

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SIENTIFIQUE



UNIVERSITE MOULOU MAMMARI DE TIZI OUZOU
FACULTE DU GENIE DE LA CONSTRUCTION
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE



Mémoire de fin d'études

**En vue de l'obtention du diplôme de Master académique
En Sciences des Matériaux**

Thème

Etude de l'influence des traitements
thermique sur la microstructure et les
propriétés mécaniques d'une Fonte ADI
De type STT 700-2

Proposé et dirigé par :

M^r : Abdelkrim KEHAL

Réalisé par :

M^r : Ahmed ATMANI

Promotion 2012

Remerciements

Je remercie tout d'abord le bon dieu de m'avoir donné la force, la volonté et le courage pour l'élaboration de ce travail.

Je remercie mon promoteur Abdelkrim KEHAL pour avoir bien voulu m'encadrer et pour ses précieux conseils et orientations.

*Mes remerciements vont également à tous mes enseignants, particulièrement les enseignants de la spécialité **Sciences des Matériaux**, ainsi que tous les responsables et le personnel de la faculté de Génie de la construction.*

J'adresse mes plus vifs remerciements à tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.



Je dédie ce travail

A la mémoire de mon défunt père

A ma mère que dieu la protège

A mes frères Mohamed, Elyes, Bilal et Rabah

A ma sœur Fatima

A toute ma grande famille

A tous mes amis

Ahmed



Sommaire

Introduction générale.....	1
Chapitre I : Généralités sur les fontes	
Introduction	3
I.1.Définition	3
I.2. Les différentes catégories de fontes	4
I.2.1. Fontes grises à graphite lamellaire.....	4
I.2.2. fontes blanches.....	5
I.2.3. Les fontes ductiles.....	6
I.2.3.1. Les fontes grises à graphite sphéroïdale.....	6
I.2.3.2. Fonte grise à graphite vermiculaire	7
I.2.3.3. Les fontes malléables	8
I.2.3.4. Les fontes ADI.....	8
I.3. Constituants des fontes GS (ADI)	9
I.3.1. La ferrite.....	9
I.3.2. Perlite	10
I.3.3. La cémentite.....	10
I.3.4. L'austénite	11
I.3.4.1. Décomposition de l'austénite.....	11
I.3.5. La sorbite et troostite.....	12
I.3.6. Graphite.....	12
I.3.6.1. Types de graphites.....	13
I.4. Influence des éléments chimique sur la fonte ADI	14
I.4.1. Les éléments normaux	14
I.5. Les éléments d'additions.....	18
I.6. Les éléments poisons	21
I.6.1. Teneurs maxi tolérables en éléments poisons	21
I.6.2. Remède contre les éléments poisons.....	22
I.7. Élaboration des fontes.....	22
I.8. Traitement par le magnésium.....	23
I.9. Les familles des fontes G.S.....	23
I.9.1. Fonte G.S. ferritique.....	23
I.9.2. Fonte G.S ferrito perlitiques.....	24
I.9.3. FonteGS perlitiques.....	24
I.10. Fontes G.S. obtenues après traitements thermiques.....	25
I.10.1. Fonte G.S. austénitique	25

Sommaire

I.10.2. Fonte G.S. à trempe bainitique («ADI»)	25
I.10.2.1. La solidification des fontes ADI	26
I.10.2.2. Réaction bainitique	27
I.10.2.3. Les étapes de trempe au cours de refroidissement	30
I.11. Elaboration de la fonte GS(ADI)	32
I.11.1. Lit de fusion	33
I.11.2. Charge du four	33
I.11.3. composition chimique des fontes GS (ADI)	33
I.12. Traitement thermique des fonte (ADI)	35
I.12.1. Mécanisme de formation du graphite sphéroïdal	35
I.13. Caractère « composite » des fontes ADI	40
I.14. Domaine d'utilisation de la fonte ADI	41

Chapitre II : Méthodes expérimentales

Introduction	47
II.1. Élaboration et équipements de fusion	47
II.1.1. Matériel utilisé	47
II.1.1.1. Four à arc	48
II.1.1.2. Le four à induction	49
II.1.1.3. Poche de transvasement [capacité 10T]	49
II.1.1.4. Poche de traitement [capacité 2T]	49
II.1.1.5. Poche de coulé	49
II.1.1.6. Les éléments d'addition (de correction)	49
II.1.1.7. Chargetilisée	50
II.1.2. Préparation du lit de fusion	50
II.1.2.1. Charge froide dans le four	50
II.1.2.2. Opération de décrassage	50
II.1.2.3. Etape de coulée	51
II.1.2.4. Traitement SANDWICH	51
II.1.2.5. Inoculation	52
II.1.3. Moulage des éprouvettes (réalisation de la coulée)	52
II.1.4. Dessablage de la pièce	54
II.1.5. Ébarbage	54
II.1.6. Les étapes de fabrication	54

Sommaire

II.2. Composition chimique des fontes ADI.....	55
II.3. Traitements thermiques de type bainitique (ADI) (trempe étagée)	55
II.3.1. Description des traitements thermiques.....	56
II.3.2. Bainitisation de la matrice	57
II.3.3. Paramètres de traitements thermiques appliqués	57
II.4. Essai mécanique.....	59
II.4.1. Essai de dureté.....	60
II.4.1.1. Mesure de la dureté.....	60
II.4.1.2 Essai BRINELL	60
II.4.2. Résistance à la traction	62
II.4.2.1. Eprouvette d'essai.....	62
II.4.2.2. Dimensions des éprouvettes de traction.....	63
II.4.2.3. Diagramme de traction.....	63
II.4.3. Résistance aux chocs (ESSAI DE RESILIENCE).....	63
II.4.3.1. Les éprouvettes	64
II.5. Etude métallographique	65
II.5.1. Prélèvement des échantillons.....	65
II.5.2. Polissage	66
II.5.3. Finition.....	66
II.5.4. Attaque chimique.....	67
II.5.5. Observation sur le microscope optique.....	67
II.6. Four de trempe	67
II.7. Le spectromètre de JOBIN YVON 123 F.....	68

Chapitre III : Résultats et interprétations

III .1. Introduction	70
III.2.composition chimique (Analyse chimique des échantillons)	70
III. 3. Propriétés mécanique	70
III.3.1 L'essai de Dureté.....	70
III.3.2. Essai de traction.....	71
III.3.2.1. La limite élastique	72
III.3.2.2. résistance à la rupture	73
III.3.2.3. Allongement (A%)	74
III.3.3. Résistance aux chocs (ESSAI DE RESILIENCE)	75
III.3.4 .Comparaison entre les propriétés mécaniques.....	76

Sommaire

III.4. La métallographie des échantillons et leurs interprétations.....	76
III.4. 1 Etat brut de coulée	76
III.4. 2. Etude après traitement thermique de trempe étagée	77
III.4. 2. 1.Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 1h à 370°C.....	77
III.4.2.2. Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 2h à 370°C.....	78
III.4.2.3. Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 3h à 370°C.....	79
III.4.2.4. Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 4h à 370°C.....	79
Conclusion générale	82

Liste des figures

CHAPITRE I : Généralités sur les Fontes

Figure I.1 : Fonte grise lamellaire sans attaque x 200.....	5
Figure I.2 : Fonte blanche hypoeutectique	6
Figure I.3 : Micrographie de fonte à graphite Sphéroïdal avec matrice ferritique	7
Figure I.4: Structure d'une fonte GS à matrice ferritique	9
Figure I.5 : Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite.....	9
Figure I.6 : Répartition de la perlite dans les fontes grises	10
Figure I.7 : structure d'une fonte GS à matrice austénitique.....	11
Figure I.8: Diagramme d'équilibre métastable Fe - Fe ₃ C.....	12
Figure I.9 : Types de graphites.....	13
Figure I.10 : L'influence du Si sur la vitesse de refroidissement.....	15
Figure I.11 : Rôle du silicium sur l'intervalle de transformation des fontes grises, fontes malléables et des fontes à graphite sphéroïdal refroidies à la vitesse de 5 °C / h.....	15
Figure I.12 : Effet du silicium sur les températures des points C et C'	15
Figure I.13: Diagramme de Maurer.....	16
Figure I.14 : Structure d'une fonte G.S à matrice ferritique	24
Figure I.15 : Structure d'une fonte ferrito perlitiques	24
Figure I.16 : Structure d'une fonte GS perlitique.....	25
Figure I.17: FG .S. austénitique – Attaque.....	25
Figure I.18: FG.S. bainitique Attaque	26
Figure I.19 : Microstructure d'une fonte GS ferritique.....	26
Figure I.20 : Micrographie d'une fonte G.S. apte pour un traitement ADI	27
Figure I.21: Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien Isotherme ...	29
Figure I.22 : La famille des fontes	31
Figure I.23: Comparaison des propriétés mécaniques des fontes GS présentant la résistance mécanique versus le taux d'élongation.....	32
Figure I.24 : Zones de ségrégation des éléments d'alliage.....	35
Figure I.25 : description schématique de la solidification d'une fonte G.S	36
Figure I.26 : Cycles typiques de transformation ADI	36
Figure I.27 : Schématisation d'une partie du diagramme d'équilibre (forme stable avec graphite) (a) binaire fer – carbone (b) ternaire fer – carbone - silicium correspondant à une teneur en silicium de 2,4.....	38
Figure I.28 : Influence du silicium sur la solubilité du carbone dans l'austénite. Région austénitique du diagramme de phase Fe-C-Si.....	38
Figure I.29 : Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS.....	39
Figure I.30: Schéma illustrant la microstructure des fontes ADI.....	40
Figure I.31 : Engrenage en ADI des moteurs diesel cummins série B qui ont remplacé l'acier 1022 forgé et cémenté procurant une économie de 30%.....	43
Figure I.32 : Vilebrequin en ADI pour un moteur Ford turbocompressé. L'ADI est capable de satisfaire aux impératifs de fatigue à coût beaucoup moins élevé que l'acier forgé	44

Liste des figures

Figure I.33: Les propriétés remarquables del'ADI	45
--	----

CHAPITRE II : Méthodes Expérimentales

Figure II.1 : Four à arc.....	48
Figure II .2 :Four à induction	49
Figure II .3 : Méthode sandwich.....	52
Figure II.4 Schéma des moules pour la coulée (fonte G.S.).....	53
Figure II.5 : Schéma du traitement thermique de trempe étagée bainitique	56
Figure .II.6: Cycle de traitement thermique pour une fonte ADI.....	59
Figure II.7: Principe de l'essai Brinell	61
Figure II.8: Duromètre wopert dia testor RC	61
Figure II.9: Essai de traction	62
Figure II.10 : Dimensions des éprouvettes de traction	63
Figure II.11: essais Charpy.....	64
Figure II .12: Eprouvettes Charpy standardisées.....	64
Figure II .13 : Meules	65
Figure II .14: Polisseuse à deux plateaux.	66
Figure II.15 : Polisseuse mono plateau pour la finition.....	66
Figure II .16: Microscope optique.	67
Figure II.17 : Four de traitement	68
Figure II. 18 : Four de trempe	68
Figure II .19: Spectromètre De JOBIN YVON 123 F.....	69
Figure II .20: LECO CS-200	69

CHAPITR III: Résultats et Interprétations

Figure III.1 Influece du temps de maintien isotherme T_m sur la durezza Brinell de la fonte ADI.	71
Figure III. 2: Influece du temps de maintien isotherme T_m sur la limite élastique de la fonte ADI.....	72
Figure III. 3: Résistance à la traction en fonction de temps de maintien isotherme T_m	73
Figure III. 4: Influece du temps de maintien isotherme T_m sur l'allongement de la fonte ADI.....	74
Figure III.5 Influece du temps de maintien isotherme T_m sur la résilience Charpy entaillée(V) de la fonte ADI.....	75
Figure III.6 : Influece de temps de maintien isotherme T_m sur les Caractéristiques mécaniques des fontes ADI.	76
Figure III.7 : Fonte GS avec (3,60 % de C ; 2 ,70 % de Si ; 0,70 % de Mn) matrice ferrito-perlitique. - Attaque Nital 4%	77
Figure III .8: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, maintien isotherme à 370°C, 1 heure. Ferrite autour des sphéroïdes de graphite (en noir), et une austénite (en blanc) - Attaque Nital 4%.....	78

Liste des figures

Figure III. 9: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, 2 heures maintien isotherme à 370°C. Ferrite autour des sphéroïdes de graphite (en noir), et une austénite (en blanc) - Attaque Nital 4%.....	78
Figure III. 10: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, 3 heures de maintien isotherme à 370°C, Ferrite autour des sphéroïdes de graphite (en noir), et une austénite (en blanc)) - Attaque Nital 4%	79
Figure III. 11: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, 4 heures maintien isotherme à 370°C, bainite (en noir), et mélange de ferrite et austénite (en blanc) - Attaque Nital 4%	79

Nomenclatures

Fe : Fer

C : Carbone

Si : Silicium

Mn : Manganèse

S : Soufre

P : phosphore

Cu : Cuivre

Ce : Cérium

Mg : Magnésium

Ti : Titane

Al : Aluminium

$C_{\text{éq}}$: Carbone équivalent

Fe_3C : Cémentite

GS graphite sphéroïdal

FGS fonte à graphite sphéroïdal

E : Module de Young(MPa)

R_m : Résistance à la traction(MPa)

$R_{e0,2}$ Limite conventionnelle d'élasticité(MPa)

R_e : Limite d'élasticité vraie(MPa)

H : Dureté

HB : Dureté Brinell

MPa : Méga Pascal

cm : Centimètre

SNVI : Société Nationale des Véhicules Industriel.

Introduction

La fonte est un alliage métallique dont l'élément essentiel est le fer et dont la teneur en carbone est supérieure à 2%. Dans la pratique les pourcentages de carbone se situent le plus souvent entre 3 et 4%. Les fontes sont obtenues par des appareils de fusion qui garantissent une bonne homogénéité de leur composition chimique dont on cite les fours à arc et les fours à inductions..etc

Les fontes constituent une famille de métaux ferreux avec une large gamme de propriétés mécaniques. Elles sont coulées dans des moules. On utilise beaucoup la fonte pour son coût peu élevé et sa large gamme des propriétés physiques et mécaniques.

Les très nombreuses applications des fontes ADI reposent sur un ensemble de propriétés remarquables : une grande capacité d'amortissement des vibrations, résistance à l'usure, faible sensibilité à l'entaille, résistance aux contraintes et une grande résistance aux frottements.

Les fontes ADI permettent l'obtention par coulée de formes compliquées. Leur usinabilité est excellente et leur prix de revient relativement peu élevé. La fonte ADI peut être élaborée économiquement avec une grande simplicité de moyens. Elle est en effet plus aisément fusible que les autres alliages ferreux.

Les fontes sont utilisées pour la réalisation de pièces de formes complexes en raison de leur remarquable aptitude à la coulabilité. Parmi cette famille de matériaux, la fonte à graphite sphéroïdal (fontes G.S. ADI) qui nous intéresse plus particulièrement.

Ces excellentes propriétés sont le résultat d'un processus d'élaboration très spécifique. Après la coulée, la fonte subit un traitement thermique appelé « austempering » ou trempe étagée. La fonte est chauffée dans le domaine austénitique puis trempée jusqu'à la température de maintien isotherme généralement compris entre 250°C et 450°C avant d'être refroidie jusqu'à la température ambiante. Comme toutes les fontes GS, la microstructure obtenue se compose de nodules de graphite « inclus » dans une matrice métallique base fer. Par contre les propriétés spécifiques évoquées résultent de la nature bainitique (association d'entités ferritique et d'austénite résiduelle) de cette matrice.

On sépare couramment les fontes ADI en deux familles, les fontes ADI supérieures et inférieures qui possèdent des propriétés et des composants structuraux à savoir la ferrite et

l'austénite. Afin de mettre en évidence ces derniers, des observations par microscopie optique ou avec des techniques plus pointues peuvent être mise en évidence.

Notre présent travail consiste en l'étude de l'influence du temps de maintien isotherme sur la microstructure et les propriétés mécaniques d'une fonte ADI étudiée.

Cet objectif sera atteint à travers un ensemble d'actions qui seront concentrées essentiellement sur :

- L'élaboration de la fonte ADI avec différents temps de maintien T_m (min).
- Le contrôle de sa composition chimique,
- La caractérisation de sa structure métallurgique,
- L'étude de ses caractéristiques mécaniques,

Le présent mémoire s'articule autour de trois parties :

- une partie bibliographique (chapitre I), qui présente des généralités sur les fontes et précisément la fonte à graphite sphéroïdal (FGS) (FADI).
- Nous entamons aussi une deuxième partie (chapitre II) qui est consacrée à la description des méthodes expérimentales et d'élaboration de la fonte ADI, ainsi que la présentation des différentes techniques de caractérisation employées au cours de cette étude.
- Nous présentons dans une troisième partie (chapitre III) nos résultats et leurs interprétations. Et, Enfin la conclusion résume les points marquants de cette étude.

Introduction

Le chapitre I est consacré à une étude bibliographique des fontes ADI (présentation, solidification, influence des éléments d'alliage, cinétique de transformation) pour mieux comprendre les traitements thermiques utilisés, les structures obtenues, les phases en présence.

La fonte en sidérurgie est un alliage de fer riche de 2,1 à 6,67 % de carbone (6,67 % étant le seuil de saturation), en dessous de ce pourcentage se sont les aciers et les fers industriels.

Les fontes GS bainitique ou fontes ADI (Austempered Ductil Iron.) offrent des combinaisons exceptionnelles de propriétés mécaniques et de propriétés d'usage en ayant une résistance mécanique importante, une ductilité élevée, une bonne résilience, une bonne résistance à l'usure et une masse volumique plus faible que celle des aciers.

Les fontes ADI sont des fontes à graphite sphéroïdal ayant subi un traitement thermique de trempe étagée aussi appelé « austempering ».

Ce traitement permet d'obtenir une gamme de matériaux aux propriétés exceptionnelles, bien supérieures à celles des fontes à graphite sphéroïdal ferrito-perlitiques [1].

I.1.Définition

La fonte est un alliage à base de fer et de carbone, dont la teneur en carbone est supérieure à 2%, une teneur suffisante pour que la fusion et la solidification se produisent dans un intervalle de température nettement plus bas que le point de fusion et de solidification du fer.

La fonte contient environ 3 à 4% de carbone et 92% de fer et d'autres éléments tels que (silicium, manganèse, soufre, cuivre, phosphore, magnésium, ...), on peut considérer les fontes comme un acier contenant un excès de carbone sous forme de cémentite (fonte blanche) ou de graphite (fonte grise).

Le diagramme d'équilibre des alliages fer-carbone permet de visualiser les conditions d'existence des fontes.

Les fontes ont des propriétés relativement médiocres par rapport aux aciers, elles sont utilisées pour :

- ✓ leur température de solidification relativement basse,

- ✓ leur très faible retrait lors de la solidification,
- ✓ Leur faible prix de revient,

I.2. Les différentes catégories de fontes [1]

On désigne sous le nom de fonte des alliages fer-carbone pouvant contenir de 1.7 à 6.7 poids% de carbone. Pratiquement, la fonte contient environ 3 à 4 % de carbone, 92% de fer et d'autres éléments (silicium, manganèse, phosphore, soufre) sur la teneur desquels nous reviendrons. En première approximation, la fonte peut être considérée comme un acier contenant un excès de carbone sous forme de cémentite (fonte blanche) ou de graphite (fonte grise).

Les diagrammes d'équilibre des alliages fer-carbone ne sont applicables que qualitativement en raison de la forte teneur en éléments étrangers qui entraîne un déplacement des diverses lignes ou points de transformation.

I.2.1. Fontes grises à graphite lamellaire

Dans les fontes lamellaires, la majeure partie du carbone se trouve sous forme de graphite lamellaire. Sa morphologie joue un rôle essentiel sur la résistance à la traction. Le graphite est un constituant qui diminue la résistance mécanique, et sa présence correspond à des vides (interstices) dans la matrice, il favorise les fissures du fait de leur morphologie lamellaire.

La composition chimique et la microstructure sont les facteurs principaux agissant sur l'usinabilité et le degré de finition des fontes. Les plus utilisées sont les fontes hypo eutectique de 2.4 à 3,8 %C, au-delà les propriétés mécaniques deviennent de plus en plus faible.

Ces alliages sont peut être plus connus sous le nom de fontes « ordinaires » car ce sont les plus anciennement utilisées en construction mécanique, en architecture métallique, chauffage domestique et industriel, équipement de voirie. Aujourd'hui encore, elles ont une place prépondérante en fonderie.

Leur structure comprend essentiellement du graphite en lamelles-en paillettes-ramifiées et arrangées en ensemble cellulaires, incluses dans une matrice le plus souvent perlitiques ou perlito-ferritique. Elles peuvent contenir assez de phosphore pour former un réseau de cristaux analogue à des carbures mais moins durs [1].

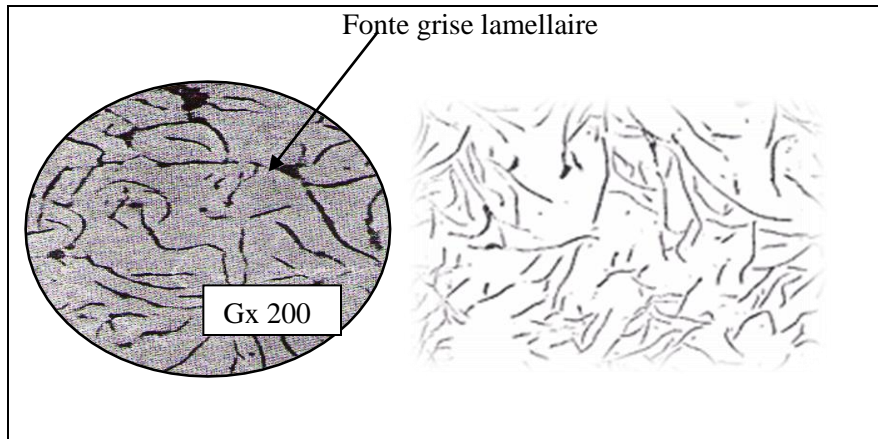


Figure I. 1 : Fonte grise lamellaire sans attaque. [1]

I.2.2. fontes blanches

Les fontes blanches, ainsi nommées en raison de l'aspect de leur cassure, sont caractérisées par l'absence complète du graphite car le carbone, en excès-par rapport à sa solubilité maximale dans l'austénite est combiné au fer sous forme de carbures métastable. Les carbures à base de fer ont des propriétés physiques très différentes de celle du graphite et, en particulier, leur dureté élevée augmente beaucoup celle de la fonte dont ils constituent une fraction volumique importante. Ainsi les fontes blanches, dures mais malheureusement plus ou moins fragiles, conviennent excellentement pour résister à l'usure abrasive, en conséquence, il est très difficile, sinon impossible, de les usiner à l'aide d'outils coupants. Pour la plupart des applications modernes (éléments de broyeurs par exemple). Les fontes blanches sont encore durcies par l'ajout d'éléments d'alliage (nickel, chrome, molybdène, vanadium, tungstène) avec une certaine amélioration de la ténacité aux chocs [2].

Les principaux facteurs favorisant l'obtention de ces fontes sont : abaissement de la température de coulée et refroidissement rapide, teneurs en carbone et silicium relativement faible, teneur en manganèse élevée.

Les constituants de la fonte blanche sont ceux d'un acier hypereutectoïde, soit cémentite et perlite. la constitution des fontes blanches a été indiquée lors de l'étude du diagramme Fe-C à cémentite (figure I.3). en fait, la structure de la lédéburite persiste ordinairement après que les transformations le long de ES et en S (figure 2) ont eu lieu ; l'austénite et la cémentite eutectiques forment un tout, tant avant qu'après les transformations de cet eutectique. Aussi, bien que dans la fonte froide, l'eutectique ait disparu, le produit auquel il a donné naissance a conservé si exactement la structure de la lédéburite que l'on parle parfois de lédéburite transformée.

La constitution des fontes blanches est donc la suivante :

- Fontes hypoeutectiques : lédéburite +perlite+cémentite proeutectoïde.
- Fontes hypoeutectiques : lédéburite+cémentite primaire.

La lédéburite représente un agrégat de cémentite eutectique et des produits de la décomposition de l'austénite eutectique (cémentite proeutectoïde et perlite).

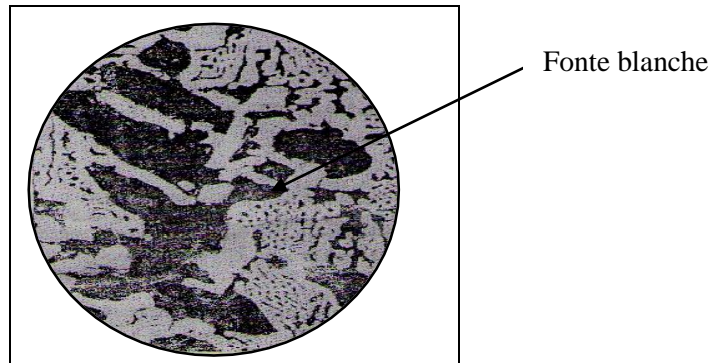


Figure I . 2 :Fonte blanche hypoeutectique [2]

I.2.3. Les fontes ductiles

I.2.3.1. Les fontes grises à graphite sphéroïdal

Dans les fontes à graphite sphéroïdal la teneur en carbone est de 3,5 à 4%, appelées aussi fontes ductiles. Ces fontes sont obtenues par l'addition d'éléments spéciaux, le plus souvent à base de magnésium dans le bain de la fonte liquide (dans une poche de traitement sandwich), qui transforme le graphite en sphères ou bien nodules [1]

a. Définition

les fonte à graphite sphéroïdal sont des alliages fer-carbone-silicium, appelées aussi fonte ductile, dans lesquelles le carbone graphitique se présente directement, après coulée et refroidissement dans le moule sous forme de petits sphéroïdes compacts assez régulièrement répartis dans une matrice d'acier [2]

b. Composition chimique :

La composition chimique de la fonte à graphite sphéroïdal non alliée correspond généralement à des pourcentages compris dans les plages suivantes :

C_{totale} varie de 3.4 à 4.0 % ;

Si varie de 2.0 à 3.0 % ;

Mn varie de 0.10 à 0.80 % ;

P < 0.10 % ;

S < 0.02 % (le plus bas possible, après désulfuration si nécessaire) ;

Mg varie de 0.02 à 0.10 % ;

Le pourcentage de certains éléments dits nocifs (Bi, Sb,Pb,Ti) ne doit pas dépasser certaines valeurs généralement très basse. Pour certaines applications, la teneur en silicium peut être comprise entre 1 et 1.5 %. Dans la recherche de l'obtention d'une structure ferritique sans avoir recours aux traitements thermiques, il peut être nécessaire de maintenir le pourcentage en manganèse à une valeur inférieure à 0.15% et de veiller à ce que les teneurs en certains éléments ne dépassent pas une valeur déterminée (0.07% pour le chrome, 0.02% pour l'étain, 0.50 % pour le cuivre).

Certains éléments d'alliage peuvent être ajoutés, en quantité modérée, à la composition de base en vue d'améliorer la tenue de la pièce à la chaleur (Cr,Mo...), à l'usure (Ni,Cr...), à la corrosion (Cu...) ou encore de réduire la sensibilité à l'épaisseur (Ni). En quantités élevées, la présence d'éléments d'alliage entraîne la formation de structures particulières.

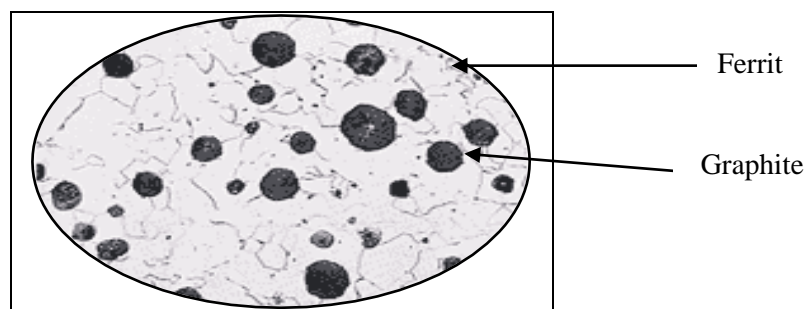


Figure I. 3 : Micrographie de fonte à graphite Sphéroïdal avec matrice ferritique [1]

I.2.3.2 Fonte grise à graphite vermiculaire

Les fontes à graphite vermiculaire présentent une forme de graphite comprise entre la forme lamellaire et la forme sphéroïdale.

Cette microstructure particulière est obtenue par l'ajout de magnésium à des teneurs très faibles par rapport à celle des fontes à graphite sphéroïdal (généralement entre 0,020 % et 0,035 % de Mg). Il est également possible d'obtenir ce type de fonte, en partant d'une fonte à graphite sphéroïdale et en bloquant la transformation des grains de graphite, avec une très faible dose de titane (Ti) [3].

La microstructure des fontes vermiculaires allie les propriétés de la fonte grise à graphite lamellaire (FGL) et les propriétés de la fonte grise à graphite sphéroïdal (FGS).

I.2.3.3 Les fontes malléables

Une fonte malléable est une fonte blanche qui a subi l'un des traitements thermiques tels que :

- Un recuit de graphitisation pour la transformation de la cémentite en graphite nodulaire (malléable à cœur noir).
- Un recuit de décarburation dans le but d'éliminer le carbone de la couche superficielle (malléable à cœur blanc) [1].

I.2.3.4 Les fontes ADI

Les fontes ADI sont obtenues par traitement thermique de trempe étagée à partir de fontes à graphite sphéroïdal de qualité supérieure. La présence de défauts métallurgiques tels que les crasses, micro retassures, graphite lamellaire, peuvent en effet annihiler l'amélioration des propriétés mécaniques due au traitement thermique [5].

On sépare couramment les fontes ADI en deux familles : les fontes ADI supérieures et inférieures qui possèdent des propriétés et des applications bien distinctes. Les fontes ADI inférieures sont caractérisées par une résistance à la traction très élevée (1400-1600 MPa) associée à un faible allongement (2%). Leur résistance à l'usure est remarquable tout en possédant une certaine usinabilité. Les applications concernent surtout les engrenages ou des éléments pour la compression ou le grenailage. Les fontes ADI supérieures ont une résistance à la traction élevée (800-1200 Mpa) associée à un allongement à rupture pouvant atteindre 12 à 15%. Les applications sont très diverses, notamment dans le secteur de l'automobile où leur faible densité est appréciée [5].

I.3 Constituants des fontes GS (ADI) [2]

I.3.1 La ferrite

La ferrite est une solution solide d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer α (sous forme cubique centré). Nous sommes en présence de la variété α du fer dont la solubilité maximale en carbone est de 0,05 %.

Le fer α peut dissoudre 0,5 % à 10 % de silicium [8].

La ferrite est un corps très ductile, résilient, peu résistant et magnétique à la température ambiante (point de curie : 768 °C). Ses caractéristiques mécaniques sont les suivantes:

- Rm (résistance à la traction) proche de 350 MPa ;
- HB (dureté Brinell) proche de 100 ;
- A % (allongement) proche de 35 % ;

Ces valeurs sont variables et dépendent de la teneur en éléments secondaires qui rentrent en solution dans la ferrite (Si, Mn, N...). La ferrite apparaît dans les fontes au cours du refroidissement sous formes proeutectoïde et eutectoïde [3].

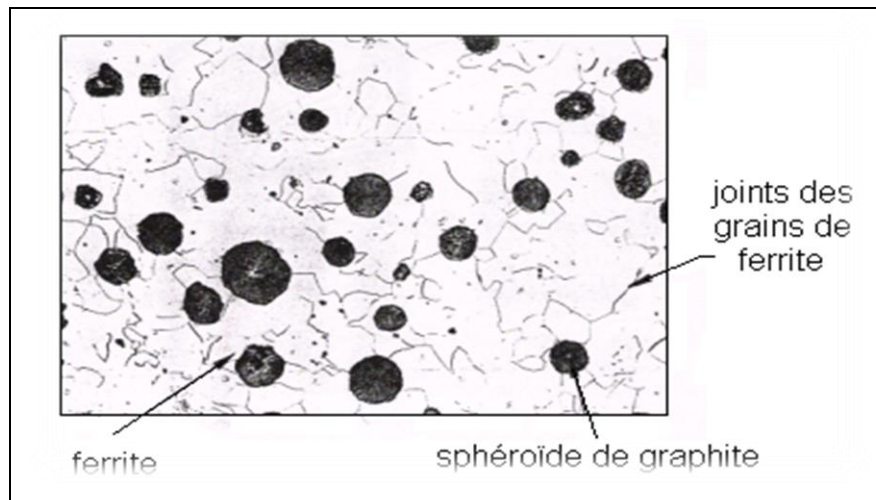


Figure I. 4: Structure d'une fonte GS à une matrice ferritique [3]

L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite sont données par la figure I.5.

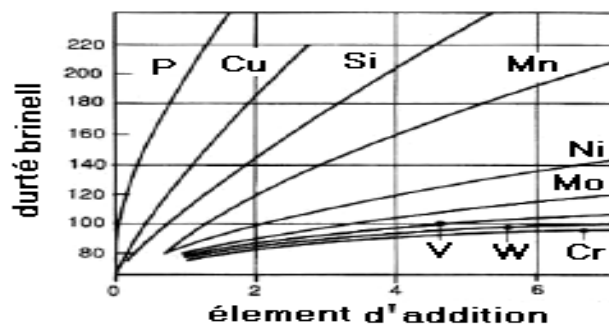


Figure .I. 5 : Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite. [1]

I.3.2 Perlite

La perlite se présente sous forme d'un feuilletage de lamelles de ferrite et de cémentite disposées alternativement (figure I. 6). C'est un agrégat eutectoïde.

La perlite se forme au passage de l'horizontal eutectoïde (environ à 730°C) quand on se trouve sur le diagramme métastable Fer-Fe₃C (figure I. 8)

Lorsque les lamelles de la perlite sont très minces, phénomène dû à un refroidissement rapide, elle devient plus dure et plus résistante [1].

Les caractéristiques mécaniques de la perlite dépendent avant tout de sa finesse et les éléments qui se trouvent en solution. Sa dureté Brinell varie entre 200 et 300.

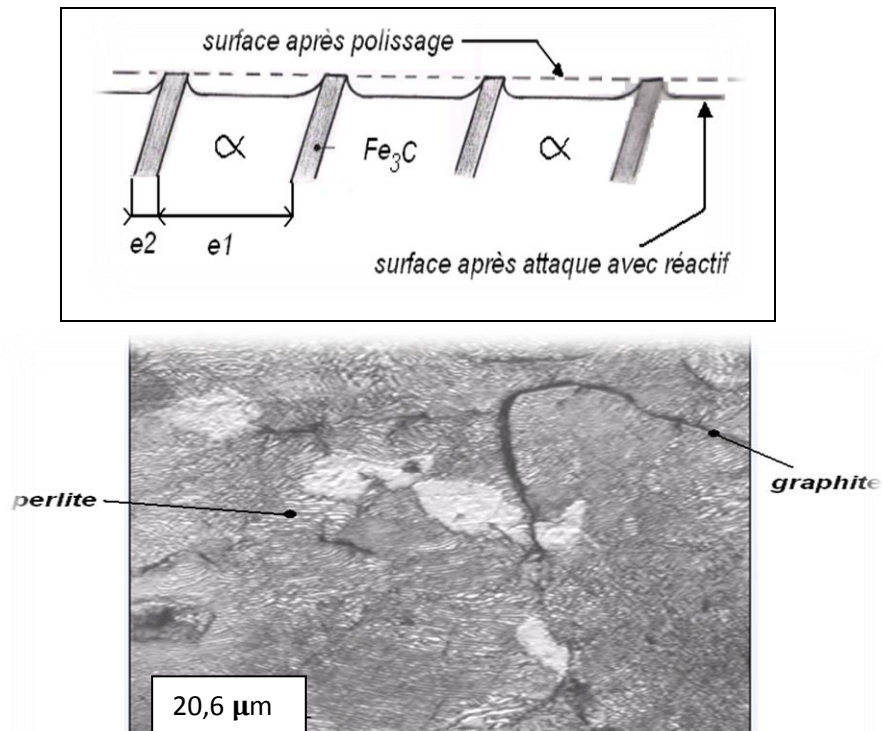


Figure I. 6 : Répartition de la perlite dans les fontes grises [1]

I.3.3 La cémentite

La cémentite ou carbure de fer est une combinaison métallique de fer et de carbone définie chimiquement par la formule Fe_3C (contenant 6,67 % de carbone). Elle est constituée par une maille orthorhombique dont le motif de base peut-être assimilé à un triangle par simplification. C'est un corps très dur, cassant et très fragile. Ces caractéristiques sont les suivantes :

- Rm très faible ;
- HB de 800 à 1000 ;
- A % quasiment nul ;

I.3.4 L'austénite

Solution solide de carbone dans le fer γ , l'austénite peut dissoudre 0,85 % de carbone à 735 °C à 1,7 % de carbone à 1130 °C. Ce corps n'est pas stable en dessous de 735 °C. En effet, c'est à cette température que ce produit le changement de variété allotropique du fer. Le fer γ se transforme en fer α avec un rejet de carbone sous différentes formes :

Rejet de graphite si le refroidissement est suffisamment lent, rejet de cémentite si le refroidissement est rapide

Les deux transformations énoncées ci-dessus sont les plus couramment observées au cours du refroidissement d'une pièce dans un moule (sable, métallique...) en fonderie.

Dans le cas de vitesses de refroidissement rapides, entre 730 °C et 500 °C l'austénite se transforme en perlite si les migrations de carbone ont le temps de se faire, sinon, nous assistons à d'autres transformations plus tardives (c'est le cas des traitements thermiques). Néanmoins, ce corps peut exister à température ambiante dans les fontes austénitiques au nickel et dans les fontes trempées à austénite résiduelle. C'est, dans ce cas, un corps un peu fragile, ductile. Il est oxydé par tous les réactifs acides [14].

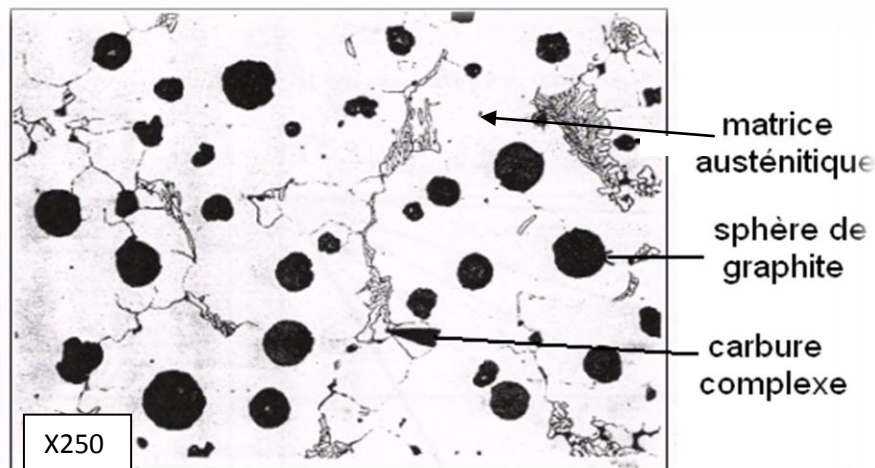


Figure I. 7 : Structure d'une fonte GS à une matrice austénitique [14]

Attaque au Nital

I.3.4.1 Décomposition de l'austénite

Lorsque la vitesse de refroidissement est lente, les migrations des atomes de carbone ont "le temps de le faire" et les lamelles peuvent grossir. On obtient une structure perlitique et grande.

Quand la vitesse de refroidissement augmente, cette migration se fait, mais à moins longue distance donc, localement et en de multiples endroits, se forment de petites lamelles :

- Entre 750 °C et 500 °C environ, si le refroidissement est relativement lent, tout se transforme en perlite.
- Si à 500 °C tout n'est pas transformé, cela signifie que la vitesse de refroidissement est trop importante, le reste peut se transformer en martensite.
- Si la vitesse de refroidissement est très rapide, entre 750 °C et 500 °C, il ne se passe rien ; il y a deux solutions en dessous de 500 °C:
 - ✓ Si on stoppe le refroidissement alors le γ donne de la bainite.
 - ✓ Si on ne stoppe pas le refroidissement alors le γ donne de la martensite [14]

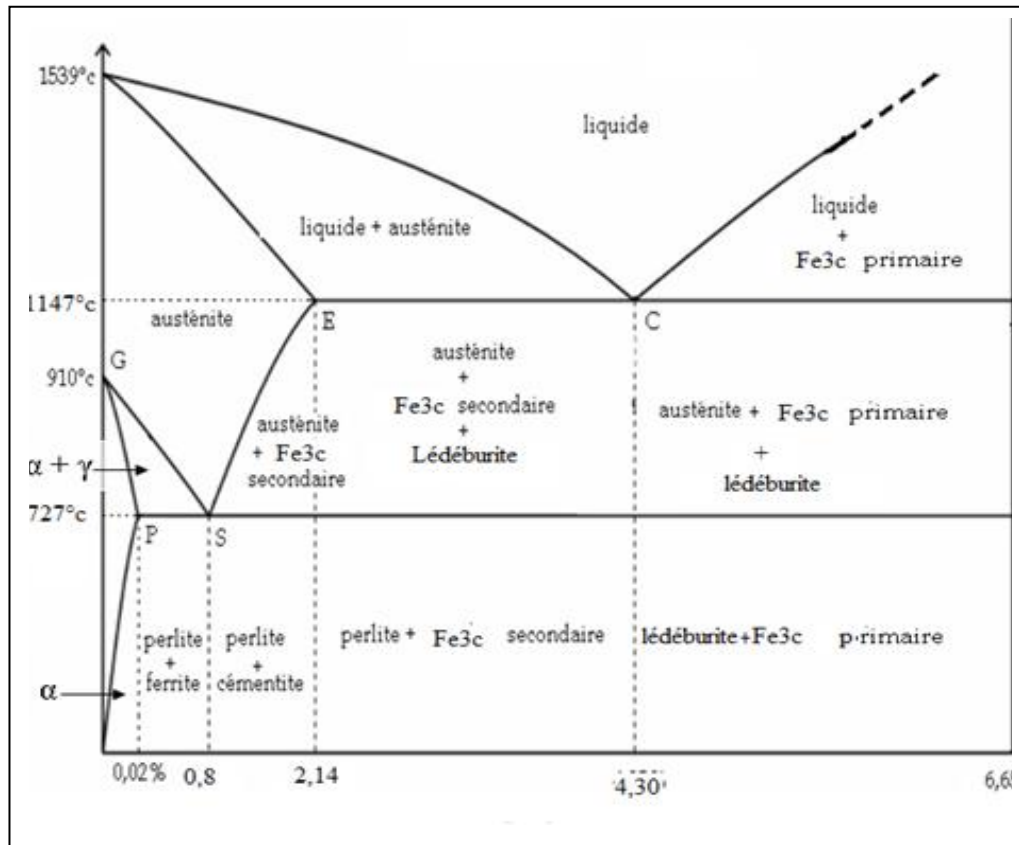


Figure I. 8: Diagramme d'équilibre métastable Fe - Fe₃C [1]

I.3.5 La sorbite et troostite :

Troostite : Agrégat très fin identique à la perlite du point de vue constitution. C'est une perlite très fine seulement résoluble au microscope X200 de teinte plus foncée que la perlite.

Sorbite : Obtenue par un traitement thermique de fontes ordinaires (trempe+revenu) ou avec des fontes alliées [16].

I.3.6 Graphite

Dans les fontes courantes, le graphite est plus ou moins ramifié, plus ou moins fin, plus ou moins abondant en fonction de divers facteurs. Il résulte d'une influence importante sur l'effet d'entaille dans la matrice et par conséquent sur les propriétés physiques et mécaniques.

Le graphite est un constituant très affaiblissant du point de vue des caractéristiques mécaniques des fontes grises. Il joue en effet le même rôle, que les microfissures qui, lors d'un chargement entraînent une concentration de contraintes.

L'aspect des plages de graphite examinées au microscope optique, a permis une classification et une normalisation suivante[1] :

I.3.6.1 Types de graphite

Type A : graphite en lamelles (figure I. 9a) réparties uniformément. C'est la distribution normale que l'on rencontre dans les pièces d'épaisseur moyenne coulées en sable, lorsque la fonte est voisine de l'eutectique ou légèrement hypo eutectique.

Type B : graphite en rosettes (figure I. 9b). Cette structure se rencontre dans le cas de pièces refroidies rapidement (épaisseur voisine, par exemple, de 10 mm dans le cas de la coulée en sable) lorsque les teneurs en silicium et surtout en carbone sont élevées silicium souvent voisin de 2,5 %, carbone au moins égal à 3,3 %)

Type C : graphite en lamelles et amas de graphite (figure I .9c). On n'observe cette structure que dans le cas de fontes hyper-eutectiques refroidies assez lentement (Céq. 4,5 % ; épaisseurs dépassant 20 à 30 mm, coulée en sable).

Type D : graphite inter dendritique sans orientation préférentielle ou graphite de surfusion (figure I. 9d). Cette forme de graphites s'observe toujours dans le cas de pièces refroidies très rapidement et, en particulier, au voisinage de la surface dans le cas de pièces coulées en coquille.

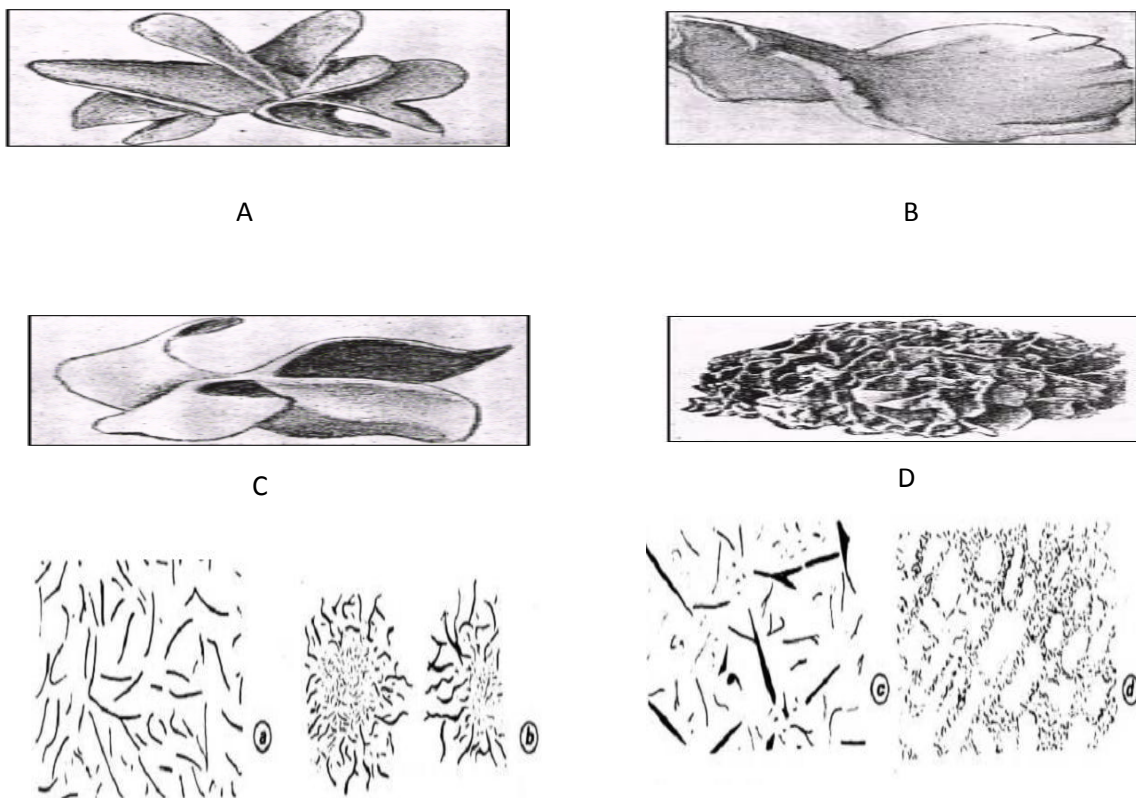


Figure I. 9 : Types de graphites [1]

I.4 Influence des éléments chimiques sur la fonte ADI

I.4.1 Les éléments normaux

Carbone

Le carbone est avec le fer, l'élément de base de la composition des fontes et des aciers. L'introduction de ferraille dans les lits de fusion nécessite souvent de recarburer le bain par des additions de matières carbonées. La solubilité du carbone dans un bain ferreux augmente avec la température. Le carbone est gamma gène et forme avec le fer ainsi qu'avec beaucoup d'autres éléments des carbures plus ou moins stable, métastable. Il joue le rôle déterminant dans les transformations à l'état solide.

Silicium

Élément normal de la fonte, il devient élément d'addition au dessus d'une teneur de 3%. Élément alphasène, il joue un rôle fondamental en métallurgie des fontes, car, aux teneurs considérées (jusqu'à 18%), il oriente la solidification des alliages Fe-C- Si vers le système stable (graphite + ferrite). C'est un graphitisant puissant.

Les Ferro-silicium, en raison probablement des faibles teneurs en aluminium et en calcium qu'ils contiennent, sont des corps inoculant. Ajoutés en petite quantité au métal liquide avant la coulée, ils produisent un effet germinateur du graphite, évanescent, qui entraîne plusieurs avantages pratiques : multiplication des cellules eutectiques, élimination des carbures, suppression du graphite de surfusion....

Influence du Silicium Sur la vitesse de refroidissement

Le silicium est considéré comme un élément qui favorise la formation du graphite. Sur la figure I. 10, on voit que plus on met de silicium et moins on forme de cémentite et plus on obtient du graphite. On le trouve pratiquement en teneur supérieure à 1,7% (ou 2%) dans les fontes qu'on veut obtenir (grises).

Pour cela il agit considérablement sur le degré de surfusion notée ΔT , (figure I.12) L'augmentation du taux de silicium favorise l'écart entre le point C et C', respectivement du système stable et métastable,

On voit qu'il faut pour une différence entre ces deux points de l'ordre de 30 °C, un taux de silicium de 2%. Il rend la formation du carbure de fer moins probable. Il favorise la formation du graphite [9].

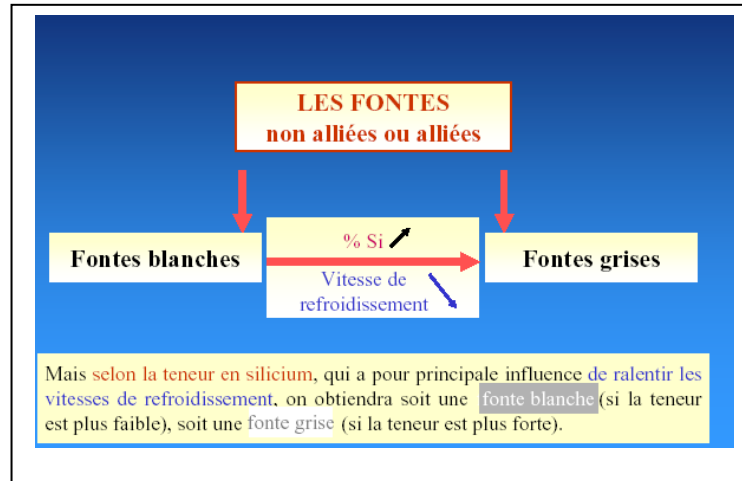


Figure I. 10 : Influence du Si sur la vitesse de refroidissement [9]

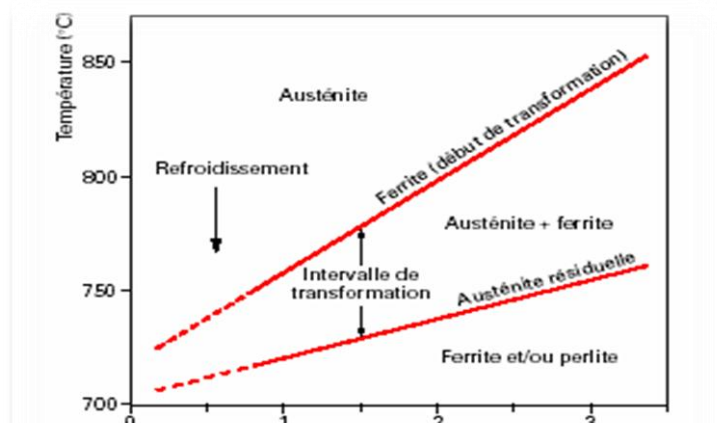


Figure I. 11 : Rôle du silicium sur l'intervalle refroidies de transformation des fontes grises, fontes malléables et des fontes à graphite sphéroïdal à la vitesse de 5 °C / h, [6]

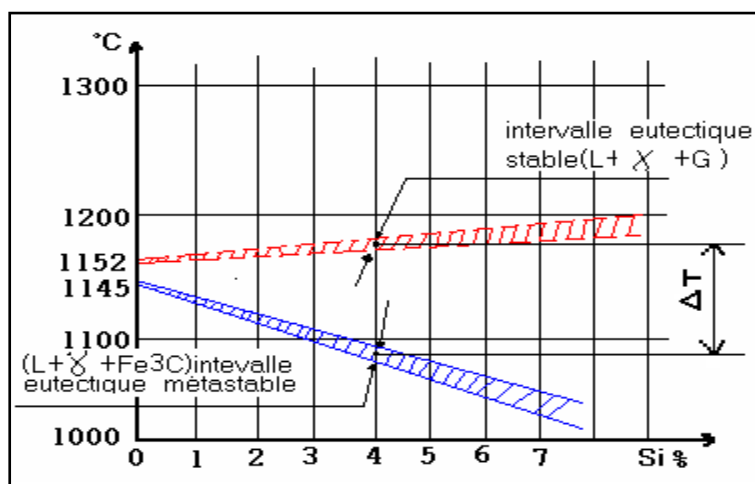


Figure I. 12 : Effet du silicium sur les températures des points C et C', [9]

Influence du carbone et du silicium

Les fontes grises employées dans l'industrie ne peuvent pas être considérées comme un alliage binaire fer- carbone, en plus de carbone il contient des autres éléments (Si, Mn, S, P, etc.) qui ont une grande influence sur la structure et les propriétés des fontes grises.

Les deux éléments (carbone et silicium) exercent une influence directe sur le passage de système métastable au système stable [7].

Le carbone est un élément graphitisant, il favorise l'accroissement des lamelles de graphite.

Pratiquement, la teneur en carbone est plus difficile à varier, c'est pourquoi on choisit une teneur qui garantit d'assez bonnes caractéristiques de moulage de la fonte, c'est-à-dire la fluidité et un faible retrait.

L'influence du carbone sur la structure est donnée par le diagramme (figure I.13), le champ du diagramme est divisé en cinq domaines de la structure, en fonction de la teneur en silicium.

Le diagramme est réalisé pour les pièces moulées dont l'épaisseur des parois ; est constante l'influence de la vitesse de refroidissement de la fonte sur la structure n'est pas prise en considération.

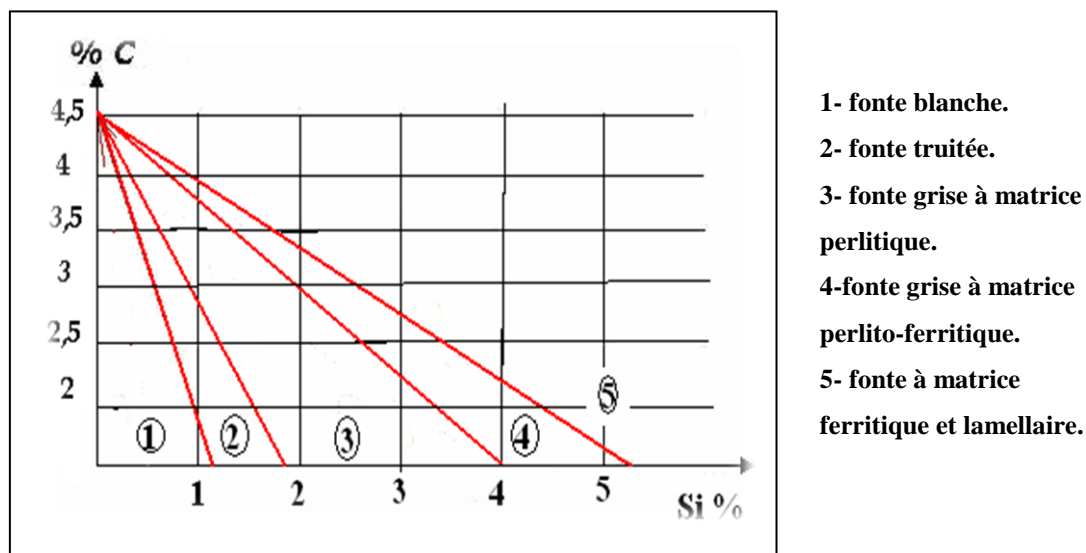


Figure I .13: diagramme de Maurer. [7]

Phosphore

Élément faiblement graphitisant, le phosphore est une impureté des minerais ferreux qu'on élimine le plus possible par oxydation en présence de laitier basique. Son action

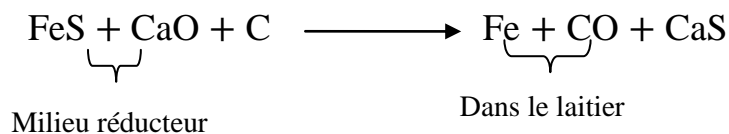
fragilisant se manifeste dès la plus faible teneur dans les aciers et les fontes. Dans les fontes grises, il apparaît sous forme de Fe_3C qui constitue les cristaux d'eutectique phosphoreux.

En effet, pour les teneurs supérieures à 0,3 %, il se forme ainsi un réseau dur favorable à la résistance à l'usure. Si les teneurs en C et Si ne sont pas trop élevées, il améliore la coulabilité.

Soufre

Le soufre est une impureté généralement nocive qui peut provenir du minerai mais dont le principal apport vient du coke des charges (lors de la fusion au cubilot ou au four à arc). Il accroît le retrait, augmente la fragilité, diminue la fluidité, accroît la ségrégation à la coulée et abaisse la tension superficielle. Il se combine de préférence au Fe et au Mn pour former respectivement de FeS et du MnS.

On l'élimine autant que possible des bains de fonte par réaction avec des laitiers ou des poudres basiques en milieu réducteur.



La solubilité du MnS dans le fer liquide est inférieure à celle du FeS, la présence de manganèse dans la fonte est donc favorable à la désulfuration. [1]

Manganèse

Cet élément provient de la réduction des oxydes de manganèse contenus dans les minerais de fer, ou qui sont ajoutés à la charge pour obtenir la teneur visée. En effet, le rôle principal du manganèse est de fixer, comme on l'a vu précédemment, le soufre sous forme de MnS.

L'excès de manganèse fixe le carbone sous forme de Mn_3C , carbure isomorphe de la cémentite. Ainsi, il stabilise la cémentite et la perlite.

Si après cela il persiste le manganèse en excès, se dissout dans la ferrite en solution solide et en améliore les caractéristique.

Le manganèse est aussi un élément gammagène plus économique que le nickel. Il entre donc dans la composition de l'acier, des fontes alliées austénitiques ou martensitiques,

Mais à effet carburigène, limite dans certains cas, Il peut accroître la tendance à certains défauts de fonderie : abreuvements, soufflures dans les fontes.

I.5 Les éléments d'additions

Nickel

Il est l'un des éléments d'alliages les plus courants car son effet gammagène, trempant et sa miscibilité parfaite avec le fer permet de réaliser pratiquement toutes la gamme des structures. Il abaisse les points critiques et les vitesses critiques au refroidissement, il permet donc une plus grande latitude dans les conditions de traitement thermique. Le nickel est graphitisant, diminue la sensibilité à l'épaisseur, affine le grain, affine la perlite et modifie la valeur de la vitesse critique de trempe.

Le nickel permet par trempe de durcir les pièces moulées. En effet lorsqu'il est présent, même à des doses extrêmement faibles dans la fonte (1,5 à 4,5 mm selon l'épaisseur du moulage), le nickel donne à l'austénite, si la vitesse de refroidissement de celle-ci est suffisante, le pouvoir de se transformer en martensite. Il est donc possible d'obtenir des pièces brutes de coulée dans lesquelles, de fait de leur faible vitesse de refroidissement dans le moule, ont la structure perlitique. Ces pièces alors facilement usinables, subissent ensuite un traitement thermique approprié, Qui leur confère une dureté élevée.

Chrome

Le chrome est l'un des principaux éléments d'alliages couramment utilisés en fonderie de fonte et d'acier, C'est un élément alpha gène, augmentant la trempabilité et fortement carburigène. Au dessus de 0,7 %, il y a trop de cémentite libre dans la fonte qui devient in usinable. Ensuite, au dessus de 10 %, il y'a formation de carbure de chrome qui ne sont pratiquement pas graphitisables. Il permet donc d'avoir des fontes réfractaires. Le chrome affine la perlite et le graphite.

Les fontes et les aciers au chrome forment des familles très diversifiées. Les faibles teneurs permettent l'amélioration des caractéristiques mécaniques et facilitent les traitements thermiques. Les plus fortes teneurs leurs confèrent la résistance à l'abrasion, la réfractivité et l'in oxydabilité. Le chrome est souvent associé à d'autres éléments comme le nickel, le cuivre, le titane...etc.

Cet élément est relativement oxydable et des précautions doivent être prises pendant la fusion et la coulée des fontes et aciers à haute teneurs en chrome.

Molybdène

Le Molybdène est un élément d'alliage alphagène, antigrafitisant et fortement trempant. Il facilite la trempe bainitique et est en générale très favorable à la résistance au fluage. On l'utilise largement dans des pièces moulées destinées à des usages thermiques.

Le Molybdène affine la ferrite et donc la perlite et il accroît les caractéristiques mécaniques de la fonte.

Cuivre

Bien qu'augmentée en présence de nickel, la solubilité du cuivre dans les fontes est limitée.

Cet élément est faiblement gammagène et trempant. En solution solide dans la ferrite, il en augmente fortement la dureté en affinant le grain ferritique.

Il a une action légèrement grafitisante, mais son effet n'influence que la cémentite libre et au contraire il stabilise la perlite.

Le cuivre améliore donc dans les fontes les caractéristiques mécaniques, la résistance à l'usure et à certain type de corrosion. Il affine également le graphite.

Il remplace partiellement le nickel (en diminuant la sensibilité à l'épaisseur) dans certaines fontes (austénitiques, martensitiques). Il est souvent associé au nickel ou au chrome pour faciliter les traitements thermiques.

Vanadium

C'est un élément alphagène, désoxydant actif et antigrafitisant puissant. Il forme des carbures très durs. Les carbures de vanadium, stable à hautes températures, assurent dureté et résistance à chaud.

Le vanadium entre dans la composition des fontes alliées. Il est relativement oxydable, des précautions sont donc à prendre lors de l'addition et au cours des traitements thermiques. Dans les fontes non alliées, il est toujours utilisé à faible teneur (0,2% à 0,3%).

Titane

Le titane, élément alphagène forme des oxydes, des nitrures et des carbures. Il s'oxyde facilement à l'air et le rendement de l'addition n'est pas très régulier. Il peut aider à éliminer certains défauts dûs à l'azote comme la porosité vermiculaire.

Ajouté à la fonte, à des teneurs faibles (0,1% à 0,3%), c'est un élément grafitisant qui a un effet très sensible sur la forme et la répartition du graphite. Il rend le graphite très fin, le

dissémine dans la masse sous forme de brouillard, c'est-à-dire des pseudo-lamelles. Cela implique une augmentation des caractéristiques mécaniques ainsi que de la résistance aux chocs thermique (effet d'entaille).

Etain

C'est un métal relativement lourd, qu'on peut ajouter aux fontes grises ou au graphite sphéroïdal en faible teneur (de l'ordre de 0,1%) afin de stabiliser la perlite sans former de carbures libres. Des teneurs trop élevées en étain risquent de détériorer la forme du graphite lamellaire et de provoquer la dégénérescence du graphite sphéroïdal.

Aluminium

Elément graphitisant, un effet germinateur du graphite pendant le recuit lui est assigné en fonderie de fontes malléables. Il est généralement présent dans les Ferro-siliciums et autres ferro-alliages. Il diminue la profondeur de trempe.

Plomb

Le plomb, pratiquement insoluble dans les alliages ferreux, est un élément poison même à l'état de traces. Il perturbe gravement la forme du graphite lamellaire et surtout sphéroïdal.

Il provient essentiellement de matières récupérées comme la peinture sur les tôles, l'acier de décolletage ou encore les pièces émaillées.

Tellure

L'emploi du tellure est assez délicat (influence de la température, toxicité des vapeurs). Il est ajouté à l'état de traces dans les fontes afin d'inhiber la germination du graphite primaire dans les fontes malléables. C'est un puissant antigrahitisant. On l'utilise parfois sous forme d'enduits.

Magnésium

C'est un métal ultra léger, très volatil et réagissant très vivement avec l'oxygène et le soufre.

C'est donc un agent de traitement utilisé pour la désoxydation, la désulfuration et surtout pour l'obtention du graphite sphéroïdal des fontes.

Il peut être ajouté à l'état métallique pur, mais à condition d'employer des dispositifs spéciaux évitant les réactions explosives. On peut aussi modérer sa réactivité en l'utilisant sous forme d'alliages de magnésium plus denses.

Tableau récapitulatif des principaux effets des composants [21].

Tableau : I.1 récapitulatif des principaux effets des composants [21].

Éléments Action	C	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Va	Cu
Alphagène		×			×		×	×	×	
Gammagène	×					×				×
Graphitisant	×	×	×			×		×		×
Anti-graphitisant				×	×		×		×	
Soluble dans α		×	×			×	×			×
Soluble dans γ	×	×	×			×	×			×

I.6 Les éléments poisons

L'examen de la composition chimique de la fonte nodulaire permet de catégoriser les différents éléments présents. Bien que certains de ces éléments entrent dans plusieurs catégories selon leur concentration et/ou leur interaction avec d'autres, il est cependant préférable. La classe des éléments nuisibles est celle comptant le plus grand nombre d'éléments. [24]

Éléments primaires: C, Si, S.

Éléments contribuant à la sphéroïdisation: Mg, Ce, autres terres rares.

Éléments d'alliage: Cu, Mo, Ni, Sn.

Éléments résiduels: Cr, Mn, P, Ti, V.

Éléments insolubles (effet inoculateur): Ba, Ca.

Éléments gazeux: H, N, O.

Éléments nuisibles (subversifs): Al, As, B, Bi, Cd, Pb, Sb, Se, Te, Zn, Zr.

I.6.1 Teneurs maxi tolérables en éléments poisons

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

Al	0,050%	Bi	0,002%	Sn	0,080%
Sb	0,010%	Pb	0,002%	Ti	0,070%
As	0,050%	Il	0,01%		

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

Ainsi pour un moulage de 100 mm d'épaisseur ,on doit maintenir $Ti + Pb + Bi + Sb < 0,02 \%$

Les très faibles doses tolérables indiquent que la fonte grise qui sert à l'élaboration de la fonte G.S. doit avoir une analyse précise et complète des poisons. [25]

I.6.2 Remède contre les poisons

L'introduction de ferro-cérium (0,2 à 0,3 % du poids de l'alliage de traitement de Mg ou 0,05 mischmétallan cérium)

- soit après le traitement au Mg ;
- soit dans l'alliage de sphéroïdisation ;
- soit dans le Sandwich ;

Suffit à neutraliser la plupart des poisons cités.

On pense que ces poisons seraient fixés sous forme de composés intermétalliques au cérium Cependant le cérium ne constitue pas un remède absolu; car un excès de cérium provoque la formation de graphite déchiqueté. [25]

I.7 Élaboration des fontes

La fonte de base destinée à la transformation en fonte G.S. peut être élaborée dans l'un des quelques fours généralement utilisés en fonderie.

Les fours les plus rencontrés sont :

a- Fours à garnissage basique

Capacités entre 1,5 et 4,5 tonnes, puissance entre 600 et 1100 KW/ t

b- Fours électriques à induction (à creuset acide)

Ils sont les plus surs, les plus souples, la température du bain peut être constante et supérieure à 1520 °C, le métal obtenu est homogène, les capacités et les courantes sont : de 1,5 à 5 tonnes et 300 KW/t pour la fréquence de 50Hz, et de 0,1 à 2 tonnes et 700KW/t pour ceux à (150/500Hz).

c- Cubilot acide à vent froid :

Il donne un métal sulfure (0,087 à 1,12 % S) de composition peu constante à une température inférieure + 1520°C (1550°C avec le vent chaud). Il est souvent en duplex avec un four électrique.

d- Cubilot basique à vent chaud

Il est amortissable pour les grandes productions (au moins 30T par jour), le métal obtenu est moyennement sulfuré (80% ont mois de 0,08%), la température peut être >1510°C, la charge est tiercement en acier.

I.8 Traitement par le magnésium

En pratique, le graphite prend la forme sphéroïdale, dans une fonte à teneur en soufre initiale limitée ($S < 0,06\%$), en présence d'une teneur en magnésium finale allant de 0,03 à 0,06 %. L'introduction du magnésium se heurte à deux difficultés : c'est un métal léger et oxydable, qui tend à flotter et à brûler à la surface de la fonte et dont la température d'ébullition est basse (1103 °C), d'où une réaction brutale [13].

La quantité d'alliage sphéroidisants au Mg, nécessaire, peut être estimée à l'aide de la réaction suivante :

$$Q = M \times \frac{0,76 (\%S - 0,01) + \%G + t \times 10^{-3}}{0,01 \times \%R \times \%Mg} \times \left(\frac{T}{1450} \right)^2 \text{ [Kg] [13]}$$

Q = quantité en Kg d'alliage en Mg ;

M = masse en kg de la fonte à traiter ;

%S = pourcentage de soufre de la fonte avant traitement ;

%G = pourcentage de magnésium résiduel souhaité dans la fonte GS ;

t = temps (en minutes) de maintien entre le traitement au Mg et la coulée du premier moule ;

T = température en degrés (°C) de la fonte à traiter ;

%Mg = pourcentage de magnésium dans l'alliage sphéroidisant utilisé pour le traitement ;

% R = le rendement de Mg en pourcentage ;

I.9 Familles des fontes G.S

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

I.9.1 Fonte G.S. ferritique

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

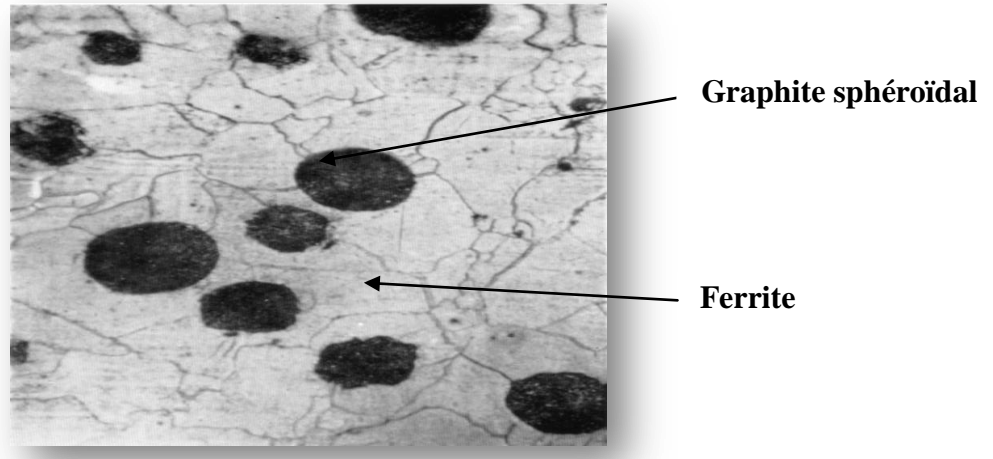


Figure I.14 : Structure d'une fonte G.S d'une matrice ferritique [4]

I.9.2 Fonte G.S ferrito perlitique

Sphéroïdes de graphite dans une matrice mixte de ferrite et de perlite. C'est la nuance de fonte G.S la plus courante. Ses propriétés se situent entre celles des structures «totalemt ferritique» et «totalemt perlitiques ». Bonne usinabilité. [3]

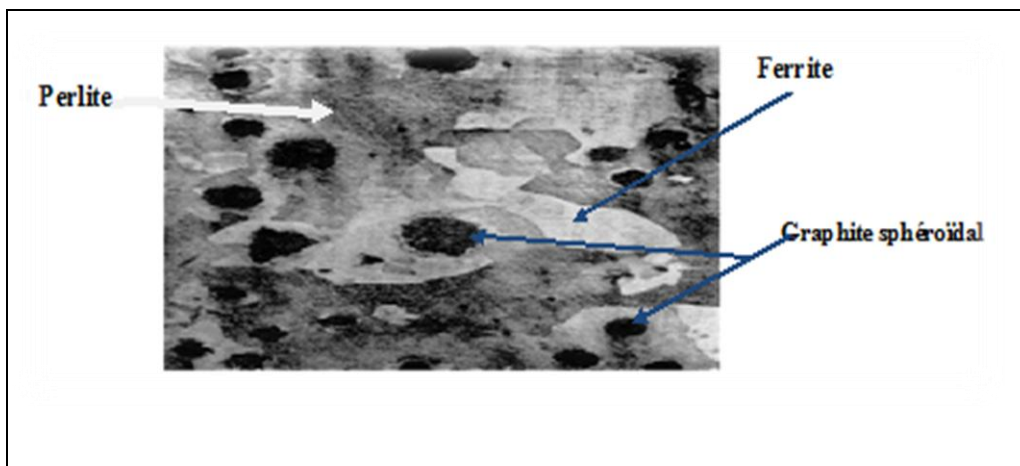


Figure I.15 : Structure d'une fonte ferrito perlitiques [14]

I.9.3. Fonte GS perlitiques

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, Pertes par hystérésis élevées, Bonne usinabilité.

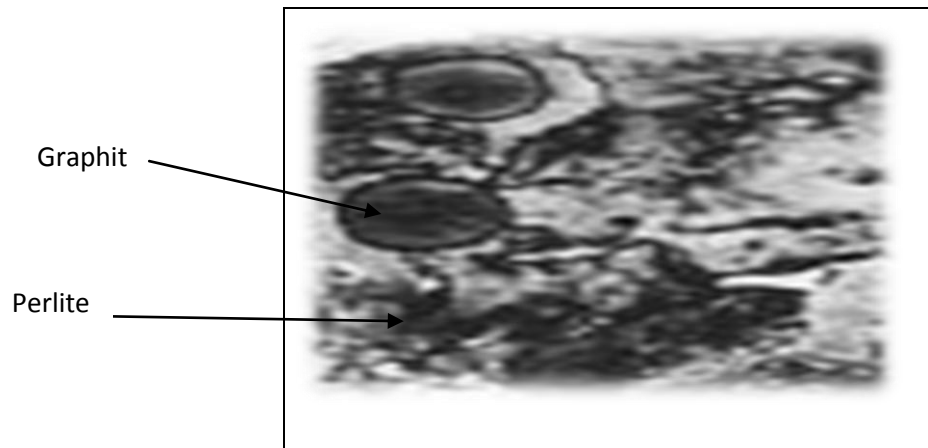
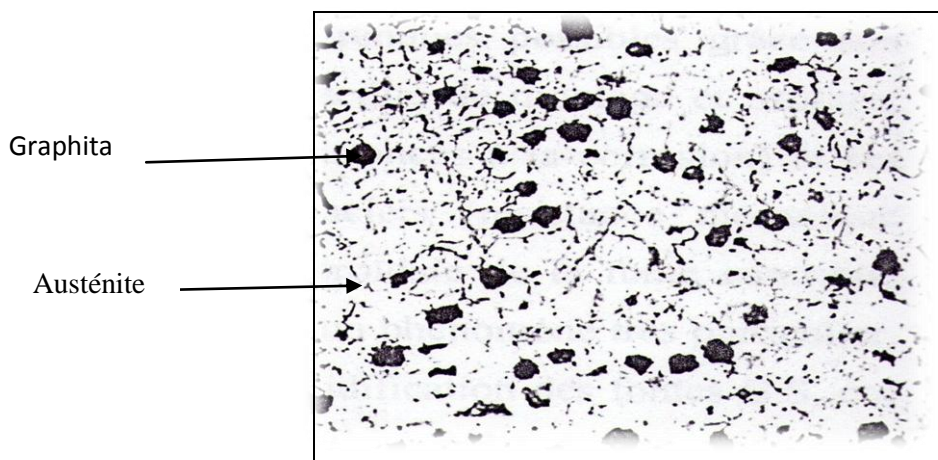


Figure I. 16 : Structure d'une fonte GS perlitique [4]

I.10 Fontes G.S. obtenues après traitements thermiques

I.10.1 Fonte G.S. austénitique

Une fonte G.S. austénitique n'est jamais choisie uniquement pour sa ténacité. Ses caractéristiques exceptionnelles sont une bonne résistance à la corrosion et à l'oxydation, des propriétés magnétiques supérieures, une ténacité élevée et une bonne stabilité dimensionnelle à températures élevées.



[3]

Figure I. 17: G .S. austénitique – Attaque – [4]

I.10.2 Fonte G.S. à trempe bainitique («ADI»)

C'est la dernière arrivée dans la famille des fontes G.S. et elle représente un nouveau groupe de fontes G.S par elle-même, offrant aux ingénieurs de conception (design) une combinaison remarquable de ténacité, dureté et résistance à l'usure. [11]

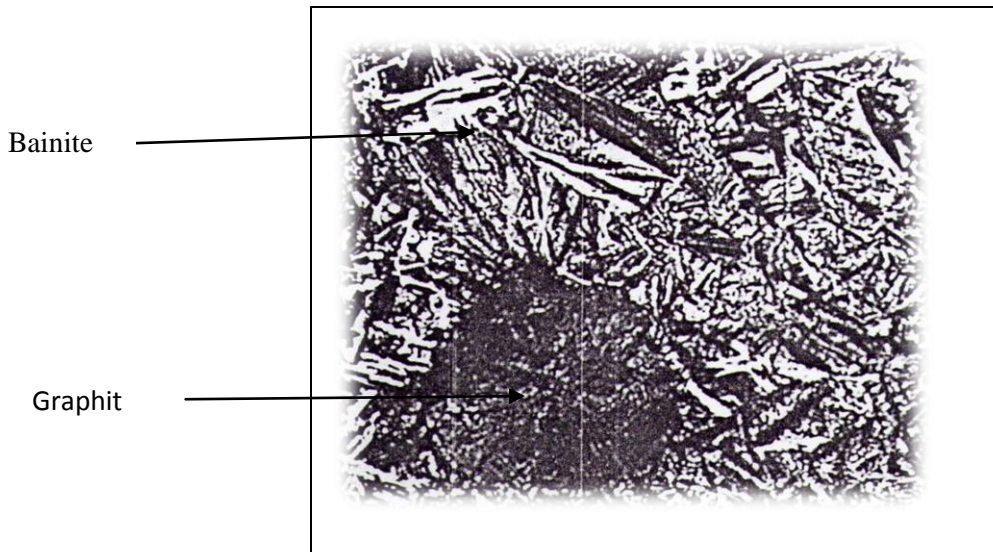


Figure I. 18 : G.S. bainitique[11]

I.10.2.1 La solidification des fontes ADI

La solidification eutectique d'une fonte ADI (ou d'une fonte à graphite sphéroïdal en général) débute autour des germes de graphite sphéroïdal et se poursuit par une migration des atomes de carbone prélevés dans le métal liquide au travers d'une couche périphérique austénitique.

La figure I.19 présente la structure d'une fonte GS ferritique, On constate la présence des nodules de graphite dans une matrice ferritique. Les joints de grains sont bien distincts.

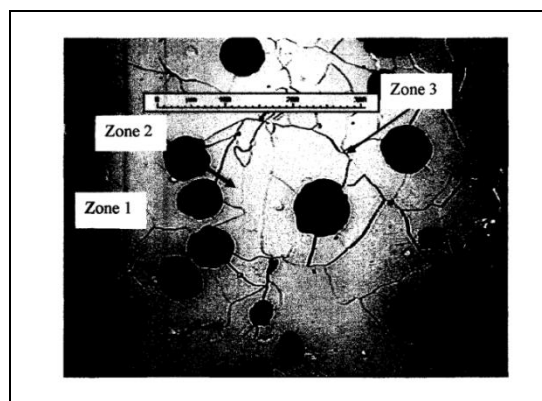


Figure I. 19 : Microstructure d'une fonte GS ferritique [19]

De nombreuses études, ont montré qu'au moment où l'interface solide-liquide augmente les éléments carburigènes, comme Mo, Mn, Cr, sont rejetés dans le liquide résiduel par l'austénite. Cette zone sera donc enrichie en éléments carburigènes, lorsque le liquide résiduel au joint de cellule sera solidifié. Les éléments graphitisant tels que Si, Ni, Cu, qui

permettent l'augmentation de la température de solidification eutectique, présentent une ségrégation opposée dans les zones situées près des nodules où l'austénite s'est formée en premier.

A l'état solide, la fonte à graphite sphéroïdal (figure I.20) présente donc une morphologie très particulière, car elle est composée de « cellules de solidification ». Une étude de la répartition des éléments d'alliage au sein d'une cellule de solidification confirme cette hétérogénéité.

La ségrégation des éléments chimiques conditionne la structure à l'état brut de coulée. Au cours d'une austénitisation, ces ségrégations ne disparaissent pas totalement. La figure I.20 présente la micrographie d'une fonte G.S. alliée (fonte ADI), austénitisée une heure à 950°C, trempée dans un bain de sel à 380°C pendant 90 minutes, puis un refroidissement à l'air.

La figure I.20 présente la micrographie d'une fonte à graphite sphéroïdal apte pour un traitement ADI. Il s'agit d'une fonte GS ferrito-perlitique. La ferrite est répartie autour des nodules de graphite (les zones blanches).



Figure I. 20 : Micrographie d'une fonte G.S. apte pour un traitement ADI [19]

I.10.2.2 Réaction bainitique

La réaction bainitique dans les fontes ADI est la même que dans les aciers bainitiques Riches en Si à deux exceptions près :

Les fontes ADI contiennent des nodules de graphite qui jouent un rôle de réservoir en carbone. Ainsi, c'est la température d'austénitisation qui fixe la teneur en carbone de la matrice.

- La matrice est très hétérogène notamment en ce qui concerne la répartition des éléments d'alliage.

Cependant la littérature sur cette réaction étant plus abondante dans le cas des aciers, nous utiliserons les deux sources d'informations.

La bainite a été découverte à la fin des années 20. C'est le produit de la transformation Isotherme de l'austénite à des températures supérieures à celles de la transformation en martensite mais inférieures à celles de la transformation en perlite.

Dans les fontes ADI, la matrice est riche en carbone et en silicium, cela stabilise l'austénite et retarde la précipitation des carbures. En conséquence, la réaction se déroule en deux étapes.

Pendant le stade I, des entités de ferrite germent à partir de l'austénite. Le carbone Diffuse de la ferrite vers l'austénite environnante qui s'enrichit en carbone. Si le temps de maintien isotherme est suffisant, cette austénite devient suffisamment riche en carbone pour rester stable et ne pas se transformer en martensite lors du refroidissement. Ainsi, l'austénite(γ) se décompose en entités de ferrite (α) et en austénite enrichie en carbone (γ_r) c'est ce mélange que l'on appelle bainite.



C'est l'ausferrite qui confère aux fontes ADI ses excellentes propriétés mécaniques. Si le maintien isotherme se prolonge, l'austénite enrichie en carbone se décompose à son tour en ferrite et carbures : C'est le stade II.



Cette seconde étape de la réaction bainitique est néfaste pour les propriétés mécaniques car elle entraîne une chute de la ductilité.

On définit une fenêtre de traitement appelée « processing window » qui définit une plage optimale pour la durée du maintien isotherme entre t_1 et t_2 correspondant respectivement à la fin du stade I et au début du stade II (figure I .21)

T1 est défini comme le temps de maintien à partir duquel on obtient moins de 1% de martensite après refroidissement à température ambiante. L'austénite étant suffisamment enrichie pour rester stable.

T2 est le temps de maintien à partir duquel la fraction volumique d'austénite résiduelle commence à diminuer.

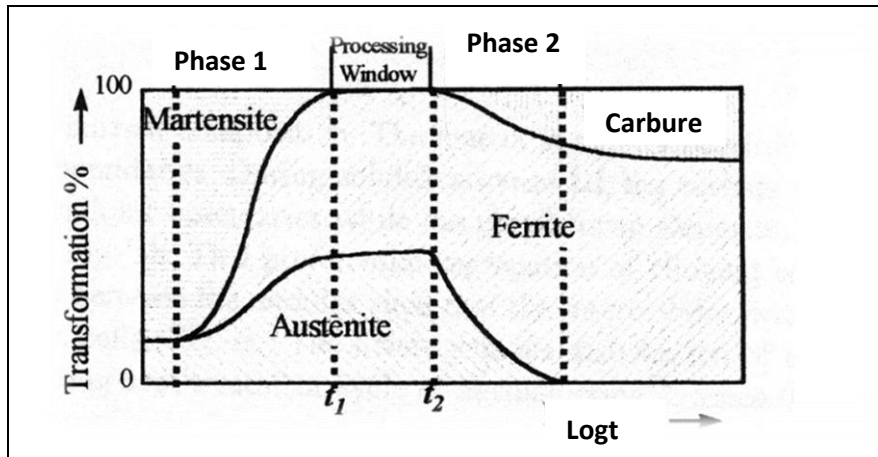
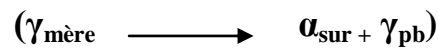


Figure I.21: Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien Isotherme [17]

Concernant les fontes ADI et les alliages Fe-C-Si, la transformation de l'austénite en bainite supérieure s'effectue en deux étapes distinctes qui sont :

Réaction 1 (pendant la trempe)

La fonte GS austénitisée au préalable ($\gamma_{\text{mère}}$) se transforme en ferrite sursaturée α_{sur} et en austénite post-bainitique γ_{pb} enrichie en carbone, de grande stabilité, car $M_s \ll 0^\circ\text{C}$.



Réaction 2 (pendant le maintien isotherme)

L'agrégat ferrite sursaturée et austénite post-bainitique se transforment en ferrite et silicocarbures



La vitesse de réaction des deux étapes dépend de la composition chimique, de la teneur en éléments d'alliage, du nombre et de la taille des cellules eutectiques. Si les pourcentages de ferrite et d'austénite enrichie en carbone augmentent avec le temps de maintien isotherme, pendant la première étape (réaction 1), il y'aura donc une diminution de pourcentage d'austénite mère.

I.10.2.3 Les étapes de trempe au cours de refroidissement

Si l'on plonge dans un liquide vaporisable une éprouvette préalablement portée à une température supérieure à une température de vaporisation du liquide, on peut observer durant le refroidissement trois phases distinctes.

A : Première phase

Lors de son immersion dans le liquide, l'éprouvette chaude s'entoure immédiatement d'une enveloppe de vapeur qui empêche tout contact entre le liquide et la surface de la pièce. Pendant cette période, le refroidissement est lent. Cette lenteur est provoquée par l'effet isolant dû à la couche de vapeur qui entoure l'éprouvette et qui forme un obstacle entre le liquide et le métal. La transmission de chaleur s'effectue surtout par rayonnement et peu par convection, la vapeur étant très peu conductrice de courant.

B : Deuxième phase :

Au fur et à mesure que l'éprouvette refroidit, cette gaine de vapeur disparaît progressivement et le liquide vient au contact du métal. On arrive alors au stade le plus important du refroidissement. Le fluide entre en ébullition en formant des bulles de vapeur qui sont violemment chassées, provoquant des turbulences qui augmentent l'agitation du liquide et l'échange thermique. La transmission de chaleur s'effectue par vaporisation. La vitesse de refroidissement est maximum durant cette période.

C : Troisième phase :

Quand la température de surface de l'éprouvette est inférieure à la température de vaporisation du liquide, l'ébullition cesse et le refroidissement ne se fait plus que par convection naturelle. A ce stade, la vitesse de refroidissement est faible et dépend de l'écart entre la température du liquide et de l'éprouvette.

La figure I.22, nous montre les microstructures de la famille des fontes [20]

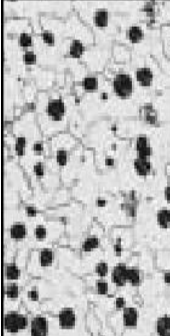







MATRICE							
Ferritique Nuance 60-40-18	Ferrito-perlitique Nuance 80-55-06	Perlitique Nuance 100-70-03	Martensitique (avec austénite retenue)	Martensitique revenue	ADI Nuance 150-100-7	ADI Nuance 230-185-	Austénitique
60 000 psi (414 MPa)	80 000 psi (552 MPa)	100 000 psi (690 MPa)	* N.D.	115 000 psi (793 MPa)	150 000 psi (1 050 MPa)	230 000 psi (1 600 MPa)	45 000 psi (310 MPa)
							

Figure I.22 : La famille des fontes [20]

Dans le tableau ci-dessous, nous avons porté à titre de comparaison, quelques Caractéristiques mécaniques moyennes des fontes. [22]

Tableau I. 2 : comparaison quelques Caractéristiques mécaniques moyennes des fontes.

Nuance	Dureté (HB)	Rm (N/mm ²)	Re (N/mm ²)	A (%)
fonte ADI	299 - 555	230 1 600	0185 1 300	10
Fonte grise lamellaire	200	200	160	/
Fonte blanche non alliée	420	300		/
Fonte malléable ferritique	140	360	120	/
Fonte malléable perlitique	200	530	370	6
Fonte à graphite sphéroïdal	260	700	500	3
Acier doux moulé	135	450	270	18

L'ADI est presque deux fois plus forte que les fontes G.S. précédentes, 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.

Les fontes ADI (Austempered Ductile Iron.) sont des fontes à graphite sphéroïdal ayant subi un traitement thermique de trempe étagée aussi appelé « austempering ». Ce traitement permet d'obtenir une gamme de matériaux aux propriétés exceptionnelles, bien supérieures à

celles des fontes à graphite sphéroïdal ferrito-perlitiques, comme l'indique le schéma de la figure I. 22, et permettant de concurrencer des aciers à haute résistance [17]

Les fontes ADI sont obtenues par traitement thermique de trempe étagée à partir de fontes à graphite sphéroïdal de qualité supérieure. La présence de défauts métallurgiques tels que crasses, micro retassures, graphite lamellaire, peuvent en effet annihiler l'amélioration des propriétés mécaniques due au traitement thermique.

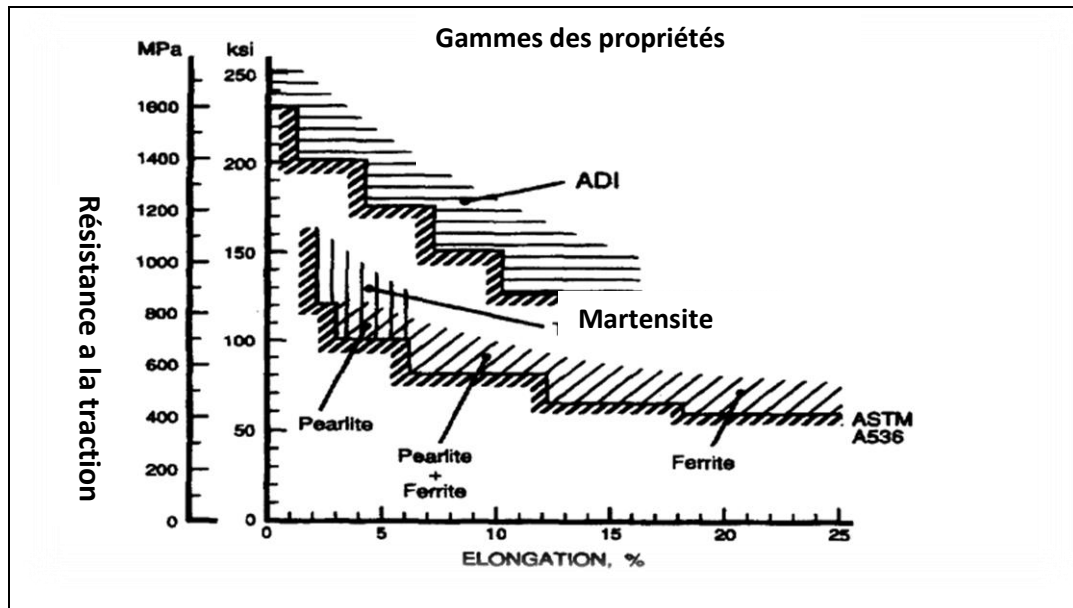


Figure I. 23: Comparaison des propriétés mécaniques des fontes GS présentant la résistance mécanique versus le taux d'élongation. [17]

I.11 Elaboration de la fonte GS(ADI)

D'abord, rappelons qu'afin de limiter la présence des carbures eutectiques ou intergranulaires, une teneur minimale en carbone et en silicium est requise. En dehors du fer et du carbone, d'autres éléments sont habituellement inclus dans la composition chimique des fontes avec les teneurs suivantes [12]:

Tableau I. 3 Composition chimique des fontes GS [26]

Les éléments	Si	Mn	S	P	Ni
Les teneurs (%)	1 à 3%	0,1 à 1%	0,15%	1,3%	0,3%

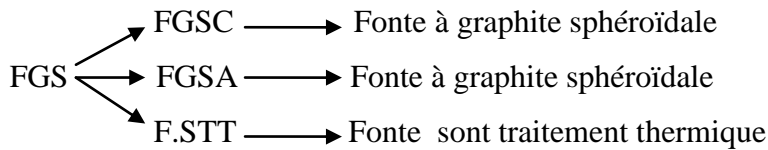
Et d'autres éléments peuvent aussi être retrouvés à l'état de traces négligeables, Ces éléments et les taux au-dessus desquels ils sont considérés comme ajoutés volontairement sont les suivants :

Tableau I.4 : Composition chimique de l'élément d'adoption [26]

Eléments	Cu	Cr	Ti	V	Mo	Al
Teneurs (%)	0,3%	0,2%	0,1%	0,1%	0,1%	0,1%

I.11.1 Lit de fusion

ou niveau de la fonderie de Rouïba, la préparation de lit de fusion, se fait à partir des matières première prises des soutes, il ya deux nuance principal et cinq sous nuance comme suivant : [19]



I.11.2 Charge de four

La charge utilisée pour la FGS est :

- ✓ 60 % de Retour GS correspondent à 6t
- ✓ 20 % de Fonte neuves (F₁) correspondent à 2t
- ✓ 20 % Aciers correspondent à 2t

I.11.3 compositions chimiques des fontes GS (ADI)

Tableau I.5 : composition chimique des fontes GS (ADI) [26]

Nuance	% Carbone	% Silicium	% manganèse	% C équilibre	% magnésium	% cuivre
(FGS400-15	3.50-4.00	2.50-3.00	≤0.30	4.30-4.95	≤0.06	≤0.20
(GSA)	3.50-4.00	2.50-2.88	0.45-0.90	4.30-4.90	≤0.06	≤0.20
FGS600-3	3.50-4.00	2.50-2.88	0.45-0.90	4.30-4.90	≤0.06	≤0.20
(GSA)	3.50-4.00	2.50-2.88	0.45-0.90	4.30-4.90	≤0.06	≤0.20
FGS600-3	3.50-4.00	2.50-2.88	0.45-0.90	4.30-4.90	≤0.06	≤0.20
(STT) FGS700-2	3.40-3.80	2.40-2.70	0.70-1.20	4.20-4.75	≤0.06	≤0.60

L'équivalent en carbone $C_{\text{éq}}$, est défini comme suit [2]:

$$C_{\text{éq}} = C + \frac{1}{3}(Si + P) \quad [16]$$

Ou encore

$$C_{\text{éq}} = C + \frac{1}{4,5}Si + \frac{1}{2}P \quad [16]$$

De plus, la composition de la charge est soigneusement contrôlée pour éviter la contamination par des éléments « polluants » comme le phosphore, (P), qui précipite lors de la solidification, le soufre, (S), qui peut entraîner la formation de sulfure de manganèse et entraîner divers défauts, ou encore le titane (Ti), le plomb (Pb) et l'antimoine (Sb) qui provoquent la dégénérescence du graphite sphéroïdal.

La présence de graphite lamellaire s'avère néfaste pour la résistance à la traction, aussi un taux de sphéroïdisation minimal de 80-85% est généralement requis. La formation de graphite sous forme sphéroïdale nécessite deux opérations, la sphéroïdisation et l'inoculation avant la coulée de la fonte liquide. Le traitement de sphéroïdisation consiste à introduire du magnésium, Mg, dans le bain liquide, afin de favoriser une croissance du graphite sous forme de sphères. L'inoculation (introduction d'un élément graphitisant, en général du Ferrosilicium juste avant ou pendant la coulée) permet de créer de nombreux germes pour la solidification de graphite. Cela permet d'atteindre une densité de nodules maximale et une répartition homogène des nodules.

D'autres éléments d'alliage sont souvent introduits afin d'obtenir une microstructure donnée suivant le type d'application. Certains sont alphagènes (Si, Al, Ti) tandis que d'autres sont carburigènes (Mn, Mo, Cr, Sn, Ni...). De la bonne répartition des nodules va aussi dépendre l'homogénéité de la matrice en éléments d'alliage. En effet, la répartition des éléments d'alliage est étroitement liée au processus de solidification. On parle de cellules de solidification correspondant à la zone de la matrice qui s'est formée autour d'un nodule. La solidification de la matrice débute autour des nodules (zone I, sur la figure I. 21.) et se termine loin des nodules (zone III sur la figure I. 21.). La majeure partie de la matrice correspondant à la zone notée II sur cette figure. Pendant la solidification les éléments carburigènes (Mn, Mo) se concentrent dans les régions intercellulaires de fin de solidification (indiquée III sur la figure I.24). [17]

Alors que les éléments graphitisants (Si, Ni, Cu) ségrègent près des nodules (région indiquée I). La distribution du carbone est elle aussi hétérogène : les zones intercellulaires sont plus riches en carbone avec éventuellement présence de carbures.

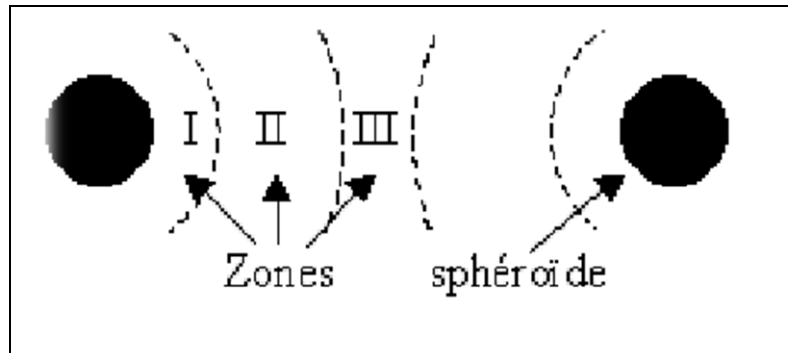


Figure I. 24 : Zones de ségrégation des éléments d'alliage [17]

On ne peut donc pas s'affranchir d'une certaine hétérogénéité de la matrice qui interviendra lors des traitements thermiques ultérieurs.

I.12 Traitement thermique(ADI)

I.12.1 Mécanisme de formation du graphite sphéroïdal

Les fontes G.S sont majoritairement de composition eutectique ou hyper eutectique. Lors de la solidification, c'est le graphite qui se forme en premier dans le bain liquide sur les sites de germination constitués lors de l'étape d'inoculation. Les sphéroïdes formés s'entourent ensuite d'une gaine austénitique, appelée cellule eutectique, à travers laquelle le carbone doit diffuser pour les faire croître. La figure I.25 schématise les mécanismes de solidification : [4]

La solidification des fontes G.S. entraîne toujours la formation de porosités que l'on peut diviser en deux familles :

- des micros retassures de petite taille (de l'ordre de quelques micromètres) qui sont dûes aux espaces laissés libres en fin de solidification, lorsque les cellules eutectiques se rencontrent,
- des porosités de tailles plus importantes (de quelques dizaines de micromètres jusqu'à parfois plus d'un millimètre qui apparaissent dans les zones de la pièce se solidifiant en dernier. Elles sont dûes à la différence de densité du métal à l'état liquide et à l'état solide, qui entraîne un retrait lors de la solidification et provoque la formation de cavités appelées retassures.

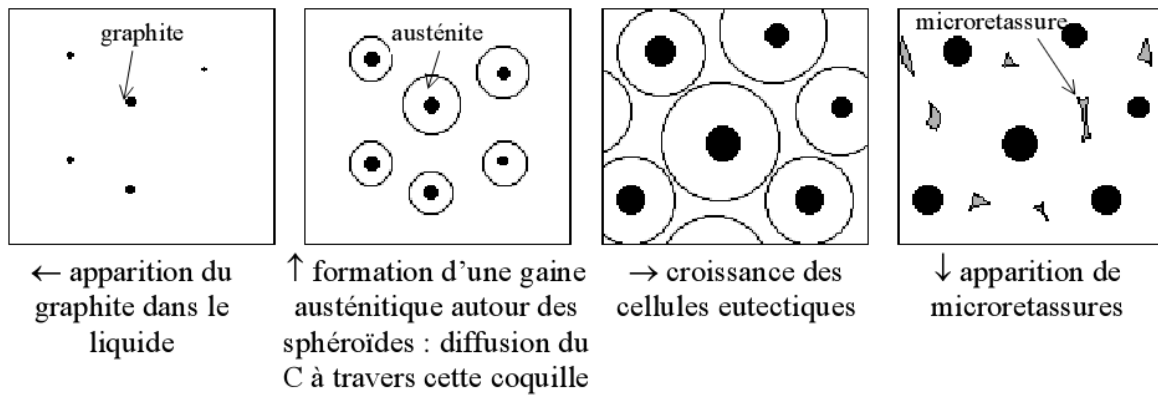


Figure I. 25 : description schématique de la solidification d'une fonte G.S [4]

La structure brute de coulée présente une matrice ferrito-perlitiques avec des nodules de graphite. On pourrait comparer cette structure à un composite acier/graphite pour lequel le traitement thermique ultérieur ne va pratiquement modifier que la matrice "acier", les nodules de graphite jouant « seulement » le rôle de réservoir en carbone. Le traitement thermique de trempe étagée se déroule en deux étapes, comme l'illustre la (figure I. 26).

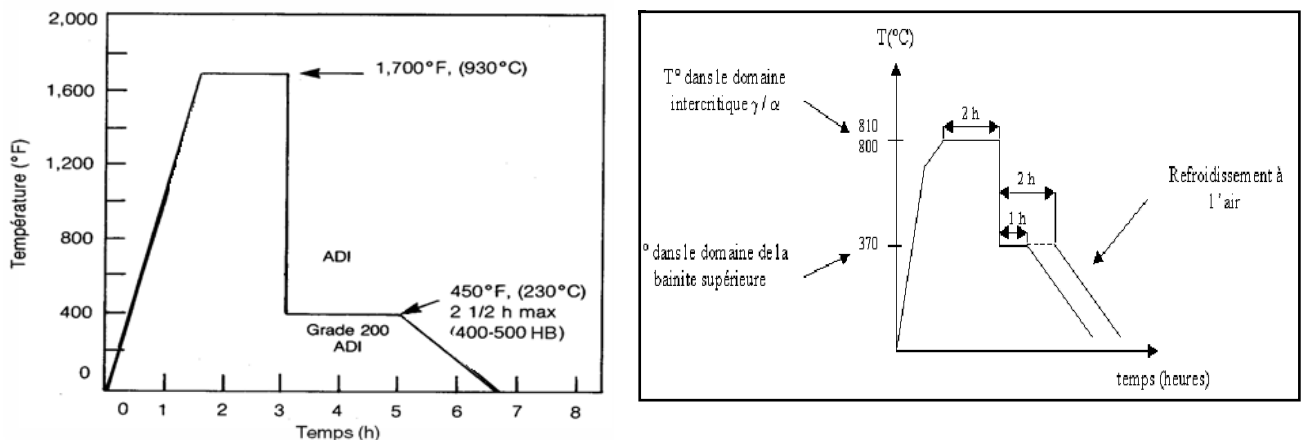


Figure I. 26 : Cycles typiques de transformation ADI [17]

Les propriétés remarquables de l'ADI (figure I .26). Sont obtenues par un traitement thermique (trempe étagée) contrôlée de très près, qui permet la formation d'une structure composée de ferrite bainitique et d'austénite résiduelle (à haut carbone).

i) Austénitisation

On chauffe d'abord la fonte dans le domaine austénitique, typiquement entre 850-950°C pendant 1 à 2h afin d'obtenir une matrice totalement austénitique.

Notons que les fontes GS, par la teneur importante en silicium, doivent être considérées comme un alliage ternaire Fe-C-Si. Les réactions eutectoïde et eutectique se produisent dans tout un domaine de température et à des températures plus élevées que pour un alliage Fe-C. C'est ce qu'illustre la (figure I.26)

ii) Trempe étagée (maintien isotherme)

On réalise ensuite une trempe jusque dans le domaine bainitique au-dessus de la température M_s (Martensite start) et en dessous de B_s (Bainite start) typiquement entre 250 et 450°C. Il faut refroidir l'échantillon assez vite pour éviter la transformation en perlite. La trempabilité est améliorée grâce à la présence d'éléments d'alliage comme Ni, Cu, Mo ou Mn. Pendant le maintien isotherme la matrice austénitique se transforme progressivement en bainite (agrégat d'entités de ferrite séparées par des régions de phases résiduelles pouvant être de l'austénite et/ou des carbures). C'est à cette réaction que nous allons nous intéresser plus en détail. Après un maintien isotherme de 30 minutes à 2 heures, on refroidit à l'air ou à l'eau jusqu'à température ambiante.

L'austénitisation de la matrice dans les zones de fin de solidification est possible en utilisant un cycle thermique comportant un passage dans le domaine critique. Ce passage peut être réalisé lors d'un maintien isotherme (cycle thermique de type 3, voir ou lors d'un refroidissement continu. La première solution a été retenue car nous disposons déjà des informations sur l'austénitisation de la matrice de notre alliage dans des paliers isothermes. Il est ainsi possible d'établir le graphique qui donne la fraction de matrice austénitisée en fonction de la température du palier. Pour chaque température, un maintien de 2 heures est effectué.

D'après le graphique, une température de 800 - 810°C permet d'atteindre cette proportion (zone entourée sur le graphique). Les différents traitements thermiques appliqués sont donc composés des étapes suivantes (voir Figure I. 27) :

- d'un maintien dans le domaine ferrite α / austénite γ / graphite à une température $T_{\alpha/\gamma}$ de 800°C ou 810°C (vitesse de chauffage : 300°C/h jusqu'à 700°C puis 100°C/h jusqu'à 800°C),
- d'un maintien en bain de sel à une température de 370°C (domaine de la bainite supérieure) immédiatement après le palier à 800°C ou à 810°C. Deux temps de maintien ont été choisis dans le cas de $T_{\alpha/\gamma} = 800^\circ\text{C}$ (1 et 2 h) et un seul pour $T_{\alpha/\gamma} = 810^\circ\text{C}$ (1 h),

- d'un refroidissement à l'air calme jusqu'à la température ambiante.

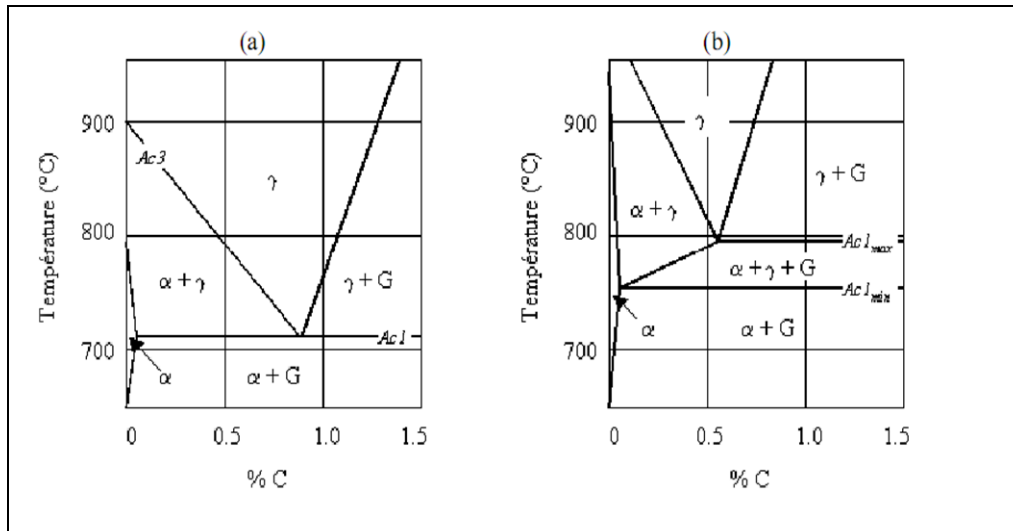


Figure I.27 : Schématisation d'une partie du diagramme d'équilibre (forme stable avec graphite)
 (a) binaire fer – carbone (b) ternaire fer – carbone - silicium correspondant à une teneur en silicium de 2,4[17]

De plus la solubilité du carbone dans l'austénite dépend de la teneur en silicium. Quand la teneur en silicium augmente, la solubilité du carbone dans l'austénite diminue. C'est ce qui est illustré sur la (figure I. 28) [17]

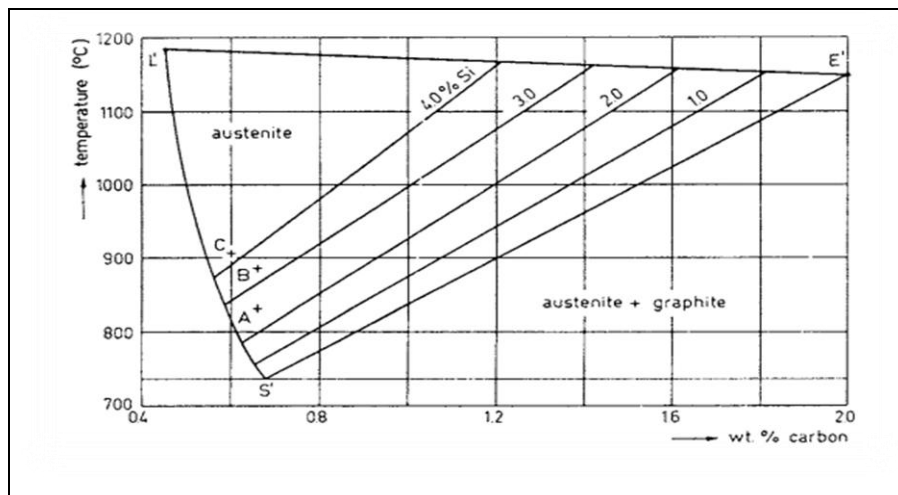


Figure I. 28 : Influence du silicium sur la solubilité du carbone dans l'austénite. Région austénitique du diagramme de phase Fe-C-Si. [18]

Ainsi pour une composition donnée, c'est la température d'austénitisation qui va fixer la teneur en carbone de la matrice.

Les traitements thermiques des fontes G.S. sont très différents de ceux d'un alliage ferreux homogène. Ceci peut s'expliquer par le mode de solidification, l'hétérogénéité des

éléments d'alliage, les paramètres du traitement thermique, et la distribution ainsi que la taille des nodules de graphite.

En fonction du traitement thermique appliqué, il est possible d'obtenir différents types de matrice : ferritique, perlitique, ferrito-perlitique, martensitique ou bainitique.

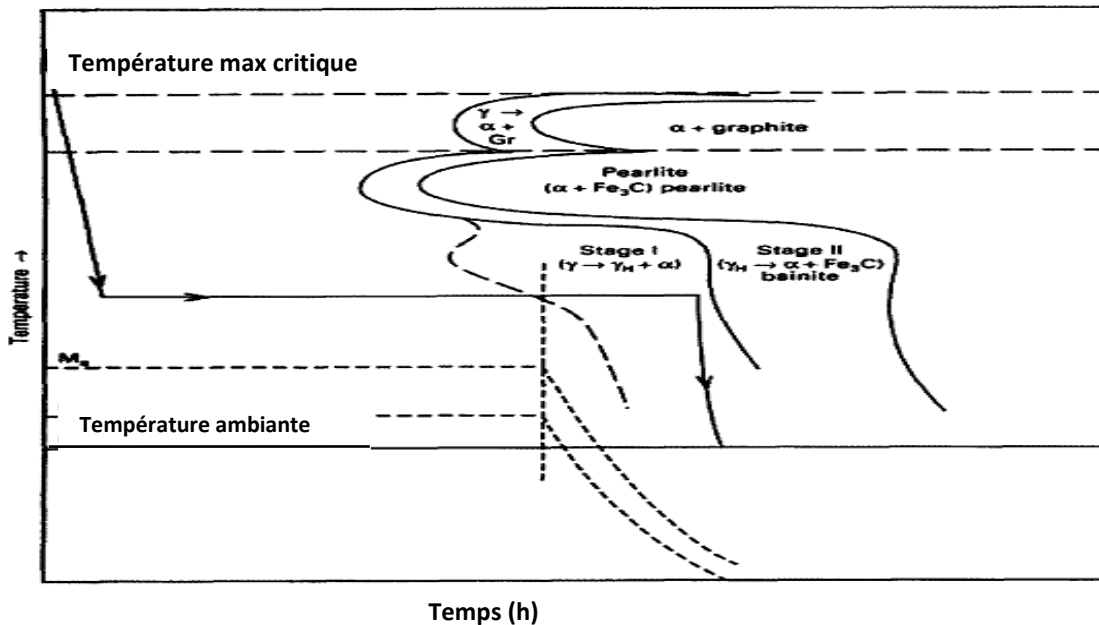


Figure I. 29 : Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS [18]

Dans la figure I. 29, nous présentons le diagramme de la transformation isotherme des fontes GS. En fonction des caractéristiques du traitement thermique appliqué, nous pouvons obtenir des structures entièrement bainitiques. La condition est d'atteindre très rapidement la température de transformation isotherme, sans passer par le domaine martensitique (franchissement de M_s , lors du refroidissement) [18].

Grâce à un tel traitement bainitique, une nouvelle fonte à graphite sphéroïdal a été développée, durant ces dernières années (les premières études datent de 1980). Il s'agit de la fonte G.S. austéno-ferritique (stage 1, sur le diagramme, figure I. 28), couramment appelée fonte ADI (austempered ductil iron), dans laquelle les distances entre les nodules de graphitesont très faibles, comparativement à une fonte à graphite sphéroïdal (fonte G.S.) classique et la matrice est constituée d'aiguilles de ferrite et d'austénite. Perron définit les fontes ferrito-austénitiques (ou austéno-ferritique) comme des fontes GS, qui subissent une austénitisation puis une trempe isotherme bainitique, intéressantes en raison de la présence d'austénite. La trempabilité de ces fontes est conditionnée principalement par les éléments d'alliage. Pour obtenir des propriétés données, il est nécessaire de respecter rigoureusement le

temps de maintien et de la température du traitement isotherme, parce que toute la gamme de structure dépend de ces deux paramètres.

Remarques

Il est possible d'obtenir une fonte ADI, à partir d'une fonte à graphite sphéroïdal, avec une composition chimique bien définie, (une composition donnant une structure apte pour un traitement ADI), par la trempe de l'austénite. Pour la transformation de l'austénite, par refroidissement continu, il existe des cinétiques de refroidissement assez précises pour obtenir un pourcentage souhaité de perlite, de bainite ou de martensite. Des vitesses de refroidissement intermédiaires permettent de parvenir à des structures mixtes composées de 2 ou 3 phases, précédemment mentionnées, auxquelles il faut ajouter la phase ferritique .

La trempe consiste en un refroidissement rapide de l'austénite, à partir d'une température d'austénitisation, jusqu'à une température bien déterminée, suivi d'un maintien isotherme à cette température.

Le refroidissement rapide, jusqu'à la température de maintien permet de conserver la phase austénitique, qui se transforme seulement lors du maintien en température isotherme après un temps d'incubation plus ou moins long. Dans la figure I .29, nous avons présenté une courbe TTT, avec les domaines perlitique, bainitique et martensitique. Ainsi sur la courbe, est présenté un cycle de traitement thermique permettant d'obtenir une structure austéno-ferritique (la structure d'une fonte ADI. [19]

I.13 Caractère « composite » des fontes ADI

Les fontes à graphite sphéroïdal présentent deux constituants microstructuraux principaux : des nodules de graphite inclus dans une matrice de type « acier ». Cette matrice de type acier présente elle-même souvent un caractère composite, notamment dans le cas des fontes ADI où la matrice de type bainitique se compose d'entités ferritique et d'austénite résiduelle. La figure I.30. Schématise cette microstructure doublement hétérogène. [17]

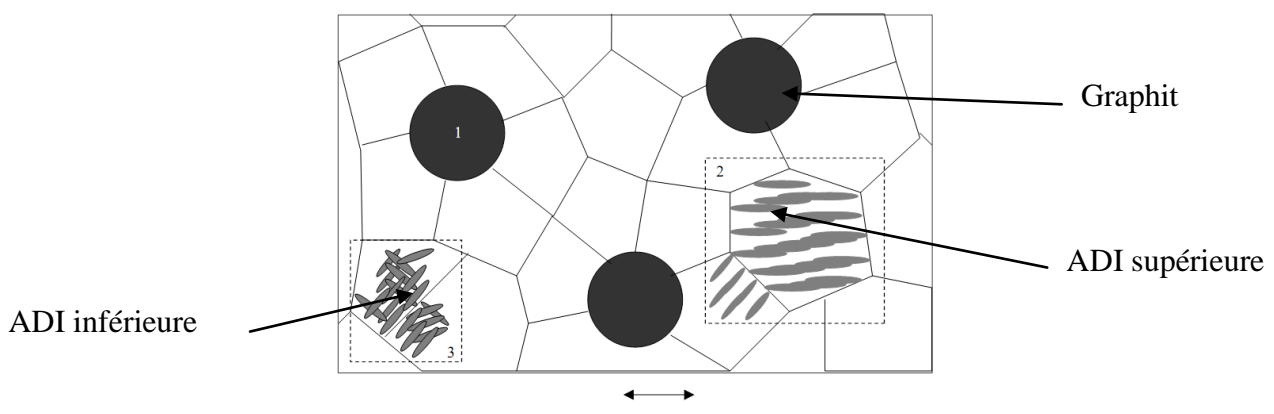


Figure I. 30: Schéma illustrant la microstructure des fontes ADI [17].

-1- Nodules de graphite

-2- Détail de la microstructure de la matrice pour une fonte ADI supérieure. Epis de ferrite (En gris) dans les anciens grains d'austénite résiduelle.

-3- Détail de la matrice pour une fonte ADI inférieure. Aiguilles de ferrite enchevêtrées.

Nous nous intéressons aux caractéristiques de chaque constituant :

- Les nodules de graphite : leur diamètre moyen est d'environ 10 à 20 μm et leur fraction volumique est environ 8 et 12%. Ces nodules sont paramagnétiques et leur résistivité intrinsèque est élevée. Il faut noter que la résistivité intrinsèque du graphite n'est pas isotrope de par sa structure cristallographique feuilletée dans la direction perpendiculaire à l'axe c : la résistivité dans le sens parallèle aux feuillets (30 $\mu.\Omega.\text{cm}$) se rapproche des valeurs de résistivité obtenues pour la ferrite ou l'austénite alors que dans le sens perpendiculaire, la résistivité est beaucoup plus élevée (104 $\mu.\Omega.\text{cm}$) [17]

Pendant dans le cas des fontes GS, les axes (c) cristallographiques ont tous une direction radiale par rapport au centre du nodule.

- La matrice des fontes ADI : Nous observerons cette microstructure au chapitre III. On peut encore distinguer les limites des anciens grains d'austénite à l'intérieur desquels la réaction bainitique a eu lieu. La taille des anciens grains austénitiques est de l'ordre de grandeur de la taille des nodules. A l'intérieur, on trouve les entités de ferrite bainitique. Ces entités mesurent au plus 1*10 μm et couvrent au moins 60% de la matrice. Dans le cas de la bainite supérieure, les épis traversent pratiquement tout le grain et la teneur en austénite résiduelle est importante (jusqu'à 40% de la matrice). Alors que dans le cas des bainites inférieures, les aiguilles s'entrecroisent et la teneur en austénite résiduelle est plus faible.

I.14 Domaine d'utilisation de la fonte ADI

Les progrès considérables des propriétés et caractéristiques mécaniques, des Fontes ADI, offrent aux fonderies des possibilités importantes, parmi lesquelles :

- ✓ Le développement d'un marché pour les fontes G.S. austéno-ferritique, dans le quelle fontes G.S. classiques ont perdu leur place en raison de leurs faibles propriétés mécaniques. [15]
- ✓ La conservation du marché actuel menacé par de nouveaux matériaux comme les composites et les céramiques.

La combinaison des bonnes propriétés mécaniques, du coût de production, de la compétitivité avec les aciers forgés, fait que les fontes G.S. austéno-ferritique sont appliquées avec succès dans différents domaines, parmi lesquels nous mentionnons : [19]

- ✓ Les pièces de mécanique générale et d'usure ;
- ✓ Les engrenages et vilebrequins ;
- ✓ La fabrication des prototypes de bielles ;
- ✓ Les amortisseurs, fourchettes pour arbres à transmission ;
- ✓ Les pièces pour l'industrie ferroviaire.

Le choix du matériel pour la fabrication de modèles dédiés à la production de moyennes et Grandes séries est d'un intérêt considérable.

Les fontes et particulièrement les fontes grises (FGS ADI) sont très utilisées par l'industrie automobile telles que les blocs moteur, chapes de freins à disque, des tambours de freins ou encore des volants moteurs, organes de suspension, arbre à came, vilebrequin , les engrenages, collecteurs de surchauffe, cardans de transmissions...etc.

Parmi ces pièces, on retrouve une fixation de rails. Il s'agit de la pièce qui ancre un rail dans le béton, méthode plus efficace que le crampon en acier forgé planté dans le bois autrefois utilisé. Beaucoup de lignes ferroviaires sont équipées avec des millions de ce genre de fixation. La géométrie de cette pièce, présente une usure excessive qu'après 60,000 moulages.

Les responsables de la fonderie connaissent la demande croissante pour la fonte ADI (Austempered Ductile Iron.) ainsi que de sa haute résistance à l'usure qui résulte de la transformation martensitique induite par les contraintes mécaniques (Strain Induced Martensite). C'est pour cette raison que des essais ont été menés sur des plaques modèles avec des inserts fabriqués en ADI. Traditionnellement, l'acier utilisé pour ces inserts était un acier inoxydable austénitique de type 304.

La fonderie utilise du sable d'olivine, qui comparativement à la silice plus fréquemment utilisée, contribue à l'usure plus sévère des plaques modèles. L'olivine est un sable minéral qui contient approximativement 50%MgO, 42%SiO₂, et 7,5%Fe₂O₃. L'olivine offre une meilleure stabilité thermique que la silice, mais est un agrégat de forme plus angulaire. Ces deux matériaux ont une température de fusion et une dureté similaire. Leur principale différence réside dans la forme des grains. La nature angulaire de l'olivine fait d'elle un excellent choix pour le sablage par projection d'abrasif. Sa basicité chimique est une propriété recherchée pour couler des pièces coulées en acier austénitique au manganèse du type Hadfield.

Les propriétés de l'ADI sont principalement dûes à sa matrice unique formée de ferrite aciculaire et d'austénite stabilisée. Cette matrice est obtenue par traitement thermique connu sous le nom de trempe étagée ausferritique. [17]

À la fonderie, les premiers essais pour réaliser les inserts l'ont été en utilisant des barres de fonte à graphite sphéroïdal usinées puis traitées thermiquement. Le premier essai d'ADI avait été fait avec une fonte de type 200-155-02 (grade ASTM). Le grade a par la suite été remplacé par une fonte ASTM 230-185-01 afin d'améliorer la dureté et la résistance à l'usure. [20]

L'ADI est bien connue comme matériau de remplacement de l'acier forgé pour les engrenages avec des réductions majeures des coûts de production, un fonctionnement plus silencieux et un poids plus faible. En usinant les engrenages avant le traitement thermique étagé, on obtient des économies majeures sur les coûts d'usinage.

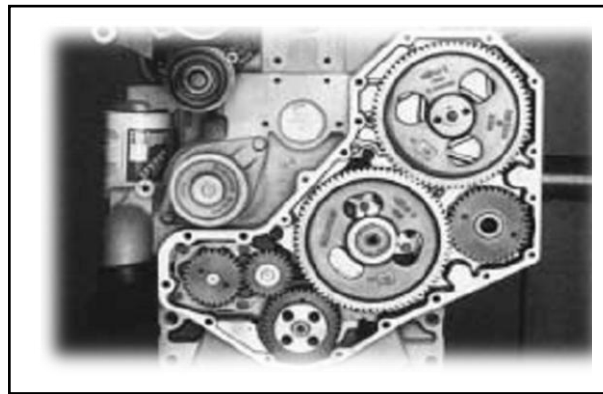


Figure I. 31 : Engrenage en ADI des moteurs diesel cummins série B qui ont remplacé l'acier 1022 forgé et cémenté procurant une économie de 30%. [24]

Les fontes GS bainitique (aussi appelées fonte GS aciculaires) sont utilisées lorsqu'une résistance mécanique et une dureté très élevées sont requises afin d'assurer une bonne résistance à l'usure de la pièce, tout en affichant une structure usinable. Elles peuvent être produites brutes de coulée par des additions de nickel et de molybdène à la fonte ou par un traitement thermique spécial. [14]

D'autres exemples d'utilisation de pièces en ADI : supports de ressorts de camions, adapteurs de ressorts de paliers d'essieux, vilebrequins, bielles, socs de charrue, etc.



Figure I. 32 : Vilebrequin en ADI pour un moteur Ford turbocompressé. L'ADI est capable de satisfaire aux impératifs de fatigue à coût beaucoup moins élevé que l'acier forgé. [5]

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 composants, cela pour une performance équivalente ou améliorée.

Les propriétés remarquables de l'ADI sont obtenues par un traitement thermique (trempe étagée) contrôlé de très près, qui permet la formation d'une structure composée de ferrite bainitique et d'austénite résiduelle (à haut carbone).

Le feuillet orangé inclus dans la pochette de la couverture arrière de cette brochure présente des renseignements additionnels sur les applications et les propriétés. [5]

Nous venons de le voir, la fonte à graphite sphéroïdal est un matériau qui possède des propriétés mécaniques lui permettant d'être utilisée dans de nombreuses applications. Pour obtenir ce type de fonte, nous avons rappelé brièvement dans ce chapitre les différentes opérations qu'il est nécessaire de réaliser ainsi que leur influence sur la microstructure finale du matériau.

A partir de l'état brut de coulée, il est ensuite possible de faire varier la microstructure par l'intermédiaire de traitements thermiques afin d'obtenir des propriétés mécaniques bien spécifiques.

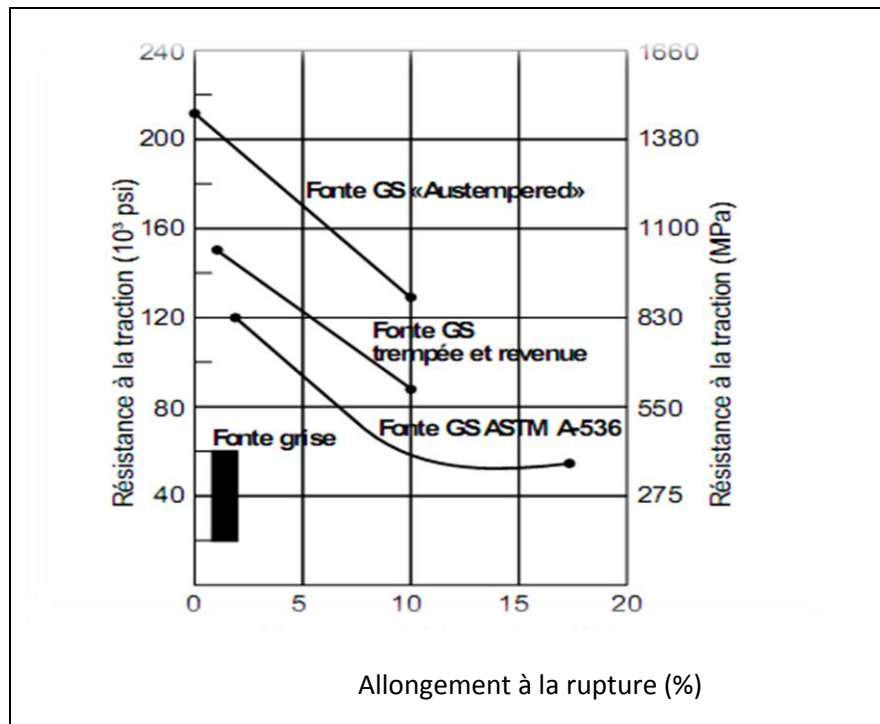


Figure I.33 : Propriétés remarquables de l'ADI [17]

La fonte à graphite sphéroïdal (fonte G.S.) est un alliage de fonderie à base de fer, de silicium et de carbone en teneur généralement supérieure à 3 %. Le carbone en excédent du pourcentage soluble dans le fer à l'état solide est présent sous forme de graphite. Lorsque ce carbone se présente sous sa forme naturelle, qui est lamellaire, il a un effet fragilisant, ces lamelles de graphite se comportant comme des fissures dans le matériau. Au contraire, sous forme de sphéroïdes, son influence néfaste sur le comportement mécanique sera très atténuée, ce qui entraîne la disparition de la fragilité et l'amélioration de l'allongement et du comportement à la fatigue.

La transformation bainitique intervient lors de maintiens isothermes à des températures comprises entre 500°C et le point Ms succédant à une trempe depuis un état austénitique. Les fontes ainsi obtenues sont appelées, fontes ADI (Austempered Ductil Iron) et le traitement thermique de trempe étagée, austempering.

L'étude du diagramme T.T.T a permis de distinguer deux types de bainite : La bainite supérieure qui se forme pour les températures les plus élevées (au-dessus de 350°C environ) et la bainite inférieure.

Dans le chapitre suivant on présente les nuances de fonte ADI étudiées au cours de ce travail. Nous indiquons tout d'abord les compositions chimiques des matériaux ainsi que la géométrie des Pièces utilisées. Nous détaillons ensuite les traitements thermiques de trempe

étagée qui sont couramment appliqués. Les principales caractéristiques des microstructures ainsi obtenues sont présentées avec, pour finir, les propriétés mécaniques déterminées par l'intermédiaire d'essais de traction et de dureté.

Le développement des fontes à graphite sphéroïdal de type ADI (Austempered Ductil Iron) est une avancée importante dans la technologie des fontes ductiles. Elles trouvent aujourd'hui une place prépondérante dans de nombreuses applications.

Introduction

Dans cette partie, nous présentons les opérations effectués avec la description des techniques et des équipements utilisés dans le cadre de cette étude.

Pour examiner l'influence du temps de maintien T_m (min), On a varié ce dernier de une heure jusqu'à quatre heures.

Dans ce chapitre, nous nous proposons d'étudier plus précisément la répartition des phases dans une fonte ADI, donnée par le traitement thermique de trempe isotherme. Ensuite nous nous intéressons à l'étude de la structure par des techniques de microscopie optique.

Nous présentons tout d'abord les paramètres que nous avons retenus pour l'élaboration et le traitement thermique. Ensuite, nous caractérisons les évolutions microstructurales qui en résultent par diverses techniques d'observations microstructurales et d'analyses structurales. Ainsi, nous nous intéressons à l'évolution de la morphologie des entités de ferrite et de l'austénite.

Le principe de la fonderie consiste en l'obtention des pièces par le procédé de moulage, c'est-à-dire des moules en sables sont fabriqués à partir des sables de moulage spéciaux. Ils servent pour la fabrication d'une pièce, une fois cette pièce dégagée du moule il est détruit (moules perdus). Dans la fonderie actuelle, outre les moules du sable, on emploie aussi les moules semi-permanents et les moules métalliques.

II.1 Élaboration et équipements de fusion

Le rôle de la fusion est l'élaboration de la fonte liquide nécessaire à la coulée des moules, l'élaboration d'une fonte exige la fusion de ce qu'on appelle en terme de métier « le lit de fusion » c'est-à-dire l'ensemble des matières premières fondues, Le principal moyen utilisé pour l'élaboration de la fonte est le four à arc, dans lequel se déroule le processus métallurgique de fusion, et un autre four appelé four à induction pour le maintien.

II.1.1 Matériel utilisé

II.1.1.1 Four à arc

Un four électrique à arcs est un réacteur métallurgique. Il est destiné à recevoir la charge métallique qui est fondue au moyen d'un ou plusieurs arcs électriques jaillissant entre les électrodes en graphite et la charge.

Un four à arc (Figure II:1) est constitué d'une cuve à garnissage réfractaire (la sole en brique réfractaire et les parois réfractaire en SF4), une voûte, un bec de coulée, une porte de laitier pour le décrassage, des équipements électrique (Câbles souples d'alimentation), un système de refroidissement hydraulique(Tubes omnibus à circulation d'eau), des annexes disposées autour de la cuve (système de dépollution, système de chargement...etc.), trois électrodes en graphite munies chacune d'une régulation de position, un dispositif de basculement (vérin hydraulique). Le four à arc est alimenté avec un courant alternatif.

Les calories nécessaires à la fusion sont produites par l'arc électrique triphasé que l'on fait jaillir à l'intérieur à partir d'un tableau de commande dans le laboratoire entre trois électrodes et la charge, alors la charge métallique dans le four à arc est chauffée :

- par rayonnement de l'arc électrique, convection et réverbération sur la voûte du four,
- par échauffement direct dû au passage du courant dans la masse métallique.

Les fours à arc sont aujourd'hui largement utilisés et représentent, dans beaucoup de cas, l'outil de fusion le mieux adapté. Ainsi, la gamme de produits finis obtenus s'étend en nécessitant l'utilisation de nombreuses matières premières.

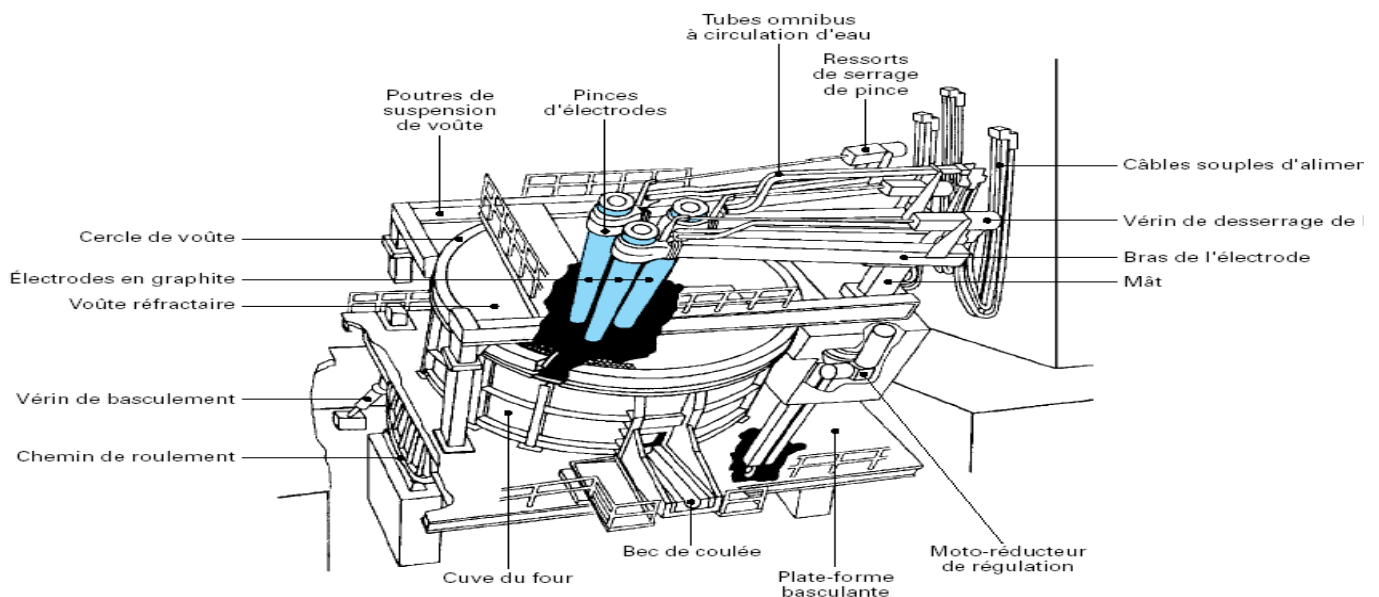


Figure II.1 : Four à arc

▪ **Remarque :**

Les températures du four à arc peuvent aller jusqu'à 1650°C.

II.1.1.2 Four à induction

Il est possible d'utiliser des fours à induction (Figure II : 2) pour le stockage et le maintien de la fonte liquide. Il ne considère pas seulement les fours à canal, forme dispositifs de maintien classiques dans les fonderies de métaux ferreux - notamment en tant que creuset chauffé - mais également les fours à creuset de grande capacité, d'une contenance comprise entre 12 et 60 t pour une puissance comprise entre 1500 et 8000 kW, qui, associées à une installation de fusion par induction, offrent une flexibilité et une capacité de fusion accrues.



Figure II.2 : Four à induction

II.1.1.3 Poche de transvasement [capacité 10T]

Une poche de capacité 10t. est utilisée pour transvaser le métal fondu du four à arc vers le four à induction après une opération de décarburage.

II.1.1.4 Poche de traitement [capacité 2T]

Une poche de capacité 2t .elle est utilisée pour le traitement SANWICH de diamètre 70cm et 150cm de hauteur et de 14cm à 13cm d'épaisseur de béton réfractaire

II.1.1.5 Poche de coulé

Ce sont des poches réfractaires, qu'on utilise pour distribuer le métal dans les poches.

II.1.1.6 Les éléments d'addition (de correction)

Les éléments d'addition sont les éléments chimiques suivants :

- Le Carbone sous forme de granulés de graphite
- Le Silicium sous forme de granulés d'alliage FeSi

-Manganèse sous forme de granulés d'alliage FeMn

II.1.1.7 Charge utilisée :

La charge métallique est constituée de :

- Rebut de fonderie : ce sont des pièces rebutées à cause de défaut de fonderie.
- Ferrailles d'acier : sont des chutes des pièces en acier, des tôles Etc.
- Fonte neuve : alliage de fonte spéciale produite au haut fourneau.

II.1.2 Préparation du lit de fusion

Le lit de fusion est composé de :

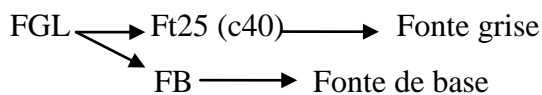
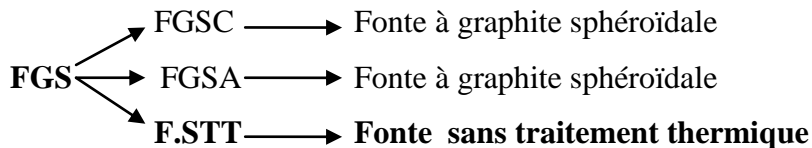
Retours de fonderie (masselottes, pièces rebutées, les chenaux et les jets de coulées).

Tôles en acier.

Fonte en ferreux.

Pour corriger la composition chimique et maintenir la fonte liquide à la température de coulée jusqu'à l'utilisation, on a fait couler celle-ci dans le four de maintien (four à induction).

Ou niveau de la fonderie de rouiba il ya deux nuance principal et cinq sous nuance comme suivant :



II.1.2.1 Charge froide dans le four :

La charge utilisée pour la FGS (ADI) est :

- ✓ 60 % Retour GS correspond à 6t ;
- ✓ 20 % Fonte neuves (F₁) correspond à 2t ;
- ✓ 20 % Acier correspond à 2t ;

II.1.2.2 Opération de décarasse

L'opération doit être la plus courte possible à cause des pertes en température.

- Il est impératif d'utiliser les effets de sécurité ;
- Une personne pour conduire la pince ;

- Une personne pour les travaux annexes ;
- Amener la pince au dessus du four ;
- Ouvrir le couvercle à fond ;
- Mettre la poudre à décrasser ;
- Evacuer la crasse en 2 ou 3 fois en rassemblant la crasse au milieu du bain avec un ringard ;
- Fermer le couvercle ;
- Nettoyer la pince ;
- Poteyer la pince pendant qu'elle est chaude ;
- Nettoyer les bords du four et veiller à approvisionner la poudre à décrasser et la crème pour poteyer (crème B43 plus eau – brassage au noyautage) ;

II.1.2.3 Etape de coulée

Après l'opération de décrassage, on décharge une quantité de métal demandé dans la poche de coulée, et on mesure la température avant de couler dans les moules, il faut qu'elle soit dans l'intervalle (1390°C et 1410°C), Le temps qui s'écoule entre l'opération de traitement SANDWICH et l'écoulement du métal est de 17mn à 20mn au maximum. Sur le dernier moule on coule un échantillon pour l'analyse microscopique.

II.1.2.4 Traitement SANDWICH

On utilise la poche de 2t qui est suffisamment frittée et on met 17kg de d'alliage FeSiMg dans la cavité de la poche et on le couvre avec 20kg de chutes d'aciers. Ensuite, on charge le métal à une température d'environ de 1550°C directement dans la poche.

La méthode sandwich (figure II .3), où l'alliage au magnésium est placé dans une cavité, ménagée dans le fond de la poche de traitement, et recouvert de ferrailles légères qui l'isolent du contact immédiat de la fonte. Cette méthode est actuellement très répandue ; éventuellement, la couverture en ferrailles légères peut être remplacée par une couche de ferrosilicium en grains, destinée à l'opération finale d'inoculation.

La poche de traitement a une cavité dans le fond (escalier). Dans cet escalier on met d'abord l'alliage au Mg, par dessus on couvre avec le Fe-Si. La réaction doit débiter le plus tard possible pour que le Mg traverse la plus grande quantité possible de fonte, c'est pourquoi la poche doit être remplie le plus vite possible (40 seconde pour 2 tonnes) tout en respectant le

pois demandé. La couverture en Fe - Si protège l'alliage au Mg pendant les premières secondes, c'est pourquoi la vitesse de remplissage est aussi importante

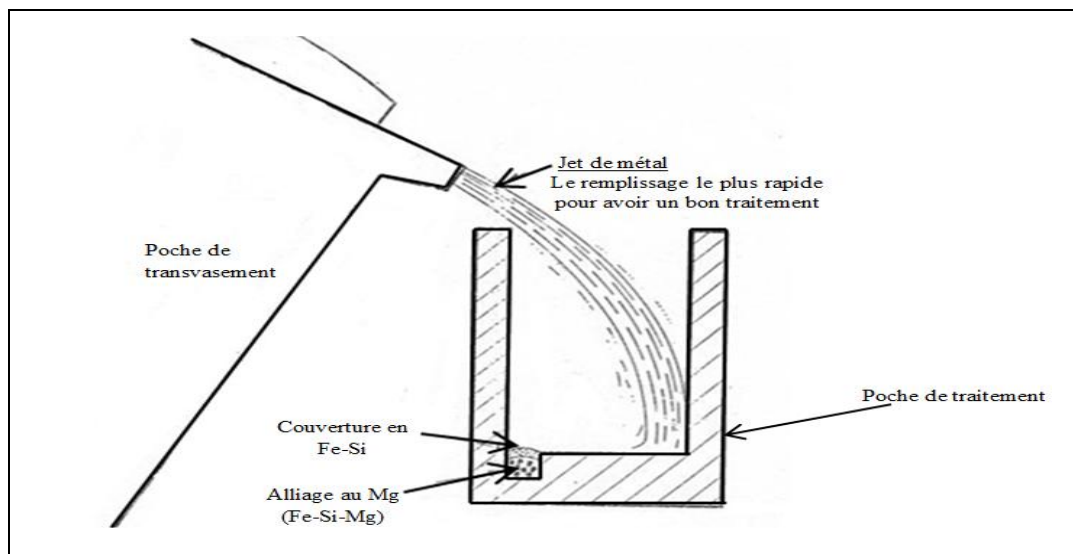


Figure II .3 : Méthode Sandwich

II.1.2.5 Inoculation

Procédé utilisé en fonderie consistant à introduire sous forme de germes une certaine quantité de substances en grains ou en poudre, appelée inoculant dans le métal liquide, (soit dans le four à induction, soit dans la poche).

Le traitement d'inoculation permet d'obtenir une fonte graphitique. Cette inoculation se fait par addition d'un produit graphitisant, en général du ferro-silicium. La forte concentration locale en Si conduit à la formation de composés (de type carbures de silicium) qui vont constituer par la suite des sites préférentiels de germination du graphite et permettre de combattre ainsi la tendance naturelle de la fonte à solidifier dans le système métastable.

II.1.3 Moulage des éprouvettes (réalisation de la coulée)

La forme des moules utilisés est de géométrie normalisée, de type "qeelle-bloc" (voir Figure II : 4), ce qui permet de concentrer les retassures dues au retrait du métal lors de la solidification dans une zone de la pièce qui ne sera pas utilisée pour notre étude (zone située au-dessus du trait en pointillés, Figure II .4). Cette précaution est nécessaire car notre travail consiste à étudier la fissuration de la fonte G.S., et la présence de grosses porosités perturberait les mécanismes. Seule la partie saine est utilisée (zone située en dessous du trait en pointillés, Figure II .4). Après coulée,

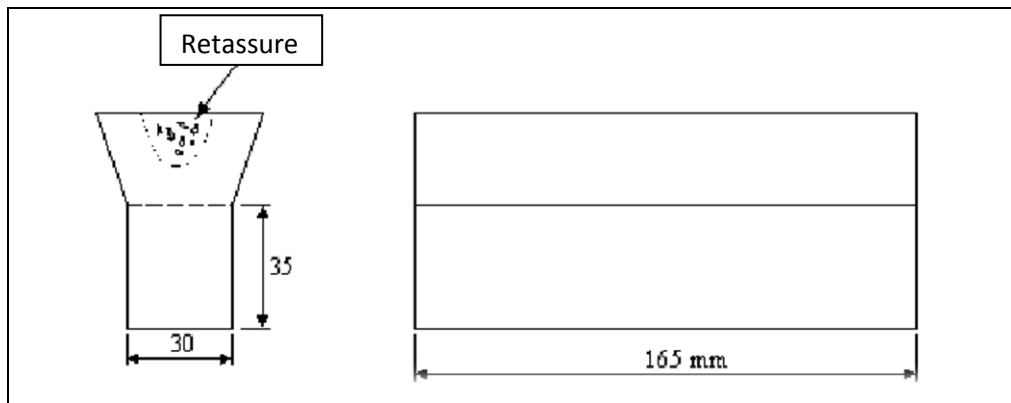


Figure II .4 : Schéma des moules pour la coulée (fonte G.S.)

A) Position de la pièce dans le moule

La pièce est disposée suivant le trou vertical, dans cette position le noyau est vertical. Le nombre des pièces dans le moule est de deux pièces, les pièces sont insérées dans des moules avec différentes pièces.

B) Caractéristiques du sable de moulage et noyautage utilisés

B.1) Sable de moulage

On a utilisé un sable qui possède certaines caractéristiques importantes comme :

- Résistance à la compression : 12-8 N/cm² ;
- Résistance au cisaillement : 2-8 N/cm² ;
- Perméabilité au gaz : 100-180 U ;
- Humidité : 5%-5,5% ;

Pour cela, on a utilisé un mélange de 3 tonnes avec :

- 4 à 10% : 120 Kg de sable siliceux ;
- 82,5 à 89,7% : 2691 à 2475 Kg de sable vieux ;
- 0,8 à 1% ; 24 à 3 Kg de bentonite ;
- 5 à 5,5 % : d'humidité ;
- 0,5 à 0,1 % : 12,5 à 25 kg de noir minéral ;

B. 2) Sable de noyautage

Pour la fabrication du noyau, on a utilisé un sable extra siliceux durcis par injection de CO₂, ce procédé est appelé Novanole.

La composition chimique :

- Novanole (3,5 %) ;

- Sable neuf (96,5 %) ;

C) Procédé à novanole-CO₂

On a réalisé ce procédé avec les mêmes châssis qu'on a utilisé au procédé à l'huile de lin et on a aussi assemblé les blocs de sable de la même façon. Après le serrage du sable dans les châssis, on a injecté le CO₂ à l'aide des aiguilles pendant 15secondes.

D) Sable du moulage

Pour préparer un sable destiné au moulage, on a fait un mélange composé de :

La silice + Argile + Noire minéral + Eau + Bentonite

II.1.4 Dessablage de la pièce

C'est une opération qui consiste à nettoyer la surface des pièces du sable incrusté. Dans la fonderie, on utilise plusieurs machines pour dessabler les pièces tels que les machines à grenailles, qui sont utilisées pour éliminer les résidus de sable des moules et pour en améliorer le fini, enlever tout excédent de sable de la surface brute du moule et de celle des zones des poches et des noyaux. Dans ces appareils, des agitateurs projettent les grenailles d'acier contre les pièces moulées à une vitesse d'environ 804 km/h. Au cours de cette procédure, tout le sable de la surface et la couche d'oxyde sont supprimés.

II.1.5 Ébarbage

Après la réalisation de toutes les opérations citées aux cidessus, les pièces brutes de fonderie présentent encore des bavures au plan de joint ainsi qu'aux raccordements de noyaux et des bosses au niveau des attaques.

L'ébarbage de la pièce peut se faire manuellement avec des outils portatifs : marteau, burins, limes, petites meules, ou sur machines fixes comme des tourets à meuler ou automatiques. Ordinairement, les jets de coulée et les événements sont éliminés par des coups de marteau porté pendant le décochage. Les grosses masselottes des pièces de fonte, ainsi que les éléments des jets de coulée des pièces en acier et de métaux non ferreux sont tirées à l'aide de scies à disque ou à ruban.

II.1.6 Les étapes de fabrication

1- Après avoir préparer le sable de moulage ;

2- On pose le modèle et les attaques de coulée sur une plaque modèle, après avoir posé le châssis inférieur sur la plaque, on a remplis ce dernier avec le sable qui est préalablement préparé, à la fin du remplissage on tasse manuellement ;

3-Sur une autre plaque modèle on pose le chenal et la descente de coulée et puis on pose le châssis et on le remplis de sable de moulage et après tassement du sable moulage ;

4- Démoulage et remmoulage, après on posé des charges métalliques afin d'éviter la pénétration du métal liquide dans les joints du moule.

5- La coulée du métal liquide avec différents compositions.

II.2 Composition chimique des fontes ADI

La pièce est obtenue en coulant une fonte GS ordinaire de nuance(STT) FGS700-2 dont la composition chimique est la suivante :

Tableau II .1: Composition chimique correspond à la fonte de base qui se trouve dans le four de maintien

Nuance	Carbone(%)	Silicium(%)	Manganèse(%)	C _{éq} (%)	Magnésium (%)	Cuivre(%)
(STT) FGS700-2	3.40-3.80	2.40-2.70	0.70-1.20	4.20- 4.75	≤0.06	≤0.60

II.3 Traitements thermiques de type bainitique ADI (trempe étagée)

La transformation bainitique intervient lors de maintiens isothermes à des températures comprises entre 500°C et le point Ms succédant à une trempe depuis un état austénitique. Les fontes ainsi obtenues sont appelées, fontes ADI (Austempered Ductil Iron) et le traitement thermique de trempe étagée, austempering.

II.3.1 Description des traitements thermiques

Ce type de traitement comporte trois phases, comme le montre le schéma de la Figure II .5 ci-dessous :

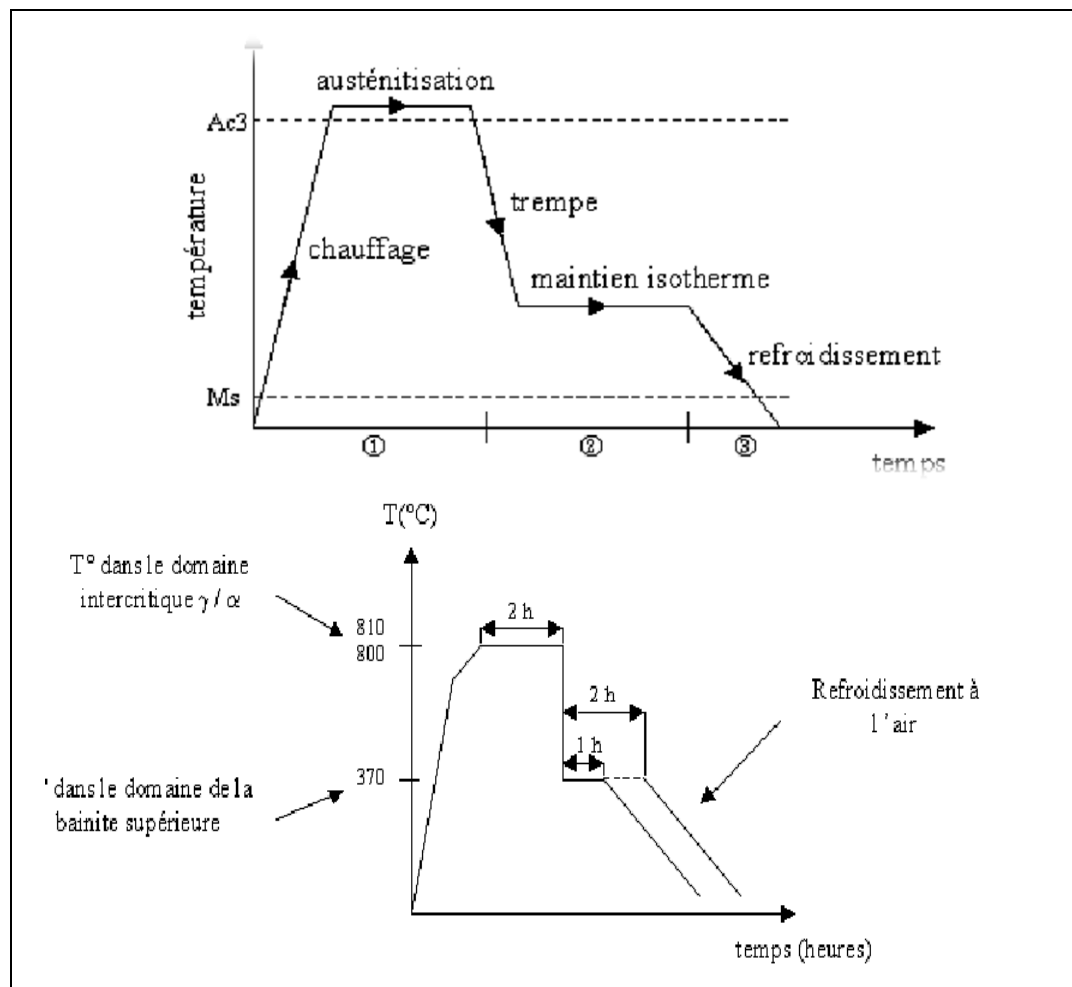


Figure II.5 : Schéma du traitement thermique de trempe étagée bainitique.

1) L'austénitisation

La fonte est tout d'abord chauffée dans le domaine austénitique, typiquement entre 850 et 950°C pendant 1 à 2 heures afin d'obtenir une matrice totalement austénitique avec une teneur en carbone assez homogène et définie. Il a été montré qu'une élévation de la température d'austénitisation (entre 850 et 950°C) avait pour effet de retarder et de ralentir la transformation bainitique et de donner une structure finale plus grossière avec plus d'austénite résiduelle.

2) La trempe énergétique avec maintien isotherme de durée déterminée dans l'intervalle de transformation bainitique

Pour éviter la formation de perlite, le refroidissement depuis la température d'austénitisation jusqu'à la température de maintien isotherme (370°C) doit être le plus rapide possible (quelques secondes). Le recours au bain de sels est donc préférable pour ce maintien dans le domaine bainitique durant lequel la matrice austénitique se transforme progressivement en bainite.

3) Refroidissement jusqu'à température ambiante

Le refroidissement final n'est pas critique, il est toutefois préférable qu'il s'effectue à l'air calme sans maintien prolongé dans le domaine intermédiaire entre la température de maintien isotherme et la température ambiante, afin d'éviter la détérioration des caractéristiques mécaniques du matériau traité.

II.3.2 Bainitisation de la matrice

Ce type de traitement a l'avantage de limiter les risques de déformations et tapures et serait donc à envisager surtout dans le cas des fontes grises non alliées, en raison de leur fragilité, on lui préfère toutefois le plus souvent un traitement superficiel puisqu'en général le durcissement dans la masse n'est pas nécessaire.

La trempe isotherme consiste à provoquer, après austénitisation, une transformation à température constante en plongeant, pendant le temps nécessaire, les pièces dans un milieu de trempe (bains de sels, huile ou plomb etc.) maintenu à une température intermédiaire, c'est-à-dire généralement comprise entre 200 et 500 °C.

Les constituants formés, de la martensite à la bainite, permettent un réglage de la dureté et une amélioration de la résistance à l'usure.

II.3.3 Paramètres de traitements thermiques appliqués

Dans notre travail, nous avons étudié l'influence des différents traitements thermiques sur la fonte ADI et de sa composition chimique.

La première étape consiste à faire différents traitements thermiques sur plusieurs échantillons en fonte ADI. La différence entre les traitements thermiques est due aux choix de différents temps de maintien T_m (min).

Pour chaque temps de maintien, nous avons défini une température $T_m(^{\circ}\text{C})$

Nous avons tout d'abord cherché à définir les paramètres de traitement thermique permettant d'obtenir un pourcentage élevé d'austénite. Le pourcentage élevé d'austénite permet d'améliorer les propriétés mécaniques des fontes ADI qui sont :

- La résistance à la traction ;
- la dureté ;
- Module d'élasticité ;
- La résilience ;

Un grand nombre de barreaux de géométrie identique seront étudiés dans ce chapitre. Ils sont élaborés et traités thermiquement afin de pouvoir couvrir la plus large gamme possible des fontes ADI, tout en disposant d'échantillons présentant de faibles variations les uns par rapport aux autres. Les différents paramètres, températures, temps et composition ont aussi été choisis afin de rester cohérent avec des conditions industrielles.

Dans notre projet on a pris des échantillons de mêmes nuances, chacun est coupé en petits tubs ils sont subit des traitements thermiques de trempe étagé. Est on a d'étudiée l'influence du temps de maintien T_m (min). sur les propriétés des fontes GS (ADI).

I- Pour examiner l'influence du temps de maintien T_m (min) sur les fontes GS (ADI). On a varié ce dernier d' une heure jusqu'à quatre heures.

- Les premiers échantillons sont examinés à l'état brut.
- Les échantillons (1, 2, 3, 4,) ont subit une trempe à 950°C avec une heure de maintien suivi d'un refroidissement à l'eau, (un traitement thermique de trempe étagée aussi appelé (« austempering »). Austénitisée une heure à 950°C , trempée dans un bain de sel à 370°C avec différents temps, puis un refroidissement à l'air

1-La première est traitée avec un temps de maintien T_m (60min)

2-La deuxième est traitée avec un temps de maintien T_m (120min)

3-La troisième est traitée aussi avec un temps de maintien T_m (180min)

4-La quatrième est traitée avec un temps de maintien T_m (240min)

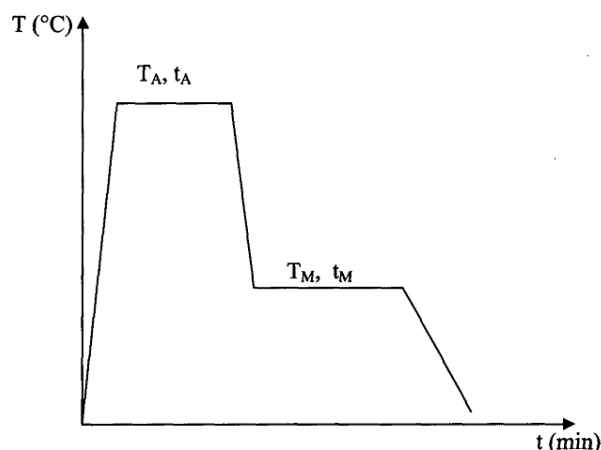


Figure .II .6: Cycle de traitement thermique pour une fonte ADI

Les cycles thermiques effectués sont présentés dans le tableau II.2.

Tableau .II :2 Cycles thermiques effectués.

	Température d'austénitisation TA (°C)	Temps d'austénitisation tA (min)	Température de maintien isotherme TM (°C)	Temps de maintien isotherme T _m (min)
1	950	60	370	60
2	950	60	370	120
3	950	60	370	180
4	950	60	370	240

II.4 Essai mécanique

Les essais mécaniques sont les plus pratiques pour la détermination des propriétés mécaniques des pièces coulées selon l'influence de plusieurs facteurs.

Nous appellerons caractéristiques mécaniques fondamentales scelles qui, étant aisément mesurables, ont fait l'objet de nombreuses études approfondie, et à partir desquelles on peut se faire une bonne idée du comportement mécanique général de la fonte se sont :

- La résistance à la traction, base de la normalisation des qualités de (fonds ADI) non alliées.
- la dureté.
- Module d'élasticité.
- La Résilience

- La micro dureté.

Les fontes à matrice ferritique présentent une résistance suffisamment élevée couplée à une bonne capacité à se déformer plastiquement, ainsi qu'une bonne résistance aux chocs. Leur faible résistance à l'usure leur donne une bonne aptitude à l'usinage, lequel est, de plus, facilité par le caractère lubrifiant du graphite.

La limite d'élasticité et la charge à la rupture des fontes à matrice perlitique sont très élevées. Elles sont obtenues en contrepartie d'une faible ductilité.

Les caractéristiques mécaniques des fontes à matrice ferrito perlitique (ADI) sont évidemment comprises entre celles des deux fontes précédemment citées. Elles offrent un bon compromis entre résistance mécanique, ductilité et résistance à l'usure. Ces nuances ont l'avantage d'être de fabrication économique car elles peuvent être obtenues à l'état brut de coulée sans réclamer d'attention.

II.4.1 Essai de dureté

II.4.1.1 Mesure de la dureté

Les mesures ont été faites au niveau du laboratoire de Génie Mécanique de l'université MOULOUD MAMMERI à l'aide d'un duromètre de type WOPERT DIA TESTOR RCR RC. Cet appareil est constitué de deux parties :

- La première est la partie d'essai qui nous permet d'effectuer les trois types d'essais Rockwell, Vickers, et Brinell. Il est muni d'un sélecteur de charge et d'un plateau ou table sur laquelle les éprouvettes sont posées.
- La deuxième partie nous permet de mesurer l'empreinte des billes ou des pyramides à un grossissement de 70 fois sur l'écran de verre dépoli. Ce duromètre est alimenté par une tension de 220V de fréquence de 50Hz.

II.4.1.2 Essai BRINELL

L'essai consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier ou en carbure de tungstène, de diamètre D , sous une charge F et à mesurer le diamètre d de l'empreinte laissé sur la surface après enlèvement de la charge F (figure II.7).

Au rapport $\frac{F}{S}$ qui peut s'exprimer de la façon suivante : $HB = \frac{F}{S}$

- S: surface de l'empreinte (mm^2).
- D: diamètre de la bille (mm).
- d: diamètre de l'empreinte (mm).

Choix de la force

La charge d'essai peut s'exprimer en fonction du diamètre de la bille suivant cette relation :

$$F = K \times 9,81 \times D^2$$

Avec K : coefficient qui est fonction de la matière.

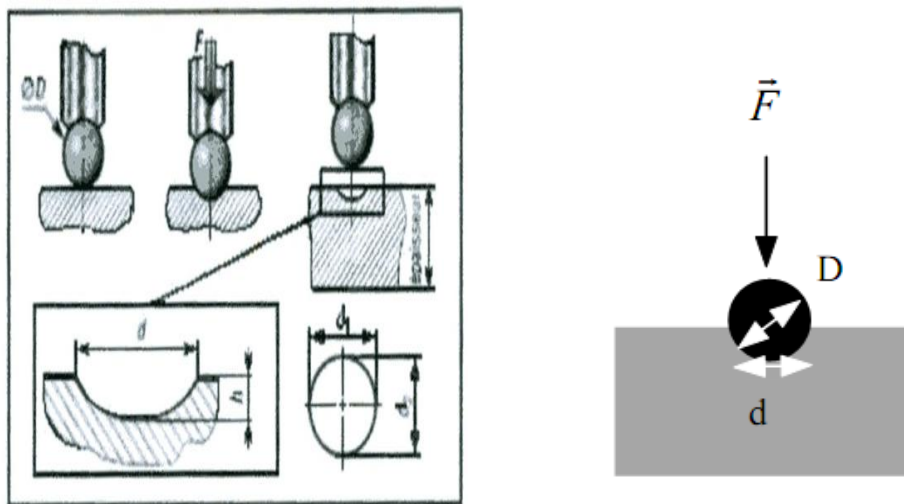


Figure II.7: Principe de l'essai Brinell



Figure II.8: Duromètre wopert dia testor RC

II.4.2 Résistance à la traction

Depuis l'application aux fontes de la métallographie, les caractéristiques mécaniques de ces matériaux, et notamment leur résistance à la traction, n'ont cessé de s'améliorer. Toutefois, l'allongement de rupture reste très faible en raison de la morphologie du graphite et on ne le mesure pas en pratique (il est généralement inférieur à 1 %).

L'essai de traction constitue un des essais les plus utilisés pour la caractérisation mécanique des matériaux. Etant purement uni axial du moins tant qu'il n'y a pas de striction (diminution catastrophique de la section de l'éprouvette au centre de celle-ci) il permet de s'affranchir des méthodes de calculs et de déterminer de nombreuses grandeurs normalisées, comme la contrainte à la rupture, la contrainte maximale, la limite d'élasticité, etc. nécessaires dans les calculs de structure. Nous donnons ici tout d'abord la description générale d'une machine de traction, puis des éléments concernant les éprouvettes, les mesures de déformation et de la charge appliquée.

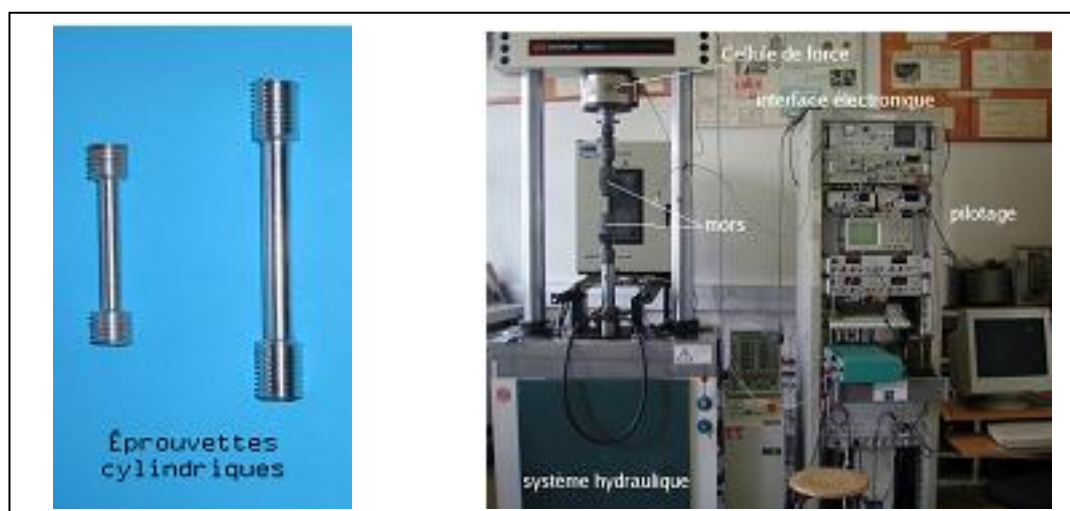


Figure. II.9: Essai de traction : Image de gauche, éprouvettes de traction cylindriques, Image de droite, exemple de dispositif de traction.

II.4.2.1 Eprouvette d'essai

C'est une tige cylindrique dont la partie centrale est moins large que ses extrémités où se fixent les mâchoires d'une machine de traction. Cette forme est conçue pour éviter la rupture aux points de fixations.

Les éprouvettes sont normalisées pour que les essais soient comparables. La longueur L_0 entre deux repères de l'éprouvette et sa section S_0 obéissent à la relation :

$$L_0 = K\sqrt{S_0} \quad \text{Pour les aciers et certaines fontes } K = 5.65.$$

II.4.2.2 Dimensions des éprouvettes de traction

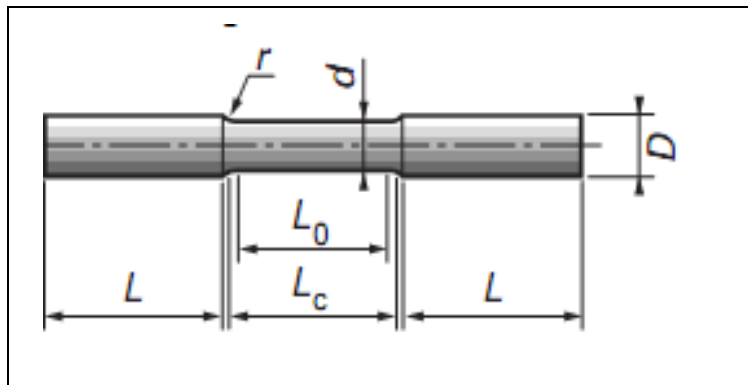


Figure. II.10 : Dimensions des éprouvettes de traction

Le tableau II : 3 ci dessous indiqué les dimensions des éprouvettes de traction

Tableau : II.3 : Dimensions des éprouvettes de traction

Diamètre d (mm)	Section nominale S_0 (mm ²)	Diamètre D (mm)	Longueur L_0 (mm)	Longueur nitiale entre repères $L = 3d$ (mm)	Longueur minimale de la partie calibrée L_c (mm)	Rayons de raccordement des têtes à la partie calibrée r (mm)
14	153,94	18	70	25	84	20

II.4.2.3 Diagramme de traction

La machine fournit un effort de traction F variable jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les allongements ΔL , effets de cette action, sont mesurés par un extensomètre, et on obtient au moyen d'un enregistreur le diagramme dit de traction.

II.4.3 Résistance aux chocs (ESSAI DE RESILIENCE)

Le mouton Charpy est constitué d'un couteau fixé sur un marteau qui oscille dans un plan Vertical autour d'un axe (figure II .11).

La résilience est la résistance au choc, elle est définie comme étant le rapport de l'énergie de rupture par l'aire de la section de l'éprouvette.

L'énergie dépensée pour rompre l'éprouvette est :

$$W = Mgl(\cos\alpha - \cos\alpha')$$

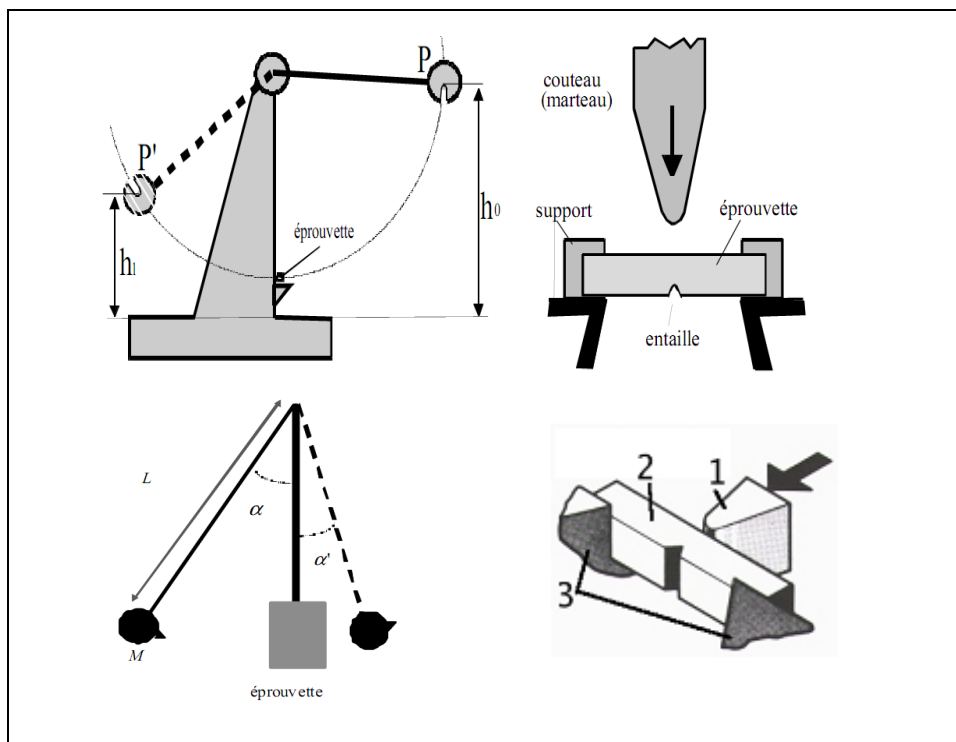


Figure. II .11: Figure de gauche : dispositif pour essais Charpy en fonctionnement (tiré de [Tan05]).
 Figure de droite : schéma de fonctionnement : 1) couteau 2) éprouvette KV 3) appuis.

II.4.3.1 Les éprouvettes

L'effet de la forme de l'éprouvette sur l'énergie de rupture est très prononcé.

La figure II.12 montre la forme et les dimensions géométriques d'un type d'éprouvette standardisée. Elle a une longueur de 55 mm et une section nominale de $10 \times 10 \text{ mm}^2$, mais se distingue par leur forme et leur profondeur d'entaille, qui se trouve sur le côté opposé à l'endroit où le marteau frappe. Elle a pour objet de garantir un état de contrainte triaxiale, déjà lors de l'amorçage de la fissure, plutôt que de provoquer l'effet d'entaille. C'est pour cette raison que le fond de l'entaille est pointu. L'aire de la section restant à l'endroit de l'entaille est, selon la définition de la résilience a_K , la section à utiliser pour le calcul de sa valeur.

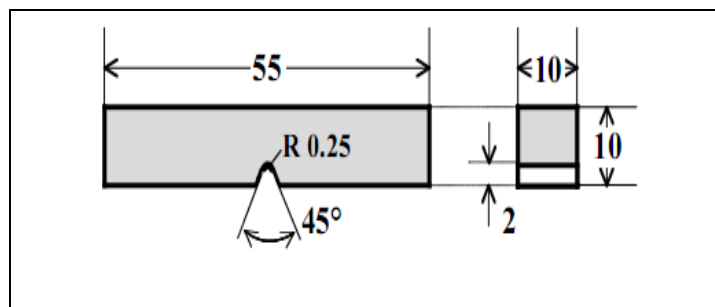


Figure. II .12: Eprouvettes Charpy standardisées. Le type le plus utilisé est l'éprouvette ISO-V.
 Dimensions (en mm).

La méthode consiste à rompre, au moyen d'un pendule d'énergie 49 J, un jeu d'une éprouvette usinée de longueur de 55 mm et une section nominale de $10 \times 10 \text{ mm}^2$ par prélèvement dans un barreau parallélépipède, que entaillée (V), reposant librement sur 2 appuis distants de 100 mm, et à mesurer l'énergie absorbée par la rupture. Le résultat s'exprime, en joules.

Pour obtenir avec succès et de manière constante les propriétés et les performances optimales de l'ADI, il faut effectuer un choix et un contrôle judicieux de la fonte de base et des paramètres de traitement thermique.

II.5 Etude métallographique

L'examen micrographique a pour but principal de mettre en évidence la structure de l'échantillon lors de l'observation au microscope optique.

Pour l'observation de la structure, on est passé par les différentes étapes suivantes :

II.5.1 Prélèvement des échantillons

Après refroidissement, décochage et parachèvement des éprouvettes, on a coupé les éprouvettes en deux parties puis en quatre échantillons, à l'aide d'une tronçonneuse avec l'injection de l'eau pour éviter l'échauffement des échantillons et le changement des propriétés. Après le décochage des éprouvettes on a éliminé le système de coulée et d'alimentation, et chaque échantillon est coupé à l'aide d'un appareil qui travail à froid et représenté sur la figure II .13.



Figure II .13 : Meules

II.5.2 Polissage

Le but du polissage est de réaliser sur une coupe de l'échantillon, une surface polie spéculaire afin d'obtenir une image représentative de sa structure.

Le polissage a été réalisé sous un courant d'eau avec des papiers abrasifs en passant par plusieurs étapes :

- Polissage grossier avec papier émeri : 120, 180, 320
- Polissage moyen avec papier émeri : 500, 600
- Polissage fin avec papier émeri : 1000, 1200, 4000
- Finition en utilisant un feutre et de la pâte diamantée.
- Lubrifiant approprié (l'Eau)

Pour cette opération il ne faut pas engendrer, la détérioration et l'échauffement de la surface. Le polissage s'effectue sous l'eau pour éviter l'échauffement superficiel ou les modifications de la structure de l'échantillon (figure II.14).

II.5.3 Finition

C'est l'opération finale de polissage, a pour but d'éliminer les copeaux des grains et rendre la surface plus brillante. On a réalisé cette opération avec un filtre placé sur un disque tournant 300t/min (figure II.14), avec la pâte diamantée.



Figure II .14: Polisseuse à deux plateaux.



Figure II.15 : Polisseuse mono plateau pour la finition.

II.5.4 Attaque chimique

Après polissage et finition certains constituants comme le graphite est visible sans attaque chimique, mais certains autres présents dans l'alliage ne peuvent pas être différenciés sans attaque. L'attaque a pour but, la mise en évidence de toute la structure, les joints des grains et permet également de mettre en évidence l'orientation cristallographique.

On a fait l'attaque chimique avec un réactif appelé **Nital** avec une concentration de 4%.

II.5.5 Observation sur le microscope optique

L'analyse métallographique a pour but d'examiner la structure et de mettre en évidence tous les changements subits.

Le microscope métallographique utilisé pour effectuer l'observation de nos échantillons est de type HUND muni d'une camera vidéo de type Eyes Cora permettant l'acquisition des micrographies sur l'ordinateur sur lequel un logiciel d'acquisition et de traitement de résultats, PicedCora est installé et équipé de quatre objectifs de grossissement 40, 100, 200 et 400 fois.

Il est constitué d'une lampe qui fournit de la lumière transmise horizontalement sur un prisme qui la réfléchit verticalement. Le faisceau lumineux est localisé sur l'échantillon par la lentille d'un objectif qui se trouve au dessus de l'échantillon. La lumière réfléchi par la surface à analyser, est transmise à travers les mêmes lentilles, on arrondissant l'image de 4, 10, 40 et 100 vers un miroir semi transparent, qui la renvoie sur la lentille de grossissement 10, ou elle sera observée par l'œil de l'utilisateur. Une acquisition de photos y est ainsi possible sur ordinateur au moyen de la camera vidéo.



Figure II .16: Microscope optique.

II.6. Four de trempe

Pour le traitement thermique de trempe, nous avons utilisé le four à moufle, qui est alimenté sous une tension de 380V et d'une puissance de P de 11 kW. Il est constitué d'une

chambre isolée thermiquement appelée (moufle) et protégé extérieurement par une carcasse métallique. Sur les murs internes du four, on trouve des résistances métalliques destinées à produire la chaleur nécessaire pour le chauffage, dont la température maximale atteint 1200°C. Afin d'assurer la régulation de la température de chauffage, la vitesse de chauffage et la durée du séjour, le four a un régulateur de type OMRAN et un thermocouple placé dans la chambre permettant ainsi la mesure instantanée de la température.

Après avoir trempé les échantillons, certains d'entre eux ont subi un revenu avec une variation de température (200, 250, 300 °C), après un temps de maintien de 1h30 minutes suivi d'un refroidissement à l'air calme. La figure II .17 représente le four ou on a effectué les traitements thermiques.



Figure II.17 : Four de traitement



Figure II. 18 : Four de trempé

II.7 Méthodes d'analyses chimiques

L'analyse chimique était réalisée à l'aide d'un spectromètre de type (JOBIN YVON 132 F), ce dernier est composé des parties suivantes :

- Le statif ;
- L'ordinateur ;
- La source ;
- Le système optique ;
- La partie électronique compactée sur deux cartes haute tension et basse tension ;
- Enfin le dispositif de mesure des raies pour traiter les résultats.

Pour définir la composition chimique de notre fonte ADI, nous avons utilisé les deux appareils présentés dans les figures (II .19) et (II .20), tels que le premier pour déterminer le pourcentage en manganèse (Mn) et le silicium (Si) et le deuxième pour déterminer le taux de carbone et le soufre, nous avons utilisé le LECO CS-200.



Figure .II .19: Spectromètre De JOBIN YVON 123 F



Figure .II .20 : LECO CS-200

III.1 Introduction

Dans ce chapitre on présente les différents résultats obtenus avec les méthodes expérimentales énumérées au chapitre II, une interprétation du comportement mécanique et microstructurale de la fonte ADI (STT FGS700-2).

III.2 Composition chimique (Analyse chimique des échantillons)

La fonte était analysée au laboratoire de contrôle métallurgique de la fonderie S.N.V.I. ROUIBA, afin de connaître la teneur de tous les éléments de la fonte.

L'analyse chimique de la fonte à étudier, est présentée dans le tableau III:1

Tableau III .1: Composition chimique de la fonte coulée au niveau de la SNVI

éléments	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Ni	AL	Ti	V
%	3,60	2 ; 70	0 ; 70	0.02	0,10	0,01	0,2	0,5	0,0013	0,01	0,02

D'après le tableau III.1, on remarque qu'on a respecté la norme d'obtention d'une fonte FGS apte à subir les différents traitements thermiques, cette fonte est exempte d'éléments poisons, cela indique que le processus d'élaboration de chargement et de choix de la matière première étaient bien respectés.

III. 3 Propriétés mécaniques

III.3.1 L'essai de Dureté

Le tableau (III .2) indique les résultats du test de dureté(HB), ces valeurs représentent les moyennes de (03) essais sur les échantillons de la fonte ADI, sous l'influence du temps de maintien isotherme Tm d'une heure jusqu'à quatre heures.

La valeur de dureté (HB) des fontes étudiée est de 181HB à l'état brut.

Tableau III .2 Dureté (HB) de la fonte ADI en fonction du temps de maintien isotherme

temps de maintien isotherme Tm (min)	HB
60	249
120	254
180	265
240	247

La Figure III.1 montre l'effet de temps de maintien isotherme T_m sur la dureté Brinell moyenne de la fonte ADI

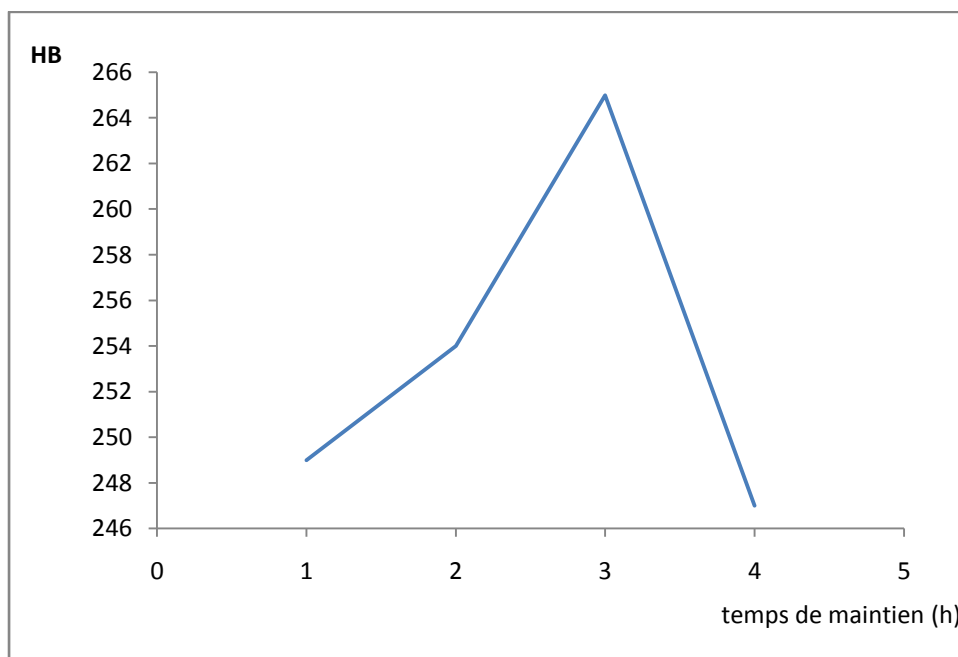


Figure III.1 : L'influence du temps de maintien isotherme T_m sur la dureté Brinell de la fonte ADI.

En fonction du temps de maintien isotherme T_m à une température de 370°C , on remarque d'après l'allure de la courbe (figure III.1) que la dureté augmente en fonction du temps de maintien isotherme T_m et atteint un pic à $T_m=3$ heure, pour des valeurs plus élevées (240min) la dureté diminue. Un temps de maintien isotherme de $T_m=3$ heure, est un temps optimal, qui permet d'obtenir la meilleure dureté.

III.3.2 Essai de traction

L'essai de traction constitue un des essais les plus utilisés pour la caractérisation mécanique des matériaux. L'essai de traction a été réalisé sur des barreaux cylindriques de 14mm de diamètre(D), les valeurs énumérées aux tableaux ci-dessous représentent les moyennes de deux essais mécaniques.

Les propriétés R_e , R_m (MPa) et l'allongement (A%) ont été étudiées et sont représentées sous forme de courbe (Figure III.2, III.3, III.4)

III.3.2.1 Limite élastique Re

Le tableau III .3 indique les moyennes des limites élastiques des fontes ADI selon l'influence du temps de maintien isotherme T_m variant d'une heure jusqu'à quatre heures.

La valeur de la limite élastique de la fonte étudiée est de (99MPa) et ce à l'état brute de coulée.

Tableau III .3 Limites élastiques de la fonte ADI en fonction du temps de maintien isotherme T_m .

temps de maintien isotherme T_m (min)	Limite élastique (MPa)
60	116,1
120	116,9
180	123,1
240	86

La Figure III.2 montre l'effet du temps de maintien isotherme T_m sur la limite élastique de la fonte ADI .

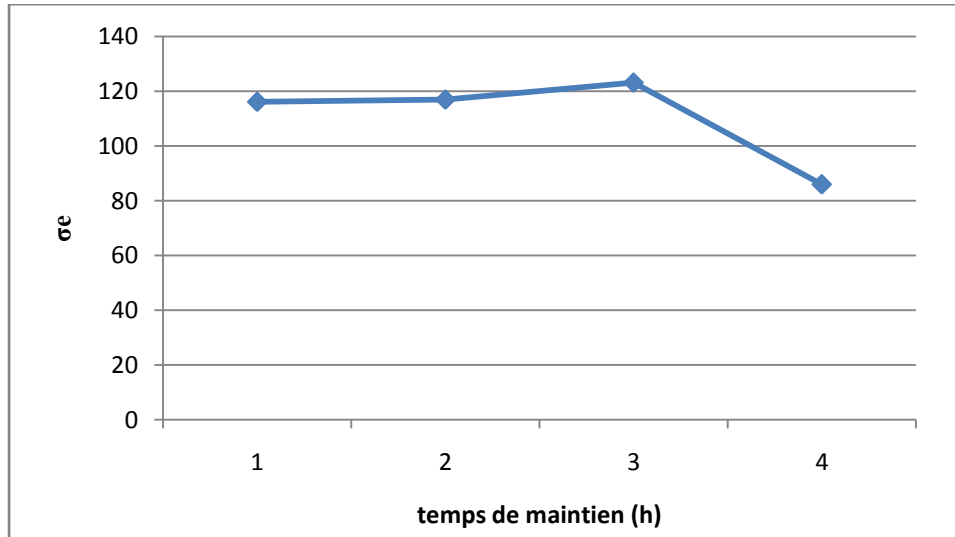


Figure III. 2: L'influence du temps de maintien isotherme T_m sur la limite élastique de la fonte ADI

D'après le tableau III.3 on remarque que la limite élastique a légèrement changé. À un temps de maintien isotherme T_m de 3h, puis diminue jusqu'à une valeur de 86 MP (chute de 20 %) par rapport à l'état initial.

III.3.2.2 Résistance à la rupture

Les valeurs énumérées au Tableau ci-dessous III .4 , représente la moyenne de deux essais mécaniques.

La valeur de résistance en traction de fontes est de 500MPa à l'état brut.

Tableau III .4 : Résistance a la traction de la fonte ADI en fonction de temps de maintien isotherme T_m .

temps de maintien isotherme T_m (min)	Résistance en traction (MPa)
60	757,8
120	786
180	796,8
240	734,2

La Figure III. 3 montre l'effet de temps de maintien isotherme T_m sur la résistance à la rupture de la fonte ADI.

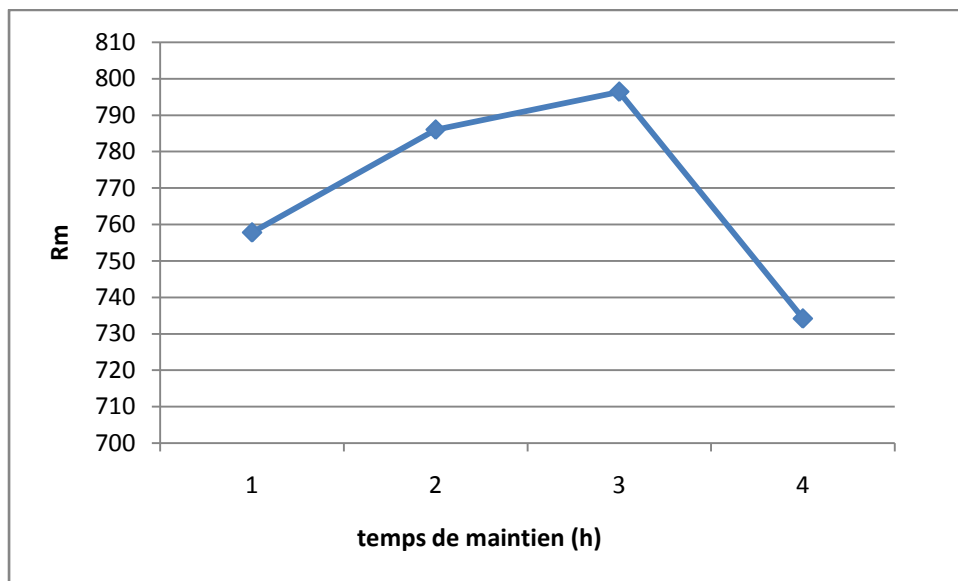


Figure III. 3: Résistance à la traction en fonction du temps de maintien isotherme T_m .

Après un temps de maintien isotherme $T_m=3h$, on remarque qu'on a obtenu un gain plus grand pour la résistance a la rupture, mais avec l'augmentation du temps de maintien la résistance a la rupture régresse jusqu'à une valeur inférieure à l'état initial du premier temps de maintien.

III.3.2.3 Allongement (A%)

Le tableau III .5 indique la moyenne des allongements des fontes ADI selon l'influence du temps de maintien isotherme T_m .

La valeur de l'allongement de la fonte à l'état brut de coulée est de 4%.

Tableau III .5 : Allongement de la fonte ADI en fonction du l'influence du temps de maintien isotherme T_m .

temps de maintien isotherme T_m (min)	Allongement(%)
60	4,7
120	5,48
180	5,13
240	7,7

La Figure III. 4 montres l'effet du temps de maintien isotherme T_m sur l'allongement de la fonte ADI

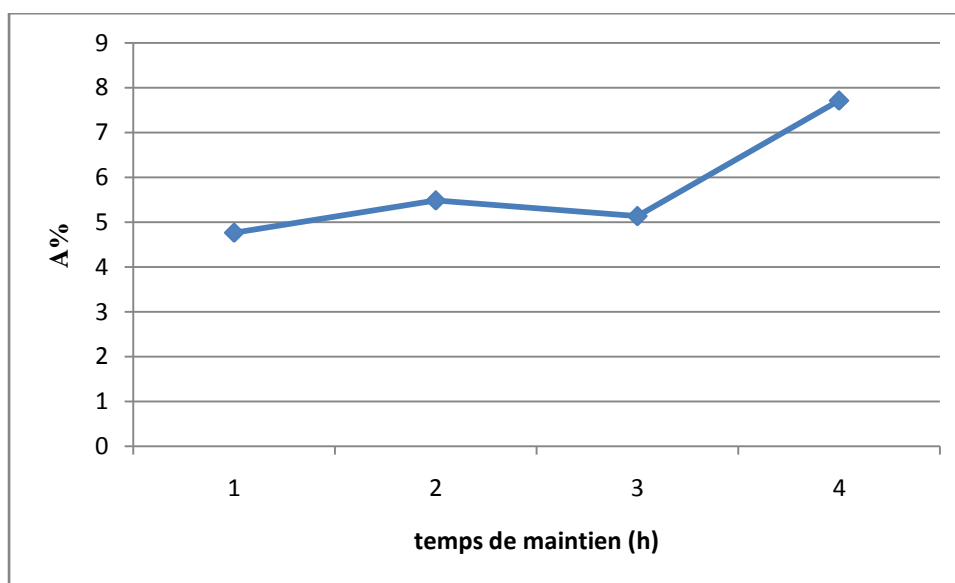


Figure III. 4: L'influence du temps de maintien isotherme T_m sur l'allongement de la fonte ADI

L'allongement représente les propriétés de ductilité de la fonte ADI. On remarque que le temps de maintien isotherme de 3h et un temps optimal de traitement thermique en trempe étagée, car on a une augmentation par rapport à $T_m=1h$, puis une très légère chute par rapport à $T_m=2h$, mais après un maintien de $T_m=4h$ l'allongement augmenté.

III.3.3 Résistance aux chocs (ESSAI DE RESILIENCE)

Le tableau III .6 indique les valeurs des résiliences Charpy des fontes ADI obtenues en fonction du temps de maintien isotherme T_m , d'une heure jusqu'à quatre heures.

La valeur de résilience Charpy de fontes est de 18J à l'état brut.

Tableau III.6 : Résilience Charpy des fontes ADI en fonction du temps de maintien isotherme T_m .

temps de maintien isotherme T_m (min)	Résilience Charpy non entaillée (J)
60	16
120	12
180	10
240	12,5

La Figure III.5 montre l'effet du temps de maintien isotherme T_m sur la résilience Charpy entaillée (V) de la fonte ADI.

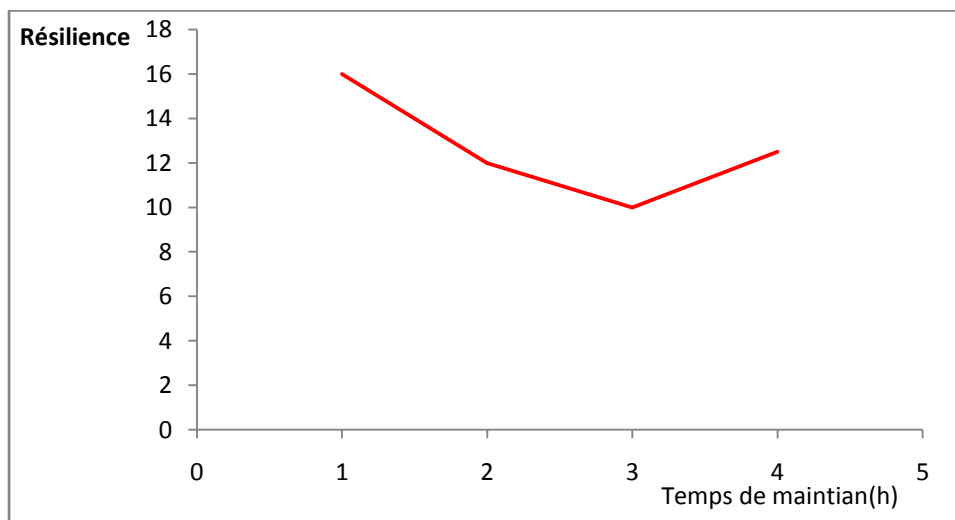


Figure III.5 : L'influence du temps de maintien isotherme T_m sur la résilience Charpy entaillée(V) de la fonte ADI.

La mesure de la Résistance aux chocs de la fonte ADI avec la variation du temps de maintien isotherme T_m montre une diminution de celle-ci avec l'augmentation du temps de maintien. Entre 3h et 4h, la résilience prend une allure progressive avec un gain augmenté.

III.3.4 .Comparaison entre les propriétés mécaniques

La Figure III.6 montre l'effet du temps de maintien isotherme T_m sur les Caractéristiques mécaniques des fontes ADI (HB, R_m, R_e, K_v, A).

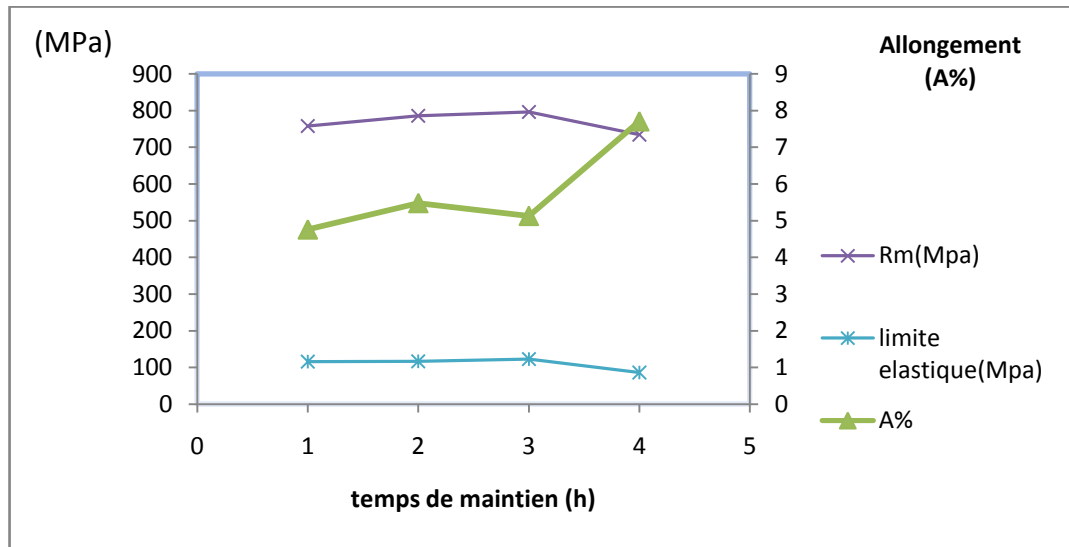


Figure III.6 : L'influence du temps de maintien isotherme T_m sur les Caractéristiques mécaniques des fontes ADI.

La figure III.6 donne une comparaison globale de la tendance de l'ensemble des propriétés mécaniques en fonction du temps de maintien à une température de 370°C

Nous constatons une amélioration des propriétés mécaniques, telle que la résistance à la traction, mais avec une très légère diminution de l'allongement à la rupture. Un bon gain de dureté est observé par rapport à l'état brut de coulée (181HB).

Le temps de maintien isotherme T_m optimal pour les propriétés de ductilité (K_v, A) et de dureté (HB, R_m, R_e). est donc $T_m = 3\text{h}$ à la température $T = 370^\circ\text{C}$.

III.4 Métallographies des échantillons

L'étude métallographique réalisée sur les différents échantillons a pour but de faire ressortir l'effet de la composition chimique, et l'influence des différents traitements thermiques sur la microstructure de la fonte ADI.

III.4.1 Etat brut de coulée

La figure III.7 présente la micrographie d'une fonte à graphite sphéroïdal apte pour un traitement ADI. Il s'agit d'une fonte ferrito-perlitique.

La microstructure est composée de trois phases, une phase de graphite incrusté dans une Matrice ferrito-perlitique. Les sphères de graphite sont entourées par une phases ferritique, puis la perlite, la proportion entre ces deux phases dépend de la vitesse de refroidissement dans le moule.

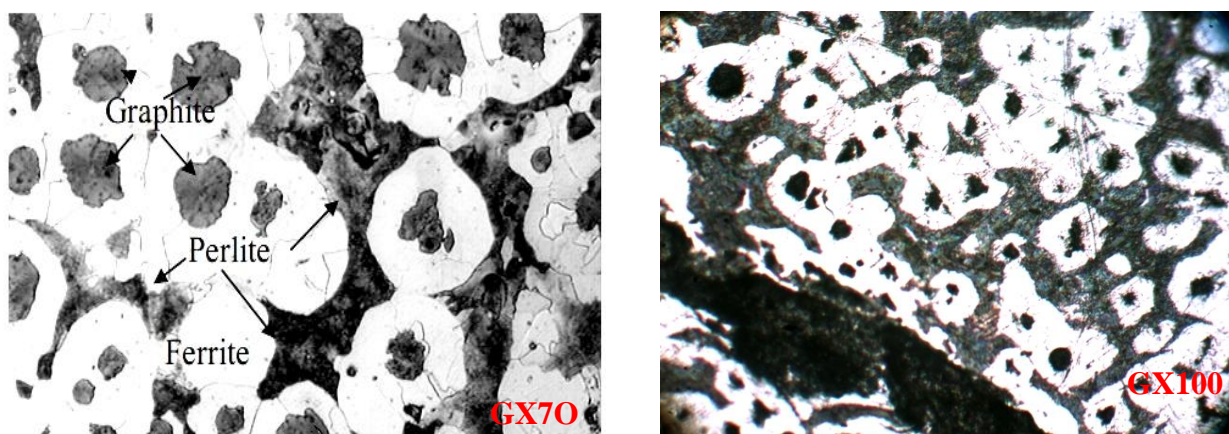


Figure III.7 : Fonte GS avec (3,60 % de C ; 2,70 % de Si ; 0,70 % de Mn) matrice ferrito-perlitique. Attaque Nital 4%

III.4.2 Etude après traitement thermique de la trempe étagée

Les figures (III.8, III.9, III.10 et III.11) représentent les résultats des échantillons qui ont subi d'une heure à quatre heures de temps de maintien T_m (min). (Après traitement thermique de trempe).

Le but des traitements appliqués pour les fontes ADI est la modification de la matrice, la géométrie et la répartition du graphite restent les mêmes. Selon certains chercheurs il y aura probablement la formation de microsphères au cours de traitement thermique de bainitisation.

L'obtention de d'autres nouvelles phases proviendraient de la transformation d'une proportion ou toute la quantité d'austénite formée à 900°.

III.4. 2.1 Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 1h à 370°C

Après traitement thermique trempes étagée d'une heure de maintien, on a obtenu une matrice composée de ferrite aciculaire, graphite et une proportion d'austénite non transformée pendant le traitement thermique. Cela peut être justifié par l'amélioration des propriétés mécaniques par rapport à l'état brut de coulée.

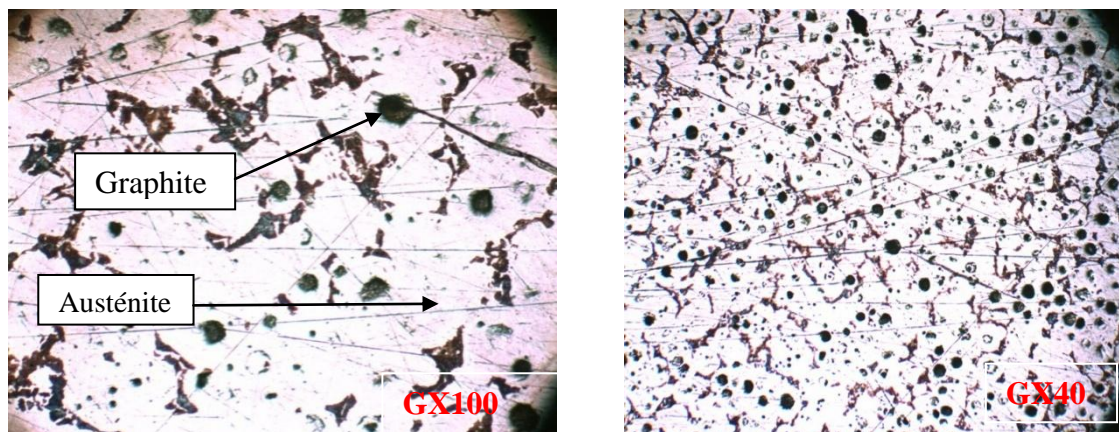


Figure III .8: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, maintien isotherme à 370°C, 1 heure. Ferrite autour des sphéroïdes de graphite (en noir), et une austénite (en blanc) Attaque Nital 4%

III.4.2.2 Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 2h à 370°C

La micrographie de la figure (III.9) indique qu'avec un temps de maintien de 2h, le deuxième stade (figure (I.29)) de la transformation Austénitique n'est pas encore affranchi, car on remarque que la microstructure a légèrement changée, le même cas était observé pour les propriétés mécaniques.

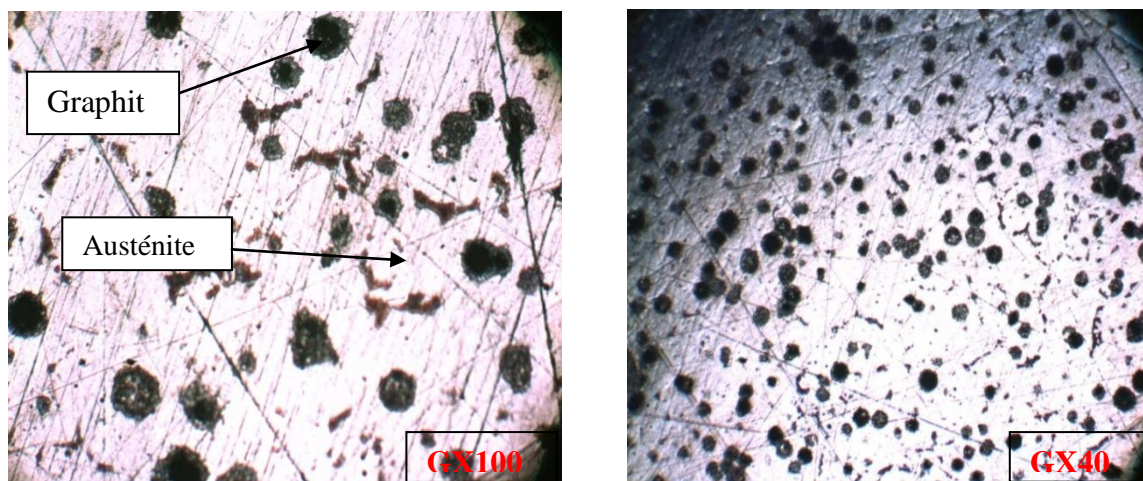


Figure III. 9: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, 2 heures maintien isotherme à 370°C. Ferrite autour des sphéroïdes de graphite (en noir), et une austénite (en blanc) Attaque Nital 4%

III.4.2.3 Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 3h à 370°C

A 3h de temps de maintien isotherme, on assiste à un réel développement de l'austénite en bainite, la microstructure est composée d'austénite résiduelle, ferrite, bainite et de sphères de graphite. Par ces propriétés, la bainite offre une certaine homogénéité aux propriétés mécaniques (dureté et ductilité).

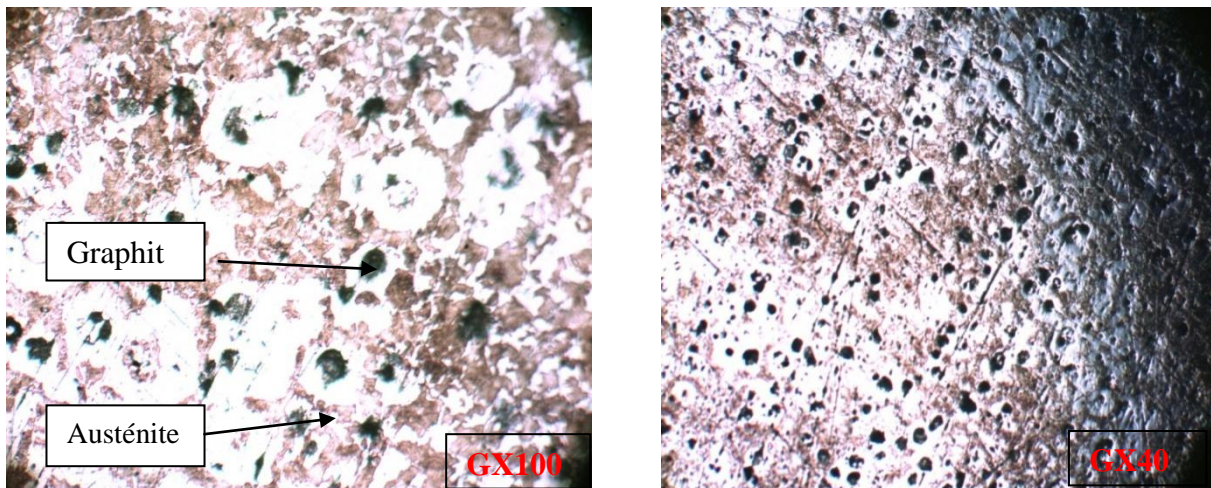


Figure III. 10: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, 3 heures de maintien isotherme à 370°C, Ferrite autour des sphéroïdes de graphite (en noir), et une austénite (en blanc) Attaque Nital 4%

III.4.2.4 Austénitisation à 900°C et maintien isotherme de 4h à 370°C

La prolongation du temps de maintien, à 4h à la temperature 370°C, favorise le développement de presque toute la quantité d'austenite de la matrice. la ferrite tend à se formé en aiguilles qui réduit les propriétés de ductilité et l'austénite qui se transforme en grande proportion en bainite Figure III. 11.

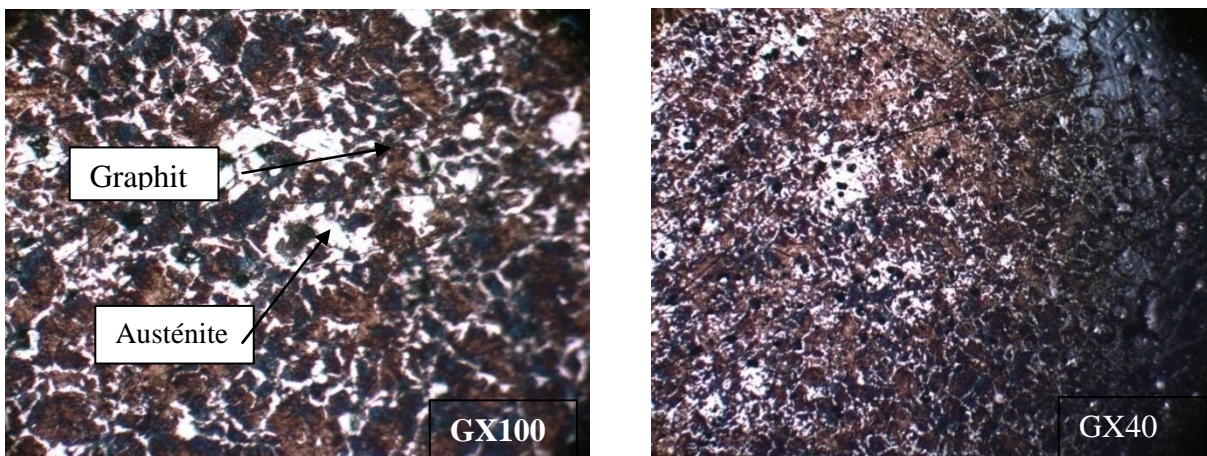


Figure III. 11: Microstructure de la fonte ADI, austénitisation à 900°C, 4 heures maintien isotherme à 370°C, bainite (en noir), et mélange de ferrite et austénite (en blanc) Attaque Nital 4%

L'ADI se forme à des températures plus élevées,. Le carbone a une influence très importante sur la transformation bainitique d'une fonte GS. Et sur les propriétés mécaniques après le traitement thermique.

D'ailleurs l'intérêt d'un traitement thermique des fontes ADI est d'avoir une matrice sans carbures (notamment la cémentite).

Les microstructures obtenues pour les quatre échantillons montrent un même type de microstructure mais avec des morphologies différentes. Le temps de maintien isotherme T_m (180min) favorise le développement de l'austénite et le temps de maintien isotherme élevé T_m (240min) Favorise le développement des aiguilles de ferrite.

Les fontes ADI contiennent des nodules de graphite qui jouent un rôle de réservoir en carbone. Ainsi, c'est la température d'austénitisation qui fixe la teneur en carbone de la matrice.

La transformation bainitique des fontes ADI dépend de la composition chimique, de la teneur en éléments d'alliage, du nombre et de la taille des cellules eutectiques et du temps de maintien T_m (min).

Pendant un temps de maintien T_m (60min), des entités de ferrite se forment en germes à partir de l'austénite. Le carbone diffuse de la ferrite vers l'austénite environnante qui s'enrichit en carbone. Si le temps de maintien isotherme est suffisant (60min) (Figure III.8), cette austénite devient suffisamment riche en carbone pour rester stable et ne peut se transformer en martensite lors du refroidissement. Ainsi, l'austénite (γ) se décompose en entités de ferrite (α) et en austénite enrichie en carbone (γ_r), c'est ce mélange que l'on appelle bainite ou ausferrite.

Si le temps de maintien isotherme se prolonge T_m (240min) (Figure III.11), l'austénite enrichie en carbone se décompose à son tour en ferrite et carbures. Cette seconde étape de la réaction bainitique est néfaste pour les propriétés mécaniques car elle entraîne une chute de la ductilité.

Les conditions de traitement thermique ont (temps de maintien isotherme T_m), bien sûr, une influence sur la structure, ainsi que sur les caractéristiques et les propriétés mécaniques des fontes ADI. Ces études ont montré, qu'on peut obtenir une plus grande ductilité et une

résistance à la traction assez élevée (900 MPa), avec un allongement à la rupture de 6 à 10%, tout cela en augmentant (le temps de maintien isotherme).

Conclusion et perspectives

Ce travail est inscrit dans le contexte d'une demande forte en matière de techniques de caractérisation de l'état des fontes ADI. En effet, leurs propriétés Mécaniques sont très attractives, mais elles sont très sensibles au déroulement du traitement thermique dont elles font l'objet (notamment l'opération de trempe étagée). Nous venons de le voir, la fonte ADI est un matériau qui possède des propriétés mécaniques lui permettant d'être utilisée dans de nombreuses applications.

Au cours de cette étude nous avons suivi une méthodologie de travail, qui nous a permis d'atteindre nos objectifs tracés au début de notre projet d'étude à savoir:

- Une étude bibliographique, que nous avons menée, qui montre que les fontes ADI sont très utilisées. Elles sont améliorées par traitement thermique classique (trempe suivi de revenu), à basse température (opération de trempe étagée).
- Elaboration d'une fonte à graphite sphéroïdal conforme aux spécifications de la norme de qualité.
- une étude paramétrique en fonction de la durée du traitement de trempe étagée, Pour plusieurs temps de maintien T_m (min) (60min, 120min, 180min, et 240min).

Les résultats obtenus en guise de cette étude sont :

- La structure des fontes ADI a une incidence très importante sur les caractéristiques et les propriétés. Elle dépend avant tout de la vitesse de solidification et du refroidissement. Ces derniers dépendent aussi de plusieurs facteurs comme la composition chimique.
- la composition chimique seule ne suffit pas pour désigner une fonte ayant certaines caractéristiques mécaniques déterminées, car celles-ci dépendent de la structure, qui résultent non seulement de la composition chimique mais aussi des paramètres des traitements thermiques appliqués.
- Le temps de maintien isotherme au cours de la trempe étagée influe sur la morphologie de la fonte comme on l'a constaté dans les figures (III.8, III.9, III.10, et III.11).
- Les (HB, R_m, R_e, K_v, A), augmentent proportionnellement par rapport au temps de maintien, jusqu'à 3h, puis diminuent avec l'élévation du temps de maintien isotherme $T_m=4h$

- Un temps $T_m=3h$ est le temps optimal pour l'obtention d'un bon compromis entre les propriétés de ductilité $A\%$, de résilience K_v et de résistance (dureté HB , résistance à la rupture R_m , limite élastique R_e).
- Au cours de ce travail, notamment au cours du stage de fin d'étude au niveau de la SNVI nous avons acquis beaucoup d'expériences, notamment en termes de culture d'entreprise et de voir des applications des méthodes théoriques sur le terrain.

Les perspectives de ce travail sont très vastes dont on citera :

- La possibilité d'étudier, l'effet des éléments alliages en maintenant les paramètres de traitement thermique optimaux qu'on a obtenus au cours de cette étude en espérant que ce travail sera bénéfique et servira comme des données de base pour les futures promotions de master SDM.

- [1] – Technique de l'ingénieur M 380 ; Jean-Claude MARGERIE ; Propriétés des fontes grises ordinaires.
- [2]- Laplanche, Les fontes et leur traitement thermique (tome II) page 139, 142 à 144, 160, 169, 170 à 172.
- [3] – Technique de l'ingénieur M 4610 ; Jacques JAULT ; Fontes à graphite sphéroïdal.
- [4] – Technique de l'ingénieur M 1145 ; Jean-Claude MARGERIE ; Traitements thermiques des fontes.
- [5] - Sorelmetal est produit par : - Services Techniques QIT - Fer et Titane. Canada et Richards Bay Minerals, Afrique du Sud ; fonte à graphite sphéroïdal (fonte GS).
- [6] – Technique de l'ingénieur M 1146 ; Simone PARENT-SIMONIN ; Traitements thermiques des fontes.
- [7] – Stefanescu D.M. casting, volume 15 in ASM Hand book, Edition, American Society for Metals, USA, 1988.
- [8] – Rhp : [www. Fondeur de France-orge](http://www.Fondeur.de).
- [9] – www.site.com ; « effet de Si sur les fontes ».
- [10] – Daniel Couratin, Les fluides de trempe, page 119 et 120, Janvier 1998, les revues du traitement des métaux et de l'ingénierie des surfaces N°19585/06.
- [11] – Laplanche, Les fontes et leurs traitements thermiques (tome II).
- [12] -Par Eugene C. Muratore, Services Techniques Sorelmetal.
- [13] – Métallurgie de la fonderie.
- [14] – Technique de l'ingénieur M 1611 ; Christian GATELLIER ; Élaboration de la fonte et de l'acier.
- [15]- Mr le Professeur Hadji A. Hadji; cours, module « les alliages de fonderie », année 2007/2008, université Badji mokhtar –Annaba.
- [16] – Michel Geier « Métallurgie de fonderie». Tome II. Edition Eyrolles. 1978.
- [17]- Christine D'Amato ; Caractérisation non destructive des fontes bainitiques (fontes « ADI ») par bruit Barkhausen et courants de Foucault pulsés ; L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, Année 2004 .
- [18]- Jérôme ADRIEN ; Optimisation des cycles thermiques appliqués aux fontes G.S. ferritiques vis à vis des propriétés de fatigue ; L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon ; Année 2004.
- [19]- Florin serban ; évaluation et modélisation des contraintes résiduelles dans les fontes austeno-ferritiques graphite spheroidal: influence en traitement thermique et thermomécanique ; université de Reims Champagne-Ardenne; Année 2004.

[20]-Sorelmetal® Suggestions pour la production de la fonte GS ; utilisation de la fonte ausferritique (ADI) pour la fabrication des plaques modèles et/ou de leurs inserts.

[21] - Technique de l'ingénieur M 4612.

[22]- Métallographie et traitements thermiques des métaux, I. S Lakhtine, édition Mir moscou ,1978. (Traitements thermiques, classification et désignation).

[23]-Madeleine Durand Charre ; la microstructure des aciers et des fontes, année 2003.

[24] - Solmetal « The Sorelmeta Book of Ductile Iron » document technique N°080 par J.D. Mullins, Directeur - Services Techniques QIT - Fer et Titane.

[25] - Michel geier, métallurgie de fonderie, édition EYROLLES.

[26] – brochure de S.N.V.I Rouïba