

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR - ANNABA
BADJI MOKHTAR – ANNABA UNIVERSITY



جامعة باجي مختار – عنابسة

Faculté : science de l'ingénierie

Département : métallurgie et génie des matériaux

Domaine : métallurgie

Filière : métallurgie

Spécialité : génie métallurgique

Mémoire

Présenté en vue de l'obtention du Diplôme de Master
Thème:

L'effet de cuivre sur les propriétés mécaniques des fontes
à graphite sphéroïdal

Présenté par : KABOUÏA Amir Eddine

Encadrant : BENCHIKHA Tahar

Grade:professeur

Jury de Soutenance :

ATOUI L'Hadi	Professeur	BADJI MOKHTAR ANNABA	Président
BENCHIKHA Tahar	Docteur	BADJI MOKHTAR ANNABA	Encadrant
HACINI M	Docteur	BADJI MOKHTAR ANNABA	Examineur
LEMOUI A	professeur	BADJI MOKHTAR ANNABA	Deuxième examinateur

Année Universitaire : 2019/2020

Remerciement

Ce mémoire a été réalisé au département de métallurgie et génie des matériaux université BADJI MOKHTAR-ANNABA.

Je tiens tout d'abord à exprimer toute ma reconnaissance à mon directeur de mémoire professeur BENCHIKHA Tahar qui n'a ménagé aucun effort pour m'orienter et me conseiller tout au long de la réalisation de ce mémoire par sa disponibilité et son immense savoir, savoir-faire, et savoir être. Je tiens à le remercier pour la confiance qu'il m'a accordé en me confiant ce sujet de mémoire, pour avoir suivi mes travaux de très près durant cette période, pour les discussions fructueuses et la relecture de ce mémoire.

Je tiens également à remercier très chaleureusement tous le personnel de l'entreprise de fonderie ALFEL d'El-Harrach qui m'ont aidé à réaliser la coulée des échantillons, spécialement Monsieur BOURAYOU Abd Elatif directeur de la fonderie, Mes chères amis KAHLOUCHE Yakoub Technicien supérieur unité fonderie et AITOUAMER Amine technicien supérieur de laboratoire.

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

Dédicace

Je dédie ce travail

A mes parents qui m'ont soutenu le long de ma vie

A mes frères Yacine, Abde Raouf et Nassim

A ma sœur Hiba

A toute ma grande famille

A tous mes amis

Sommaire

Sommaire

Introduction

Chapitre I : Généralités sur les fontes

I.1. Généralités.....	4
I.2.Elaboration de la fonte.....	5
I.3. Les fontes grises.....	6
I.4.Les fontes blanches.....	9
I.5. Les fontes malléables.....	10
I.6.Le graphite	10
I.6.1 Graphite sphéroïdal.....	11
I.6.2.Sphéroïdisation	11
I.6.3.Inoculation.....	12
I.6.4.Solidification du graphite sphéroïdal dans les fontes	12
I.6.5. Effet des éléments traces sur la croissance du graphite.....	13
I.6.6.Influence des éléments spéciaux.....	14

Chapitre II : Elaboration des fontes GS

II.1.Définition	19
II.2.Les caractéristiques mécaniques des fontes à graphite sphéroïdal	19
II.3. Facteurs exercent une influence sur les caractéristiques mécaniques	22
II.4. Influence de certains éléments carburigènes sur la microstructure des fontes à graphite sphéroïdal.....	23
II.5. Les divers nuances de fonte à graphite sphéroïdal.....	24
II.6. Elaboration des fontes FGS	24
II.7.Les avantages de la fonte à graphite sphéroïdal.....	39
II.8. Domaines d'applications.....	30

Sommaire

II.9.Types de fontes FGS.....	31
Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS	
III.1.Généralités.....	38
III.2. Traitements thermiques de ferritisation.....	38
III.2.1.Description du traitement thermique.....	38
III.2.2. Influence du recuit de ferritisation sur le comportement mécanique.....	49
III.3. Traitements thermiques de type bainitique.....	40
III.3.1. Description du traitement thermique.....	41
III.3.2. Réaction bainitique.....	41
III.3.3. Bainites inférieure et supérieure.....	42
III.3.4. Propriétés mécaniques des fontes ADI.....	43
III.4. Traitements thermiques de type martensitique.....	44
III.4.1. Méthode de traitement.....	45
III.4.2. Propriétés mécaniques.....	46
III.5. Traitements thermiques "intercritiques".....	47
III.5.1. Méthode de traitement thermique.....	48
III.5.2. Propriétés mécaniques.....	50
III.6 Traitement superficiels.....	51
III.6.1.Trempe superficielle.....	51
III.6.2.Traitement physicochimiques.....	52
Chapitre IV : Partie expérimentales	
IV.1. Présentation de l'entreprise.....	54
IV.2. Coulée des échantillons.....	55
IV.3. Analyse chimique.....	55
Conclusion générale.....	57
Référence.....	58

Liste de Figures

Liste de figures

Figure I.1 : Diagramme de phases fer-carbone.....	5
Figure I.2 : différentes classes de graphite lamellaire.....	7
Figure I.3 Images en microscopie optique et en microscopie électronique à balayage d'une fonte GS.....	7
Figure I.4 : mages en microscopie optique (a) et en microscopie électronique à balayage après attaque profonde (b) d'une fonte à graphite vermiculaire.....	8
Figure I.5 : Figure 1.5 : Description de la solidification d'une fonte hypereutectique.....	12
Figure I.6 : Forme du graphite observée en fonction des teneurs résiduelles en soufre et magnésium.....	14
Figure II.1 : Cycle de production des pièces en FGS.....	25
Figure II.2 : Procédé In-Mold.....	26
Figure II.3 : Procédé sandwich dans une poche de coulée.....	27
Figure II.4: Procédé flow treat.....	28
Figure II.5 : Croissance type feuille de chou.....	29
Figure II.6 : FGS à matrice ferritique.....	31
FigureII.7 : FGS à matrice perlitique.....	31
Figure II.8 : FGS à matrice ferrito-perlitique.....	32
Figure II.9 : Différentes FGS alliées.....	32
Figure II.10: FGS alliée Martensitique.....	33
Figure II.11 : FGS alliée Austénitique.....	33
Figure II.12 : FGS alliée Bainitique.....	34
Figure III.1: Schéma du traitement thermique de trempe étagée bainitique.....	40
Figure III.2 : Matrice de fontes ADI	42
Figure III.3: Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la température de palier isotherme.....	43

Liste de Figures

Figure III.4 : Evolution de la ductilité et de la résistance aux chocs en fonction de la température de maintien isotherme.....	44
Figure III.5 : Schéma du traitement thermique de trempe martensitique suivie d'un revenu...	45
Figure III.6 : Propriétés mécaniques de fontes G.S. trempées et revenues.....	48
Figure III.7 : Influence de la nature de la matrice sur les propriétés mécaniques.....	49
Figure III.8 : Schéma des différents traitements thermiques comportant un passage dans le domaine critique.....	50
Figure III.9 : Microstructure d'un FGS refroidi lentement et trempé depuis 710°C.....	51

Liste des Tableaux

Liste des tableaux

Tableau I.1 : Anisotropie de certaines propriétés physiques du graphite.....	11
Tableau II.1 :.....	20
Tableau II.2:La capacité d'amortissement des vibrations est nettement inférieure à celle des fontes grise et des aciers	21
Tableau II.3 : Les nuances retenues par la norme AFNOR NF A323-201 avec indication de leurs caractéristiques mécaniques	24
Tableau III.1 : Propriétés mécaniques sous sollicitations monotones, traction et ténacité, de fontes G.S. brutes de coulée et après traitement thermique de ferritisation	41
Tableau III.2 : Propriétés mécaniques de quelques fontes G.S. Dual-Phase.....	52
Tableau IV.1: Compositions chimiques des échantillons FGS expérimentées.....	55

Introduction générale

Introduction générale

Comme on le sait l'homme préhistorique n'utilisait que les cailloux pour satisfaire ses besoins matériels, c'était l'âge de la pierre, ensuite découvrit l'argile, matériau mou et malléable qui était transformé après cuisson en matériau indéformable et imperméable.

Vint ensuite l'âge du fer et du bronze qui forme en fait l'âge des métaux. Les métaux occupent une place importante aujourd'hui comme avant du fait qu'ils se prêtent à tous les usages (outils, armes, pièces mécaniques^ divers équipements etc.).

L'utilisation des métaux purs possède beaucoup d'inconvénients tels que faibles propriétés mécaniques, électriques, coûts très élevés etc...

Le fer est l'un des métaux le plus employé et lorsqu'il est allié au carbone et à d'autres éléments, il offre une grande variété d'alliage de fontes et d'aciers. La fonte était déjà produite en Chine durant la période des royaumes combattants (17ème siècle av. J.-C.). En Europe, elle n'a fait son apparition qu'au 14ème siècle avec le développement des hauts-fourneaux au charbon. Les propriétés de la fonte se sont améliorées et ceci a permis à ces dernières d'accéder à de nouveaux domaines d'application pour des produits de la vie quotidienne. Avec l'industrialisation, la fonte est devenue un matériau très important. La fonte est l'un des alliages destinés à la fonderie. Les fontes se distinguent des autres alliages par leur excellente coulabilité. Parmi ces fontes, on rencontre les fontes GS qui sont caractérisées par un graphite de forme sphéroïdal réparti de manière uniforme dans une matrice ferritique, ferritoperlitique ou perlitique.

Les fontes à graphite sphéroïdal (Fontes GS) sont des fontes spéciales dans lesquelles la cristallisation du carbone a été ralentie pour obtenir des caractéristiques mécaniques de résistance qui en font un matériau proche de l'acier et facile à usiner.

Appelées aussi fontes ductiles, ces fontes sont obtenues par addition d'alliages spéciaux, le plus souvent à base de magnésium, dans le bain de fonte liquide, qui transforme le graphite en sphères ou de nodules.

Les avantages de ces fontes les destinent tout particulièrement aux pièces soumises à des conditions mécaniques très sévères, telles qu'engrenages, vilebrequins, corps de pompes, volutes et impulseurs, collecteurs de surchauffe, matrices d'emboutissage, corps de vanne, plateaux de tours, moyeux de roues, cardans de transmissions, tuyaux de canalisations soumises à de très hautes pressions ou à des conditions d'exploitation très difficiles, voire anormales

Introduction générale

Notre travail a été effectué au sein de l'entreprise ALFEL d'EL Harrach. Nous nous sommes occupés de réaliser des pièces en fonte GS alliées au cuivre mais malheureusement on n'a pas pu donner plus et terminer notre travail pour faire l'étude des caractéristiques mécaniques des fontes GS pratiquement à cause de l'état sanitaire du pays et du confinement. C'est pour cela qu'on a travaillé beaucoup plus sur le côté bibliographique.

Ce manuscrit se divise en cinq chapitres. Le premier comprend les fontes en générale ainsi que le graphite, solidification du graphite sphéroïdal dans les fontes, et l'effet des éléments traces et spéciaux sur la croissance du graphite.

Le deuxième chapitre s'intéresse en détail aux fontes GS. En effet, les fontes GS présentent un rare ensemble de caractéristique, du fait que le graphite se présente sous forme de sphéroïde. Cette forme sphéroïdale est obtenue par addition d'une quantité très faible mais bien définie de magnésium à une fonte liquide. Le FGS n'est pas un matériau unique, mais une famille de matériaux qui présente une vaste gamme de propriétés obtenues par le contrôle de sa microstructure (fonte GS ferritique, ferritoperlitique, perlitique, allié ferritique, allié martensitique, allié bainitique, allié austénitique).

Le troisième chapitre s'articule autour des traitements thermiques appliqués aux fontes GS, Les matrices des fontes se transforment par traitement thermique comme des aciers, mais dont la teneur en carbone varierait en fonction de la température et du temps. Il est ainsi possible d'obtenir, à partir d'un même alliage, une très large gamme de propriétés mécaniques, qui va de la ductilité élevée, propre aux aciers bas carbone jusqu'aux résistances importantes, caractéristiques des aciers à haute teneur en carbone, Il existe quatre types de traitements principaux : traitements thermiques de ferritisation, traitements thermiques de type bainitique, traitements thermiques de type martensitique, traitements thermiques "intercritiques".

Le quatrième chapitre présente la partie expérimentale, dans ce chapitre en va voir une petite présentation de l'entreprise ALFEL D'EL Harrach et la procédure de réalisation des pièces en fonte GS alliées au cuivre et l'analyse chimique des échantillons.

Enfin, une conclusion générale et une présentation des perspectives envisageables parachèvent ce manuscrit.

Chapitre I : généralités sur les fontes

I. Les fontes

I.1. Généralités

Les fontes sont des alliages (fer)-carbone – où (fer) définit un mélange riche en fer - dans lesquels la teneur en carbone est supérieure à 2,1 % massiques. Ceci est une conséquence du procédé de première fusion du minerai de fer à l'aide d'un haut-fourneau car l'utilisation de coke en tant que combustible entraîne un enrichissement du fer en carbone (le coke est utilisé pour réduire les oxydes de fer du minerai). En raison de cette teneur élevée en carbone, la solidification des pièces en fonte se fait essentiellement selon une transformation eutectique qui peut prendre place dans le diagramme stable (fer)-graphite ou dans le système métastable (fer)-cémentite (Fe_3C) [2].

L'ajout d'éléments d'alliage à la fonte permet de modifier les températures de transition des différents systèmes et il est ainsi possible de favoriser ou non la formation de graphite ou de cémentite [2].

Le silicium est un élément très largement utilisé dans le cas des fontes graphitiques car il permet d'augmenter de manière importante l'écart de température entre les deux eutectiques et promeut ainsi la formation de graphite. Le silicium modifie également la teneur en carbone du point eutectique. Un indice de carbone équivalent est utilisé pour situer les alliages par rapport au diagramme binaire Fe-C [2].

D'autres paramètres tels que la vitesse de refroidissement et le taux d'inoculation permettent également de modifier la microstructure de solidification. L'augmentation de la vitesse de refroidissement peut conduire à une solidification partielle ou totale dans le système métastable et entraîner l'apparition de cémentite. A l'inverse, l'inoculation du métal liquide permet de favoriser la germination du graphite et promeut donc une solidification dans le système stable [3].

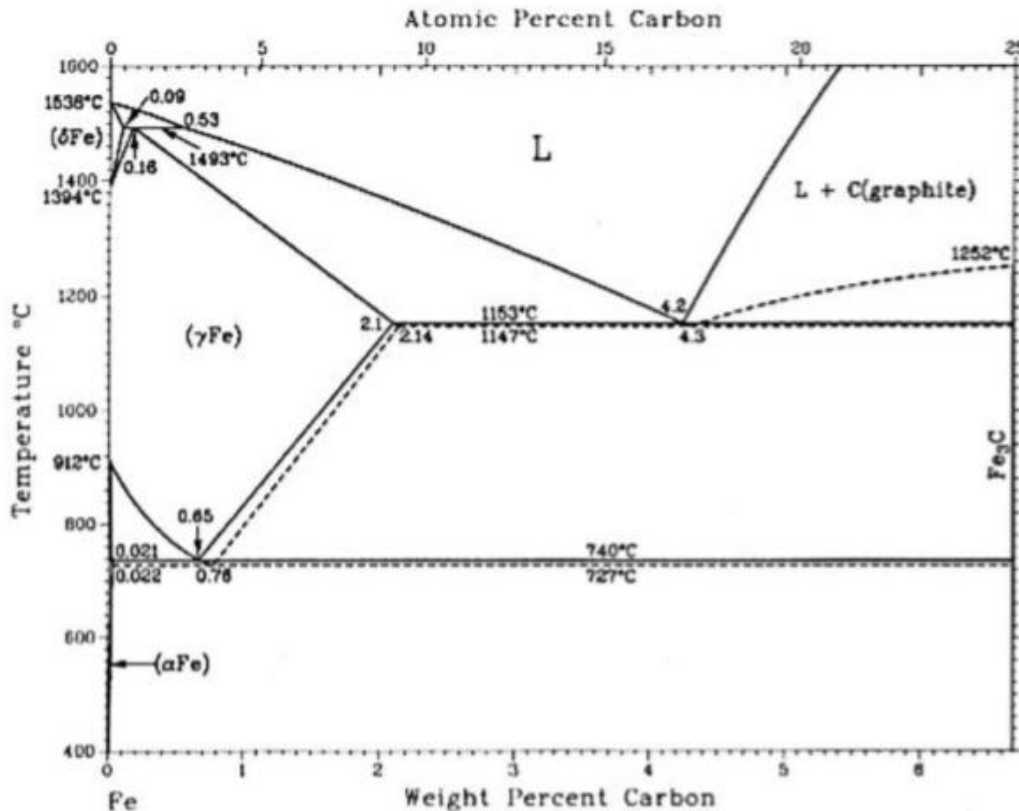


Figure I.1. Diagramme de phases fer-carbone [4]. Le système stable fer-graphite apparaît en traits pleins, le système métastable fer-cémentite en traits pointillés

I.2.Elaboration de la fonte

On distingue deux types de fontes selon leur mode d'élaboration et leur destination.

I.2.1Les fontes de première fusion

Elles sont élaborées à partir du minerai de fer au haut-fourneau (HF) à coke ou au bas-fourneau (BF) à arc électrique. Ce sont pour 90% des fontes blanches destinées à la transformation en acier par affinage et pour 10% des fontes grises destinées directement soit au moulage de grosses pièces (tuyaux..) soit au moulage de gueuses qui seront ultérieurement refondues, en fonderie, au cubilot ou dans des fours électriques. [4]

I.2.2Les fontes de deuxième fusion

Elles sont élaborées en fonderie par refusion d'un lit de fusion constitué de gueuses de première fusion, de fontes ou rejets de fonderie de deuxième fusion, de ferrailles ou aciers de récupération. Ce sont soit des fontes grises, soit des fontes à graphite sphéroïdal (G.S) soit des fontes blanches destinées aux traitements de malléabilisation. Elles servent au moulage de toutes pièces mécaniques. Les appareils de refusions principalement utilisés sont : -Le cubilot

-Le four à induction -Le four à arc HEROULT à garnissage basique. Les petites fonderies qui limitent leur fabrication aux fontes utilisent des cubilots. [4]

Les fours à arc servent de préférence à l'élaboration d'aciers fins ou d'aciers alliés. Certaines fonderies les utilisent pour l'élaboration de fontes dites «électriques » à très basse teneur en soufre dont le graphite est très régulièrement distribué. Les fonderies modernes produisant un fort tonnage s'équipent de préférence en fours à induction polyvalents. La métallurgie du four à induction s'apparente à celle de l'ancien procédé dit « au creuset ». Elle consiste à fondre les charges nécessaires formant un lit de fusion à l'abri de toute pollution extérieure. Quelques additions judicieuses permettent d'obtenir la composition finale souhaitée. [4]

I.3.Fontes grises

Les fontes grises désignent les pièces pour lesquelles la solidification s'est déroulée dans le système stable en entraînant la formation de graphite. C'est d'ailleurs la présence du carbone sous cette forme qui donne une couleur grise aux faciès de rupture des pièces et est à l'origine de cette désignation [5]. La classification des différents types de fonte grise se fait en fonction de la taille et surtout de la forme des particules de graphite qui est l'élément clef en ce qui concerne les propriétés des pièces.

I.3.1.Fontes à graphite lamellaire

Le premier type de graphite observé est de forme lamellaire et, pour les pièces concernées, le graphite apparaît sous forme de particules plus ou moins grandes et allongées selon la direction. a. schématise les différentes formes répertoriées, elles correspondent à divers types de fontes pour lesquelles l'apparition et la croissance du graphite se sont produites à différents stades de la solidification. Les lamelles de graphite apparaissent disjointes lors des observations en coupe des échantillons mais elles sont en réalité interconnectées et forment un réseau tridimensionnel à grande échelle. C'est à cause de ceci que les fontes à graphite lamellaire (fontes GL) ont des allongements à rupture très faibles (de l'ordre de 1 à 3 %). En effet, lorsqu'une fissure se développe à un point d'interface entre le graphite et la matrice, elle se propage alors à grande vitesse le long de cette interface puis dans toute la pièce [5].

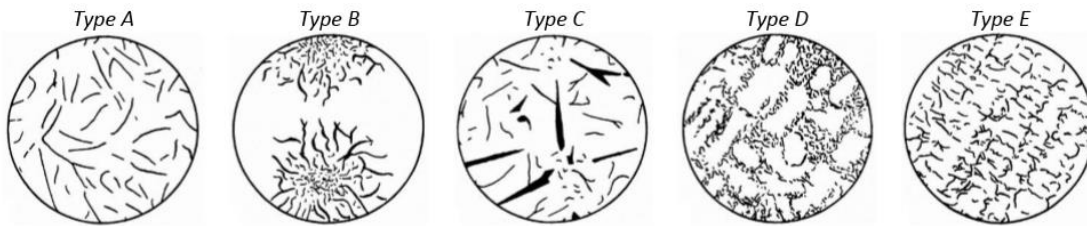


Figure1.2 : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire [15].

I.3.2.Fontes à graphite sphéroïdal

A l'inverse, le graphite peut également apparaître sous la forme de sphères disséminées dans la matrice de fer. La disparition du réseau tridimensionnel de graphite associée à la forme sphérique des particules permet d'atteindre des allongements à rupture beaucoup plus importants pouvant aller jusqu'à plus de 25 % dans le cas d'une matrice ferritique. C'est pourquoi on parle également de fonte ductile. La Figure 1.4 présente une observation classique au microscope optique d'une fonte à graphite sphéroïdal ainsi qu'un cliché en microscopie électronique à balayage (MEB) de nodules de graphite après dissolution de la matrice. Industriellement, l'obtention du graphite sphéroïdal est réalisée à l'aide d'un ajout de magnésium à la fonte avant la coulée, à des teneurs comprises en général entre 0,03 et 0,05 % massiques. Les paramètres de coulée tels que la vitesse de refroidissement et le taux d'inoculation jouent sur la microstructure et modifient le nombre et la taille des nodules de graphite [3].

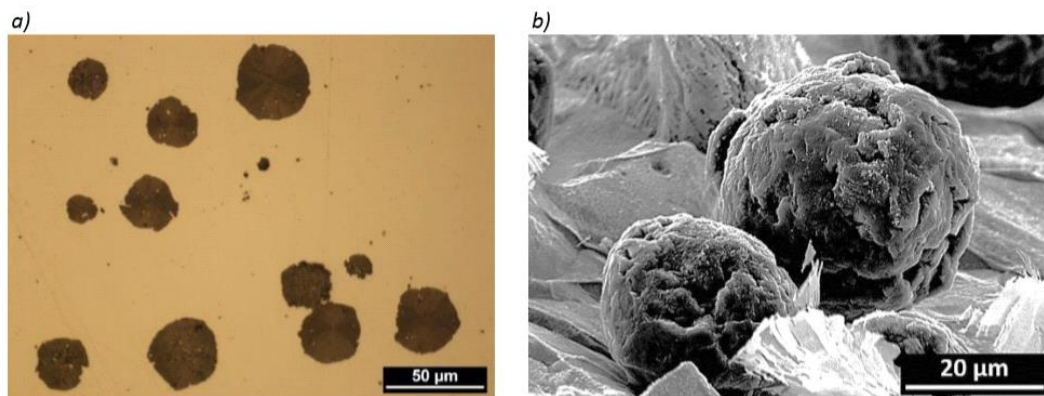


Figure1.3; Images en microscopie optique (a) et en microscopie électronique à balayage après dissolution de la matrice (b) d'une fonte GS.

I.3.3Fontes à graphite vermiculaire

En pilotant les paramètres de coulée et en jouant notamment sur la quantité de magnésium ajouté, il est également possible d'obtenir des formes intermédiaires de graphite. La Figure 1.5 présente des observations au microscope optique et au MEB après dissolution

de la matrice d'une fonte à graphite dit vermiculaire (également appelé graphite compact). Dans ce cas, l'observation en coupe montre du graphite à la fois sous forme de sphères et sous forme de particules allongées de formes irrégulières. L'observation en 3 dimensions révèle que ces différentes particules sont en fait reliées entre elles et forment des amas de graphite ramifiés et plus ou moins étendus. Ce type de fonte est utilisé dans des industries telles que l'automobile car il permet d'obtenir des propriétés intermédiaires entre les fontes GL et GS, à savoir des propriétés d'amortissement des vibrations et un allongement à rupture suffisant [5].

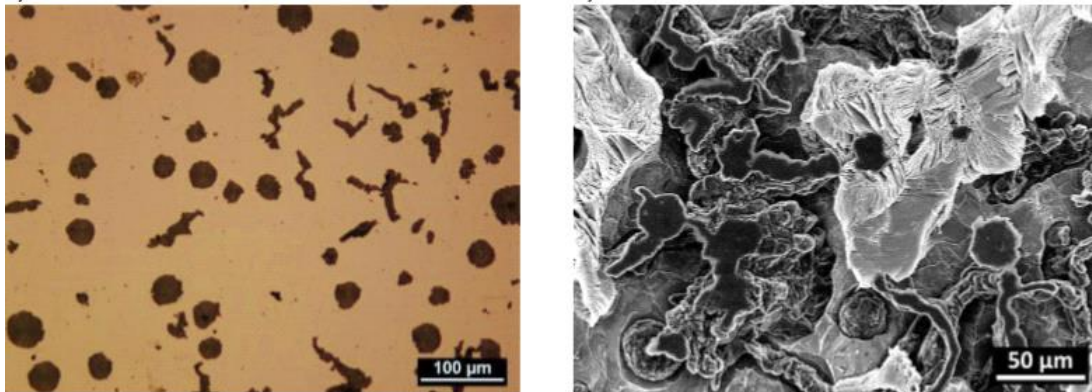


Figure 1.4. Images en microscopie optique (a) et en microscopie électronique à balayage après attaque profonde (b) d'une fonte à graphite vermiculaire

I.3.4. Formes dégénérées de graphite

A l'image du graphite vermiculaire, il existe d'autres formes intermédiaires entre les lamelles et les sphéroïdes de graphite mais celles-ci entraînent un abattement des propriétés mécaniques et sont des formes dites dégénérées de graphite. L'une d'elle, illustrée sur la Figure 1.6-a, est le graphite dit chunky (une forme de graphite fin et interconnecté). Sa formation est favorisée par les longs temps de solidification et une surconcentration en certains éléments tels le cérium [6-7].

Une autre forme dégénérée est le graphite explosé. Il est possible de reconnaître la forme globale des nodules de graphite avec une structure composée de plusieurs secteurs mais dans ce cas ces différentes zones ne sont pas jointes. Des ajouts trop importants [8].

I.3.5. Caractéristiques mécaniques fondamentales des fontes grises

Nous appellerons caractéristiques mécaniques fondamentales celles qui, étant aisément mesurables, ont fait l'objet d'études nombreuses et approfondies, et à partir desquelles on peut se faire une bonne idée du comportement mécanique général de la fonte; ce sont: -La résistance à la traction -La dureté -Le module d'élasticité.

-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 (il est généralement inférieur à 1%).

-Dureté

La dureté des fontes non alliées varie dans les proportions très importantes en fonction de la structure:

-Fontes blanches: 400 à 550 HB suivant la teneur en carbone. -Fontes grises perlitiques: 170 à 270 HB suivant la finesse de la perlite.

-Fontes grises ferritiques: 100 à 150 HB.

-Fontes grises martensitiques : 400 à 500 HB. -Fontes grises bainitiques: 300 à 400 HB [9].

-Module d'élasticité

Même dans le cas des fontes non alliées, le module d'élasticité est susceptible de varier de façon considérable: il est compris entre 80 et 150 GPa dans le cas des fontes à graphite lamellaire, atteint 160 à 180 GPa dans les fontes malléables à cœur noir et à graphite sphéroïdal et il a une valeur voisine de celle de l'acier, 200 à 210 GPa dans les fontes blanches. La valeur du module d'élasticité des fontes grises est liée, d'une part à la quantité de graphite, d'autre part à la forme du graphite et à ses dimensions [9].

I.4. Les fontes blanches

Dans la même logique que précédemment, le terme de fonte blanche désigne les alliages pour lesquels la solidification s'est déroulée entièrement dans le système métastable en entraînant la formation de cémentite comme phase riche en carbone. C'est l'absence de graphite et la présence de carbures qui confère une couleur blanche argentée aux faciès de rupture et explique cette dénomination. Afin d'obtenir ce type de microstructure il est possible de jouer sur la profondeur de trempe en augmentant la vitesse de refroidissement ou en réalisant des ajouts d'éléments dits trempant tels que le tellure. Une autre solution est d'ajouter des éléments carburigènes qui stabilisent la cémentite par substitution dans son réseau [10]. Il existe trois classes de fontes blanches qui se différencient par la quantité d'éléments d'alliages introduits, sachant que l'élément le plus couramment utilisé est le chrome [11].

En raison de leur forte teneur en carbure les fontes blanches présentent une dureté élevée et une très bonne résistance à l'usure ou à l'abrasion. Elles sont en revanche fragiles et difficiles à usiner. On retrouve ces alliages pour la fabrication de boulets de broyeurs, mâchoires de concasseurs ou encore pour la réalisation de la surface externe des cylindres de laminoir [3]

I.5. Les fontes malléables

Il est également possible de faire subir un traitement thermique de graphitisation aux pièces solidifiées avec une microstructure blanche pour décomposer la cémentite en graphite. Les pièces obtenues présentent une ténacité et une ductilité augmentées. On parle dans ce cas de fontes malléables à cœur noir. Le traitement de graphitisation est réalisé dans le domaine austénitique à des températures avoisinant les 950 °C. Le graphite issu de la décomposition de la cémentite apparaît sous forme d'amas plus ou moins réguliers mais il est possible d'augmenter leur sphéricité en réalisant des ajouts d'éléments connus pour favoriser la sphéroïdisation du graphite à la solidification comme le magnésium ou le cérium [12, 13]. Un des enjeux principaux lors de la coulée de ce type de fonte est d'ajuster au mieux la composition de l'alliage afin de concilier de bonnes propriétés de coulée avec une microstructure finale permettant de répondre aux propriétés requises (ce qui nécessite donc une forme de graphite correcte) et en limitant les temps de graphitisation [10-12, 13].

On définit également des fontes malléables à cœur blanc qui sont obtenues selon le même principe de traitement thermique d'une fonte blanche. Dans ce cas, en revanche, l'objectif est de décomposer la cémentite et de décarburer le matériau en réalisant les traitements thermiques dans une atmosphère adaptée [18-19].

L'utilisation des fontes malléables reste marginale mais les différents travaux portant sur ces sujets sont tout de même intéressants pour cette étude. En effet, lors de la coulée par centrifugation de tuyaux de faible épaisseur, la vitesse de solidification très importante engendre une microstructure brute de coulée dite truitée, composée à la fois de graphite et de cémentite. Aussi, les tuyaux sont soumis à un traitement thermique de graphitisation similaire à celui des fontes malléables pour obtenir finalement une fonte GS ferritique.[3]

I.6. Le graphite :

Le graphite présente une structure cristallographique hexagonale organisée selon des feuillets nommés graphènes. Les atomes d'un même plan de graphène sont reliés entre eux par des liaisons covalentes de type sp^2 et la cohésion entre les plans de graphène se fait par des

liaisons de Van der Waals. Cette structure est responsable de l'anisotropie des propriétés physiques du graphite (Tableau 3). Elle lui organise plusieurs degrés d'organisation.

	Selon le plan (ab)	Selon le plan (c)
Résistivité électrique ($\Omega \cdot \text{cm}$)	$40 \cdot 10^{-6}$	0,04
Conductivité thermique ($\text{W} \cdot \text{M}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	$2 \cdot 10^{-3}$	8
Module de Young (GPa)	1000	50

Tableau I.1 : Anisotropie de certaines propriétés physiques du graphite [6].

Le graphite est rarement parfait et présente souvent des défauts de structure. Des exemples de ces défauts sont retrouvés dans d'autres types de matériaux carbonés. Pour illustrer ceci, on peut citer des matériaux ayant des structures moins ordonnées que celle du graphite tels que le carbone turbostratique et le carbone amorphe. [20]

I.6.1. Graphite sphéroïdal

En 1948, il a été découvert que l'ajout d'une faible quantité de magnésium ou/et des terres rares dans une fonte liquide avant sa coulée menait à la production de graphite sous forme de précipités sphériques [21]. Les fontes dont les morphologies du graphite sont sphériques sont génériquement appelées fonte ductile. La ductilité et la ténacité des fontes à graphite sphéroïdal sont supérieures à celles des fontes grises puisqu'il n'y a plus l'effet d'entaille qui a lieu en pointe de lamelle. Il est donc possible d'obtenir des fontes à graphite sphéroïdal avec des propriétés mécaniques très diverses en jouant sur la nature de la matrice (ferritique, ferritoerlitique, perlitique...)

La formation du graphite sphéroïdal nécessite différents traitements avant la coulée de la fonte liquide : l'inoculation ou la sphéroïdisation. Il est donc nécessaire d'ajouter certains éléments dont la fonction sera d'obliger le précipité à prendre une forme sphérique. [20]

I.6.2. Sphéroïdisation :

Ce traitement permet comme son nom l'indique d'obtenir un graphite de forme sphérique. Lors de cette étape, il est nécessaire d'ajouter du Mg dans le bain liquide, qui se combine au S et à l'O pour former des sulfures et des oxydes [22], et fait augmenter la tension superficielle du liquide. Quand la tension superficielle de la fonte augmente jusqu'à 1,4 N/m, la nodularisation est complète. Une teneur de 0,03 à 0,06 % de Mg dans le bain liquide suffit à obtenir une forme sphéroïdale du graphite dans une fonte à bas soufre. [20]

I.6.3. Inoculation :

Le traitement d'inoculation permet d'obtenir une fonte graphitique. Cette inoculation consiste à ajouter, après le traitement de sphéroïdisation et avant la coulée, un inoculant, en général de ferro-silicium, de calcium-silicium ou de graphite. Un inoculant est un matériau qui, ajouté à la fonte liquide, crée des sites préférentiels de germination du graphite [23]. Actuellement, les inoculants les plus utilisés sont le ferro-silicium contenant des quantités contrôlées d'éléments tels que Ca, Al, Ba, Sr, Zr, Ce, Ti ou Bi[24].

I.6.4. Solidification du graphite sphéroïdal dans les fontes :

Les fontes à graphite sphéroïdal 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 pendant l'étape d'inoculation [25].

Ensuite, les sphéroïdes formés s'entourent d'une couche austénitique, appelée cellule eutectique, à travers laquelle le carbone doit diffuser pour les faire croître [26]. La Figure schématise les mécanismes de solidification.

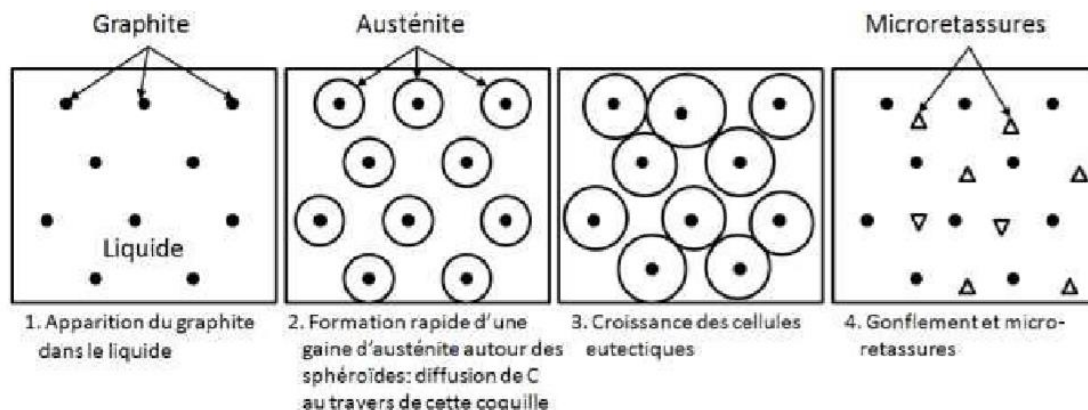


Figure I.5 : Description de la solidification d'une fonte hypereutectique [27]

La solidification des fontes à graphite sphéroïdal entraîne toujours la formation de porosités que l'on peut diviser en deux familles des micro-retassures de petite taille (de l'ordre de quelques micromètres) qui sont dues aux espaces laissés libres en fin de solidification, lorsque les cellules eutectiques se rencontrent, et des porosités de tailles plus importantes (de quelques dizaines de micromètres jusqu'à parfois plus d'un millimètre) [28] qui apparaissent dans les zones de la pièce se solidifiant en dernier. Elles sont dues 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.

I.6.5. Effet des éléments traces sur la croissance du graphite**-effet du magnésium et terres rares**

L'ajout de magnésium ou de certains éléments des terres rares (cérium et lanthane en particulier) dans la fonte liquide permet de favoriser la croissance du graphite sous forme sphéroïdale. Une des actions majeures de ces éléments dits "sphéroïdisants" est de capter le soufre et l'oxygène présents dans la fonte, les inclusions formées peuvent alors servir de site de germination pour le graphite. [3]

A l'échelle industrielle le magnésium est utilisé pour l'obtention des fontes GS, la quantité d'élément à ajouter augmente avec la teneur en soufre et le temps de solidification. D'autre part, une augmentation de la vitesse de solidification favorise la croissance sphéroïdale du graphite et permet de limiter l'ajout en magnésium. Ce traitement présente néanmoins certaines contraintes telles que le temps alloué à la coulée par exemple. En effet, une fois l'ajout de magnésium réalisé, la fonte doit être coulée rapidement car celui-ci présente un évanouissement important : le magnésium réagit avec l'oxygène présent dans l'atmosphère et sa quantité disponible dans la fonte liquide décroît. [3]

Le cérium et le lanthane peuvent également être utilisés en vue d'obtenir du graphite sphéroïdal car ils réagissent avec le soufre et l'oxygène dissous dans la fonte pour former des oxydes, sulfures et oxysulfures très stables [29].

La quantité à ajouter varie aussi avec la vitesse de refroidissement des pièces, [30] cette variation est plus importante lors d'ajout de cérium que dans le cas des traitements magnésium. En revanche, en raison de la densité plus élevée des éléments et des composés, un traitement de la fonte aux terres rares génère moins de crasses et l'évanouissement est largement retardé [31].

Enfin, l'utilisation principale du cérium dans les fontes a pour objectif de neutraliser la présence d'éléments néfastes à la croissance sphéroïdale du graphite tels que le plomb, le bismuth, l'antimoine, l'aluminium ou le titane. Le magnésium et le cérium favorisent également la croissance sphéroïdale du graphite dans le cas des fontes malléables.

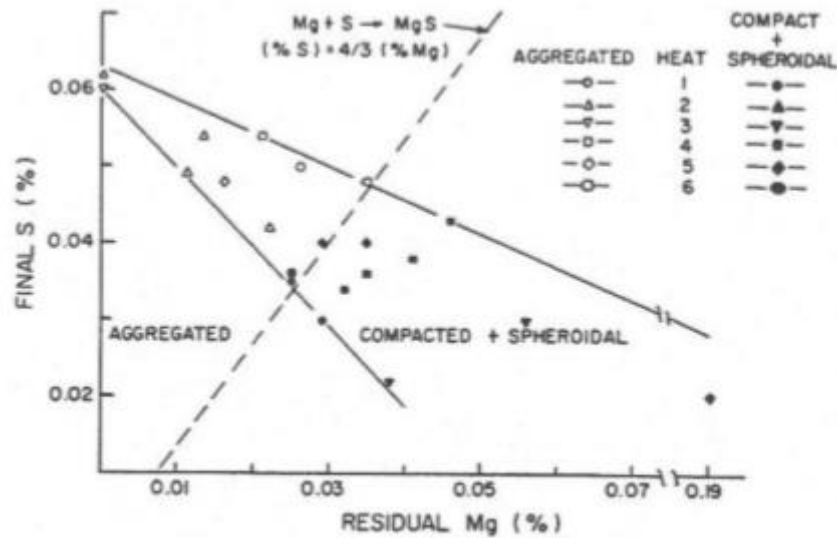


Figure I.6 : Forme du graphite observée en fonction des teneurs résiduelles en soufre et magnésium dans les travaux de Jayaraman et al. Portant sur des fontes malléables [32].

Au-delà de leur action désulfurante et désoxydante, les éléments sphéroïdisants peuvent également interagir directement avec le graphite en croissance. Ceci est visible à travers les dégénérescences observées dans le cas de surtraitement du métal liquide. Le cérium est connu pour favoriser la formation de graphite chunky dans les pièces de grande section [6-7]. Du graphite explosé peut également être observé et, lors de leur étude portant sur du graphite formé dans le métal liquide, Sun et Loper précisent que les terres rares ont une plus grande influence que le magnésium sur la formation de graphite explosé [33]. Au cours de ses travaux, Theuwissen s'est intéressé au graphite explosé dans des alliages purs (Fe)-C-Ce [34, 35]. Pour expliquer sa formation il décrit un blocage de la croissance du graphite dans les directions prismatiques par une adsorption des atomes de cérium sur ces plans [35], ce blocage ne pouvant opérer que si la concentration en cérium est assez importante.

-Soufre et Oxygène

Le soufre et l'oxygène sont deux éléments particulièrement intéressants car ils sont toujours présents dans la fonte à plus ou moins fortes teneurs et ils interviennent à plusieurs étapes de la formation du graphite. En effet, ces éléments ont une réactivité très élevée et les composés qu'ils forment servent de sites de germination pour le graphite. L'inoculation des alliages ainsi que l'influence du soufre et de l'oxygène ont été, et sont encore, au cœur de très nombreuses études. En 2005 Skaland a proposé une revue exhaustive des différentes théories avancées pour expliquer la germination du graphite dans les fontes GS dans lesquelles il met

en avant l'importance de la structure cristallographique des composés susceptibles de servir de germe [36]. Selon cette approche, l'écart entre les paramètres de maille de ces composés et ceux du graphite ne doit pas être trop important pour que la germination soit possible. Différents modèles plus ou moins complexes de germes observés dans les fontes ductiles ont été développés et présentent des différences, mais ils se rejoignent sur la présence de sulfures et oxydes. Les éléments entrant dans la composition des oxydes complexes étant le magnésium, le silicium, l'aluminium, le calcium et/ou le baryum.

I.6.6. Influence des éléments spéciaux

Aluminium

L'aluminium est alphagène. Il présente la particularité d'être graphitisant jusqu'à une teneur de 4%, carbirugène entre 10 et 18%, puis à nouveau graphitisant jusqu'à 27%, valeur à partir de laquelle il reste carbirugène. Il augmente sensiblement la résistance à l'oxydation [32].

Molybdène

Élément antigrahitisant, le molybdène est, par ailleurs, soluble dans la ferrite, qu'il durcit. Ces deux propriétés ont pour résultat, que, même à faible teneur dans la fonte (0,25 à 0,6%) le molybdène est un affinant de la perlite, qu'il tend à transformer en troostite. Comme il a, également, une action affinant sur le graphite, le molybdène, en définitive, confère aux fontes auxquelles il est ajouté, une bonne résistance à la rupture [32].

Nickel

Le nickel est un graphitisant, toutefois, son action à cet égard est nettement moins efficace que celle du silicium. Il a la propriété remarquable d'homogénéiser la structure des pièces moulées en fonte, car il régularise la précipitation du graphite et la grosseur de celui-ci. Le nickel affine la perlite, ce qui a pour effet d'augmenter les caractéristiques mécaniques de la fonte. Il modifie la nature de l'austénite qui se transforme en : -Perlite très fine (teneur en nickel de la fonte: 0,5 à 2%). -Troostite (teneur en nickel de la fonte: 2 à 4%). -Martensite (teneur en nickel de la fonte: 4 à 6%) [32].

Chrome

Le chrome est un antigrahitisant énergique, dont l'effet, sur la fonte dépend de son pourcentage dans celle-ci. Ajouté à une fonte grise normale en très faible quantité (0,1 à 0,20%) le chrome affine tant le graphite que la perlite, ce qui a pour effet d'augmenter

nettement les valeurs de la dureté et de la résistance à la rupture des pièces coulées. Au-delà de 0,2%, dans une fonte grise normale, le chrome forme des carbures très stables à chaud mais très durs, et dès qu'elle contient plus de 0,7% de chrome, la fonte devient très difficile à usiner à l'outil coupant [32]. Le chrome donne à la fonte une grande résistance à l'oxydation. Il augmente la température de transformation allotropique (élément alphas) [26]. Vanadium Le vanadium est un élément qui a pour effet de stabiliser les carbures. Il est également un élément désoxydant, ce qui le fait utiliser dans le but d'obtenir des fontes très saines. Cet élément, étant donné son activité sur la fonte, est toujours employé à un très faible pourcentage (0,2 à 0,3%) [32].

Titane

Le titane, ajouté à la fonte, même à dose extrêmement faible, a un effet très sensible sur le graphite, qu'il rend très fin. Le titane- dont la teneur dans la fonte doit être toujours très faible (0,10 à 0,30%)- est un élément légèrement graphitisant, dont l'action, à ce point de vue peut être neutralisée par une faible addition de vanadium [32]. L'augmentation du titane dans la fonte amène simultanément :

- Une baisse de la résistance à la traction et de la dureté.
- Une baisse du module de Young [36].

Cuivre

. De température fusion de 1084°C, le Cu est allié qu'à peu de nuances, car il s'enrichit sous la couche de calamine et provoque, suite à une pénétration dans la limite du grain, une grande sensibilité en surface lors des processus de transformation à chaud. Il se dissout dans la ferrite où sa concentration est de 0.30% à la température ambiante. L'addition seule de Cu n'as pas d'influence directe sur la dureté, uniquement si les dimensions de pièces ne sont pas importantes. Il augmente la résistance à la traction et la limite d'élasticité. Des teneurs supérieures à 0.30% peuvent entraîner des durcissements structuraux en améliorant la trempabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique. Une teneur en Cu supérieure à 1% améliore la résistance aux substances chimiques.

Le cuivre a un effet légèrement graphitisant, mais cette action semble n'influencer que la cémentite libre (dont il favorise la décomposition) et non la cémentite de la perlite. Par ailleurs le cuivre donnant avec le fer α une solution solide, durcit la ferrite et affine la perlite. Ces deux actions simultanées ont pour résultat d'augmenter les caractéristiques mécaniques de la perlite et, toutes choses égales par ailleurs, celle de la fonte. Mais, comme le cuivre

affine également le graphite, son addition à une fonte se traduit, par des résultats supérieurs à ceux que son action sur la perlite seule, laisseraient supposer. Le cuivre peut, en partie, remplacer le nickel, ses effets étant comparables. Toutefois, dans la fonte, la teneur en cuivre ne doit pas dépasser 7% (car, au-delà de cette valeur, le cuivre ne se dissout plus dans le fer

Niobium

Le niobium augmente la limite d'élasticité et, à un degré moindre, la résistance à la traction. L'ajout de petites quantités de niobium peut considérablement augmenter la limite d'élasticité des aciers et des fontes. Le niobium peut aussi avoir un effet sur les précipitations. Ses principales contributions sont capables de former des précipités au-dessus des températures de transformation, et de retarder la recristallisation de l'austénite, ce qui donne une microstructure à grains fins ayant une résistance et ténacité améliorées. Le niobium est ajouté dans les aciers austénitiques pour améliorer la résistance à la corrosion intergranulaire, mais il améliore également les propriétés mécaniques à des températures élevées [37].

Chapitre II: Elaboration des fontes GS

II.1.Définition

Les fontes à GS sont des alliages Fer-Silicium-Carbone (Fe-Si-C) connues aussi sous le nom de fontes ductiles. En effet, les fontes ductiles sont le résultat d'un traitement spécifique du métal liquide provoquant au moment de la solidification le graphite [38]. Alors qu'elle peut se présenter sous forme lamellaire, nodulaire ou sphéroïdale, la fonte ductile doit ses remarquables caractéristiques mécaniques, en particulier, à la cristallisation sous forme sphéroïdale du graphite qu'elle contient [39]. Contrairement à la fonte lamellaire qui peut entraîner des fissures sous une concentration d'efforts, l'addition de certains métaux alcalins, alcalino-terreux ou encore du magnésium (Mg) à la fonte liquide permettent ainsi de modifier la structure du graphite lamellaire en graphite sphéroïdal [40].

II.2.Les caractéristiques mécaniques des fontes à graphite sphéroïdal.

II.2.1 Dureté

La dureté de toutes les fontes à graphite est pratiquement celle de la matrice, plus ou moins diminuée par la présence du graphite. Naturellement avec les appareils d'essai de dureté classique, le graphite sphéroïdal exerce une influence sur les valeurs de la dureté. [41]La dureté des fontes à graphite sphéroïdal : [42]

- Fonte GS	70-2	HB 240-300
- Fonte GS	60-2	230-280
- Fonte GS	50-7	210-260
- Fonte GS	42-12	<=220
- Fonte GS	38-15	<=220

II.2.2. Caractéristiques en traction

Les caractéristiques en traction et la dureté d'une fonte à graphite sphéroïdal subissent l'influence de l'épaisseur du métal. Cette influence varie avec la nuance, la composition et le traitement thermique. [41]

Les caractéristiques en traction sont d'autant meilleures que les nodules de graphite sont plus sphériques, que leur dimension est plus petite, que le grain de la matrice est plus finet que la teneur en carbone total est plus basse. [41]

II.2.3 Résistance à la compression

L'augmentation de la limite d'élasticité en compression par rapport à la valeur de la résistance à la traction, est plus importante pour les fontes à graphite sphéroïdal à matrice ferritique que pour celles qui ont une structure perlitiques. [41]

II.2.4. Caractéristique en cisaillement et en torsion

La résistance à la rupture en torsion ou en cisaillement, est en général environ 90% de la valeur de la résistance à la traction. Toutefois, ce pourcentage est moins élevé dans le cas des fontes à graphite sphéroïdal à résistance élevée et à ductilité faible. [41]

II.2.5. Caractéristiques de fatigue

Les caractéristiques en fatigue dépendent dans une certaine mesure, de la forme du graphite. La présence du graphite de forme non sphéroïdal abaisse la résistance à la fatigue, mais encore plus la résistance à la traction. [41]

II.2.6. Propriétés aux températures élevées

Les fontes à graphite sphéroïdal sont des matériaux très utiles pour les applications qui mettent en jeu des températures élevées car les nuances courantes de fonte à graphite sphéroïdal présentent une excellente résistance à l'oxydation jusqu'à 650°C. [41]

Tableau : 2

FONTE	Composition en %		
	Si	Ni	Mn
1	2,63	1,45	0,59
2	2,41	0,72	0,42
3	2,30	0,96	0,26
4	1,85	-----	0,57

II.2.8. Caractéristiques élastiques et capacité d'amortissement

Les fontes à graphite sphéroïdal ont un module d'élasticité constant le module d'élasticité varie d'environ 159 à 172 Gpa, les valeurs les plus faibles correspondant aux fontes qui ont les teneurs en carbone totale les plus élevés. [41]

Si les modules de graphite prennent une forme irrégulière, leur importance relative augmente et le module d'élasticité diminue. Le module d'élasticité tend à augmenter en présence de carbures primaires. [41]

La capacité d'amortissement des vibrations est nettement inférieure à celle des fontes grise, mais elle est supérieure à celle des aciers (voir tableau). [41]

	Fonte a graphite sphéroïdale, de matrice ferrite+perlite et d'une dureté Brinell de 156 à 241	Acier XC18	Fonte grise Ft20
	Valeurs moyennes	Valeurs moyennes	Valeurs moyennes
Module de Young en Gpa	172,38	210,63	122,11
Module de cisaillement	67,18	82,06	48,67
Capacité d'amortissement décrétement logarithmique $\times 10^{-4}$	8,316	1,31	68,67

II.2.9. Résistance à l'usure-Résistance à la corrosion

La résistance à l'usure des fontes GS est supérieure à celle des fontes à graphite lamellaire quand la pression de frottement est élevée (engrenage par exemple). La structure ferritique est convenable à de nombreux cas de frottement doux (vérins). Les fontes GS 70-2 et 60-2 sont recommandées dans les cas frottements; notamment lorsque la lubrification peut-être interrompue momentanément. [41]

Dans les cas sévères, on peut recourir aisément à la trempe superficielle martensitique.

Les fontes GS peuvent être utilisées dans le frottement à sec a cause de leur bonne résistance mécanique.

La résistance à la corrosion est nettement élevée que celle de l'acier, et au moins aussi bonne que celle des fontes à graphite lamellaire, notamment dans les solutions basiques (eau de mer), elle est meilleure dans les solutions acides de faible concentration, surtout pour du type FGS42-12. [41]

II.3. Facteurs exerçant une influence sur les caractéristiques mécaniques

II.3.1. Microstructure

Les fontes à graphite sphéroïdal se caractérisent par le fait que la totalité de leur graphite se présente sous la forme de sphéroïdes microscopiques. Le graphite ne se présente pas toujours sous la forme de sphères parfaites et peut avoir quelquefois un aspect quelque peu irrégulier. [41]

La différence entre les diverses nuances de fontes à graphite sphéroïdal réside dans la microstructure et la matrice métallique. Cette microstructure varie avec la composition chimique et la vitesse de refroidissement d'une pièce. [41]

On a la possibilité de modifier la structure et la dureté de la matrice au moyen d'un traitement thermique. Habituellement, les nuances à ductilité élevée subissent un traitement de recuit qui donne une matrice entièrement constituée de ferrite pratiquement dépourvue de carbone. Les nuances à résistance mécanique élevée donc moins ductiles sont obtenues en générale, par un traitement thermique de normalisation, qui rend leur matrice entièrement perlitique ou par traitement de trempe et revenu. [41]

II.3.2. Composition chimique

Composition chimique d'une fonte à graphite sphéroïdal et la vitesse de La refroidissement de la pièce exercent une influence directe sur les caractéristiques mécaniques de celle-ci, en déterminant la nature de la matrice. [41]

Généralement en pratique, les nuances les plus douces ont une composition qui ne comporte que de faibles quantités d'éléments stabilisants la perlite tel que le manganèse pour réduire au minimum, la teneur en carbone combiné à l'état brut de coulée ou pour abrégé le cycle de recuit, si celui-ci est nécessaire. [41]

Une augmentation de la teneur en silicium tend à diminuer la dureté de ferrite plutôt que de perlite, cependant, dans les fontes entièrement ferritique, telles celles qui sont recuites,

une augmentation de la teneur en Si provoque un léger accroissement de la résistance mécanique. Le nickel exerce un effet analogue. [41]

Le chrome n'est utilisé que dans certains cas particuliers, en raison de sa tendance à former des carbones primaires stables.

II.4. Influence de certains éléments carburigènes sur la microstructure des fontes à graphite sphéroïdal

a. Les carbures

Mn-Cr : L'effet carburigène de manganèse important, il est d'autant plus fort que la teneur en chrome est plus élevée. De même, l'influence carburigène du chrome se trouve renforcée par la présence de manganèse. [43]

Si-Ti : Le titane a généralement un effet carburigène son action atteint un maximum à teneur moyenne varié de 0,045 à 0,075. ? L'effet graphitisant du silicium est confirmé [43]

Ti-V : L'effet carburigène du titane est maximal entre 0,05 et 0,065%, lorsque les teneurs en Ti sont supérieures, le vanadium exerce une influence graphitissante et non plus carburigène [43].

b. La ferrite

Mn-Cr: Ces deux éléments, ont un effet négatif sur la ferrite, (ce qui signifie qu'ils favorisent la formation de perlite), l'influence du manganèse est plus forte en présence de hautes teneurs en carbone, et réciproquement, celle du chrome est plus marquée en présence des teneurs élevée en manganèse. [43]

Mn-Si : A l'inverse du manganèse, le silicium a un très fort pouvoir ferritisant et il produit d'autant plus de ferrite que la teneur en manganèse est plus basse, tandis que l'action du manganèse sur la matrice est d'autant plus forte que la teneur en silicium est plus élevée. Il est donc impératif de choisir des charges à faible teneur en manganèse, si l'on veut obtenir des produits ferritiques. [43]

II.5. Les diverses nuances de fonte à graphite sphéroïdal

Les nuances courantes de fonte à graphite sphéroïdal diffèrent essentiellement par la structure de la matrice. Le paragraphe précédent donne des indications sur les facteurs qui permettent d'obtenir un type de matrice donnée. [41]

Le tableau suivant présente les nuances retenues par la norme AFNOR NF A323-201 avec indication de leurs caractéristiques mécaniques.

Qualité	Caractéristiques mécaniques minimale			Constituant de la structure (à titre indicatif)	Durté Brinell (à titre indicatif)
	La résistance à la traction (R(N\mm2))	Limite conventionnelle d'élasticité (N\mm2)	Allongement % après rupture A		
FGS800-2	800	480	2	Perlite ou structure de revenu	248-352
FGS700-2	700	420	2	Perlite	229-302
FGS600-3	600	370	3	Perlite	192-269
FGS500-7	500	320	7	Ferrite-perlite	170-241
FGS400-12	400	250	12	Ferrite	≤201
FGS-370-17	370	230	17	Ferrite	≤179

II.6. Elaboration des fontes GS

La fonte est la base de la métallurgie du fer et de l'acier. La transformation directe du minerai de fer en acier n'a pu encore être réalisée d'une façon industrielle ; la fonte est donc l'intermédiaire inévitable entre le minerai de fer et l'acier. Elle est ainsi appelée fonte d'affinage.

Cependant, la fonte est également préparée pour être utilisée à l'état brut, elle est ainsi désignée sous le nom de fonte de moulage ou fonte mécanique (fontes grises, blanches...) [44].

Les fontes de première fusion qui sont élaborées à partir du minerai de fer au haut-fourneau (HF) sont pour 90 % des fontes blanches destinées à la transformation en acier par affinage et pour 10 % des fontes grises (obtenues en marche chaude des HF) destinées directement soit au moulage de grosses pièces soit au moulage de gueuses qui seront ultérieurement refondues, en fonderie, au cubilot ou dans des fours électriques [45, 46].

Les fontes de deuxième fusion sont élaborées en fonderie par refusions d'un lit de fusion constitué de gueuses de première fusion, de fontes ou rejets de fonderie de deuxième fusion, de ferrailles ou de toutes pièces mécaniques.

Il est alors possible de pratiquer des alliages en rapport avec les propriétés imposées au produit final et des additions de ferro-alliages pour améliorer la structure et les propriétés. Les observations pratiques et les adaptations par des milliers de fonderies productrices ont fait que la production des FGS, devenue une routine, est semblable à la production de toutes autres pièces en alliages ferreux. Le cycle de production est représenté par la Figure (Fig.II.1).

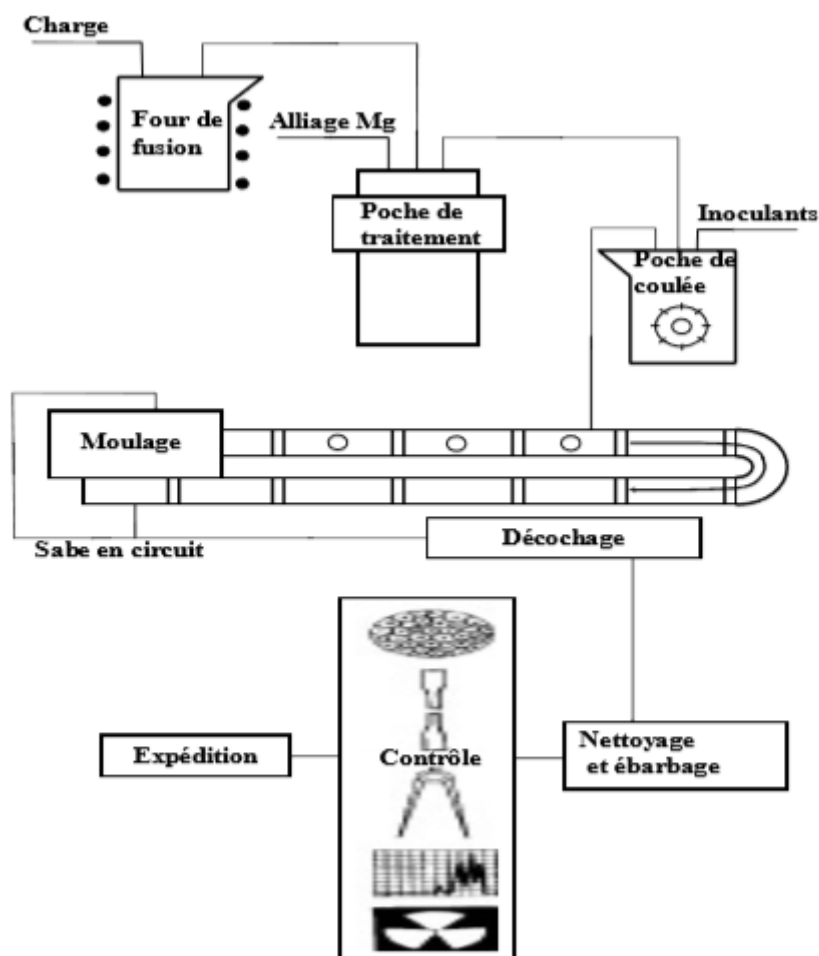


Figure II.1 : Cycle de production des pièces en FGS

Le contrôle de la composition chimique des FGS s'effectue sur environ une vingtaine d'éléments. Le suivi des teneurs en carbone et en silicium dans le four est requis de façon routinière [47].

Par ailleurs, la production de pièces saines (sans défauts) est due aux méthodes de fabrications et de contrôle de qualité les plus élémentaires sinon l'on peut facilement douter de l'intégrité des pièces produites.

II.6.1.Méthodes de sphéroïdisation

Il existe plusieurs procédés de sphéroïdisation des fontes, mais parmi les plus utilisées, car assurant un bon rendement, sont celles réalisées à l'aide de magnésium (Mg).

-Procédé In. Mold (dans le moule)

La fonte est traitée directement dans le moule figure (Fig. II.2), l'alliage au Mg étant placé dans une chambre de réaction dans le système de coulée du moule.

Ce procédé, datant de 1971, n'est adaptable qu'à des fabrications de grande série car pour une masse d'inoculant sphéroïdisant donnée et un volume de moule défini, il faut adapter la vitesse de coulée et la composition de la fonte. Le rendement en Mg atteindrait 80 % et les caractéristiques des fontes élaborées seraient meilleures que celles obtenues par les autres procédés [46].

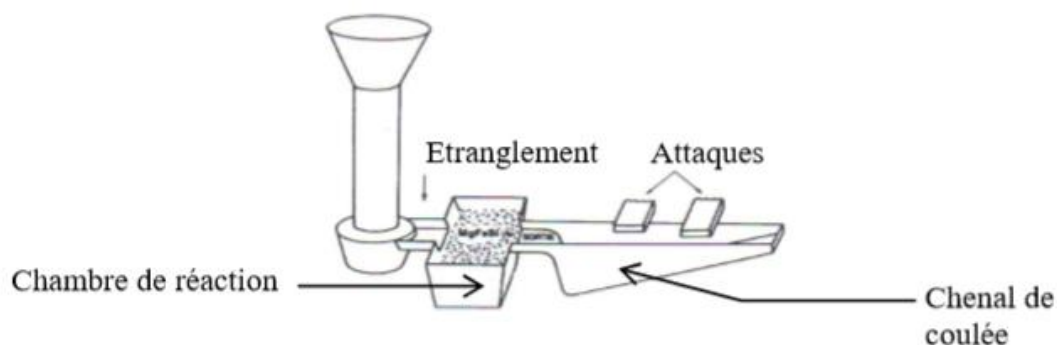


Figure II.2: Procédé In-Mold

Les inoculants sont en général des alliages à base de Fe et de Si qu'on ajoute à faible dose dans la fonte liquide en vue d'améliorer les propriétés des pièces moulées. Le but de l'inoculation des FGS est de combattre la tendance naturelle de la fonte refroidie rapidement à se solidifier dans le système métastable.

Procédé Sandwich

Il s'agit du procédé le plus utilisé, à cause de sa simplicité et du bon rendement en Mg. Il prend actuellement une très large extension. Dans ce cas on utilise une poche de coulée de forme spéciale, profonde et présentant une réduction vers le fond de hauteur $h \geq 2d$ (d : diamètre) (Fig. II.3). La hauteur de la fonte conserve une grande importance afin d'éviter les projections [48].

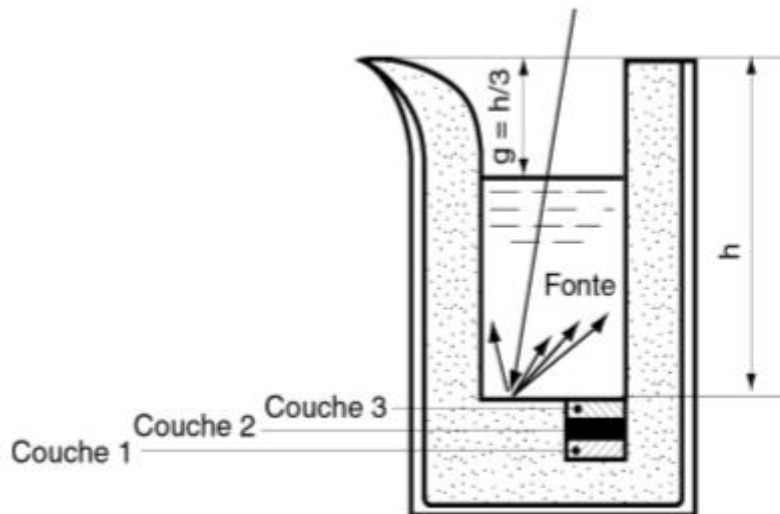


Figure II.3 : Procédé sandwich dans une poche de coulée

La poche de coulée étant protégée convenablement, on introduit dans la section réduite un « sandwich », des additions sphéroïdisantes et inoculantes. Ce sandwich est recouvert très souvent de tôles minces (2 à 3 mm) de façon à retarder le contact entre la fonte et les alliages de traitement.

En partant du fond de la poche, on distingue trois couches :

- Couche 1: Ferro – Silicium – Magnésium – Calcium – Cérium (Fe-Si-Mg-Ca-Ce) en gros grains de 10 à 20 mm avec des teneurs en Si = 47,5 %, Mg = 3 à 6 %, Ca = 3 %, Ce = 0,3 %. Son rôle est nodulisant et sphéroïdisant pour le Mg, inoculant et graphitisant pour le Si, désulfurant pour le Ca et le Ce et antipoison pour le Ce. Cette couche, qui contient le Mg, est placée au fond de la poche pour éviter son oxydation rapide lors de la coulée du liquide dans la poche.

- Couche 2 : Ferro – Silicium – Baryum– Aluminium (Fe-Si-Ba -Al) en petits grains de 1 à 7mm. Sa composition est : Si = 60 à 65 % ; Ba = 9 à 10 % ; Al = 0,5 à 0,6 %. Son rôle est inoculant et graphitisant pour le Si, désoxydant pour Al et Si et inoculant, sphéroïdisant et ferritisant pour le Ba.

- Couche 3 : Ferro – Silicium – Aluminium en grains très fins de 1 à 4mm. Son rôle est inoculant et graphitisant pour le Si, désoxydant pour Al et Si.

A noter que les couches une et deux sont parfois fusionnées en une seule et que le jet de fonte versée dans la poche est dirigé à côté de la cavité contenant les additions de traitements. Lorsque le temps entre traitement en poche et coulée est un peu long, on peut rattraper la sphéroïdisation en ajoutant dans le moule des morceaux de Fe-Si-Mg-Al [49].

-Procédé flow treat

Ce procédé consiste à l’incorporation du métal liquide dans une poche spéciale qui contient un trou au fond. Le métal à traiter suit son chemin vers une chambre réfractaire afin d’injecter l’inoculant par le gaz (N2) ; la réaction est spontanée. Après le traitement, le métal inoculé coule dans le moule directement figure (Fig. II.4) [47].

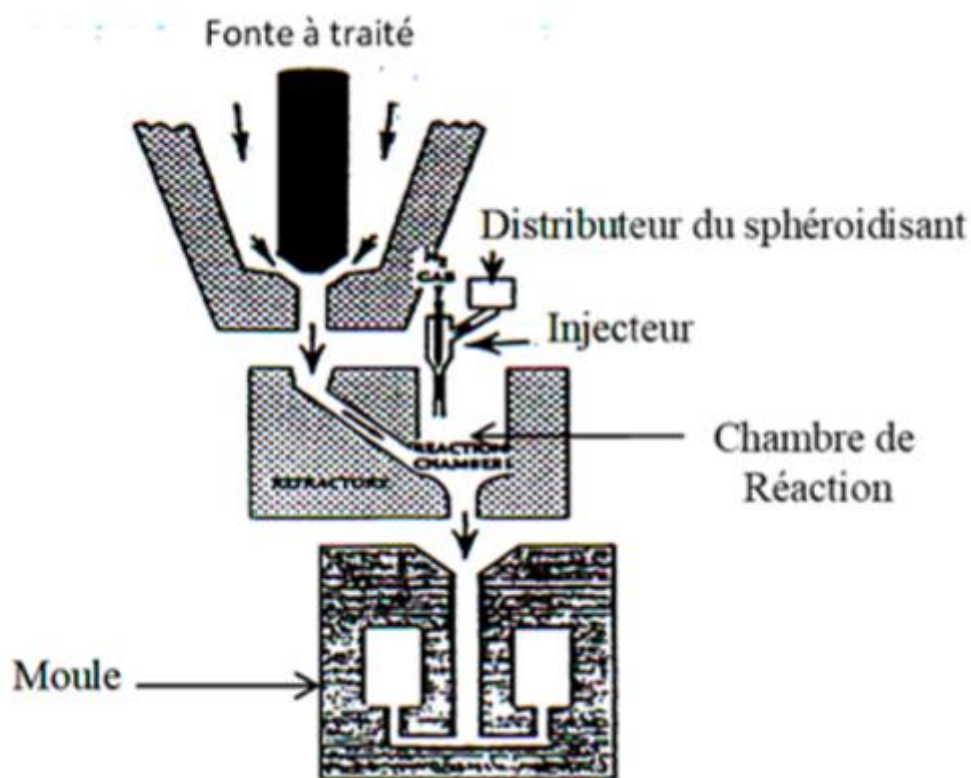


Figure II.4 Procédé flow treat

II.6.2. Théorie de la sphéroïdisation

Pour l’étude du mécanisme de solidification des FGS, deux outils puissants sont valables : l’étude de la courbe de refroidissement et l’examen métallographique.

L'interprétation des résultats a toujours été subjective, s'appuyant fortement sur l'imagination. Les théories et les hypothèses contradictoires existantes peuvent être classées en groupes [46] :

a. La forme du graphite est déterminée par son noyau

L'explication supposait qu'un certain type de particules étrangères (probablement composées de l'élément sphéroïdisant) agissant comme noyau, provoqueraient la croissance du graphite avec une vitesse constante dans toutes les directions ; d'où la formation de sphères [46].

b. La forme du graphite est déterminée par la fréquence de ramification des dendrites de graphite en croissance

On suppose que la croissance d'un sphéroïde commence comme celle d'une lamelle qui croît d'une façon dendritique de sorte que : Si la fréquence de ramification est basse on a uniquement formation de lamelles mais si cette fréquence et par la présence du sphéroïdisant est très élevée, les branches se recouvrent les unes les autres, donnant ainsi une forme sphéroïdale.

Cette explication est très semblable à la précédente à la différence que la croissance est excentrique (Fig. II.5) [46].



Figure II.5 : Croissance type feuille de chou

II.7. Les avantages de la fonte à graphite sphéroïdal

De nombreux avantages expliquent le succès de la fonte GS on peut les résumer en quelques mots: Polyvalence et performance supérieur à un coût inférieur. Cette polyvalence

est particulièrement évidente pour ce qui est du choix des propriétés mécaniques. En effet, le concepteur peut choisir entre une ductilité élevée avec pour certains types un taux d'allongement de plus 18%, et une haute résistance avec des résistances en traction dépassent 120,000 tlbpo². (825 MPA). La fonte ADI offre des propriétés mécaniques et de résistance à l'usure encore plus grandes, avec des résistances à la traction de plus de 230,000t/po² (1600 Mpa). [47]

Par rapport à l'acier et à la fonte malléable, la fonte GS offre en plus des avantages économiques de toutes, des possibilités supplémentaires d'économie. [47]

Comme la plupart des fontes commerciales, l'acier et la fonte malléable diminuent de volume au cours de leur solidification. Il faut donc des réservoirs alimentant les moules en métal liquide afin de compenser le retrait et d'empêcher la formation de défauts internes ou externe dans le cas de la fonte GS, la formation de graphite pendant la solidification cause une expansion interne qui donne un moulage exempt de défauts de retrait significatifs et ce avec des réservoirs d'alimentations beaucoup plus petits que ceux utilisés pour le moulage de la fonte malléable et de l'acier, ou même sans réservoir dans le cas des grands moulages produits dans des moules rigides. [47]

L'utilisation des types les plus communs de fonte GS, obtenus sous forme de produits bruts de coulée, élimine donc les coûts des traitements thermiques. [47]

II.8. Domaines d'applications

En raison de ces caractéristiques élevées suscités, les fontes FGS sont utilisées dans une variété de branches de l'industrie :

- a. Industrie chimique et pétrolière : fabrication de pompes, valves, conduites travaillant dans les milieux corrosifs.
- b. Eléments de machines-outils, de presses et de forges qui travaillent à des pressions élevées, fabrication des pièces accouplées aux arbres ne subissant pas de traitement thermique [50].
- c. Pièces pour l'industrie lourde (cylindres de laminoirs, ...) [26].
- d. Pièces de construction automobile, canalisations et accessoires d'hydraulique et de voirie.
- e. Autres moyens de transport (Pignons pour chenilles, Paliers de pont, Godets d'élévateurs) [51].

II.9.Types de fontes FGS AM

La popularité des FGS vient de leur diversité et de leur prix de revient intéressant. La majorité des pièces en FGS résultantes sont brutes de coulée et n'ayant subi aucun traitement thermique. Il existe 3 types :

FGS ferritique

Le graphite de forme sphéroïdale est introduit dans une matrice de ferrite (Fig. II.6). Ces fontes sont caractérisées par une résilience élevée, une perméabilité magnétique élevée, une perte hystérésis assez faible, une bonne usinabilité, une résistance à la corrosion élevée et une conductibilité thermique relativement bonne [47]

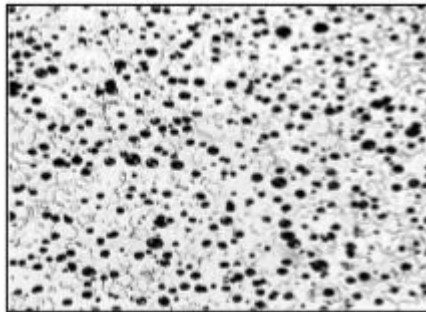


Figure II.6: FGS à matrice ferritique

FGS perlitique :

Le graphite se présente sous forme de sphéroïdes dans une matrice de perlite. Ces sont fontes caractérisées par une perméabilité magnétique faible, une perte par hystérésis élevée et une bonne usinabilité et une conductivité thermique peu réduite (Fig. II.7) [47].



Figure II.7: FGS à matrice perlitique

FGS ferrito-perlitique :

Le graphite de forme sphéroïdale se trouve dans une mixte de ferrite et de perlite (Fig.

II.8) ; C'est la nuance de fonte GS la plus courante. Les propriétés de ce type de fontes se situent entre celles des structures «totalement ferritiques» et «totalement perlitiques». Elles sont caractérisées par leurs bonnes usinabilités et un prix de revient faible [47].

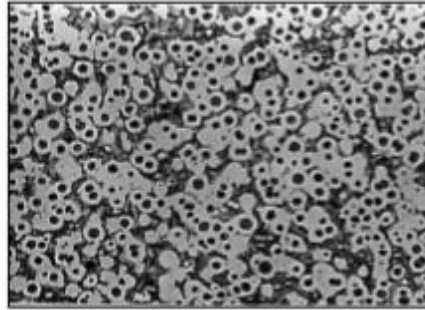


Figure II.8: FGS à matrice ferrito-perlitique

FGS alliées;

La désignation de “ fontes GS alliées ou spéciales” est réservée à l’ensemble de fontes contenant des éléments dits d’addition, tels le nickel (Ni), le chrome (Cr), le cuivre (Cu), l’aluminium (Al), le molybdène (Mo), le vanadium (V), le titane (Ti), le zirconium (Zr), etc. ou des nuances spécifiques de phases ferritique, perlitique, etc. (Fig. II.9)

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)

* Limite élastique approximative : 87 000 psi (600 MPa). Dure, fragile. (Noter que les grossissements sont différents)

Figure II.9 : Différentes FGS alliées

L’ajout en quantités variables mais bien définies de ces derniers, entraîne soit une amélioration de la structure perlitique de la fonte, soit la formation de structures particulières. La nature de la structure obtenue dépend de la nature et des dimensions de la pièce, de la proportion des éléments et aussi des conditions de refroidissement. Ce type de fontes est sollicité dans des cas bien précis en raison des propriétés attachées à leurs structures (très hautes caractéristiques mécaniques, résistance à la corrosion, températures élevées,...) [52]. La forme sphéroïdale du graphite laisse à ces structures toutes leurs qualités propres [53].

FGS alliée Martensitique

La martensite possède de très fortes résistances à la traction (R) et à l'usure [40]. Dans ce cas, les fontes peuvent être obtenues soit par traitement thermique avec ou sans éléments trempant soit brutes de coulée par l'addition de Ni (3 à 4,5%) et du Cr (0,5 à 1,2%) (dans les conditions «brutes de coulée», l'alliage est dur, cassant et rarement utilisé). Elles ont des caractéristiques mécaniques élevées et une excellente résistance à l'usure par frottement, notamment sous des pressions élevées.

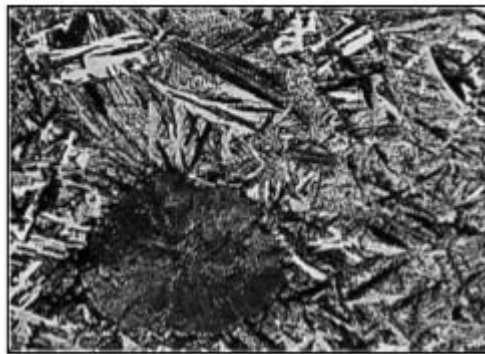


Figure II.10: FGS alliée Martensitique

FGS alliée Austénitique

L'austénite (Fig. II.11), connue aussi sous le nom GS Ni-Résiste, 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 aux températures élevées [47].

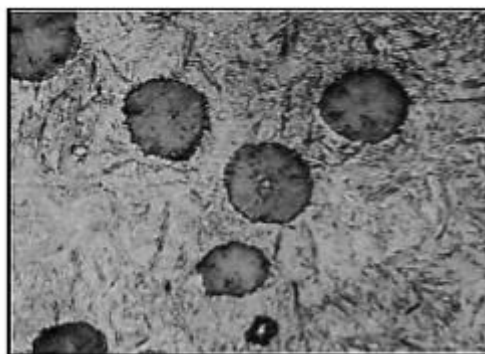


Figure II.11: FGS alliée Austénitique

FGS alliée Ferritique

Ces fontes facilement usinables ont des caractéristiques mécaniques élevées, mais sont

relativement fragiles [42]. La structure peut être obtenue, brute de coulée avec une composition chimique ordinaire (Si 2 à 2,5%), mais tout en respectant les conditions d'une basse teneur en manganèse, l'absence de certains oligo-éléments, l'inoculation particulière, etc. Dans le cas contraire le silicium (4,5 à 7%) donne une structure ferritique dont la résistance à la déformation et à l'oxydation à haute température (850 à 900C) est très élevée.

FGS alliée Bainitique (ADI)

C'est la dernière arrivée dans la famille des FGS (Fig. II.12). Elle offre une combinaison remarquable de ténacité, dureté et résistance à l'usure permettant ainsi de réduire le poids et le coût des composantes pour une performance équivalente ou améliorée [42].

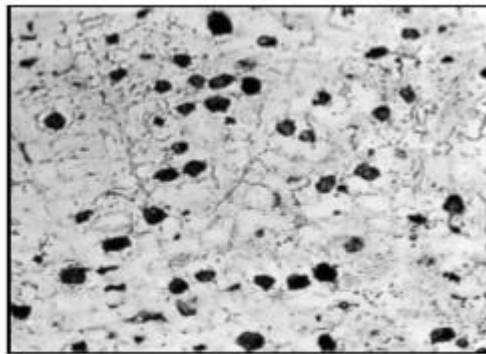
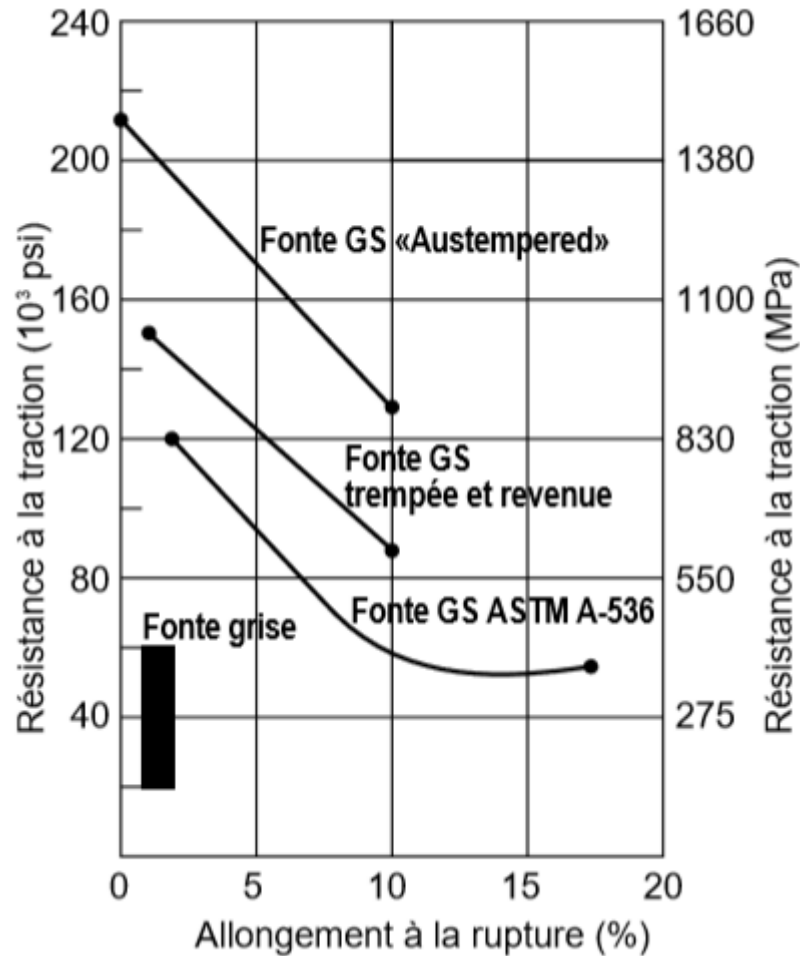


Figure II.12: FGS alliée Bainitique

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



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).

L'austénite résiduelle (H.C.) est thermiquement stable; elle est cependant durcissable en service et se transforme même localement en martensite dans les conditions favorables de contrainte. L'avantage de cette caractéristique de l'ADI est que les contraintes de charge durcissent, au travail, les surfaces qui reçoivent l'effort. On peut aussi imposer délibérément, avant service, des tensions de surface, par exemple par «shot peening» des engrenages ou par galetage des vilebrequins, pour obtenir des améliorations significatives de résistance à l'usure et à la fatigue.

Il n'y a actuellement aucune spécification standard pour l'ADI, mais des propositions couvrant cinq nuances de fonte ADI ont été soumises et servent de base de discussion; elles

sont utilisées comme critères de sélection par les concepteurs et les fondeurs.

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.

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

III.1. Généralités

Les fontes sont constituées d'une matrice analogue à un acier mais à teneur variable en carbone, dans laquelle se trouvent des particules de graphite de forme sphéroïdale. Cette matrice, qui, brute de coulée peut être composée de ferrite et d'une certaine quantité de perlite est modifiable par traitement thermique suivant les mêmes principes qu'un acier : trempé, revenu, recuit, etc. Il convient toutefois de souligner le rôle important joué par le graphite au cours des transformations de la matrice des fontes :

- le graphite est une réserve de carbone qui permet à la matrice de se saturer par dissolution et diffusion en tendant vers l'état d'équilibre prévu par les diagrammes, notamment en phase austénitique au cours d'un maintien au-dessus du point de transformation Ac3,
- par le processus inverse, lorsque la solubilité du carbone décroît, l'austénite rejette cet élément qui tend à précipiter sous forme de graphite [55] (formation d'une coquille sur les sphéroïdes préexistants ou bien parfois formation de nouveaux sphéroïdes) ou d'un autre composé selon le cycle thermique utilisé.

Cela permet de dire que les matrices des fontes se transforment par traitement thermique comme des aciers, mais dont la teneur en carbone varierait en fonction de la température et du temps. Il est ainsi possible d'obtenir, à partir d'un même alliage, une très large gamme de propriétés mécaniques, qui va de la ductilité élevée, propre aux aciers bas carbone jusqu'aux résistances importantes, caractéristiques des aciers à haute teneur en carbone [54].

III.2. Traitements thermiques de ferritisation

III.2.1. Description du traitement thermique

Le recuit de ferritisation est un traitement thermique qui comprend un chauffage jusqu'à un palier effectué à une température généralement comprise entre 700 et 900°C. La température et le temps de maintien sont choisis en fonction de la composition, des dimensions et de la proportion de carbures dans la microstructure de la pièce [56.57.58]. Recuit à des températures situées entre 820°C et 900°C Cette gamme de température, située juste au-dessus de l'intervalle de transformation α / γ (la température est ajustée selon la teneur en silicium) est utilisée pour assurer la ferritisation totale de la matrice. Lors du traitement thermique, La matrice ferritique pauvre en carbone et contenant de la cémentite et du graphite transforme à une matrice austénitique pouvant accueillir une quantité plus

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

importante de C (de 0,8 à 2,1% selon la température). Lors du maintien à la température d'austénitisation, le système va se mettre en équilibre et l'austénite va s'enrichir en carbone. Ce carbone provient de la décomposition de la cémentite et également d'une remise en solution partielle des sphéroïdes de graphite. [59]

Afin d'obtenir une matrice 100% ferritique, il est important de refroidir la pièce lentement autour de Ac1. Cette vitesse de refroidissement est fonction de la microstructure du graphite et de la teneur en Si. Plus le graphite est grossier et la teneur en Si faible, plus cette vitesse devra être lente. Il faut désaturer l'austénite γ lentement pour ne pas former de Fe₃C. En général, le chauffage est effectué à une température comprise entre 730 et 790°C, avec un temps de maintien prolongé par rapport au traitement à plus haute température, suivi d'un refroidissement à une vitesse de 55°C par heure environ. La vitesse de ferritisation est fonction de la teneur en silicium, de la température de chauffage et de la forme du graphite. Lorsque la température du traitement est abaissée, la vitesse de ferritisation diminue rapidement et, au-dessous de 650°C, elle devient trop lente pour que le traitement puisse être réalisé dans des conditions économiques [54].

Bien que la ferritisation au-dessous de l'intervalle de transformation puisse être complète, le recuit à température plus élevée, avec un maintien dans le domaine austénitique, est parfois privilégié pour s'assurer de la dissolution de tous les carbures libres qui pourraient se trouver accidentellement présents. [57].

III.2.2. Influence du recuit de ferritisation sur le comportement mécanique

Les effets d'un traitement thermique de ferritisation vis-à-vis des propriétés mécaniques ont fait l'objet de différentes études. Le Tableau III.1 regroupe les propriétés obtenues à partir d'essais de traction (limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % $\sigma_{0,2}$, contrainte de rupture σ_r et allongement à la rupture A), de ténacité JIC et de dureté réalisés sur deux nuances de fontes qui diffèrent par leurs teneurs en silicium, à l'état brut de coulée et après recuit de ferritisation. La dissolution de la perlite lors du traitement de ferritisation permet d'améliorer la ductilité et la ténacité, les valeurs de A et JIC étant plus élevées, par rapport à l'état brut de coulée, pour les deux nuances de fonte. La diminution de la proportion de perlite dans la matrice à tout de même pour conséquence l'abaissement de la résistance en traction ($\sigma_{0,2}$ et σ_r) et de la dureté[54].

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

Tableau III.1 : Propriétés mécaniques sous sollicitations monotones, traction et ténacité, de fontes G.S. brutes de coulée et après traitement thermique de ferritisation [60.59].

Nuance	état	Matrice	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_r (MPa)	A (%)	J_{IC} (KJ/m ²)	Dureté Hv 30 Kg
Si : 2,6 %	Brut de coulée	50 % perlite 50 % ferrite	327	513	14	28,5	183
	ferritisé à 880°C	2 % perlite 98 % ferrite	277	413	25	61,5	147
Si : 3,2 %	Brut de coulée	5 % perlite 95 % ferrite	350	492	21	44	185
	ferritisé à 880°C	2 % perlite 98 % ferrite	315	463	24	55	161

Le recuit de ferritisation utilisé dans le cadre de ces essais comporte un palier dans le domaine austénitique, à 880°C, ce qui provoque l'apparition des particules circonférentielles de ferrite à l'intérieur du graphite. On leur attribue un effet de fragilisation des sphéroïdes de graphite en traction, la décohésion le long de ce liseré de particules intervenant pour des contraintes appliquées plus faibles que dans le cas des fontes brutes de coulée. [60].

III.3. Traitements thermiques de type bainitique

III.3.1. Description du traitement thermique

Ce type de traitement comporte trois phases, comme le montre le schéma de la Figure III.1:

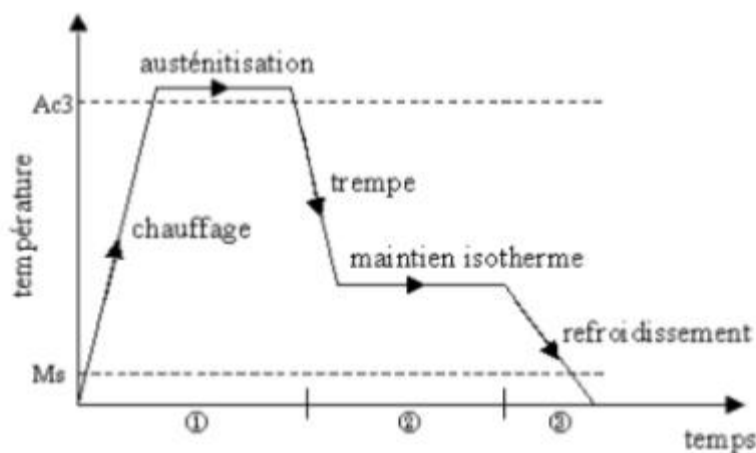


Figure III.1 : Schéma du traitement thermique de trempée étagée bainitique.

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

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. [61.62.63].

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 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 [54]. Cette réaction sera traitée de façon plus détaillée dans le paragraphe suivant III.3.2.

3) **le 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. [64].

III.3.2. Réaction bainitique La transformation bainitique peut être décrite en deux étapes : - -
-Stade I : l'austénite (γ) se décompose en ferrite bainitique (α) et en austénite enrichie en carbone (γ_r). Le composé ainsi formé est aussi appelé ausferrite. Des lattes ou des plaquettes de ferrite germent à partir de l'austénite. Le carbone diffuse de ces aiguilles ou assiettes vers l'austénite qui s'enrichit en carbone. Si le temps de maintien isotherme est suffisant, cette austénite devient assez riche en carbone pour rester stable et ne pas se transformer en martensite lors du refroidissement. C'est l'ausferrite qui confère aux fontes ADI ses excellentes propriétés mécaniques [54].

- Stade II : lorsque le maintien isotherme se prolonge, l'austénite enrichie en carbone finit par se décomposer à son tour en ferrite et en carbures : $(\gamma_r) \rightarrow \alpha + \text{carbures}$. La température du maintien influence également cette précipitation, la diffusion du carbone étant plus rapide lorsqu'elle augmente. L'apparition de ces carbures va s'accompagner d'une chute de la ductilité et de la résilience. On définit ainsi une fenêtre correspondant à une durée de traitement optimale appelée « fenêtre de traitement » correspondant à la fin du stade I et avant

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

le début du stade II. De nombreux paramètres affectent cette fenêtre. C'est le cas de certains éléments d'alliages tels le Si, Mn, Mo ou le Ni [65].

III.3.3. Bainites inférieure et supérieure On distingue 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 cas des fontes ADI, la distinction entre bainite supérieure et inférieure repose essentiellement sur des différences de morphologie entre les entités de ferrite bainitique. Dans la bainite supérieure les unités de ferrite bainitique sont organisées en "gerbes" et de larges plages d'austénite subsistent après refroidissement, stabilisées par la diffusion du carbone [54].

Pour la bainite inférieure, les unités de ferrite ont une forme aciculaire. Ces aiguilles ne sont pas organisées en gerbes mais en paquets. L'austénite résiduelle se présente sous forme de films beaucoup plus fins. La microstructure dans le cas des bainites inférieures est plus fine que dans le cas des bainites supérieures, certainement parce que la nucléation est favorisée par rapport à la croissance quand la température de maintien diminue. Les micrographies de la Figure III.2 présentent ces deux types de microstructures.

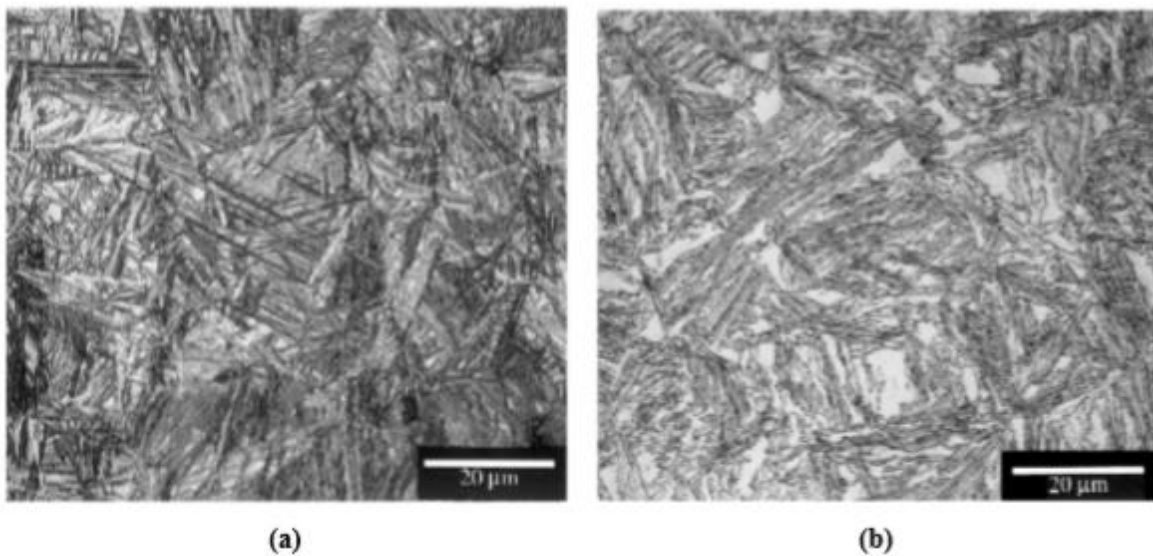


Figure III.2 : Matrice de fontes ADI, austénitisation à 927°C, 2 heures (composition : 3,4% C, 2,41% Si, 0,15% Mn) [66] (a) maintien isotherme à 260°C, 2 heures. Une ferrite (en noir) et une austénite (en blanc) très fines sont observées (b) maintien isotherme à 371°C, 2 heures. La ferrite est plus grossière et de larges plages d'austénite subsistent

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

III.3.4. Propriétés mécaniques des fontes ADI

Selon les conditions de traitement, il est donc possible de faire varier de manière importante la microstructure des fontes ADI. Ces évolutions ne sont pas sans conséquences sur les propriétés mécaniques. Différents auteurs ont étudié l'influence de la température de maintien isotherme sur les propriétés mécaniques [66, 67]. Les résultats montrent que la limite d'élasticité $\sigma_{0,2}$ la plus élevée est obtenue pour les températures de maintien les plus basses en raison de la finesse de la bainite ainsi formée (Figure III.4(a)). Concernant la ténacité, elle est maximale dans un domaine de température compris entre environ 330 et 370°C (Figure III.3 (a)). Ces températures plus élevées favorisent également un meilleur allongement [67] (Figure III.3 (b)), ce qui permet d'obtenir un compromis intéressant entre ductilité et résistance. La microstructure est alors constituée d'une bainite sans carbures avec une austénite résiduelle stable, très riche en carbone. Cependant, il est important de bien maîtriser le temps de maintien, car après 2 h à cette température la précipitation de carbures η à l'intérieur de la ferrite bainitique intervient ce qui provoque une baisse de la ductilité.

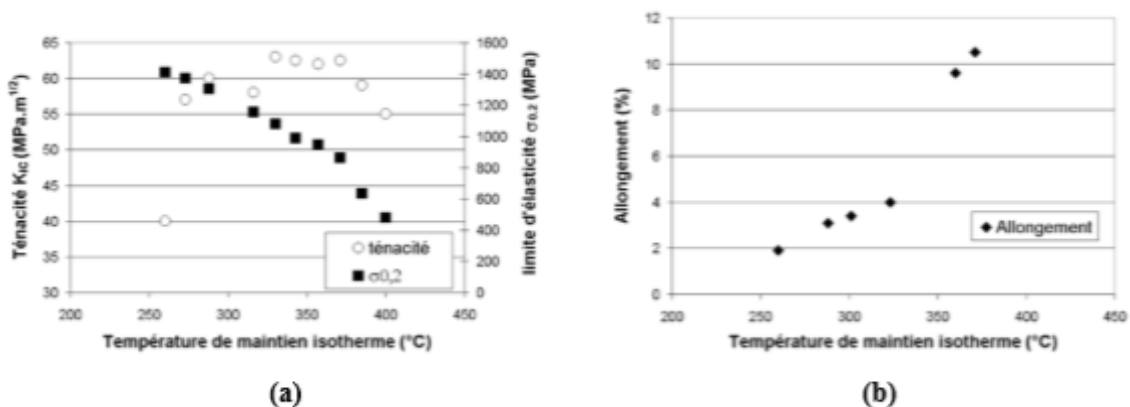


Figure III.3 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la température de palier isotherme [66] (a) Ténacité KIC et limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % $\sigma_{0,2}$ (b) Allongement à rupture[67]

Pour une même durée de traitement, cette baisse de ductilité peut également intervenir pour des températures de maintien isotherme trop élevées (Figure III.4), la résistance aux chocs suivant la même évolution. [68].

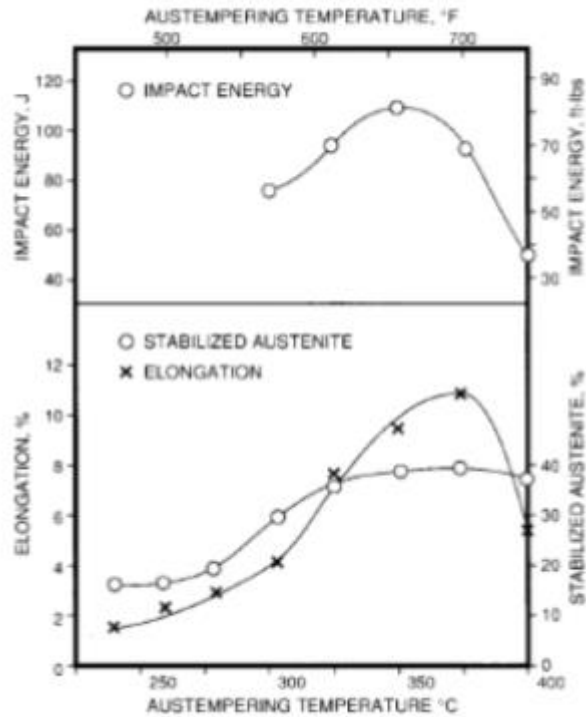


Figure III.4 : Evolution de la ductilité et de la résistance aux chocs en fonction de la température de maintien isotherme [68].

Nous voyons à travers ces différents résultats que les fontes ADI offrent une large gamme de propriétés mécaniques. Les fontes ADI inférieures sont caractérisées par une résistance à la traction très élevée (1400 - 1600 MPa) associée à un faible allongement (2 %). Ces propriétés sont dues à la finesse de la microstructure composée d'aiguilles de ferrite de faibles tailles (de l'ordre de 0,1 μm) et de fins films d'austénite. Les fontes ADI supérieures ont une résistance à la traction élevée (800 – 1000 MPa) associée à un allongement à rupture pouvant atteindre environ 12 %. Cet intéressant compromis entre résistance et ductilité est obtenu grâce à une microstructure plus grossière (lattes de ferrite d'environ 0,3 μm) ainsi qu'à la présence d'une importante fraction d'austénite résiduelle, ce qui engendre également une ténacité assez élevée. Toutefois, il est nécessaire de bien contrôler le temps de maintien isotherme, un temps trop court ne permettant pas la stabilisation de l'austénite résiduelle (apparition de martensite), un temps trop long favorisant la précipitation de carbures néfastes à la ductilité [54].

III.4. Traitements thermiques de type martensitique

Il est possible d'obtenir des fontes G.S. possédant une matrice essentiellement composée de martensite. Pour cela, il est nécessaire de réaliser une première étape

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

d'austénitisation de la matrice, analogue à celle des fontes ADI, suivie d'un refroidissement avec une vitesse appropriée (rapide), de façon à former de la martensite. Une dernière étape de revenu est généralement réalisée afin d'obtenir les propriétés mécaniques souhaitées (résistance, ductilité et ténacité) et de réduire les contraintes induites lors de la trempe [54]. Le schéma de la Figure III.5 présente le cycle thermique correspondant

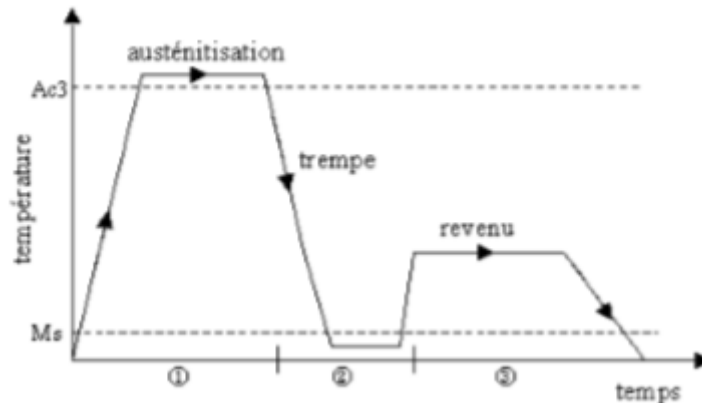


Figure III.5 : Schéma du traitement thermique de trempage martensitique suivi d'un revenu.

III.4.1. Méthode de traitement

1) **L'austénitisation** Afin de pouvoir régler les propriétés après trempe et revenu, il convient de choisir la température et la durée d'austénitisation pour obtenir une matrice homogène, suffisamment chargée en carbone, pour répondre aux propriétés recherchées. Comme pour les aciers, la quantité de carbone présente dans la matrice austénitique qui se retrouve dans la martensite règle la dureté de celle-ci. La température d'austénitisation sera d'autant plus élevée que les caractéristiques recherchées le seront, la durée du maintien n'ayant pour objet que d'assurer un même taux de carbone en tout point de la pièce. [58].

2) **La trempe** La vitesse de refroidissement doit tenir compte de la vitesse critique de trempe, propre à chaque composition de fonte, ceci pour éviter la formation de perlite indésirable. Les vitesses élevées requises sont obtenues par trempe à l'eau, à l'huile ou en bains de sels. La trempe à partir d'une température supérieure à Ac_3 produit des constituants aciculaires (martensite) plus ou moins mêlés d'austénite résiduelle. Afin de réduire les risques de tapure lors de la transformation brutale austénite-martensite à la température de formation de celle-ci, une trempe étagée peut être pratiquée ; elle consiste à réaliser, au cours du refroidissement rapide après austénitisation, une halte durant laquelle les températures s'égalisent dans les pièces sans que l'austénite se transforme. La transformation se produit ensuite au cours d'un refroidissement à vitesse relativement faible sans risquer de former de la perlite et sans

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

engendrer des contraintes ou déformations inacceptables. Le refroidissement peut ainsi être composé d'une trempe en bain d'huile ou de sel à une température généralement comprise entre 200 et 350°C, c'est-à-dire au-dessus du point MS, les pièces sont retirées après quelques minutes, dès que la température est homogène, sans attendre bien entendu que commence la transformation bainitique. Ensuite, elles refroidissent à l'air, la martensite ainsi produite (avec plus ou moins d'austénite résiduelle) pouvant en fin être traitée par revenu. [58, 69].

3) Le revenu. Après trempe depuis un état austénitique (composition 3,8 % C, 3,3 % Si). Les principales évolutions microstructurales qu'ils observent par l'intermédiaire de différentes techniques (dilatométrie, analyse thermo-magnétométrique, analyse thermique différentielle, micrographie et diffraction des rayons X) au cours d'un chauffage continu se décomposent en quatre stades

- Stade I : 70 – 240°C → la martensite tétragonale (α') rejette le carbone en sursaturation pour donner de la martensite appauvrie (α'') et des carbures ϵ ,

- Stade II : 240 – 350°C → transformation en ferrite (α) d'une partie de l'austénite résiduelle (γ_R) ; le carbone rejeté enrichit la fraction restante de cette phase, laquelle se trouve alors stabilisée transitoirement sous la forme γ_E (austénite enrichie),

- Stade III : 425 – 550°C → les carbures de type ϵ se décomposent, des carbures de transition de type χ apparaissent qui évolue par la suite en cémentite θ . Parallèlement, l'austénite enrichie (γ_E) se décompose en carbures χ et en ferrite (α), - Stade III : 575 – 700°C → Pour les plus hautes températures, la cémentite se décompose, en restituant le carbone aux sphéroïdes de graphite [56]

III.4.2. Propriétés mécaniques

Le revenu de la fonte G.S. trempée, entraîne la décomposition de la martensite et de l'austénite résiduelle en ferrite et en carbures tout en relaxant les contraintes résiduelles de trempe. Ceci a pour conséquence de diminuer la dureté, la résistance à la traction et la limite d'élasticité des fontes trempées, tout en augmentant la ductilité. Lorsqu'une dureté maximale est recherchée, la température choisie sera comprise entre 150 et 200°C, en raison de la formation d'amas de carbone, puis de fins précipités de carbure ϵ . Cette caractéristique mécanique diminue ensuite à mesure que ces particules grossissent et perdent de leur cohérence [56]. Pour des températures de revenu plus élevées, la dureté va diminuer, en

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

retrouvant une valeur analogue à celle des fontes G.S. ferritiques pour les plus hautes températures, comme le montre la Figure III.6 (a).

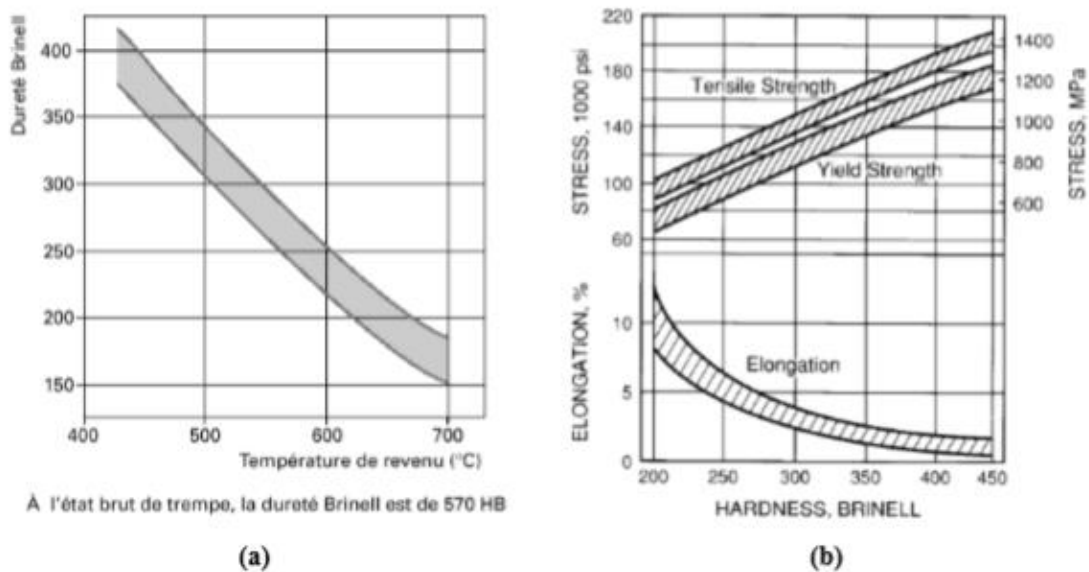


Figure III.6 : Propriétés mécaniques de fontes G.S. trempées et revenues [68] (a) Influence de la température du revenu (2 heures), après trempe à l'huile, sur la dureté (b) Gammes de propriétés mécaniques obtenues par trempe et revenu de fontes G.S.

La Figure III.6 (b) illustre l'important domaine de propriétés mécaniques qu'il est possible de couvrir par l'intermédiaire de ce type de traitement thermique. Ce graphique montre l'évolution de la ductilité en fonction de la résistance à la traction et de limite d'élasticité)

III.5. Traitements thermiques "intercritiques"

Dans les trois parties décrivant les principaux traitements thermiques appliqués aux fontes G.S. (III.2., III.3., III.4.) nous avons vu comment il était possible d'obtenir des matrices constituées de ferrite, de bainite ou de martensite revenue et l'influence que cela avait sur les propriétés mécaniques. La Figure III.7 (a) et la Figure III.7 (b) permettent de comparer les propriétés mécaniques de ces différentes nuances de fontes G.S.

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

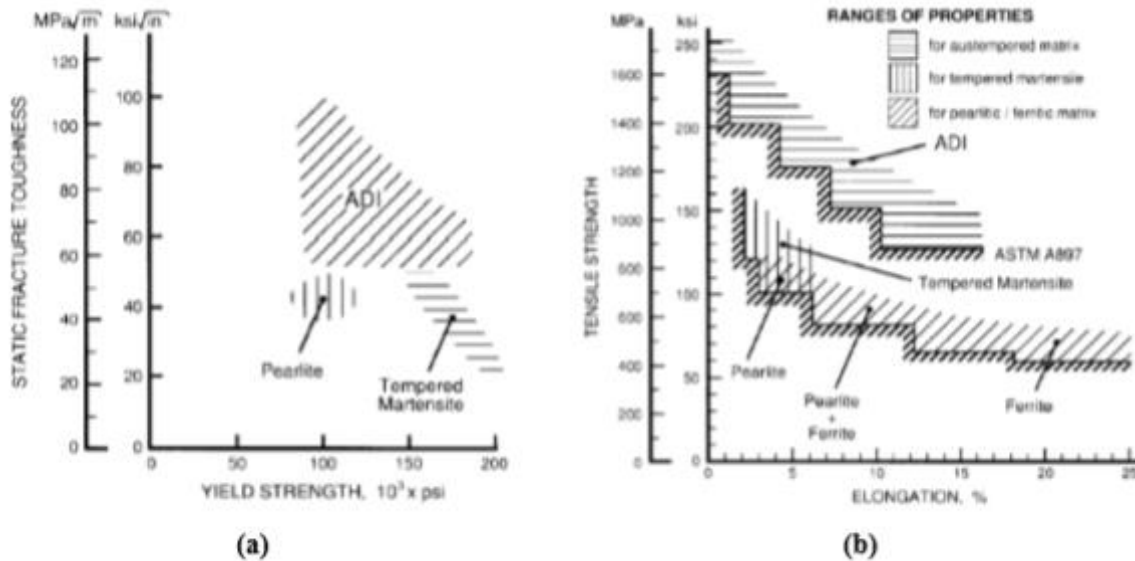


Figure III.7 : Influence de la nature de la matrice sur les propriétés mécaniques [68] (a) Ténacité KIC en fonction de la limite d'élasticité (b) Résistance à la traction en fonction de l'allongement.

Les fontes G.S. possédant une matrice essentiellement ferritique permettent d'atteindre une ductilité élevée au détriment de la résistance à la traction. Les fontes G.S. avec une matrice composée de bainite ou de martensite revenue permettent d'augmenter de façon importante la résistance mais avec une chute de la ductilité. La comparaison de ces deux dernières nuances montre que les fontes ADI offrent à la fois une meilleure ténacité et une meilleure ductilité, plus importantes même que pour les fontes G.S. perlitiques. La capacité de déformation est très utile dans le cas d'applications automobiles telles que les pièces de liaisons au sol. Pour améliorer cet aspect, des études récentes s'intéressent à la possibilité d'associer les propriétés de fontes G.S. ferritiques (ductilité et ténacité), à celles de fontes plus résistantes, comme les ADI [50, 71]. La matrice de ces fontes mixtes sera donc constituée de ferrite proeutectoïde et d'un autre composé qui pourra être de l'ausferrite, de la martensite voire de la perlite

III.5.1. Méthode de traitement thermique

La répartition des éléments d'alliage, en particulier celle du silicium, n'est pas homogène dans la matrice des fontes G.S.. Cela conduit à l'existence d'une bande de transformation eutectoïde, avec les zones les moins riches en silicium qui ont une température de transformation eutectoïde plus basse (zones de fin de solidification) que celle ayant une teneur en silicium élevée (proches des sphéroïdes de graphite). Il est donc possible, dans ce

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

domaine critique, d'avoir une matrice composée de ferrite, d'austénite et de graphite. Cette particularité propre aux fontes G.S. permet l'obtention de structures de type "Dual-Phase" en transformant l'austénite en un autre composé. Ce type de traitement thermique comprend 2 étapes :

- austénitisation partielle de la matrice dans le domaine critique,
- transformation de l'austénite.

La deuxième étape est classique, il est par exemple possible d'effectuer après l'austénitisation partielle, une trempe étagée en bain de sels afin d'obtenir de la bainite. Au contraire, la première étape est susceptible d'être réalisée selon différentes méthodes. En effet, plusieurs solutions sont envisageables pour le passage dans l'intervalle critique : \Leftarrow au cours d'un chauffage continu (cycle 1 du schéma de la Figure III.8), \Leftarrow au cours d'un refroidissement continu (cycle 2), \Leftarrow lors d'un maintien isotherme (cycle 3)[54].

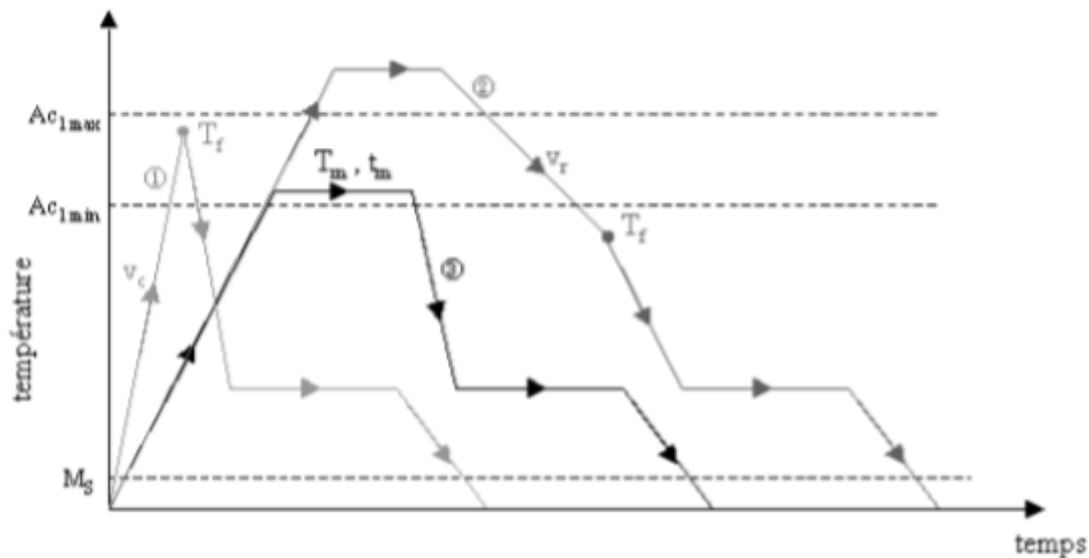


Figure III.8 : Schéma des différents traitements thermiques comportant un passage dans le domaine critique. (La température $Ac1$ min correspond à la température en dessous de laquelle, après maintien de longue durée, on n'observe pas d'austénite)[54].

Cette étape nécessite une bonne connaissance des hétérogénéités en éléments d'alliage afin d'associer une température finale (T_f) et une vitesse de chauffage (v_c) ou de refroidissement (v_r) adaptées dans les deux premiers cas et une température (T_m) et un temps de maintien (t_m) dans le dernier cas [54].

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

En général, en suivant cette procédure de traitement, la microstructure sera composée de sphéroïdes de graphite entourés de ferrite et d'un autre composé localisé dans les zones de fin de solidification comme l'illustre la Figure III.9.

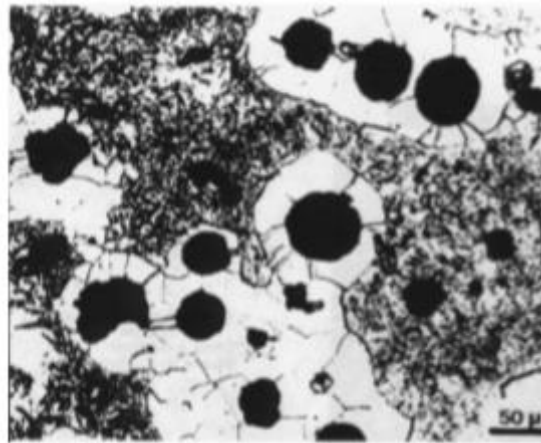


Figure III.9 : Microstructure d'un alliage contenant 3,26 % C, 2,78 % Si, 0,18 % Mn refroidi lentement et trempé depuis 710°C, puis maintenu à 300°C [72] (cycle 2). Les zones d'apparence claire, proches des sphéroïdes, sont composées de ferrite et les zones plus foncées de bainite de type inférieur

III.5.2. Propriétés mécaniques

Le Tableau III.2 résume les résultats d'essais mécaniques réalisés sur des fontes traitées selon les méthodes décrites précédemment. Les informations telles que la composition, le type de traitement thermique utilisé et la microstructure sont reportées dans ce tableau, lorsqu'elles sont disponibles, de même pour les propriétés mécaniques correspondantes, comme la limite conventionnelle d'élasticité $\sigma_{0,2}$, la contrainte à rupture σ_m , l'allongement, la résilience ou la ténacité. Cette synthèse des propriétés mécaniques obtenues par l'intermédiaire de ce type de traitement thermique bien particulier montre qu'il est possible d'atteindre des valeurs élevées de résistance, allant parfois jusqu'à plus de 800 MPa, associées à des allongements intéressants, proches de 15 à 20 % [54].

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

Auteurs	Éléments d'alliage	Type de traitement	Traction			Résilience
			$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_m (MPa)	A (%)	
[ROU02]	Si \rightarrow	Palier $T_{\alpha/\gamma}$ + maintien à $\approx 370^\circ\text{C}$	565	728	16	
	Si \vee		539	654	14	
[FAR93]	Si	800°C, 1h + refr. à l'air	325	517	19,7	
		800°C, 1h + refr. à l'air soufflé	341	553	17,1	
		800°C, 1h + Trempe huile et revenu	373	596	13	
		800°C, 1h + 375°C	332	519	20,6	
		800°C, 1h + 300°C	315	498	20,3	
	Si, Cu, Mo	825°C, 1h + refr. à l'air soufflé	470	844	9,6	3,5 J
		825°C, 1h + 375°C	564	809	20,6	10,5 J
		825°C, 1h + 300°C	520	791	15,9	
[KOB88]	Si, Mn, Ni	Palier $T_{\alpha/\gamma}$ + maintien à 350°C	580	800	3,5	
	Si, Mn	Palier $T_{\alpha/\gamma}$ + maintien à 350°C	570	820	13,5	
[WAD81]	Si	900°C, 50s à 30 min. + 400°C		650	18	
[RAS00]	Si, Mn	900°C, 480 s + trempe à l'eau + 450°C, 1h	580	740	7	15 J/cm ²
[HE97]	Si, Mn, Ni, Mo	Austénitisation partielle + trempe à l'eau		1180	8	20 J/cm ²

Tableau III.2 : Propriétés mécaniques de quelques fontes G.S. Dual-Phase [54].

III.6 Traitement superficiels

III.6.1. Trempe superficielle

Résumons les principaux avantages de la trempe superficielle des pièces en fonte à graphite sphéroïdale :

- Usinage préalable facile
- Faibles risques de tremps

Chapitre III : Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

- Possibilité de durcir des pièces de grandes dimension ou de forme complexe, à l'unité ou série, en des endroits bien précis.

Les températures de chauffage (Chalumeau ou par induction) soit généralement supérieur à 900°C sans dépasser 1000°C, donc inférieur à celles préconisées pour les aciers. Ces températures sont d'autant plus élevées et le temps de maintien (quelques dizaines de secondes à quelques secondes) d'autant plus long que le pourcentage de ferrite dans la structure de départ est élevé: par exemple 920°C en 3 secondes pour 15%; 980°C et 8 secondes pour 45% (chalumeau). [42]

L'épaisseur de la couche durcie varie de quelques dizaines de millimètres (induction) à quelques millimètres (chalumeau). La présence d'une couche durcie peut entraîner une amélioration de la résistance à la fatigue.

Les déformations entraînées par la trempe, surtout après chauffage par induction, sont très faible, par exemple 2/100 à 3/100mm pour une chemise de moteur de 100 mm de diamètre, durcie sur une épaisseur de 2mm. [42]

III.6.2. Traitement physicochimiques

Les fontes à graphite sphéroïdal ferritiques ou perlitique subissent des traitements comme la nitruration (normale ou douce), la cyanuration et la nitrosulfuration. Les résistances à l'usure, à la fatigue, voir à la corrosion, en sont nettement améliorées. Citons la nitruration par ciment liquide (1 à 3h entre 550 et 750°C), qui peut donner une amélioration de 15 à 25% de la limite de fatigue et une dureté superficielle de 600 Vickers (sur quelque microns) sur un tourillon en fonte à graphite sphéroïdal perlitique. [42]

Quand on dicire à la fois une surface nitrosulfurée et une dureté élevée, on peut effectuer une trempe superficielle par induction après traitement de nitrosulfuration [42].

Chapitre IV. Partie expérimentales

Du 23/02/2020 au 22/03/2020, on a effectué un stage au sein de l'entreprise ALFEL (située à El Harrach). Au cours de ce Stage, nous avons pu nous intéresser au fonctionnement de cette entreprise, il s'agit de faire l'étude technique, la conception, la fabrication, le contrôle des pièces mécaniques et de voirie et assurer le bon déroulement des procédés de fabrication.

Plus largement, ce stage a été l'opportunité pour nous d'obtenir l'expérience nécessaire, développer nos connaissances sur le secteur industriel et d'être au courant des nouvelles technologies adoptées par cette entreprise.

IV.1. Présentation de l'entreprise

L'Entreprise Nationale Des Fonderies Algériennes « EPE FONDAL SPA » issue de la transformation à compter du 1er Janvier 2016, Du Groupe FONDAL SPA en société dénommée « Entreprise Nationale Des Fonderies Algériennes » Suite à l'engagement de la procédure de « Fusion-Absorption » par l'EPE FONDAL SPA et de ses unités de production qui lui sont rattachées (Résolution de l'AGEX du Groupe FONDAL SPA Du 30 Décembre 2015 en application de la résolution du CPE N'09 /146/11/2015).

Elle dispose de 3 Fonderies et assure la Production et la commercialisation de Produits de Fonderie depuis plus de 50 ans.

Elle est présente dans tous les secteurs d'activités économiques notamment les Matériaux de construction, la Sidérurgie, le Ferroviaire, le Machinisme agricole, l'Hydraulique, la Voirie, l'Emballage et le Mobilier urbain, le Véhicule industriel, la Mécanique...

Filiale de groupe FONDAL, Algérienne des Fonderies D'El-Harrach (ALFEL) a été fondée en 1950 afin de répondre à la demande nationale des produits de fonderie (pièces moulées en fonte et métaux non ferreux).

ALFEL est spécialisé en :

- D'après la nature des métaux : la fonderie de fonte, de bronze, d'aluminium et de cuivre.
- D'après le procédé de moulage : la fonderie en sable à vert, en moule perdu, et en coquille

- D'après l'utilisation : la fonderie d'art, la fonderie mécanique industrielle.

Objet d'étude :

Réalisation des pièces en fonte GS alliées au cuivre.

Plan de recherche

L'inoculation sphéroïdisante ne permet pas d'obtenir une structure perlitique. C'est pourquoi lors de la production des FGS, il est très difficile d'avoir une matrice complètement perlitique. Ainsi, pour élaborer des FGS à structure perlitique, il est nécessaire d'ajouter à celles-ci des inoculants perlitisants tels que le cuivre (Cu), le manganèse (Mn), le nickel (Ni), le cobalt (Co), etc. Dans notre étude, nous nous sommes intéressés au cuivre (Cu).

IV.2. Coulée des échantillons

La fonte à étudier est élaborée dans un four à induction. Après fusion, la fonte est inoculée par un ferro-silicium-magnésium à 45% de Si et 10% de Mg. Le traitement magnésium est effectué en poche selon le procédé sandwich : le ferro-silico alliage FeSiMg est déposé en fond de poche et recouvert de plaques de fer avant le versement de la fonte. Les échantillons sont coulés dans des moules en sable autodurcissant sous forme de barreaux cylindriques. L'addition de cuivre s'effectue au niveau de la poche, on a varié le pourcentage de cuivre 4 fois (0,2 % - 0,4 % - 0,7 % - 0,8%).

IV.3. Analyse chimique

L'analyse chimique a été déterminée par spectrométrie. Les compositions chimiques des fontes expérimentées sont représentées au tableau IV.1

La fonte FGS identifiée par B1 est celle de base alors que celles contenant du cuivre, elles sont identifiées par la lettre C.

	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Mg%	Cu%
B1	3,62	2,87	0,620	0,089	0,009	0,041	0,009
C1	3,61	3,02	0,623	0,054	0,013	0,049	0,209
C2	3,89	3,08	0,576	0,036	0,013	0,072	0,407
C3	3,97	3,06	0,615	0,038	0,014	0,058	0,698
C4	3,65	2,85	0,648	0,049	0,012	0,042	0,803
C5	3,99	2,86	0,645	0,013	0,016	0,048	1,001

Tableau IV.1 Compositions chimiques des échantillons FGS expérimentées



Brute



0,2% de cuivre



0,4% de cuivre



0,7% de cuivre



0,8% de cuivre



1% de cuivre

Conclusion générale

Conclusion générale

Le graphite sphéroïdal s'avère le type le plus important de sa famille (graphites) il confère à la fonte des caractéristiques et propriétés intéressantes à étudier et comparer avec celle des autres types des alliages ferreux.

Les caractéristiques mécaniques des fontes à graphite sphéroïdal sont très comparables à celles des aciers (dureté, résistance mécanique, limite d'élasticité.), pour cette raison les pièces en fontes GS sont employées dans les différents secteurs d'industries.

Toutes ces bonnes propriétés sont liées principalement à la forme sphéroïdale du graphite que contiennent ces fontes. Le graphite sphéroïdal, ainsi contribue à améliorer l'usinabilité, la résistance à l'oxydation et la résilience il est aussi la cause d'un phénomène très particulier gonflement (retrait négatif) lors de la solidification des fontes GS. Ces dernières, prêtent aussi bien à différentes modalités de traitement thermique.

Les fontes à graphite sphéroïdal FGS se caractérisent par de bonnes propriétés à savoir une bonne coulabilité, facilité de l'usinage et aptitude au traitement thermique comparable à celle des aciers. Ces propriétés sont dépendantes de la nature de la matrice et de la quantité de graphite ayant peu d'influence.

Pour profiter des avantages qu'offre le graphite sphéroïdal, le fondeur doit bien tenir compte de tous les opérations d'obtention de la fonte GS fusion, traitement de sphéroïdisation, inoculations, des tâches particulières, et subir des phénomènes beaucoup plus spéciaux.

Une meilleure connaissance de ce matériau (fonte à graphite sphéroïdal) aboutit nécessairement à un développement qui, peut encore être plus large dans les domaines de traitements et d'utilisation de tous les types de fontes.

Référence

Référence

- [2]ASM Specialty Handbook - Cast Irons. Ed J.R. Davis, 1996
- [3]M. JACQUES BOURDIE le lundi 18 décembre 2017
- [4]-MICHEL GEIER. Métallurgie de fonderie. Tome 1. Editions Eyrolles 1976.
- [5]Norme NF EN ISO 945-1, Microstructure des fontes – Partie 1 : Classification du graphite par analyse visuelle. AFNOR, 2009
- [6] R. Källbom et al., On the solidification sequence of ductile iron castings containing chunky graphite. *Materials Science and Engineering*, A 413, 2005, pp. 346-351.
- [7] U. de la Torre, J. Lacaze and J. Sertucha, Chunky graphite formation in ductile cast irons: effect of silicon, carbon and rare earths. *International Journal of Materials Research*, 107.11, 2016, pp. 1041-1050.
- [8] R. Ghergu, L. Magnusson Åberg and J. Lacaze, A possible mechanism for the formation of exploded graphite in nodular cast irons. *Materials Science Forum*, Vol. 790, 2014, pp. 435-440.
- [9]-Jean-Claude MARGERIE. Centre français d'exploitation. *Techniques de l'ingénieur, traité matériaux métalliques*. M 380.
- [10] B.F. Brown and M.F. Hawkes, Kinetics of graphitization in cast irons. *AFS Trans.*, 1951. 59, pp. 181-200.
- [11] Z. Jiyang, Colour metallography of cast iron, Chapter 5-I: White Cast Iron. *China Foundry*, 2009, pp. 337-349.
- [12] G.S. Jayaraman, R.D. Maier and J.F. Wallace, Spheroidisation of graphite nodules in malleable iron. *AFS Trans.*, 1978. 52, pp. 113-124.
- [13] G.S. Jayaraman, R.D. Maier and J.F. Wallace, Processing, structure and properties of spheroidal graphite malleable iron. *AFS Trans.*, 1979. 87, pp. 299-322.
- [17] A. Ouss, Elaboration des fontes malléables. *Techniques de l'ingénieur*, M 770, 1983
- [18] S. Parent-Simonin, C. Moreaux, and J. C. Margerie, Influence de l'atmosphère de recuit sur la structure des fontes malléables. *Revue de Métallurgie*, 74, 1977, pp. 537-543.

Référence

- [19] M. Pirnat, P. Mrvar and J. Medved, A thermodynamic and kinetic study of the solidification and decarburization of malleable cast iron. *Materials and technology*, 45, 2011, pp. 529-535.
- [20] R. Jday, caractérisation microstructurale du graphite sphéroïdal formé lors de la solidification et à l'état solide, Thèse Doctorale, Université de Toulouse, (2017)
- [21] H. Morrogh and W.J. Williams, Graphite Formation in Cast Irons and in Nickel-Carbon and Cobalt-Carbon Alloys. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1947. 155: p. 32137
- [22] Laplanche, Les fontes et leurs traitements thermiques, 1re éd., Paris: PYC Edition Desforges, 1976.
- [23] W. Crafts, Inoculating alloys consisting of Si Al Ca Ba Mn Zr Fe, United states Patent, 1966
- [24] R. Elliott, Cast iron technology, University of Michigan: Butterworths, 1988.
- [25] M. Hecht, J.C. Margerie, Les premiers stades de la solidification des alliages de type fontes, *Mémoire scientifiques revue de métallurgie*, n°5, p 325-338, 1971.
- [26] J. LACAZE, Formation des structures dans les fontes ferrito-perlitiques à graphite sphéroïdal : approches expérimentales, modélisation et simulations numériques. *La revue de Métallurgie – CIT / Science et Génie des Matériaux*, vol. 93, n°5, p 641-655, 1996.
- [27] P. Dierickx, Etude de la microstructure et des mécanismes d'endommagement de fontes GS ductiles. Influence des traitements thermiques de ferritisation. Thèse Génie des matériaux : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, p210, 1996
- [28] Y. Nadot, Influence des défauts de fonderie sur la résistance à la fatigue d'une fonte GS. Thèse en Science des matériaux : Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique, Poitier, p 207, 1997
- [29] U. H. Udomon and C. R. Loper Jr, Comments concerning the interaction of rare earths with subversive elements in cast irons. *AFS Trans.*, 1985. 93, pp. 519-522.
- [30] C. V. White, R. A. Flinn and P. K. Trojan, Correlation of percent nodularity with Mg-Ce content – Section thickness and mechanical properties of ductile iron. *AFS Trans.*, 1983. 64, pp. 549-558.
- [31] S. V. Subramanian, J. Qichuan, S. Thangirala, G. R. Purdy, D. A. R. Kay, Rare earths in ductile iron production: a critical review. *Ductile Iron Society, Research project n°27*, 1996.
- [32] G.S. Jayaraman, R.D. Maier and J.F. Wallace, Spheroidisation of graphite nodules in malleable iron. *AFS Trans.*, 1978. 52, pp. 113-124.
- [33] G. X. Sun and C. R. Loper Jr., Graphite flotation in cast iron. *AFS Trans.*, 1983. 91, pp. 841-854.
- [34] K. Theuwissen, J. Lacaze and L. Laffont, Structure of graphite precipitates in cast iron. *Carbon*, 96,

Référence

2016, pp. 1120-1128.

[35] K. Theuwissen, Etude de l'influence des impuretés et des éléments à l'état de traces sur les mécanismes de croissance du graphite dans les fontes. thèse INP Toulouse, 2013.

[36] T. Skaland, Nucleation mechanisms in ductile iron. Proc. AFS Cast Iron Inoculation Conference, 2005, pp. 13-30.

[37] Y. Igarashi and S. Okada, Observation and analysis of the nucleus of spheroidal graphite in magnesium-treated ductile iron. International Journal of Cast Metals Research, 11, 1998, pp. 83-88.

[38] M. Colombié, Matériaux métalliques, Les référentiels Dunod (1994).

[39] R. Langevin, Guide d'auto-apprentissage pour les opérateurs en traitement thermique, Perform (2015).

[40] B. Mathieu, Contribution à l'étude et au développement de nouvelles poudres de fonte, Thèse de Doctorat, Université Polytechnique de Montréal, (2016).

[41] CHALESF .WALTON 1983 Manuel des fontes moulées page : 227-232

[42] Technique de l'ingénieur M410-page 11,12,13.

[43] R-BARTON Importance et influence dans les fontes à graphite sphéroïdale

[44] G. de Smet, La pratique des traitements thermiques des métaux industriels, Dunod, Paris, (1972).

[45] M. Geier, Métallurgie de fonderie T1, édition Eyrolles, (1978).

[46] S. Karsay, principe de base de la métallurgie de la FGS : production de la fonte GS, point de la technique à ce jour, qit-fer et titan Inc. Montréal, Canada (1976).

[47] [www. Sorelmetal.com](http://www.Sorelmetal.com).

[48] M. Geier, Métallurgie de fonderie T2, édition Eyrolles, (1978).

[49] H. Le Breton, Manuel pratique du fondeur de fonte, Dunod, (1962).

[50] H.BRETON PARIS 1966 Manuel des fontes moulées page : 227-232.

[51] Précis de fonderie tome 2 pierre broquet 1978 page 99 à 104

[52] R. Quatremer et J. P.Trotignon. Précis de construction mécanique, T1, NathanAfnor, 5ème édition.

[53] M. I. Boulifa, Effet des éléments d'alliage sur la structure et les propriétés des fontes ADI, Thèse de Magister, Université Badji Mokhtar, Annaba, (2011)

[54] ADRIEN Jérôme ; Optimisation des cycles thermiques appliqués aux fontes G.S. ferritiques vis à vis des propriétés de fatigue these de doctorat 31 mars 2004 P 20-36

[55] NAGAOKA, K. SOUMA, M. Irreversible carbon diffusion in growth of cast iron. The Physical Metallurgy of Cast Iron Proceeding of the 3rd International Symposium on the physical Metallurgy of cast iron. Stockholm 29-31/08/84. Mat. Res. Soc. Symp. Proc., 1985, vol 34., pp.355-364.

Référence

- [56] IKHLEF, A., CIZERON, G., BARREAU, G., GUERET, G. Evolutions structurales de fontes G.S. au cours de différents types de traitements thermiques. *Traitement Thermique*. 1982, n°164, pp. 31-45.
- [57] PARENT-SIMONIN, S., MARGERIE, J.C. Traitements thermiques des fontes. In : *Techniques de l'ingénieur, traité matériaux métalliques*, 2001, vol. MD, n°M1145, pp. 1-16.
- [58] PARENT-SIMONIN. Traitements thermiques des fontes : guide de choix. In : *Techniques de l'ingénieur, traité matériaux métalliques*, 1999, vol. MD, n°M1146, pp. 1-9.
- [59] MONCHOUX, J.P. Influence d'un recuit de ferritisation sur la microstructure et les mécanismes de fissuration en sollicitation monotone et cyclique de la fonte à graphite sphéroïdal perlito-ferritique. Thèse Génie des matériaux : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2000. 202 p.
- [60] DIERICKX, P. Etude de la microstructure et des mécanismes d'endommagement de fontes GS ductiles. Influence des traitements thermiques de Références bibliographiques 189 ferritisation. Thèse Génie des matériaux : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1996, 210 p.
- [61] BARBEZAT, G. Propriétés mécaniques, utilisation et usinabilité des fontes GS de structure bainito-austénitique. *Hommes et fonderie*, février 1989, vol. 192, pp. 21-28.
- [62] PUTATUNDA, S.K. GADICHERLA, P.K. Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with ferritic as cast structure. *Materials Science and Engineering A*, 1999, vol A268, pp. 15-31.
- [63] CHEN, C.T., LEI, T.S. The use of resistivity to investigate the effects of austenitising temperature on austempering of ductile iron in the upper ausferrite region. *International Journal of Cast Metals Research*, 1997, vol. 10, pp. 117-123.
- [64] FARGUES, J., PARENT-SIMONIN, S., GAILLARD, C. Réalisation de pièces industrielles en fonte malléable bainitique. *Fonderie Fondateur d'Aujourd'hui*, décembre 1989, n°90, pp. 22-24.
- [65] ROUNS, T.N., RUNDMAN, K.B. Constitution of Austempered Ductile Iron and Kinetics of Austempering. *AFS Transactions*, 1987, vol. 116, pp. 851-874.
- [66] PUTATUNDA, S.K. Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. *Materials Science and Engineering A*, 2001, vol A315, pp. 70-80.
- [67] SIDJANIN, L., SMALLMAN, E., YOUNG, M. Electron microstructure and

Référence

mechanical properties of silicon and aluminium ductile irons. Acta metall. mater., vol 42, n°9, pp. 3149-3156.

[68] SORELMETAL. Ductile iron data for design engineers. Montreal, Rio Tinto iron & titanium inc., 1990, pagination multiple.

[69] Centre d'information des fontes moulées (CIFOM) Le manuel des fontes moulées. Paris : Editions Techniques des Industries de la fonderie, 1983. 566 p.

[70] ROUSIERE, D., DELCOURT, M. Développement d'une nuance de fonte GS ferrito-ausferritique pour les pièces de liaison au sol. Hommes et fonderie, février 2002, vol. 321, pp. 26-31.

[71] ROUSIERE, D., ARANZABAL, J. Obtention de structures mixtes dans le domaine des fontes à graphite sphéroïdal. Hommes et fonderie, décembre 1999, vol. 299, pp. 18-22.

[72] SCHISLER, J.M., LE DILY, D., CHOBOUT, J.P. Structures Dual-Phase dans les fontes à graphite sphéroïdal. Hommes et fonderie, août - septembre 1988, pp. 9-15.