferritoperlitique pour un compromis entre ces caractéristiques.

Les fontes à graphite sphéroïdale appelées aussi fontes ductiles sont utilisées pour la fabrication de culbuteurs, vilebrequins, pistons, soupapes, rouleaux de laminoirs, disques de frein. La fonte ductile perlitique est le matériau de base des arbres à cames et vilebrequins qui sont trempés en surface pour une meilleure résistance à l'usure.

Ces fontes sont caractérisées par un graphite de solidification sphéroïdal répartie de manière uniforme dans la matrice ferritique, ferrito-perlitique, perlitique, perlito-ferritique (à l'état brut de coulée).

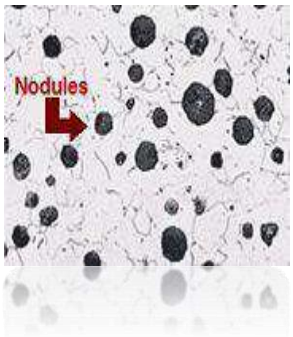


Figure 26. : Vue au microscope de fonte à graphite sphéroïdal.

La fonte à **graphite sphéroïdal**, aussi appelée fonte ductile, possède un graphite sous la forme de **nodules** (sphéroïdes). Ce type de fonte est obtenu par l'ajout de magnésium lorsque la fonte est en fusion. Cet ajout permet la cristallisation du graphite qui rend cette fonte très résistante et élastique (propriétés proche de celle de l'acier).

I.7.1. Les Familles des Fontes GS

La majorité des pièces en fonte GS sont produites dans l'un des trois types suivants, lesquels peuvent tous être obtenus bruts de coulée, sans traitement thermique.

I.7.1.1. Fonte GS Ferritique

Sphéroïdes de graphite dans une matrice de ferrite qui est essentiellement du fer pur. Résilience élevée. Relativement bonne conductibilité thermique. Perméabilité magnétique élevée. Dans certains cas, bonne résistance à la corrosion. Bonne usinabilité.

I.7.1.2. Fonte GS Ferrito-Perlitique

Sphéroïdes de graphite dans une matrice mixte de ferrite et de perlite. C'est la nuance de fonte GS la plus courante. Ses propriétés se situent entre celles des structures «totalement ferritiques» et «totalement perlitiques ». Bonne usinabilité. La moins chère.

I.7.1.3. Fonte GS Perlitique

Sphéroïdes de graphite dans une matrice de perlite. La perlite est un agrégat fin de lamelles de ferrite et de cémentite (Fe_3C). Relativement dure. Ductilité moyenne. Conductivité thermique un peu réduite. Faible perméabilité magnétique. Bonne usinabilité.

I.7.1.4. Fonte GS Martensitique

Dans les conditions «brutes de coulée», l'alliage est dur et cassant, et rarement utilisé. Cependant, la **Martensitique** possède de très fortes résistances en traction et à l'usure. Un revenu à (500°C) procure une dureté de 300 HB, un à 600°C, 250 HB de dureté.

I.7.1.5. Fonte GS à Trempe Bainitique

C'est la dernière arrivée dans la famille des fontes GS et elle représente un nouveau groupe de fontes GS par elle-même, offrant aux ingénieurs de conception (désigne) une combinaison remarquable de ténacité, dureté et résistance à l'usure.

L'ADI est presque deux fois plus forte que les nuances ASTM des fontes GS alors qu'elle garde un bon allongement et une dureté élevée. De plus, l'ADI offre une résistance exceptionnelle à l'usure et à la fatigue, permettant ainsi aux ingénieurs de réduire le poids et le coût des composantes, cela pour une performance équivalente ou améliorée.

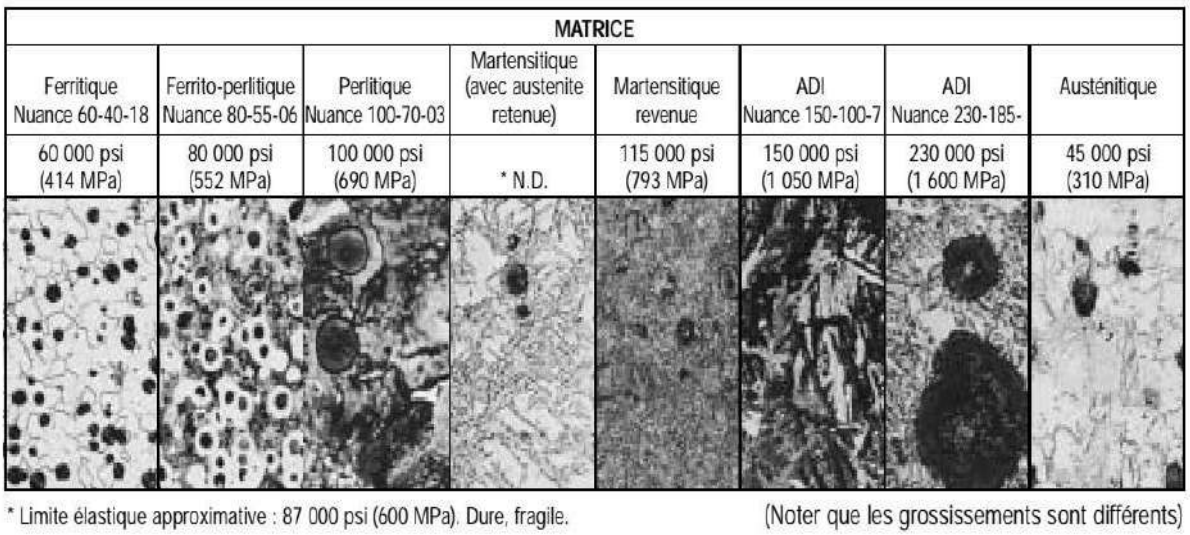


Figure.27 : les matrices des fontes GS**.**

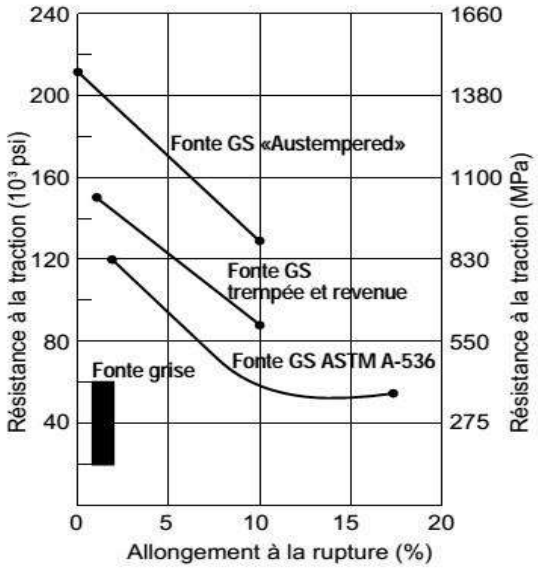


Figure.28 : le feuillet orangé inclus dans la pochette de la couverture arrière de cette brochure présente des renseignements additionnels sur les applications et les propriétés.

I.7.2. Etude des Fontes GS

I.7.2.1. Pourquoi La Fonte GS ?

La ductilité, c'est-à-dire la capacité du matériau à se courber, se tordre ou se déformer plastiquement sans cassure est considérée comme une mesure de sécurité.

Dans la figure 29, en compare les modules de résilience (indicatifs de fiabilité en service) de 04 matériaux.

A hautes valeurs d'allongements. 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).

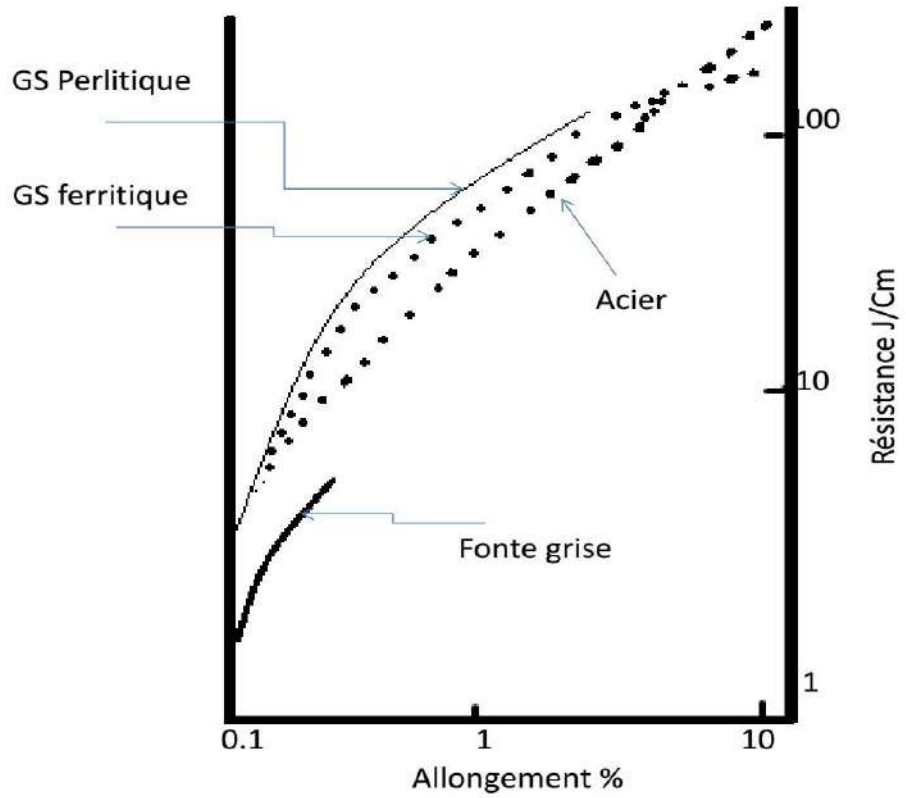


Figure.29 : Fiabilité de 0.4 alliage ferreux**.**

I.7.2.2. Élaboration du Métal Liquide

La fonte grise ordinaire est élaborée au cubilot à vent froid, à vent chaud, au four électrique ou même dans d'autres types de four. Ces divers engins de fusion absorbent, pour certaines raisons techniques et économiques, des charges différentes ; ils produisent des fontes liquides qui, pour une composition déterminée, n'ont pas exactement les mêmes propriétés et qui appellent, plus ou moins nécessairement, des traitements métallurgiques correctifs. Nous énumérons ci-après les principaux caractères de l'élaboration contribuant à déterminer la structure et les propriétés.

I.7.2.2.1. Élaboration des Fontes GS

L'élaboration de la fonte à graphite sphéroïde consiste principalement au magnésium, suivi d'une inoculation au Ferro silicium, d'un bain de l'état liquide, composition chimique et de pureté bien définies.

L'action du magnésium ou du cérium à une teneur variant de 0,2% à 0,1% dans la fonte ordinaire en fusion dans des poches appelées poches de traitement, nous donne la fonte GS. Certaines précautions doivent être prises :

- vu que le Mg à une température d'ébullition de 1100 C°, son immersion dans la fonte donne lieu à des projections de fonte liquide, d'où l'utilisation d'alliage qui abaisse cet effet :

15%Mg +85%Ni ou 15%Mg +30%Ca+50%Si+5%Fe

- le Mg est très avide d'oxygène et de soufre, il se combine avec ses derniers et s'élimine presque totalement d'oùl'intérêt de disposer d'une fonte de base, désoxydée et contenant très peu de soufre pour éviter la perte du produit sphèroidisant.

-certains éléments dit poison (Pb, Bi, Ti,…. Etc.) àtrès faible teneur provoque la dégénérescence du graphite sphéroïdal. La production exige donc une matière première rigoureusement choisie.

A l'état brut de coulée, fonte GS a une structure :

- Soit perlitique.

- Soit ferritique.

- Soit ferrito- perlitique.

-Soit perlito-férritique

I.7.2.3. Désulfuration

Le principal traitement que subit une fonte à l'état liquide est la désulfuration. Le soufre prouve en particulier du coke dans le creuset du cubilot acide, et il se trouve dans la fonte liquide à des teneurs massiques variant de 0.1 à 0.14%. Il peut être éliminé par brassage avec du carbonate de sodium ou du carbure de calcium. Cela se fait directement et d'une façon continu a la sortie de chenal du cubilot, ou dans une poche à secousses dont l'utilisateur accroit l'efficacité du traitement.

I.7.2.4. Sphéroïdisation de La Fonte (G.S)

L'obtention de la fonte G.S se fait par un traitement de la fonte liquide au magnésium qui en abaissant la teneur en soufre et en oxygène de la fonte, permet au graphite de la forme sphéroïdal en plus de ça le magnésium augmente ainsi considérablement les caractéristiques mécaniques de la fonte. La technologie de l'addition du magnésium est dominée par le fait que sa température d'ébullition est de l090°C.

Pour se faire on peut :

- le diluer dans des ferro-alliages divers (alliages sphéroidisants).
- Introduire celui-ci à l'aide d'un plongeur au fond de la poche.
- Le placer au fond d'une poche et le protéger par des tôles ou de la ferraille légère dont la fusion retardera le contact avec la fonte jusqu'au remplissage complet de la poche. Cette technique dite **méthode sandwich.**
- Utiliser un appareil spécifique tel que le convertisseur George Fisher.
- Immerger dans la fonte un tube d'acier fourré d'alliages sphéroidisants et déroulé à une vitesse telle que ce dernier, après fusion doit libérer les ferre-magnésium et une profondeur prédéterminée dans la poche.
- Déposer la sphéroïdisation a l'entrée du système de coulée dans le moule en cherchant à assurer l'élimination complète des crasses produites par filtration et décantation successives (procédé in Mold).

I.7.2.5. Inoculation et Post- Inoculation

Pour combattre la tendance des fontes à la solidification blanche (fontes lamellaires ou fontes traitées au magnésium) on procède à l'inoculation de produits graphitant (Fe-Si à 75% par exemple).

Cette inoculation peut se faire séparément ou successivement à la poche, dans le jet de coulée ou à l'entrée du système de coulée (post-inoculation) en utilisant des produits en poudre ou sous forme de petits morceaux déposés dans une cavité du canal de coulée.

I.7.2.6. Système Fer-Carbone-Silicium

Les fontes se composent de plusieurs éléments normaux (Si, Mn, P, S, C….ect) et éléments d'addition (Cu, Cr, Ti, V, Mg…ect). Ces éléments peuvent se dissoudre dans les phases Liquide et solide de la fonte (ferrite, austénite, cémentite, graphite) faisant varier les conditions de leur équilibre.

Ils peuvent aussi former avec le fer, le carbone et entre eux des liaisons chimiques indépendantes.

Les influences d'une impureté x sur l'équilibre des phases des alliages Fe-C sont décrites complètement par le diagramme ternaire Fe-C-X.

Nous limitons dans le cadre de la présente étude, à présenter l'influence du silicium sur les fontes ou sa teneur est généralement élevée.

La figure 30ci-dessous indique les sections verticales du diagramme F e-C-Si pour différentes teneurs en silicium.

-L'abaissement progressif de la température du début de solidification et le rétrécissement du domaine austénitique.

-Le déplacement des paliers eutectique et eutectoide vers le domaine des hautes températures.

- Le déplacement à gauche des points C (eutectique) et S (eutectoide) vers de plus faibles concentration en carbone (la teneur de l'eutectique diminue de 0.3% par pourcentage de silicium.

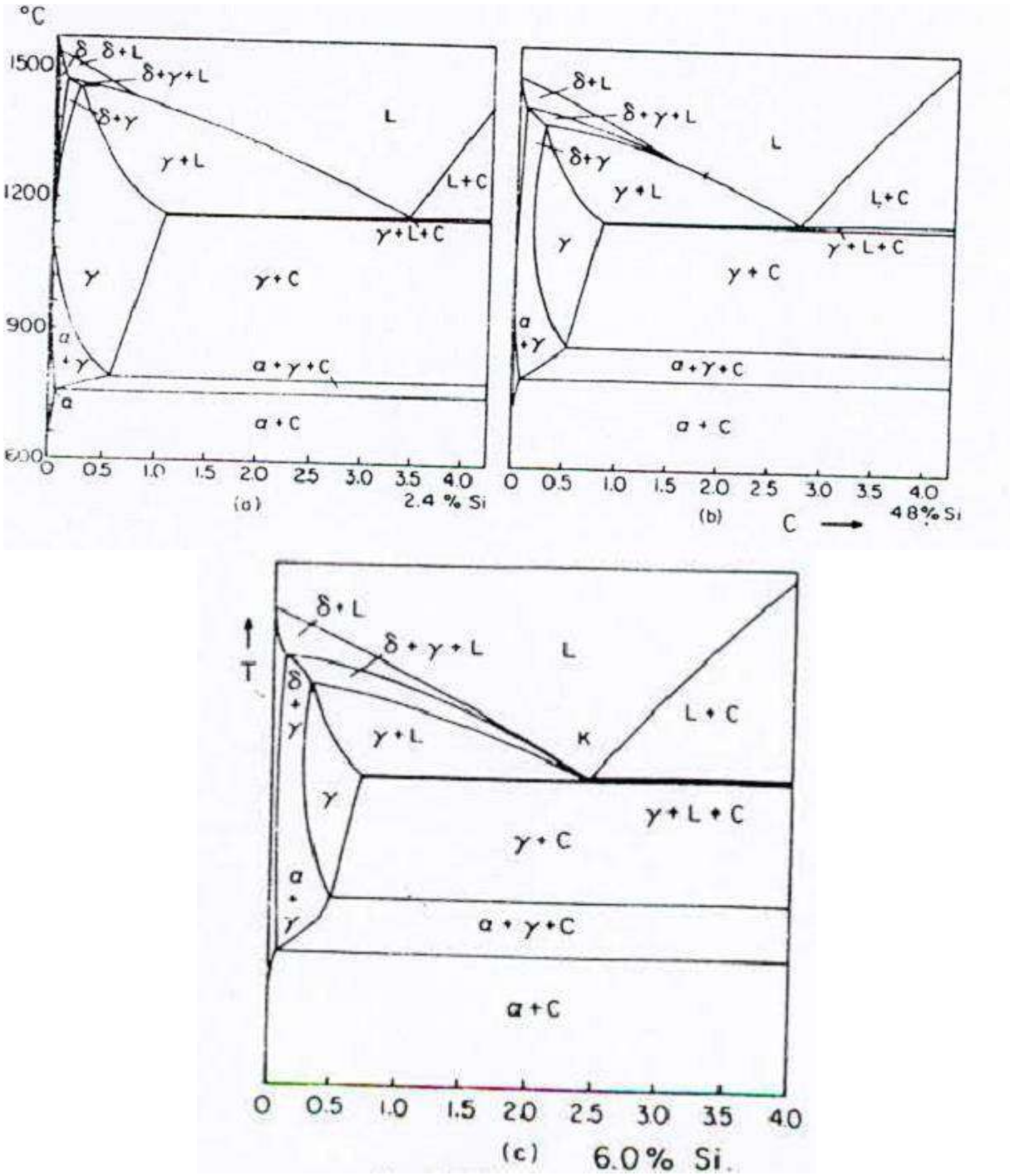


Figure.30: Le pourcentage de silicium entraine.

.

I.7.2.7. Système Fer-Carbone-Phosphore

Dans les fontes industrielles courantes, la teneur en phosphore est comprise entre 0,03 et 1,2 % ce qui amène, par analogie avec la classification des producteurs de fonte neuve, à distinguer entre les fontes hématites (P < 0,15 %), les fontes phosphoreuses (P > 1 %) et les qualités intermédiaires qu'on pourra dire semi-hématites ou semi-phosphoreuses selon qu'elles seront plus proches de l'une ou de l'autre des catégories précédentes.

L'introduction du phosphore dans un système fer-carbone modifie profondément le mécanisme de solidification. Nous donnerons, pour illustrer l'influence de cet élément, la projection du diagramme ternaire Fe-Fe_3C-Fe_3P, étant entendu que, dans sa partie utile ici, le diagramme stable Fe- P perlite en est probablement très peu différent. L'important est la formation d'un eutectique ternaire à bas point de fusion (953 °C) et contenant 6,9 % P et 2,4 % C , en raison de la faible solubilité du phosphore dans l'austénite, le constituant dit eutectique phosphoreux ou stéatite apparaît effectivement (quoi qu'en quantité négligeable dans les fontes hématites) dans toutes les fontes industrielles sous la forme d'un agrégat de phosphure de fer Fe_3P, d'austénite (transformée ultérieurement en ferrite ou en perlite) et, dans certains cas, de carbure de fer Fe_3C. Si, en raison de la graphitisation naturelle, le carbure de fer ne se forme pas, ou s'il est décomposé artificiellement par recuit, l'eutectique phosphoreux ne contient plus que Fe_3P et l'austénite transformée : il est dit alors pseudo binaire, pour ne pas le confondre avec l'eutectique binaire du système Fe-P (à 10 % de phosphore celui-là ; température 1 020 C). La bonne connaissance du double diagramme Fe-C ainsi que de la forme générale des diagrammes Fe-C-Si stable et Fe-C-P est indispensable pour l'interprétation des propriétés essentielles des fontes grises. On peut admettre que les influences du silicium et du phosphore se superposent dans les fontes industrielles ; c'est ainsi, par exemple, que la position par rapport à la composition eutectique peut être estimée grâce à la confrontation du diagramme Fe-C et de la notion d'équivalent en carbone.

I.7.2.8. Solidification et Transformation à L'état Solide des Fontes

Les fontes G.S sont majoritairement de composition eutectique ou hypoeutectique. Lors de la solidification, c'est le graphite qui se forme en premier dans le bain liquide sur le site de germination constitué lors de l'étape de l'inoculation. Les sphéroïdes formés

s'entourent ensuite d'un grain austénitique, appelées cellules eutectiques à travers laquelle le carbone doit diffuser pour les faire croître.

(La figure 31)schématise les mécanismes de solidification

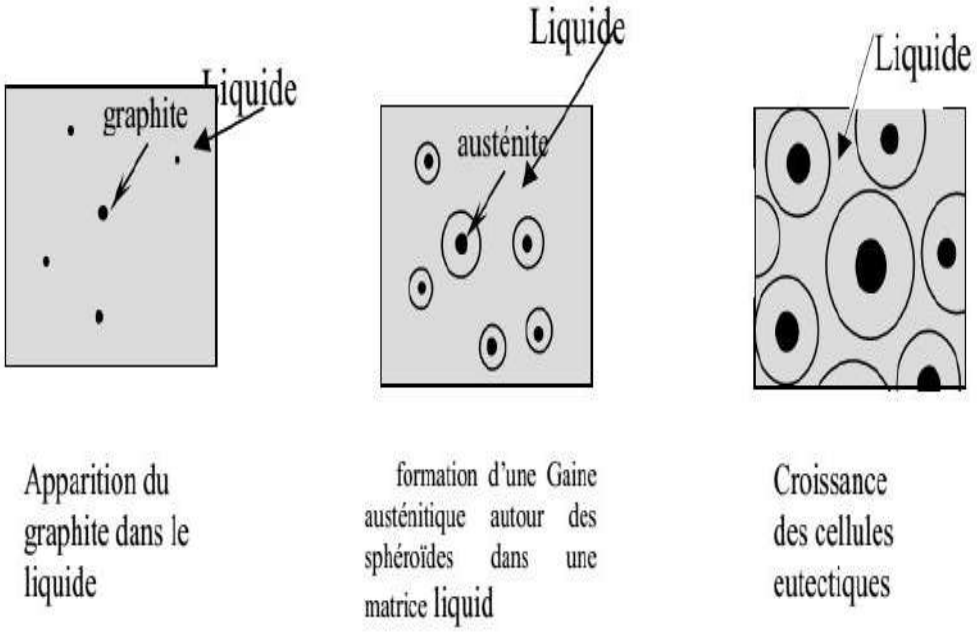


Figure .31: Description schématique de la solidification d'une fonte GS hypereutectique .

La solidification des fontes usuelles peut être décrite par référence au diagramme de phases du système Fe-C-Si de plus, si l'on admet que le silicium ségrége peu pendant le dépôt proeutectique, quel que soit le dépôt primaire, le chemin de solidification peut être décrit comme une courbe pour laquelle la teneur on silicium demeure constante. Dans de nombreux cas, on peut donc raisonner à partir d'une coupe isopléthe (T, Wc) du diagramme Fe-C-Si, correspondant à la teneur nominale en silicium de l'alliage °W_{Si}, pour est présentée sur la solidification des fontes. Une section de ce type est présentée sur la figure 14, où la teneur en carbone a été remplacée par celle en carbone équivalent, Ce définie par Ce = Wc + 0.28°Wsi expression dans laquelle les teneurs sont données en pourcentages massiques.les températures TEG et TEM reportées sur ce diagramme sont respectivement les températures à lesquelles la réaction eutectique stable et métastable respectivement peut commencer au cours de la solidification d'une fonte nominale °W_{Si}en silicium.

La séquence de solidification peut être décrite en mettant en parallèle le diagramme de phases et une courbe de refroidissement typique. Dans le cas d'une fonte hypoeutectique (repère 1 sur la figure 32),la solidification commences dès que la température du métal s'abaisse en dessous de la température nominale de liquidus de l'alliage, notée °TL.

La figure 32, si l'on admet qu'il n'y a pas de barrière notable à la germination et à la croissance de cette phase.

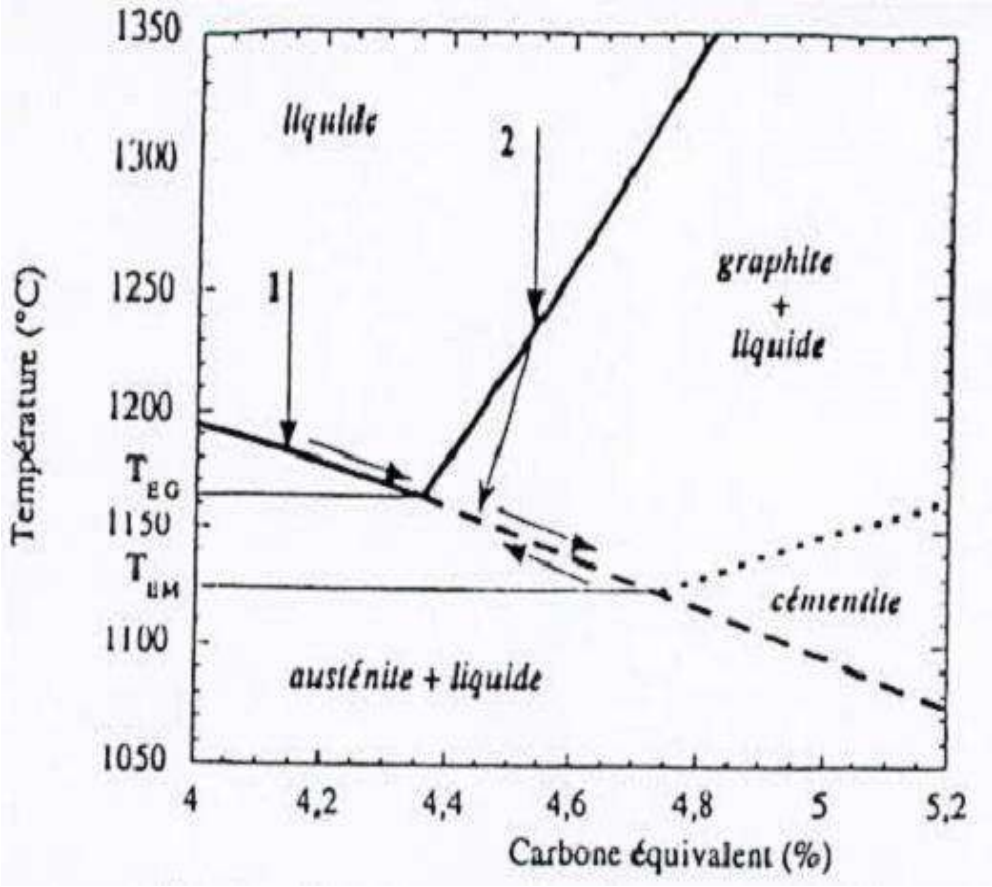


Figure .32 : section partielle du diagramme de phases Fe-C-Si à teneur en silicium fixée.

Les lignes continues correspondent au diagramme de phases stable.

La ligne discontinue l'extrapolation métastable du liquidus de l'austénite.

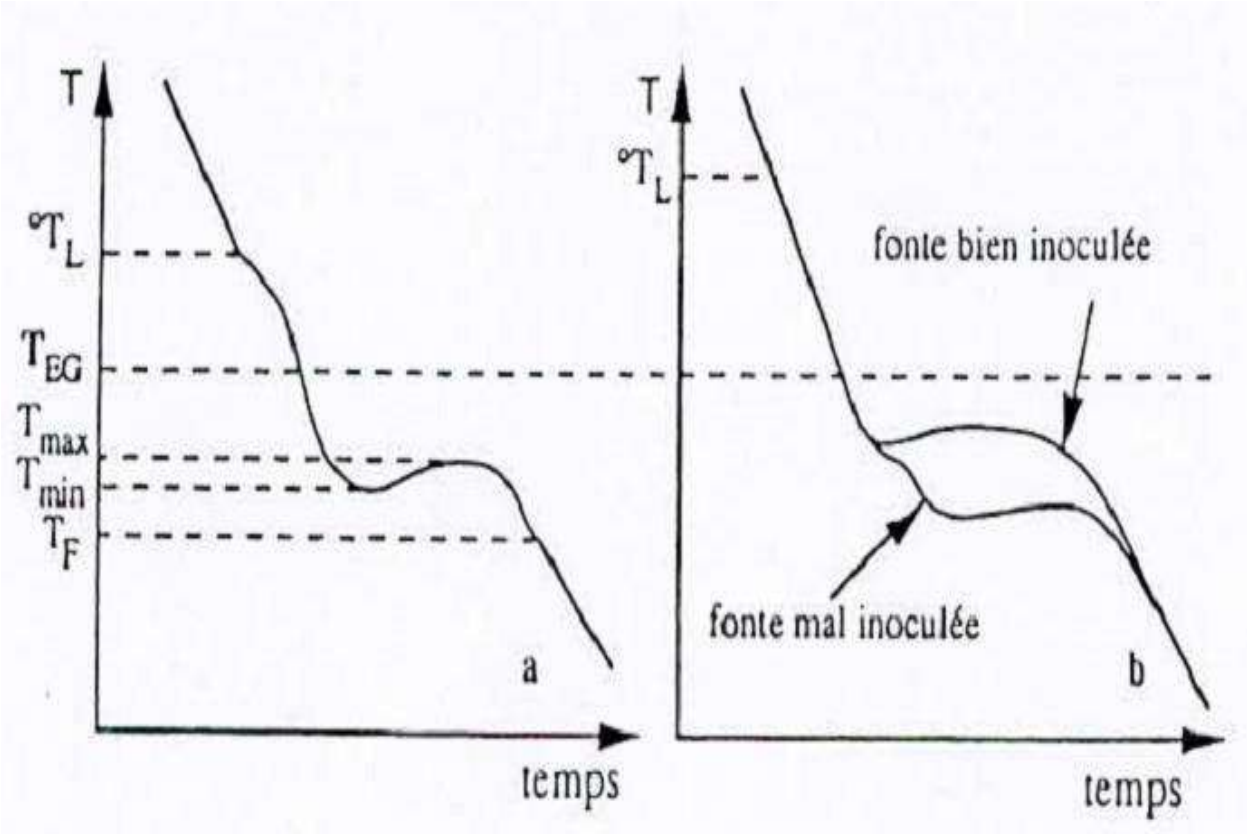


Figure .33:courbes représentant schématiquement l'évolution de la température en fonction du temps lors du refroidissement et de la solidification d'une fonte à graphite sphéroïdale hypoeutectique(a) hypereutectique (b).

Durant le refroidissement, les dendrites d'austénite croissent dans un liquide dont la composition suit celle du liquidus de l'austénite, quand la température T_{EG} est atteinte, la germination du graphite commence. Les particules de graphites ne peuvent croitre librement dans le liquide que durant un temps très limité avant d'être enrobées dans une coquille d'austénite, l'ensemble formant alors une sphère eutectique figure 33.

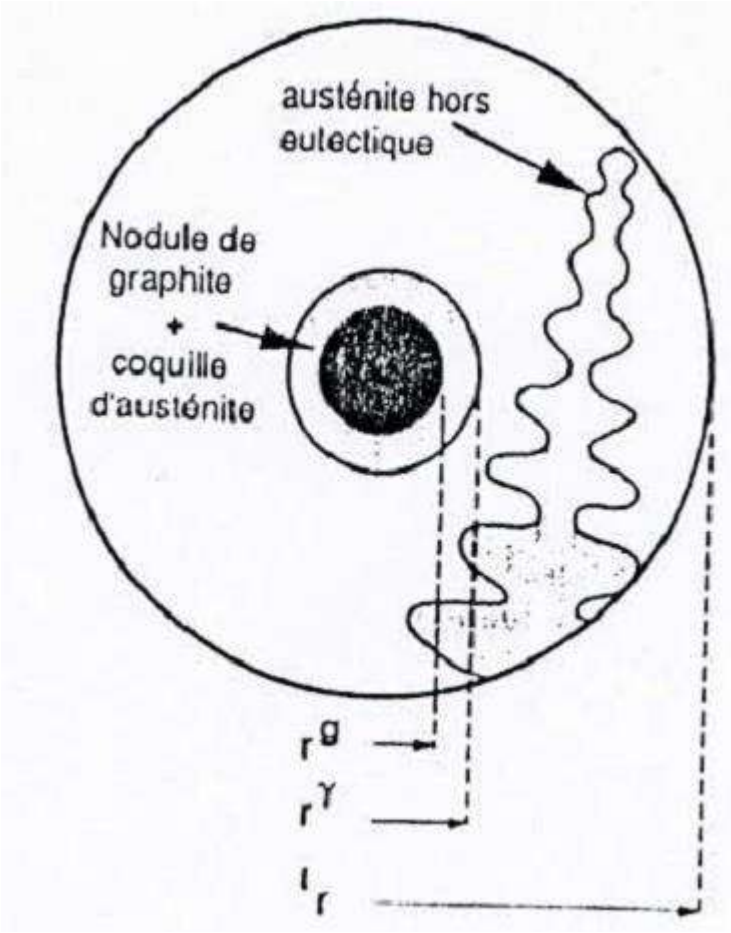


Figure34 : schéma de l'élément du volume considéré pour décrire la formation de la microstructure d'une fonte à graphite sphéroïdale durant réaction eutectique dans le système stable.

La croissance ultérieure des sphères eutectiques est contrôlée par la diffusion du carbone depuis le liquide vers les modules de graphite au travers des coquilles d'austénite, cette réaction est lente, en regard des réactions eutectiques habituelles, de sorte que, le refroidissement, de nouvelles sphères eutectiques apparaissent progressivement. On imagine fort bien que la croissance des dendrites primaires peut se poursuivre durant ce refroidissement, et l'on considère que la composition du liquide résiduel suit alors l'extrapolation métastable du liquidus de l'austénite représentée en trait discontinus sur la figure 34.

Chapitre II

La Température De Transition Ductile – Fragile (TTDF)

Chapitre II : La Température De Transition Ductile – Fragile (TTDF)

II.1. Introduction

La ductilité d'un matériau dépend de nombreux paramètres, dont notamment la température et la vitesse de déformation.Concernant la température, de nombreux matériaux cristallins sont fragiles à basse température et deviennent ductiles au-dessus d'une certaine température (mais certains matériaux restent fragiles jusqu'à la fusion, comme le graphite et les céramiques et d'autres restent ductiles à basse température comme les aciers inoxydables austénitiques). Cette température est la température de transition fragile-ductile.

II.2. Historique

La notion de température de transition fragile-ductile a été découverte durant la Seconde Guerre mondiale, à cause de la rupture de barge de débarquement et des liberty ships en Mer du Nord. La méconnaissance de ce phénomène est également une des causes du naufrage du Titanic.

II.3. Explication du phénomène

Cette transition fragile-ductile peut s'expliquer par la mobilité des dislocations (défauts linéaires propageant la déformation) : le mouvement des dislocations est thermiquement activé (la dislocation bouge par saut d'atomes, donc dépend de l'agitation thermique des atomes). Lorsqu'une dislocation est épinglée à un défaut ponctuel (atome étranger, lacune), elle se libère plus facilement lorsque la température s'élève.

On cherche à abaisser cette température afin que les matériaux restent fonctionnels à des températures plus basses. En général, on purifie le métal et pour les aciers, on diminue la teneur en carbone ; ainsi, il y a moins de possibilité d'épinglage des

dislocations, celles-ci sont plus mobiles. La désulfuration des aciers réduit également grandement la fragilité inter granulaire, et contribue à l'abaissement de cette température de transition. Pour les aciers, on a ainsi abaissé cette limite entre 0 °C et −100 °C.

II.4. Transition ductile-fragile

Les aciers ferritiques présentent une zone de transition ductile–fragile : lorsque l'on parcourt le domaine de température, des basses températures vers les températures plus élevées, il existe un domaine appelé domaine ductile–fragile, où la rupture par clivage est précédée par des fortes déformations plastiques puis par l'amorçage et la propagation d'une déchirure ductile. Ce domaine est généralement caractérisé par une dispersion importante des énergies à rupture.Le domaine de la transition ductile–fragile peut être décomposé en deux parties. La première correspond au déclenchement du clivage après peu ou pas de déchirure ductile. Pour la seconde, le clivage se déclenche après propagation de la déchirure.

Celle-ci se produit sur l'ensemble de l'éprouvette lorsque la température du plateau ductile est atteinte. [Houssin et al., 1980] ont étudié un acier de cuve de réacteur nucléaire dans le domaine de la transition. Ils ont montré que lorsque l'on écrouit le matériau de 5%, on décale la courbe de la transition ductile-fragile vers les plus hautes températures. Si le matériau préa-lablement écroui subit un vieillissement thermique pendant 30 min à 250 ◦C , un décalage supplémentaire de la température de transition est noté,

figure 35.[33]

.

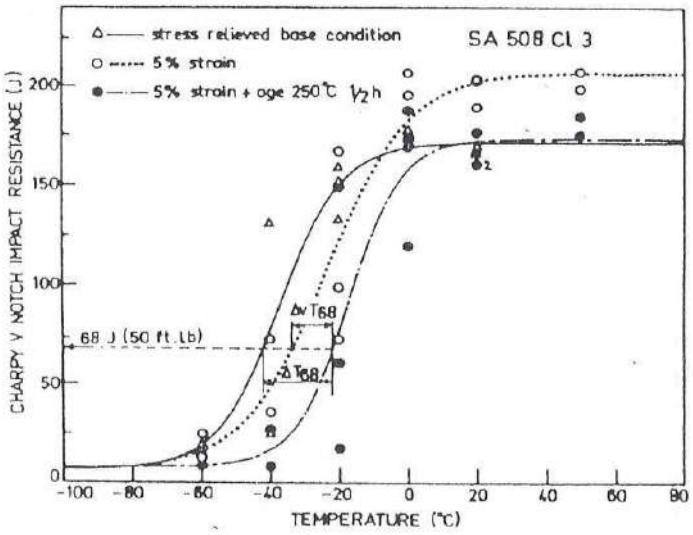


Figure.35 : courbes de transition ductile-fragile d'un acier A 508 CI3 [Houssin et al. 1980].

Le domaine de la transition ductile-fragile d'un acier comme l'acier A 508 Cl3 est donc marqué par la compétition entre deux types de rupture : la rupture ductile et la rupture par clivage (fragile). Ces deux modes de ruptures coexistent souvent lorsque l'on observe le faciès de rupture du matériau dans ce domaine. On trouvera ainsi à la fois des cupules ductiles ainsi que des facettes de clivage (cf. figure 36).

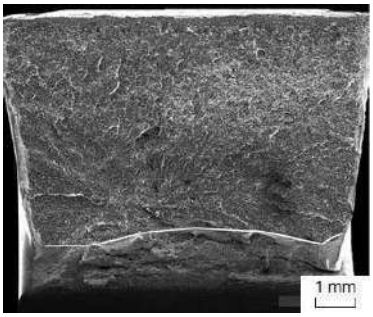


Figure.36 : Surface de rupture d'une éprouvette Charpy à -90 ◦C . Du bas vers le haut de la photographie : l'entaille mécanique, puis la déchirure ductile délimitée par la ligne blanche, puis la rupture fragile par clivage. [Rossoll, 1998].

La figure 37. Montre qu'il existe une relation linéaire entre le décalage de la température de transition et la teneur en azote libre (cette relation a été établie pour trois aciers différents, présentant un taux d'écrouissage de 10 %).

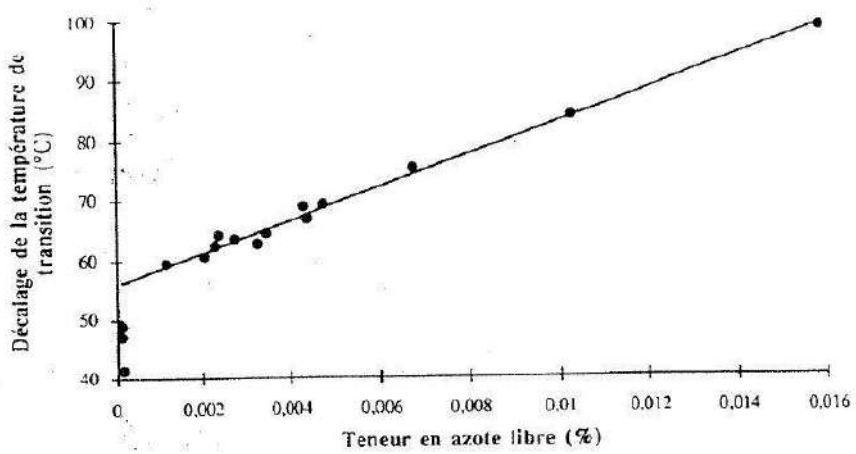


Figure.37 : Décalage de la température de transition de résilience provoqué par un écrouis-sage de 10 % et un vieillissement de 30 min à 250 ◦C [Koster and Kampschulte, 1961].

II.5. Détermination de la température de transition Ductile – Fragile (TTDF)

La transition de comportement du matériau, de ductile à fragile, correspond fondamentalement à une variation de sa ténacité en fonction des conditions de sollicitation.

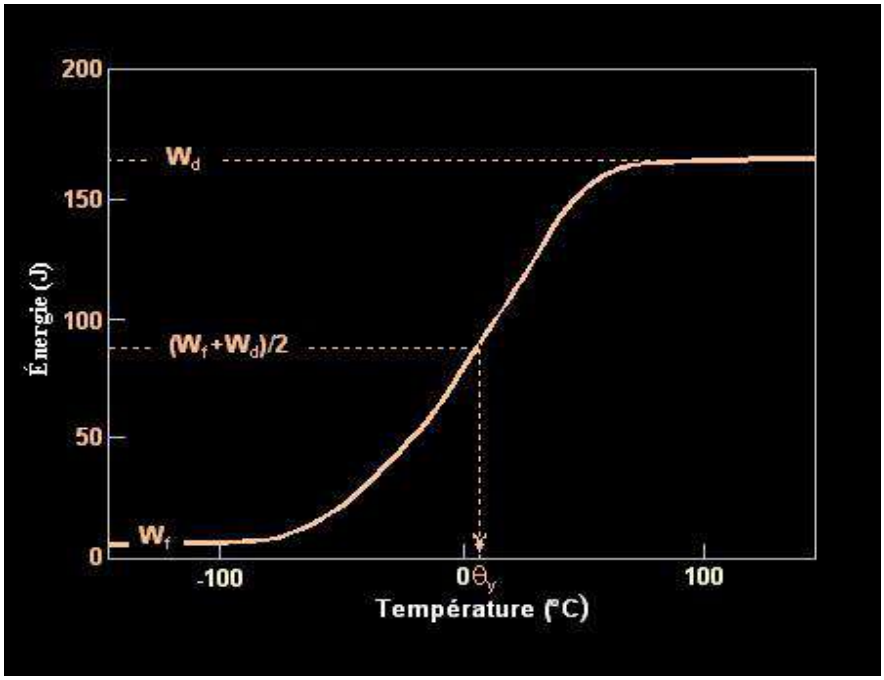
Une des méthodes pour évaluer la ténacité des matériaux est l'essai de résilience.

On mesure donc l'énergie requise pour rompre des échantillons charpy pour différentes températures et on trace alors la courbe de résilience charpy du matériau, ici celle par exemple de l'acier à 0,15%.[36]

II.5.1. Première méthode :

Sur une tel courbe, on peut définir une première **(TTDF)** correspondant à l'énergie moyenne située à mi-chemin entre le plateau ductile et le plateau fragile.

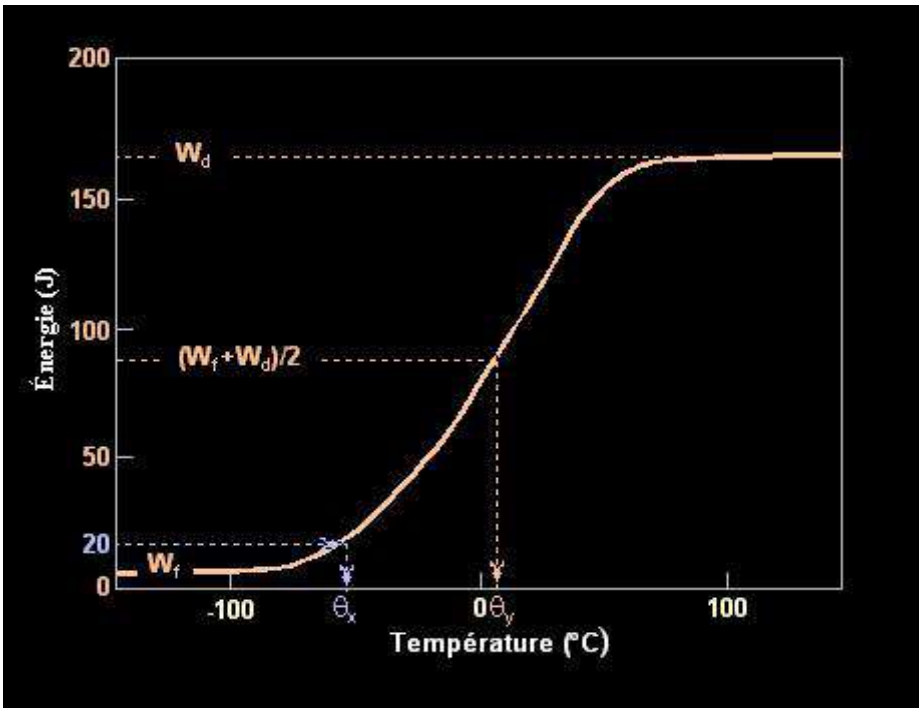
$$\text{Pour } \left(\frac{W_f + W_d}{2}\right) \Rightarrow \text{TTDF} = \theta_y$$



II.5.2. deuxième méthode :

On pourrait aussi bien définir une autre **(TTDF)** correspondant cette fois à un niveau donnée d'énergie par exemple 20joules.

$$\text{Pour } W = 20J \Rightarrow \text{TTDF} = \theta_x$$



II.5.3. troisième méthode :

Une troisième définition de la (TTDF) faite appelle à l'observationdu mode de rupture de l'échantillon.

A basse température ou l'énergie charpy de rupture est faible, la surface de rupture de l'échantillon de cet acier est granuleuse et brillante.

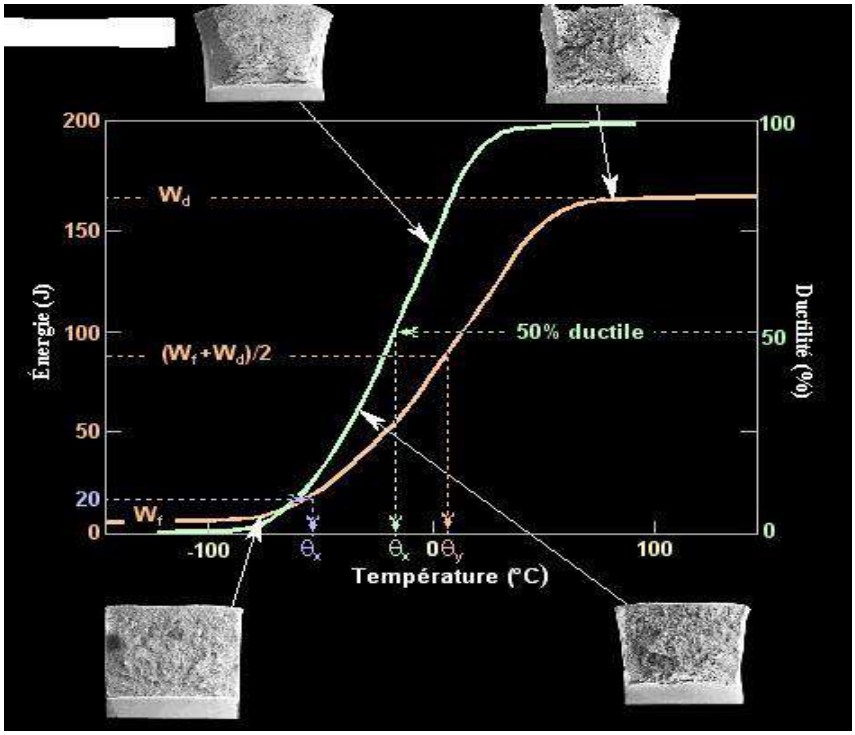
De plus on remarque que la section de l'échantillon a subi très peu de déformation plastique. Ce sont les caractéristiques d'une rupture fragile.

Par contre à haute température au plateau ductile, la surface de rupture de l'échantillon à un aspect fibreux et matte, de plus la section de l'échantillon présente une forte déformation plastique. C'est une rupture totalement ductile.

On mesure le % de ductilité observée sur la surface de rupture de chaque échantillon, on peut tracer la courbe donnant la variation de ce pourcentage en fonction de la température.

Sur cette courbe, il est alors possible de définir la (TTDF) correspondant à 50% de ductilité.

Comme généralement les 03(TTDF) ainsi définis ne sont pas égales, il est doncimportant lorsque l'on parle de la (TTDF) de préciser pour quel critère cette température a été définie.



Pour 50% ductilité ⇒ TTDF = θ_{50}

Les essais de résiliences sont réalisés principalement à la température ambiante et à des températures inférieures à 0°C. (de-20°C à -196°C).

Les liquides réfrigérants utilisés pour abaisser la température des éprouvettes sont :

- l'alcool jusqu'à – 80°C.
- le fréon jusqu'à – 155°C.
- l'azote liquide de – 155°C à – 196°C.

II.6. L'essai Charpy

L'essai de Charpy est largement répandu à travers le monde comme essai de référence pour caractériser la fragilité des métaux. Il est normalisé selon [AFNOR, 1990]. Cet essai consiste à rompre une éprouvette entaillée (l'entaille a pour but de fragiliser le matériau) éprouvette Charpy - sous l'impact d'un « mouton-pendule », figure 38.Une éprouvette Charpy est un barreau de section 10 × 10 mm^2 entaillé en son milieu. Deux types d'éprouvettes existent, les éprouvettes KCU et KCV, selon que l'entaille a une forme de U ou de V. Les déférences essentielles entre ces types d'éprouvettes sont la section de la surface de rupture testée (respectivement 0.5 et 0.8 cm2) et le rayon de courbure de l'entaille donc latri axialité des contraintes. Les éprouvettes KCU ne sont pratiquement plus utilisées, elles ne servent plus qu'à des comparaisons avec des résultats anciens.

On mesure l'énergie absorbée par la rupture, ce qui permet de remonter à la résilience du matériau (énergie absorbée ramenée à la surface (en J/cm2)). Cet essai permet également d'accéder au taux de rupture fragile, correspondant à la fraction du faciès qui présente un aspect brillant.

L'évaluation de cet aspect de la rupture fragile sera désigné par le terme « cristallinité » par la suite. Cette « cristallinité » est évaluée par l'opérateur ou par techniques d'analyse d'images), ou à l'expansion latérale des éprouvettes suite à la rupture. En effectuant des essais à différentes températures, il est possible d'évaluer la température de transition ductile–fragile et de suivre ainsi la fragilisation de matériaux au cours du temps, par exemple sous l'effet d'irradiation ou de vieillissement thermique. Un point important à noter est que ces essais caractérisent les deux phases : initiation et propagation de la rupture, alors que les essais de ténacité caractérisent uniquement la phase de propagation. En outre, les valeurs d'énergie obtenues dépendent de différents phénomènes et paramètres, tels que la géométrie de l'éprouvette et du couteau, une plastification potentiellement intense (si le matériau n'est pas fragile), cet essai a donc une nature plus comparative que caractéristique du matériau lui-même.

Cet essai s'est naturellement imposé dans le programme de surveillance des centrales nucléaires françaises pour surveiller l'évolution de la température de transition des aciers de cuve soumis à l'irradiation. Malgré les avantages qui le caractérisent : rapidité, faible coût, données expérimentales simples, l'essai de résilience Charpy ne permet pas de remonter à une grandeur caractéristique de la résistance à la propagation d'un défaut, tel que la ténacité, qui est nécessaire pour valider la fiabilité d'une structure. Bien que cet essai soit largement répandu, il souffre d'un sérieux inconvénient : il ne peut être utilisé immédiatement pour une évaluation quantitative de la sécurité d'un matériau par le biais de la mécanique de la rupture, puisque *KCV* et $K_{I\ c}$ne sont pas directement reliés. Ce qui est relativement

Compréhensible puisque ces deux approches sont fondamentalement différentes :

– La ténacité $K_{I\,c}$à partir de facteur d'intensité des contraintes. Le facteur d'intensité des contraintes est un paramètre de chargement de pointe de fissure, c'est-à-dire un paramètre caractéristique global décrivant une contrainte locale et les champs de déplacement en avant de la pointe de fissure. La valeur critique de ces variables locales, caractérisée par la valeur critique du facteur d'intensité des contraintes, peut être considérée comme la résistance du matériau à la propagation de fissures. L'essai de ténacité est quasi-statique.

– La résilience *KCV* est un paramètre global qui n'est pas directement lié aux variables dites locales. Il fait le lien entre l'énergie de déformation plastique et l'énergie de rupture. Aucune fissure n'est encore présente dans l'éprouvette standard Charpy, par conséquent un apport d'énergie est nécessaire pour initier la fissure à travers l'échantillon. La contribution de ces énergies dans les résultats expérimentaux ne peut être dissociée. L'essai de résilience est dynamique.

Les volumes échantillonnés sont différents entre un essai de ténacité et un essai de résilience.L'instrumentation de l'essai Charpy a permis d'obtenir des informations plus quantitatives.

Le marteau du pendule est instrumenté (jauges de contrainte) et permet ainsi d'obtenir un enregistrement de la force en fonction du temps qui peut être transposé en force vs.Déplacement par des formules ou par la mesure du déplacement du marteau. L'importance de cette mesure permet d'interpréter à travers la courbe force–déflexion, représentation schématique en figure 39, le comportement du matériau d'un point de vue de la rupture.

Les fortes oscillations dues aux effets dynamiques sur la courbe force–déflexion rendent celle-ci difficile à exploiter.[33]

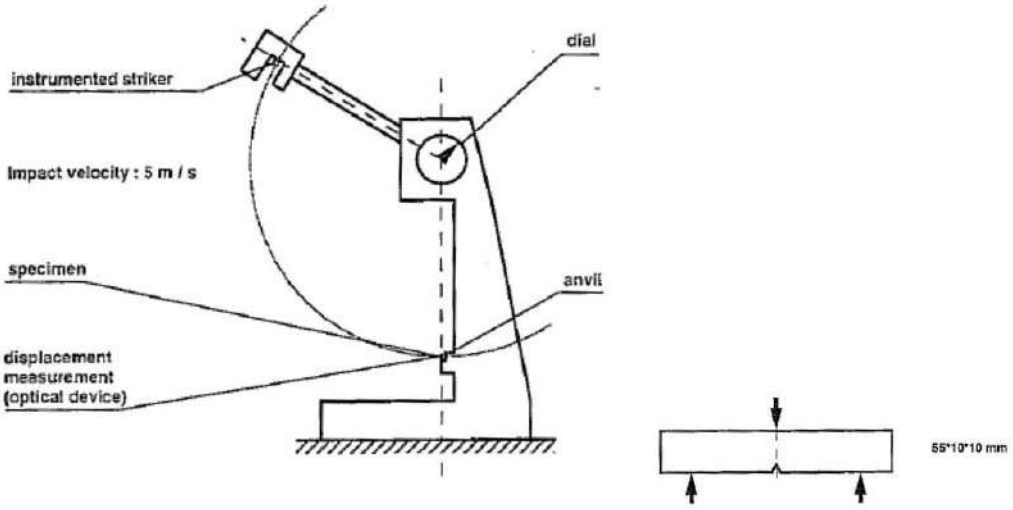


Figure.38 : (a) Principe de l'essai Charpy. (b) Éprouvette standard Charpy V-notch (KCV) [Rossoll, 1998].

.

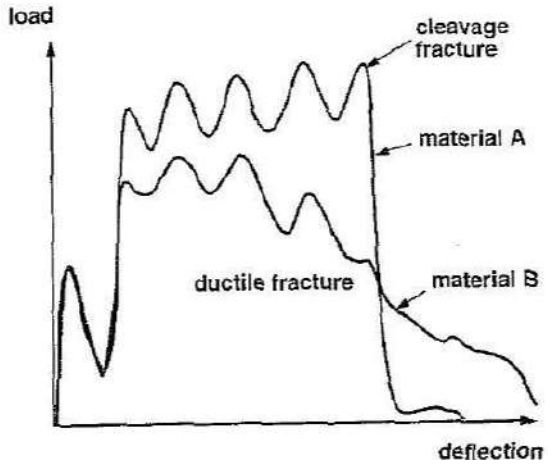


Figure.39 : Enregistrement force vs déflexion pour deux matériaux lors d'un essai de résilience instrumenté [Rossoll, 1998].

II.7. Simulation de l'essai Charpy

La simulation numérique de l'essai Charpy pose des problèmes spécifiques liés aux aspects dynamiques de l'essai. Les effets d'inertie doivent être examinés. Par ailleurs, d'éventuels effets thermiques, liés à la dissipation plastique, sont susceptibles d'apparaître en fond d'entaille. Le contact entre l'éprouvette et le marteau, d'une part, et les appuis, d'autre part, ne peut être négligé, surtout pour les températures d'essai conduisant à une résilience élevée pour lesquelles l'indentation de l'éprouvette, au niveau de ces contacts, est le plus souvent observée. La modélisation du contact est un point important. Il n'est pas possible de considérer des appuis ponctuels, étant donné la déflexion importante de l'éprouvette et les matages observés au niveau des contacts après essai. Par contre, on peut montrer que le fait de considérer les appuis et le marteau, comme des surfaces rigides ou élastiques déformables, ne modifie pas les résultats. Un coefficient de frottement plus important retarde l'amorçage de la fissure ductile, élève le niveau des contraintes, modifie la courbe globale et l'évaluation de la contrainte de Wei bull, uniquement après amorçage de la déchirure ductile. Ainsi la valeur du coefficient de frottement devient importante lorsque les niveaux d'énergie augmentent.

En utilisant les conditions de symétrie, on peut se limiter à mailler une demi-éprouvette en 2D et un quart en 3D. La figure 40montre l'exemple d'un maillage 3D qui comporte 10 couches dans l'épaisseur. Pour bien décrire les gradients de contraintes et de déformations dans l'épaisseur, tout en limitant le nombre de degrés de liberté, une taille de maille décroissante vers la surface externe peut être appliquée.

Les techniques de maillage mixte 2D/3D (au voisinage de l'entaille) présentent peu d'intérêt car elles nécessitent de définir une zone 3D très étendue pour bien décrire la plasticité généralisée intervenant très tôt dans l'histoire du chargement. Un maillage fin est nécessaire dans les zones de contact et des surfaces rigides peuvent être utilisées pour modéliser le marteau et les appuis. Le chargement de l'éprouvette est classiquement effectué en imposant une vitesse définie au marteau.[33]

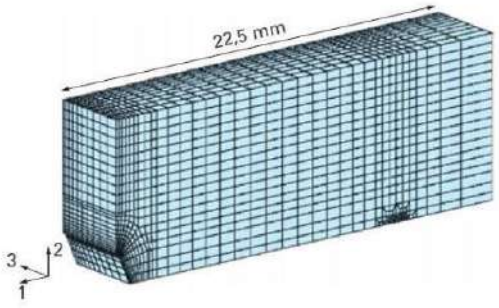


Figure.40 : Maillage 3D du quart de l'éprouvette Charpy (les surfaces analytiques de contact ne sont pas représentées) [Berdin and Prioul, 2007].

Un calcul dynamique 3D étant lourd, on peut se limiter à un calcul 2D mais, comme le montre [Berdin and Prioul, 2007], il est nécessaire de tenir compte de la complaisance de la machine si l'on souhaite rendre compte explicitement des effets d'inertie et des oscillations qui apparaissent sur les courbes expérimentales force–déplacement.

II.8.Caractérisation de la résistance à l'impact

II.8.1. Technique expérimentale

Les essais Charpy [Charpy-1901, François-2007] permettent de caractériser la résistance au choc des matériaux. Les éprouvettes, de forme rectangulaire, présentent une entaille en forme de U ou de V. Un mouton pendule vient impacter les éprouvettes au droit de l'entaille, et l'énergie consommée pour rompre l'éprouvette est mesurée.

Les nuances citées dans le Tableau I-1 ont été testées selon la procédure décrite dans la Norme NF EN ISO 14556 [ISO14556-2001], avec un mouton-pendule d'une capacité de 50J de marque RoellAmsler (Zwick). Les éprouvettes utilisées ont une dimension réduite de 27 mm x 4 mm x 3 mm et une entaille en V. Ces éprouvettes, référencées sous le nom de mini-Charpy, sont schématisées sur la Figure 41 . La marge d'erreur de mesure sur les énergies à rupture est de +/- 0,25 J.

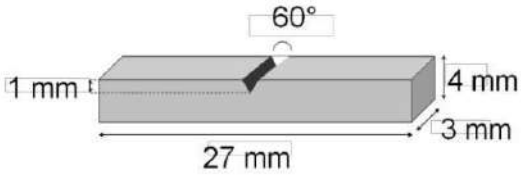


Figure.41: Schéma d'une éprouvette de résilience de type mini-Charpy.

Les nuances de l'étude ont été testées en sollicitation longitudinale (LT) et en sollicitation transverse (TL) selon les schémas de la Figure 42.Le terme LT signifie que l'éprouvette est orientée dans la direction L et que l'entaille est faite suivant la direction T, et vice-versa pour la sollicitation TL. Les microstructures du larget et de la barre sont également représentées sur ces schémas, les grains schématisés sont grossis avec un facteur d'environ 10 000 par rapport à la microstructure réelle. A cause de leur petit diamètre, les nuances J20, J62 et F43 ont dans un premier temps été testées uniquement en sollicitation LT. Dans le cas de la nuance J62, des essais en sollicitation TL ont pu être

réalisés grâce à l'utilisation d'éprouvettes « reconstituées ». La mise en place et la procédure de validation de ces essais avec éprouvettes reconstituées sont présentées en Annexe 1.[34]

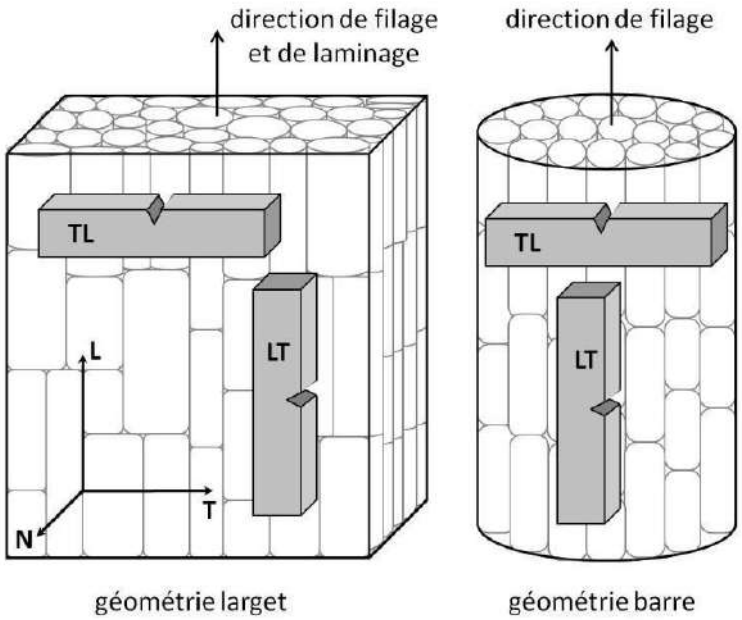


Figure.42 : Schéma des éprouvettes mini-Charpy prélevées en sens LT et TL dans les géométries largets (F41 et F40) et dans la barre J27 de diamètre 36 mm, et de la microstructure sous-jacente

Les essais de résilience ont été réalisés à des températures comprises entre -130°C et 325°C. Huit à douze éprouvettes ont été testées par matériau afin de construire les courbes de transition ductile-fragile.

Les essais réalisés sont instrumentés, ce qui permet d'accéder aux valeurs de force et de déplacement du marteau au cours de l'essai. Le déplacement du marteau est mesuré grâce à un capteur optique, et la force exercée sur l'éprouvette est déterminée à l'aide d'un pont de jauges de déformation placé sur le marteau. Ces mesures donnent lieu au tracé de courbes de type force-déplacement (f-d), qui permettent de décrire le comportement de l'éprouvette au cours de l'essai. L'aire sous la courbe force-déplacement correspond à l'énergie consommée par la déformation et par la rupture de

l'éprouvette au cours de l'essai [Norme-2001]. Les courbes f-d correspondant aux essais réalisés sur les matériaux de l'étude sont présentées dans l'Annexe 2.[34]

II.8.1.1.Grandeurs caractéristiques des courbes en énergie à rupture

A partir des courbes en énergie à rupture, il est possible de déterminer une température de transition ductile-fragile (TTDF) et une énergie de palier ductile USE (uppershelfenergy). La TTDF est habituellement définie comme la température à laquelle l'énergie à rupture est égale à (USE + LSE)/2, avec LSE (lower shelf energy) l'énergie de palier fragile [François-2007].

Dans le cadre de cette étude, les courbes ont été lissées avec le logiciel SigmaPlot à partir de l'équation [François-2007] :

$$E(J) = \frac{(USE + LSE)}{2} + \frac{(USE - LSE)}{2} \times \tanh\left(\frac{T - TTDF}{C_0}\right)$$

Eq (II.1)

Où le terme USE (Upper Shelf Energy) fait référence à l'énergie de palier ductile, et le terme T correspond à la température d'essai. Le terme C0 dépend de l'étalement en température de la phase de transition ductile-fragile. Les valeurs d'USE, de LSE, de la TTDF et de C0 sont identifiés lors du lissage de la courbe .

La TTDF définie par cette méthode est un critère comparatif. Certains auteurs [Nichol-1980,

Nam-2006] utilisent une valeur de TTDF basée sur l'observation des faciès de rupture et non sur les valeurs de résilience ou d'énergie à rupture. La TTDF est alors définie comme la température àlaquelle la moitié de la surface de rupture est fragile, cette valeur est désignée par l'acronyme FATT (fracture appearance transition température).[34]

II.8.1.2.Grandeurs caractéristiques des courbes instrumentées

La Figure 43.présente une courbe instrumentée de type force-temps typique d'un matériau métallique dans sa phase de transition ductile-fragile [Chaouadi-2002]. Sur cette figure, Chaouadi et Fabry donnent également les correspondances entre les diverses parties de la courbe force-temps et la morphologie du faciès de rupture. Quatre valeurs caractéristiques sont définies sur cette courbe :

- la force FGY (ou PGY) : force d'écoulement généralisé
- la force FM (ou PM) : force maximale vue par l'éprouvette au cours de l'essai
- la force FIU (ou PIU) : force à l'amorçage de la propagation instable de la fissure, ce point marque l'amorçage d'une rupture brutale
- la force FA (ou PA): force à l'arrêt de la propagation instable de la fissure, ce point marque la reprise du mode de rupture stable

La partie de la courbe située entre la force FGY et la force FIU correspond à la déformation plastique de l'éprouvette suivie d'une rupture de type ductile. Sur le faciès, cela se traduit par la formation d'une zone rompue de manière ductile au droit de l'entaille. Ensuite, lorsque la force atteint la valeur FIU, la fissure se propage de manière brutale. Lorsqu'il s'agit de rupture fragile, le faciès de rupture présente une zone clivée située au centre du faciès. Enfin, après l'arrêt de la fissure au point FA, le mode de rupture redevient ductile : du cisaillement est alors observé sur le faciès de rupture.[34]

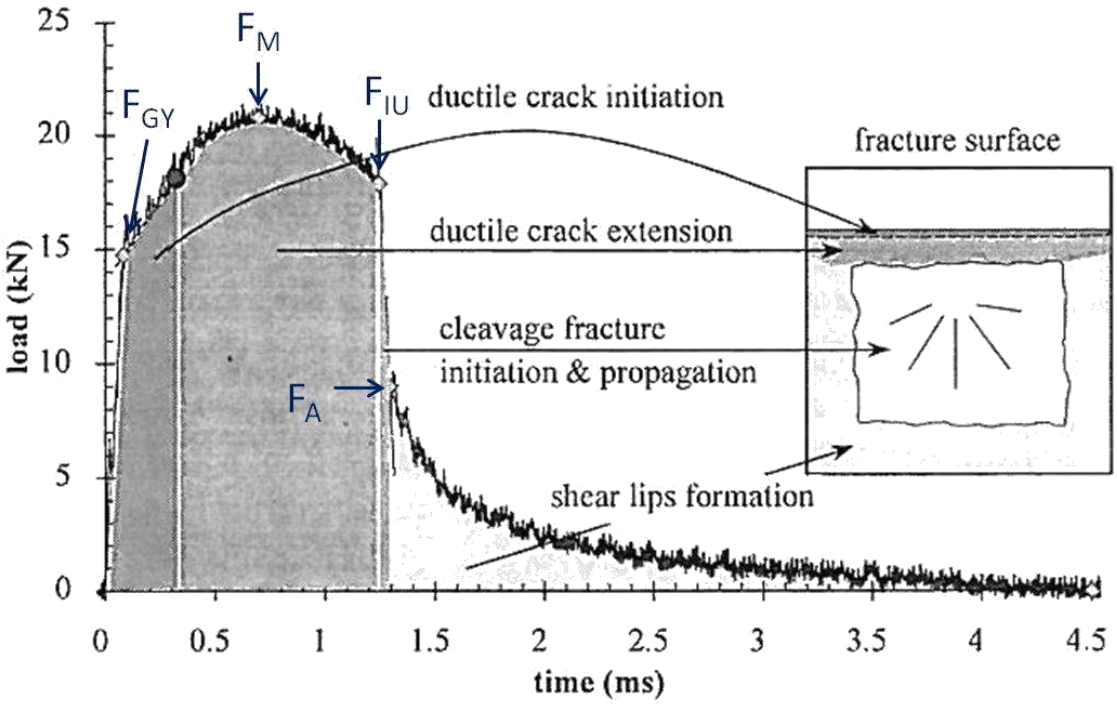


Figure.43: Courbe force (load) - temps (time) typique d'un matériau en transition ductile-fragile et correspondance entre les différentes parties de la courbe avec la morphologie du faciès de rupture [Chaouadi-2002].

Les énergies à l'amorçage de la rupture brutale Eam ont été calculées à partir des courbes force-déplacement, l'énergie Eam correspond à l'aire sous la courbe lorsque la force atteint la valeur FIU. Les courbes des énergies à l'amorçage en fonction de la température d'essai ont été lissées avec l'équation :

$$E_{am}(T) = E_{am}(T = 0) \times e^{bT}$$

Eq (II.2)

La température d'essai T est exprimée en °C, et la valeur b exprimée en °C-1 est en lien avec la courbure de la courbe exponentielle, plus cette valeur est grande et plus l'énergie à l'amorçage augmente rapidement avec la température.

II.9. Exemples des essais de résilience

Parmi les nombreuses pièces destinées à l'exportation vers les pays au climat rigoureux ou à usage cryogénique, nous avons sélectionné quelques exemples représentatifs

II.9.1.Pièces destinées aux pays au climat rigoureux

La figure 44 concerne des pièces en fonte malléable destinées à équiper les lignes hautes tensions soumises au grand froid : canada Scandinavie, chine

La figure 45 présente des carters de réducteur pour vanne en fonte à graphite sphéroïdal 370-17 élaborée spécialement pour résister aux climats rigoureux. Ces pièces sont d'un poids assez modeste 15 à 45kg. En revanche, la volute présentée à la figure 46en fonte à graphite sphéroïdal, équipant des pompes destinées à l'U.R.S.S, est d'un poids beaucoup plus important.[35]

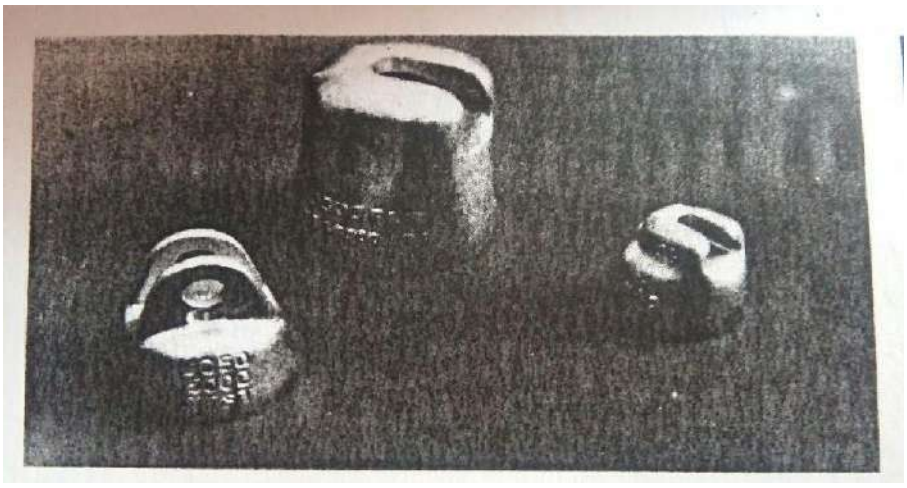


Figure.44 : pièces en malléable galvanisées destinées au canada à la chine (S.A.F.A.M – Fonderie de Mousserolles)

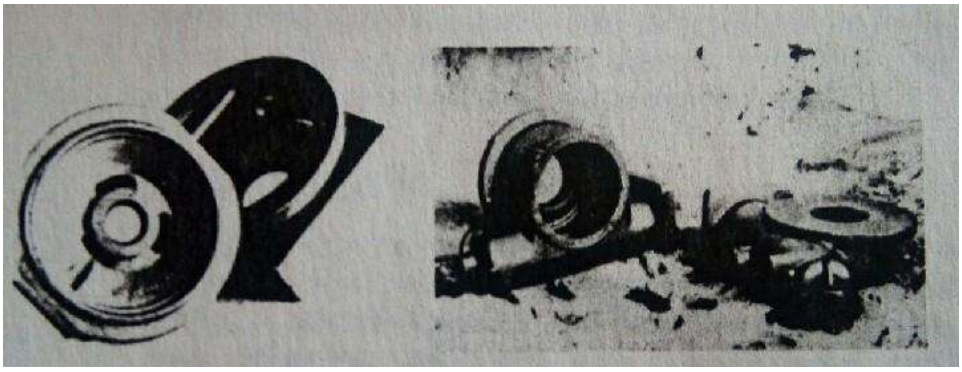


Figure.45 : Carters de réducteur de vanne en GS spéciale basse température

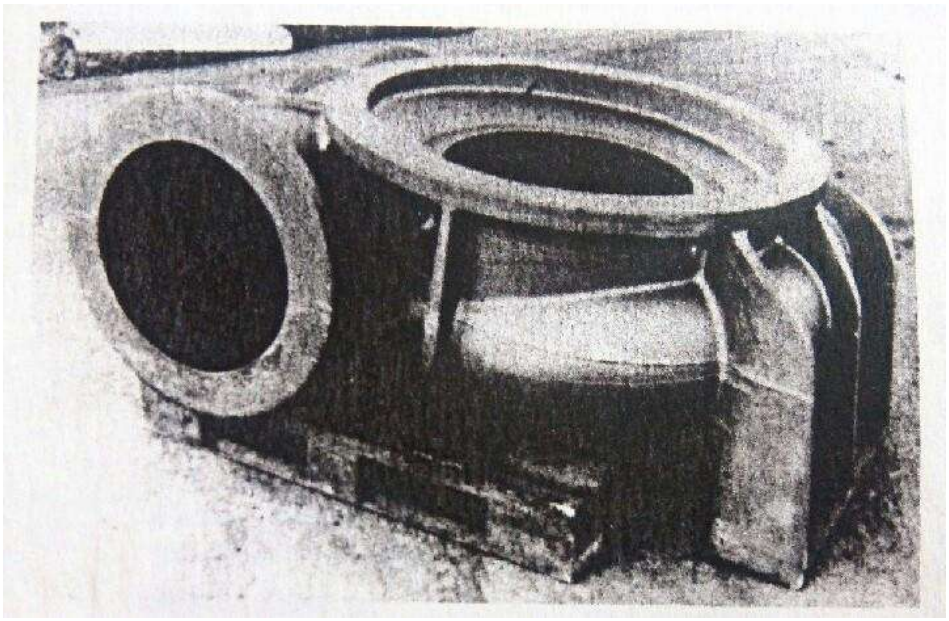


Figure.46 : Volutes en fonte à graphite sphéroïdal à destination de l'U.R.S.S.

II.9.2.Pièces à usage cryogénique

Toutes les pièces présentées aux figures 47 à 51 sont en fonte austénitique à graphite sphéroïdal parce qu'elles doivent résister non seulement à des températures égales ou inférieures à -100°C, mais aussi à la corrosion provoquée par les produits transportés.

Lors de leur déchargement du bateau-citerne, les gaz liquéfiés tels que éthylène, méthane, ammoniac, nécessitent des compresseurs, suppresseurs et

pompes résistant en même temps à la corrosion et au choc à -100°C. La fonte austénitique à graphite sphéroïdal est particulièrement bien adaptée : d'une part, grâce à ses qualités métallurgiques que le chapitre précédent a longuement exposées ; d'autre part, en raison de ses propriétés de fonderie qui permettent de couler des pièces de forme complexes et aussi, de son excellente usinabilité

Tous ces facteurs déterminants ont conduit à utiliser la fonte SNM 23.4 pour couler l'impulseur , le corps de pompe , le carter de moteur , la boite de jonction , le corps de palier et le diffuseur , présentés à la figure50.
La figure47 est relative à des carters de surpresseur destinés à véhiculer sur les navires du butane, du propane, de l'ammoniac ; les figures 48 et 49 concernent respectivement un tube de collecteur et un compresseur de pompe d'un poids de 1500 kg. Enfin un cylindre de détendeur d'oxygène de 245 kg est présenté à la figure 51.

Bien d'autres exemples pourraient être proposés ; cependant, il ne s'agit pas de dresser un catalogue, mais seulement d'illustrer les possibilités offertes aux concepteurs de pièces, afin de les inciter à penser « fonte » pour toutes applications aux basses températures.[35]

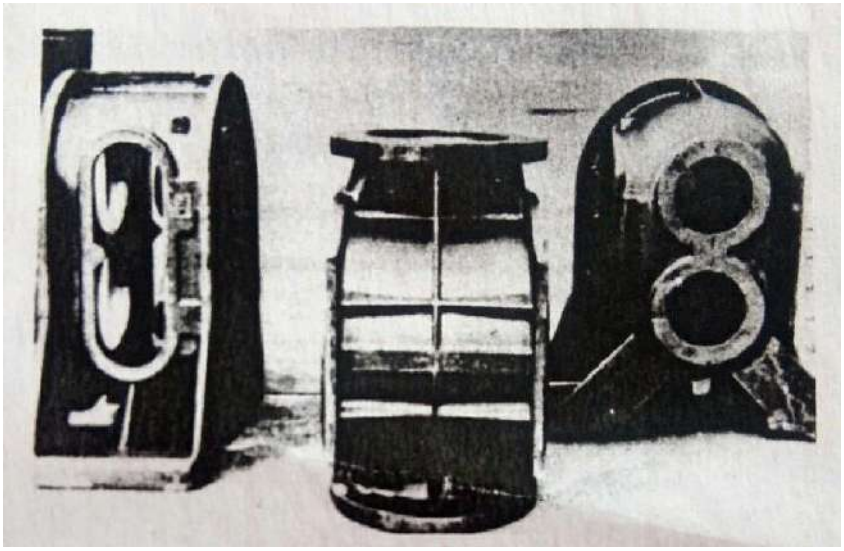


Figure.47 : carters de surpresseur en fonte austénitique S.NM 23 4

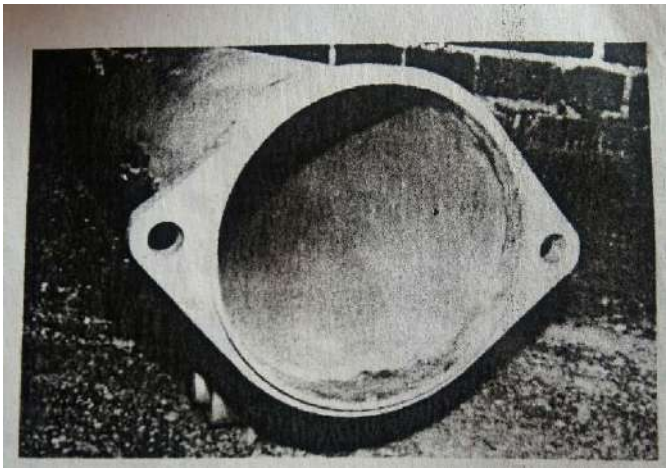


Figure.48 : Tube collecteur en S-NM 23 4

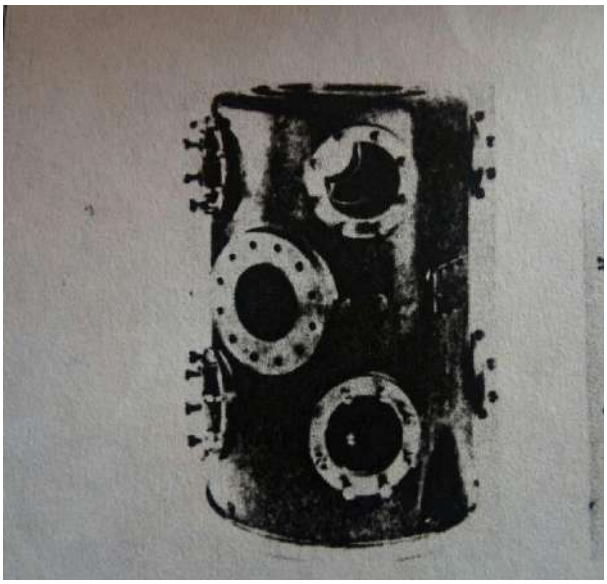


Figure. 49 : Compresseur de pompe en S-NM 23 4 d´un poids de 1500 Kg

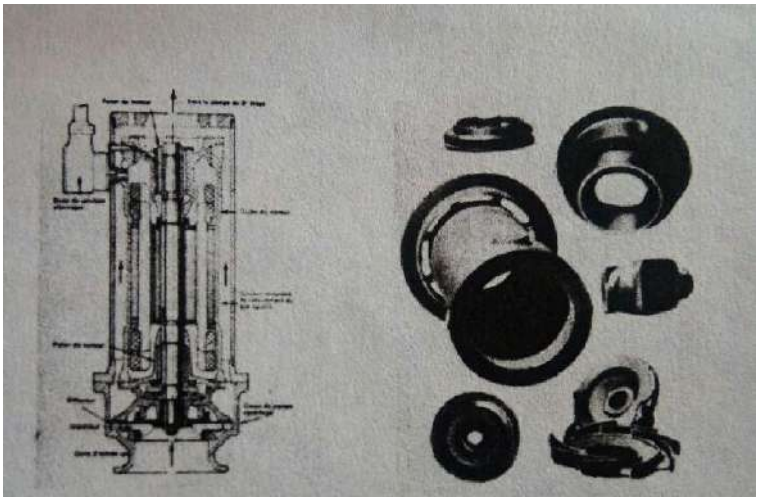


Figure.50 : Ensemble de pièces composant un groupe électro-pompe monté sur un bateau-citerne transportant de l´ammoniac liquide fonte S-NM 23 4

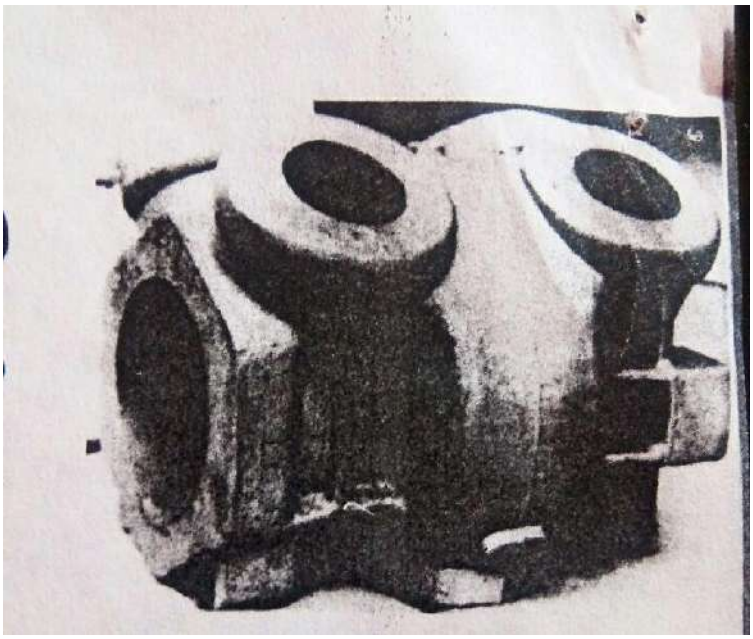


Figure. 51 : Cylindre de détendeur d´oxygène de 245 Kg en fonte austénitique S-NM 23 4 (D-2M)

Conclusion Générale

Pour fixer le choix d'une fonte destinée à la coulée de pièces résistant aux basses températures, toutes les directives émises sont essentielles et il convient de les suivre.

La température de transition, c'est la température pour laquelle la rupture est fragile à 50% ce qui correspond à la moyenne des énergies de rupture dans les domaines ductiles-fragiles. Les courbes sont en forme de S, caractéristique de l'existence, au-dessous d'une certaine température, d'une transition rupture ductile –rupture fragile. Cette transition commence dès que la courbe s'éloigne de l'horizontal et la quantité de métalaffectée est de plus en plus importante à mesure que la température s'abaisse.

Cependant, pour une éprouvette donnée, les valeurs de résilience et la température de transition ductile-fragile dépendent de la composition chimique et de la structure.

Quant à la composition chimique :

- la teneur en silicium influe sur l'évolution de l'énergie de rupture. Les fontes malléables, qui en contiennent moins de 1,8%, feront apparaitre une énergie de choc plutôt supérieure.

- la teneur en manganèse devra être limitée.

- le phosphore devra être maintenu au taux le plus bas, en raison des ruptures fragiles qu'il entraine.

L'étude de ces divers éléments a démontré' ainsi que, pour obtenir une tenue au choc maximale, il faut éviter les impuretés. Il importe donc de travailler avec des matières premières d'une extrême pureté, en particulier d'éviter le phosphore afin de réduire ou supprimer la fragilisation.

Références

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

[12] 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.

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

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

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

[16] 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.

[17] 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.

[18] 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.

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

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

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

[22] Adriana Ana Prreira. LourivalBoehs. Wilson Luiz Guesser. The influence of sulfur on the machinability of gray cast iron FC25. Journal of MaterialsProcessingTechnology 179 (2006) 1650-0171.

[23] 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.

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

[25] Michel Geier. Métallurgie de Fonderie (Tome 2). Editions Eyrolles. Paris. 1978.

[26] K.M. ZWILSKY, E.L. LANGER**,** "ASM Handbook, Volume 1, properties and selection: irons, steels, and High-performance alloys"**,** Section:

Publication Information and Contributors, 10ème Edition,1993.

[27] MICHEL GEIER, "Métallurgie de fonderie tome II", Éditions Eyrolles, paris1978.

[28] R.LE GOUIC, "Précis de soudage brassage et technique connexes", Éditions Eyrolles, Paris 1978.

[29] C.CHAUSSIN, G.HILLY, "Métallurgie, alliages métalliques tome I", DUNOD, Paris 1976, pages 126, 127, 129,135 247,248.

[30] KELLAI Ahmed, "Etude comparative d'un rechargement d'une fonte truitée et une fonte grise par métallisation et par soudage", Mémoire de Magister, Ecole nationale Polytechnique d'Alger,2009.

[31] L. CHUNMIN, S. BAOLUO, L. GUIJIANG, Y. Chao, "Effect of boronizing temperature and time on microstructure and abrasion wear resistance of Cr12Mn2V2 high chromium cast iron", Surface & Coatings Technology, 202 (2008)5882–5886.

[32] T.LUNDSTEDT,E.SEIFERT,L.ABRAMO,B.THELIN,A.Nystrom,J.Petterse n,R. Bergman, "Experimental design and optimization", Chemometrics and intelligent laboratory systems, 42, 1998.

[33] Anthony Marais. Influence du vieillissement statique sur la transition ductile-fragile des aciers au C-Mn. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012. Français. NNT : 2012ENMP0081. pastel-00820563

[34] Anne-Laure Rouffié. Compréhension et modélisation de la rupture fragile des aciers renforcés par nano-précipitation : effets de texture, de vieillissement et de composition. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2014. Français. NNT : 2014ENMP0014. pastel-01069061

[35] Fonderie – fondeur d'aujourd'hui 38-Octobre 1984.

[36] Sciences et génie des matériaux. William D. Callister, Jr. 5e édition 2001.