

**UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE MECANIQUE**

**Projet de fin d'études
Pour l'obtention du diplôme de
Master en Ingénierie des Matériaux et des Surfaces**

Titre :

Comportement d une fonte FT25. après rechargement thermique

Proposé et encadré par :

Pr. N. Bacha

Etudié par :

F. Yettou

M. Bouziane

Année universitaire 2019/2020

Remerciements

Notre gratitude va en premier lieu à nos parents qui nous ont toujours soutenus par leurs sacrifices pour notre bien sur tous les plans, à nos enseignants de l'USDB, mais surtout à nos enseignants du département de génie mécanique et son chef de département Monsieur **M. TEMMAR.**

Nous remercions Monsieur le Professeur **Nacer E. Bacha** pour avoir accepté de diriger ce mémoire, et dont l'aide précieuse nous ont été indispensable sur le plan scientifique et humain.

Nous voudrions remercier les membres du jury pour leur précieux temps accordé à la lecture et à la critique de ce travail.

Nous tenons à saluer toutes les personnes qui, de près ou de loin, ont contribué à la concrétisation de ce travail

Table de matière

<u>Introduction générale</u>	1
<u>CHAPITRE I les fontes</u>	
<u>I.1.Définition</u>	3
<u>I.2.Les différentes catégories de fontes [1]</u>	3
<u>I.2.1. Fontes grises à graphite lamellaire</u>	4
<u>I.2.2. fontes blanches</u>	5
<u>I.2.3. Les fontes ductiles</u>	6
<u>I.2.3.1 Les fontes grises à graphite sphéroïdal</u>	6
<u>I.2.3.2 Fonte grise à graphite vermiculaire</u>	7
<u>I.2.3.3 Les fontes malléables</u>	7
<u>I.2.3.4 Les fontes ADI</u>	7
<u>I.3 Constituants des fontes GS (ADI) [2]</u>	8
<u>I.3.1 La ferrite</u>	8
<u>I.3.2 Perlite</u>	8
<u>I.3.3 La cémentite</u>	09
<u>I.3.4 L'austénite</u>	10
<u>I.3.4.1 Décomposition de l'austénite</u>	10
<u>I.3.5 La sorbite et troostite</u> :.....	11
<u>I.3.6 Graphite</u>	12
<u>I.4 Influence des éléments chimiques sur la fonte ADI</u>	13
<u>I.4.1 Les éléments normaux Carbone</u>	13
<u>I.5 Les éléments d'additions Nickel</u>	17
<u>I.6 Les éléments poisons</u>	20
<u>I.6.1 Teneurs maxi tolérables en éléments poisons</u>	20
<u>I.6.2 Remède contre les poisons</u>	21

<u>I.7</u>	<u>Élaboration des fontes</u>	21
<u>I.8</u>	<u>Traitement par le magnésium</u>	22
<u>I.9</u>	<u>Familles des fontes G.S.</u>	22
<u>I.9.1</u>	<u>Fonte G.S. ferritique</u>	22
<u>I.9.2</u>	<u>Fonte G.S ferrito perlitique</u>	23
<u>I.9.3.</u>	<u>Fonte GS perlitiques</u>	23
<u>I.10</u>	<u>Fontes G.S. obtenues après traitements thermiques</u>	24
<u>I.10.1</u>	<u>Fonte G.S. austénitique</u>	24
<u>I.10.2</u>	<u>Fonte G.S. à trempe bainitique («ADI»)</u>	24
<u>I.10.3</u>	<u>Fonte G.S. à trempe bainitique («ADI»)</u>	24
<u>I.10.3.1</u>	<u>La solidification des fontes ADI</u>	25
<u>I.10.3.2</u>	<u>Réaction bainitique</u>	26
<u>I.10.3.3</u>	<u>Les étapes de trempe au cours de refroidissement</u>	29
<u>I.11</u>	<u>Elaboration de la fonte GS(ADI)</u>	31
<u>I.11.1</u>	<u>Lit de fusion</u>	31
<u>I.11.2</u>	<u>Charge de four</u>	32
<u>I.11.3</u>	<u>compositions chimiques des fontes GS (ADI)</u>	32
<u>I.12</u>	<u>Traitement thermique(ADI)</u>	33
<u>I.12.1</u>	<u>Mécanisme de formation du graphite sphéroïdal</u>	33
<u>I.13</u>	<u>Caractère « composite » des fontes ADI</u>	38
<u>I.14</u>	<u>Domaine d'utilisation de la fonte ADI</u>	39
	<u>chapitre II Traitements thermiques appliqués aux fontes GS</u>	
	<u>Traitements thermiques appliqués aux fontes GS</u>	41
<u>I</u>	<u>Généralités</u>	41
<u>I.1.1</u>	<u>Diagrammes T.R.C</u>	42
<u>I.1.2</u>	<u>Diagrammes T.T.T</u>	43
<u>I.1.3</u>	<u>Domaine supérieur : $510^{\circ}\text{C} < \square_{\text{iso}} < \text{Ac}_1$ \square Transformations ferritique et</u>	

<u>perlitique</u>	43
I.1.4 <u>Domaine de la transformation bainitique $M_S < \square_{iso} < 510^\circ\text{C}$</u>	44
I..2 <u>Influence des hétérogénéités de composition sur les courbes de transformation</u>	44
I.3 <u>Traitements thermiques de ferritisation</u>	45
I.3.1 <u>Description du traitement thermique</u>	45
I.3..2 <u>Recuit à des températures situées entre 820°C et 900°C</u>	46
I.3.3 <u>Recuit à une température comprise entre 730 et 790°C</u>	46
I.4 <u>Influence du recuit de ferritisation sur le comportement mécanique</u>	47
I.5 <u>Traitements thermiques de type bainitique</u>	48
I.5.1 <u>Description du traitement thermique</u>	48
1) <u>l'austénitisation</u>	49
2) <u>la trempe énergétique avec maintien isotherme de durée déterminée dans l'intervalle de transformation bainitique</u>	49
3) <u>le refroidissement jusqu'à température ambiante</u>	49
4) <u>Réaction bainitique</u>	49
5) <u>Bainites inférieure et supérieure</u>	50
6) <u>Précipitation dans la bainite</u>	51
I.6 <u>Influence du Silicium sur la précipitation</u>	52
I.7 <u>Propriétés mécaniques des fontes ADI</u>	53
I.8 <u>Traitements thermiques de type martensitique</u>	54
I.9 <u>Méthode de traitement</u>	55
1) <u>L'austénitisation</u>	55
2) <u>La trempe</u>	55
3) <u>Le revenu</u>	56
4) <u>Propriétés mécaniques</u>	56
I.10 <u>Traitements thermiques \squareintercritiques\square</u>	57
I.11 <u>Méthode de traitement thermique</u>	58

<u>I.12 Propriétés mécaniques</u>	61
<u>II.1.1. Projection thermique</u> :.....	63
<u>II.1.1.1. Historique</u> :.....	63
<u>II.1.1.2. Principe de la projection thermique</u> :.....	63
<u>II.2.5.3.4. Projection à haute vitesse (HVOF)</u> :.....	66
<u>II.2.5.3.5. Projection hypersonique à tir discontinu</u> :.....	67
<u>II.2.5.3.6. Projection à l'arc électrique</u> :.....	68
<u>II.2.5.3.6.1. Les avantages et les inconvénients du procédé</u> :.....	69
<u>II.2.5.3.6.2. Formation du dépôt</u> :.....	70
<u>II.2.5.3.6.3. Caractéristiques générales des dépôts</u> :.....	71
1. <u>Microstructure</u> :.....	71
2. <u>Teneur en oxydes et porosité</u> :	72
3. <u>Adhérence et dureté</u> :.....	72
4. <u>Contraintes résiduelles</u> :.....	73
<u>II.2.5.3.6.4. Préparation du substrat</u> :.....	74
<u>II.2.5.3.7. Comparaison des procédés</u> :.....	75
<u>Principaux domaines d'application</u>	76
<u>Quelques applications industrielles</u>	76
<u>Conclusion générale</u>	77

Listes des figures

<u>Figure 1</u> :Fonte grise lamellaire sans attaque.....	04
<u>Figure 2</u> :Fonte blanche hypoeutectique.....	05
<u>Figure 3</u> :Micrographite sphéroïdal avec matrice ferritique.....	07
<u>Figure 4</u> :Structure d'une fonte GS à une matrice ferritique.....	09
<u>Figure 5</u> :Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite.....	09
<u>Figure I. 6</u> : Répartition de la perlite dans les fontes grises.....	09
<u>Figure 6</u> :Structure d'une fontes GS à une matrice austénitique attaque au Nita.....	10
<u>Figure 7</u> :Diagramme d'équilibre métastable Fe -Fe ₃ C.....	11
<u>Figure 8</u> :Types de graphites.....	13
<u>Figure I. 9</u> :Influence du Si sur la vitesse de refroidissement.....	14
<u>Figure I. 10</u> :Rôle du silicium sur l'intervalle refroidies de transformation des fontes grises , fontes malléables et des fontes à graphite sphéroïdal à la vitesse de 5 c/h.....	14
<u>Figure I. 11</u> :Effet du silicium sur les températures des points C _{et} C'.....	15
<u>Figure I. 12</u> :Diagramme de Maurer.....	15
<u>Figure I.14</u> : Structure d'une fonte G.S d'une matrice ferritique.....	23
<u>Figure I. 13</u> :Structure d'une fonte ferrito perlitiques.....	23
<u>Figure I. 14</u> :Structure d'une fonte GS perlitique.....	24
<u>Figure I. 15</u> :G . S . austénitique –Attaque-.....	24
<u>Figure I. 16</u> :G.S. bainitique.....	25
<u>Figure I. 17</u> :Microstructure d'une fonte GS ferritique.....	25
<u>Figure I. 18</u> :Micrographie d'une fonte G.S. apte pour un traitement ADI.....	26
<u>Figure I. 19</u> :Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien Isotherme.....	28
<u>Figure I. 20</u> :La famille des fontes.....	30
<u>Figure I. 21</u> :Comparaison des propriétés mécaniques des fontes GS présentant la résistance mécanique versus le taux d'élongation.....	31
<u>Figure I. 22</u> :Zones de ségrégation des éléments d'alliage.....	33
<u>Figure I.23</u> :description schématique de la solidification d'une fonte G.S.....	34

Figure I.24: Cycles typiques de transformation ADI.....	34
Figure I. 25: Schématization d'une partie du diagramme d'équilibre (forme stable avec graphite) (a)binaire fer - carbone (b) ternaire fer - carbone – silicium correspondant à une teneur en silicium de 2,4.....	35
Figure I. 26: Influence du silicium sur la solubilité du carbone dans l'austénite. Région du diagramme de phase FE-C-Si.....	36
Figure I. 27: Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS.....	37
Figure I. 28: Schéma illustrant la microstructure des fontes ADI.....	38
Figure I. 6: Diagramme T.R.C pour les fontes G.S ← et ↑ avec 3,3 et 2,3 % de Si (refroidissement continu effectué après un traitement d'austénitisation à 875°C durant 10 minute).....	42
Figure I.7: Diagramme T.T.T d'une fonte perlitique non alliée (austénitisation à 900 C, 10 minutes).....	43
Figure I. 8: Courbes T.R.C des zones I et III.....	44
Figure I.9: Schéma du traitement thermique de trempe étagée bainitique.....	48
Figure I.10 : Matrice de fontes ADI, austénitisation à 927°C, 2 heures (composition : 3,4%C, 2,41%Si, 0,15%Mn) [PUT01] (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.....	50
Figure I.11 : Images en microscopie électronique en transmission (MET) de la microstructure d'une fonte bainitique (composition : 3.69% C – 2,53% Si – 0,25% Mn ; austénitisation à 900°C, 30 minutes), traitée une heure à 410°C, montrant la présence de carbures □ dans une plaquette de martensite M. (a) Micrographie en champ clair (b) Micrographie en Champ sombre depuis la sélection de l'onde □1 10 1□□ des précipités[GUT95].	51
Figure I.12 : Images MET de la microstructure d'une fonte bainitique traitée une heure à 250°C (composition : 3,55% C – 2,5% Si – 0,55% Mn – 0,15 Mo – 0,31 Cu ; austénitisation à 950°C, 15 minutes) montrant la	

présence de carbures □ dans la ferrite bainitique [YES02] (a) Micrographie en champ clair (b) Cliché de diffraction correspondant.....	52
Figure I.13 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la température de palier isotherme [PUT01] (a) Ténacité K_{IC} et limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % $\sigma_{0,2}$ (b) Allongement à rupture[SID94].....	53
Figure I.14 : Evolution de la ductilité et de la résistance aux chocs en fonction de la température de maintien isotherme [SOR90].....	54
Figure I.15 : Schéma du traitement thermique de trempe martensitique suivie d'un revenu.....	55
Figure I.16 : Propriétés mécaniques de fontes G.S. trempées et revenues [SOR90] (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.....	57
Figure I.17 : Influence de la nature de la matrice sur les propriétés mécaniques [SOR90] (a) Ténacité K_{IC} en fonction de la limite d'élasticité (b) Résistance à la traction en fonction de l'allongement.....	58
Figure I.18 : Schéma des différents traitements thermiques comportant un passage dans le domaine critique. (la température $Ac_{1\ min}$ correspond à la température en dessous de laquelle, après maintien de longue durée, on observe pas d'austénite).....	59
Figure I.19 : 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 [SCH88] (cycle 2). Les zones d'apparence claire, proches des sphéroïdes, sont composées de ferrite et les zones plus foncées de bainite de type inférieur.....	60
Figure I.20 : Microstructure de fontes G.S. Dual-Phase obtenues par (a) chauffage rapide, 400°C/min jusqu'à 900°C [WAD80b] (b) maintien isotherme de courte durée, 20 s, à haute température, 950°C [CHO89].....	61
Figure II. 1 : Principe fondamental de la projection thermique.....	63
Figure II.2 : Microstructure d'un dépôt projeté thermiquement.....	64

<u>Figure II.3</u> : Schéma du procédé de projection par flamme.....	64
<u>Figure II.4</u> : Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme fil.....	65
<u>Figure II.5</u> : Principe de la projection par plasma à l'air.....	65
<u>Figure II.6</u> : Schéma de principe de la projection thermique du système H.V.O.....	66
<u>Figure II.7</u> : Principe du fonctionnement d'un canon à détonation.....	67
<u>Figure II.8</u> : Schéma du dispositif de projection à l'arc électrique.....	69
<u>Figure II.9</u> : Mécanismes d'écrasement des particules.....	71
<u>Figure II.10</u> : Coupe du dépôt projeté thermiquement.....	72

Listes des tableaux

<u>Tableau : I.1</u> récapitulatif des principaux effets des composants.....	20
<u>Tableau I. 2</u> : comparaison quelques Caractéristiques mécaniques moyennes des fontes.....	30
<u>Tableau I. 3</u> Composition chimique des fontes GS.....	31
<u>Tableau I. 4</u> : Composition chimique de l'élément d'adoption.....	31
<u>Tableau I.5</u> : composition chimique des fontes GS (ADI).....	32
<u>Tableau I.2</u> : Caractéristiques des matériaux utilisés.....	42
<u>Tableau I.3</u> : Propriétés mécaniques sous sollicitations monotones, traction et ténacité, de fontes G.S. brutes de coulée et après traitement thermique de ferritisation.....	47
<u>Tableau I.4</u> : Propriétés mécaniques de quelques fontes G.S. Dual-Phase.....	62
<u>Tableau II.1</u> : Les caractéristiques particulières des procédés de projection thermique.....	75

Liste des symboles

Fe : Fer

Si : Silicium

C : Carbone

S : Soufre

Mn : Manganèse

P : phosphore

Cu : Cuivre

Ce : Cérium

Mg : Magnésium

Al : Aluminium

C_{éq} : Carbone équivalent

Ti : Titane

Fe₃C : Cémentite

GS : graphite sphéroïdal

FGS : fonte à graphite sphéroïdal

MPa : MégaPascal

Résumé

Les fontes grises perlitiques à graphite lamellaire caractérisées par une très bonne résistance à l'usure et un bas coefficient de frottement utilisées dans la majorité des cas en construction mécanique sont exposées à quelques conditions de service très exigeantes, étant particulièrement importantes les sollicitations thermiques, l'usure abrasive et l'endommagement par corrosion des parties superficielles. Ce présent travail a été mené dans l'objectif principal d'étudier les effets de deux différents traitements superficiels pour améliorer d'avantage la microstructure et par conséquent les propriétés d'anti-usure et électrochimiques de ces fontes en minimisant la perte de matières.

Pour répondre à nos objectifs, nous avons choisi un traitement de durcissement superficiel par déposition du molybdène à l'aide du procédé de projection flamme-fil. En considérant la diversité des paramètres comme le prétraitement des surfaces, la rugosité, la température de la flamme,

إن حديد الزهر الرمادي ذو بنية البرليت ورقائق الجرافيت والذي يتميز بمقاومة تآكل جيدة ومعامل احتكاك منخفض يستخدم في معظم المجالات الهندسية بسبب تعرضه في بعض الأحيان لظروف تشغيل صعبة من أهمها الارتدادات الحرارية، التآكل وصدأ الأجزاء السطحية. وقد أجري هذا العمل لدراسة آثار المعالجة السطحية المختلفة لتحسين البنية المجهرية وبالتالي الخصائص المضادة للتآكل والصدأ "التآكل الكهروكيميائي" لحديد الزهر للتقليل من الخسائر المادية.

ولتحقيق الأهداف تم تدعيم السطح بترسيب الموليبيدينوم باستعمال شعلة الرش بالأسلاك. تم الأخذ بعين الاعتبار تنوع المعلمات مثل معالجة السطوح، الخشونة، درجة الحرارة، مسافة الفوهة-العينة، ضغط الغاز وسرعة انتقال الشعلة،

Abstract

Pearlitic gray cast iron with lamellar graphite characterized by a better wear resistance and low friction coefficient used in the majority of cases in engineering are exposed to some very demanding operating conditions, being particularly significant thermal stresses, the abrasive wear and damage by corrosion of external parts. The present study was conducted with the main objective to study the effects of two different surface treatments to improve the microstructure and therefore anti-wear properties and electrochemical of cast iron in order to minimizing a weight loss.

To answer our objectives and for first phase, we have chosen a surface hardening treatment by deposition of molybdenum with a thermal flame spraying process. Considering the diversity of parameters such as the surface pretreatment, the roughness, the flame temperature ,

Introduction générale

Les fontes sont des alliages de fer et de carbone dont la teneur en carbone est comprise entre 2,14 % et 6,70 % en masse ; 2,14 % étant la teneur limite courante qui sépare l'acier de la fonte. Le diagramme métastable fer-cémentite montre que dans cette gamme de composition, les alliages se liquéfient complètement à une température inférieure à celle de l'acier. Cette température correspond à celle du palier eutectique à 1147 °C.

On retrouve les fontes les plus communes dont la teneur massique en carbone est comprise entre 2,14 % et 4,3 % qui sont les fontes hypo-eutectiques et les fontes dont la teneur est supérieure à 4,3 % qui sont les fontes hyper-eutectiques. Une classification, largement utilisée industriellement, définit deux catégories:

-les fontes blanches : elles présentent un aspect blanc à la cassure. La cémentite étant une phase dure et très fragile, les fontes blanches sont difficilement usinables, ce sont des matériaux sans possibilité de déformation à froid. Leur intérêt réside dans leur grande résistance à l'usure et à l'abrasion (rouleaux des laminoirs, mâchoires de concasseurs,...).

-Les fontes à graphite ou fontes grises, présentent un aspect gris à la cassure en raison de la présence de carbone principalement sous forme de graphite. Elles sont très peu malléables et ductiles, mais peuvent cependant être usinées. Les propriétés mécaniques et physiques de ces fontes dépendent de leur structure métallique qui insère du graphite.

Le graphite est un constituant de la fonte grise qui conditionne en grande partie ses propriétés mécaniques par la taille, la répartition et l'abondance. Plus il est sporadique, fin, divisé et uniformément réparti, moins il diminue les propriétés mécaniques de la fonte. Enfin, le graphite améliore les caractéristiques de frottement de la fonte (effet autolubrifiant dû au graphite) et favorise son usinabilité. Les fontes grises résistent très bien à l'usure, sont adaptées pour le moulage de pièces complexes et comptent parmi les matériaux métalliques les moins coûteux. Les teneurs en carbone et en silicium des fontes grises varient respectivement de 2,5 % à 4 % et de 1 % à 3 %.

-Les fontes ductiles ou fontes à graphite sphéroïdal sont des fontes grises dans lesquelles le graphite est obtenu lors de l'élaboration sous forme sphéroïdale. En présence de certains éléments comme le cérium (élément nodularisant – favorise la transformation du graphite lamellaire en graphite sphéroïdal) et surtout le magnésium, le graphite cristallise sous forme sphérique [6, 11]. La matrice entourant ces particules est faite de perlite ou de ferrite, selon le traitement thermique mis en œuvre.

Les caractéristiques mécaniques de la fonte ductile se rapprochent donc de celles de l'acier. Parmi les utilisations fréquentes de ce matériau, la fabrication de robinets, de corps de pompes, d'engrenages peut être citée.

Dans ce travail, nous passons en revue, les moyens de traitements qui peuvent améliorer en surface les propriétés mécaniques des fontes tout en gardant à cœur leurs propriétés d'origine.

Dans le chapitre 1, nous passons en revue de manière générale, les principales fontes qui sont utilisées industriellement.

Les impératifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs imposent la réduction des coûts et l'amélioration des performances pour faire face à ces exigences, de nombreux différents traitements de surface ont été mis au point et sont aujourd'hui utilisés industriellement. Parmi ceux-ci figurent les rechargements par métallisation et par soudage dont l'adhérence à leur substrat fait l'objet de ce travail.

Généralement économique et de mise en oeuvre simple, le rechargement permet d'adapter les surfaces de pièces aux diverses sollicitations auxquelles elles sont exposées en cours d'exploitation.

Sur pièce usagée, le rechargement est utilisé pour reconstituer la forme initiale de cette pièce. L'utilisateur peut, à cette occasion, en profiter pour réaliser un dépôt avec des matériaux qui vont augmenter les caractéristiques de résistance en service des surfaces considérées (matériau plus dur pour surfaces frottantes, matériau plus noble pour surfaces corrodées), donc le rechargement redonne une nouvelle vie technique à la pièce. Sur pièce neuve, le rechargement peut être source d'économie, en ne mettant qu'aux seuls endroits nécessaires, le matériau adapté.

Dans ce mémoire, les études de rechargement d'une fonte grise à graphite sphéroïdal plus une fonte traitée par métallisation et par soudage sont présentées en deux parties. La première partie met à la disposition du lecteur les éléments bibliographiques qui comprend quatre chapitres.

Un premier chapitre traite les différents types de fontes et leurs caractéristiques. Le deuxième chapitre s'attache à décrire le principe de métallisation et montre ses différents procédés. Le troisième chapitre aborde les différents procédés de soudage. Le quatrième chapitre comprend l'étude de la diffusion et de ses lois et mécanismes.

CHAPITRE I

CHAPITRE I

les fontes



CHAPITRE I

LES FONTES

I.1/Définition

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

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

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

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

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

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

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

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

I.2.1. Fontes grises à graphite lamellaire

Dans les fontes lamellaires, la majeure partie du carbone se trouve sous forme de graphite lamellaire. Sa morphologie joue un rôle essentiel sur la résistance à la traction.

Le graphite est un constituant qui diminue la résistance mécanique, et sa présence correspond à des vides (interstices) dans la matrice, il favorise les fissures du fait de leur morphologie lamellaire.

La composition chimique et la microstructure sont les facteurs principaux agissant sur l'usinabilité et le degré de finition des fontes. Les plus utilisées sont les fontes hypo eutectique de 2,4 à 3,8 %C, au-delà les propriétés mécaniques deviennent de plus en plus faible.

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

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

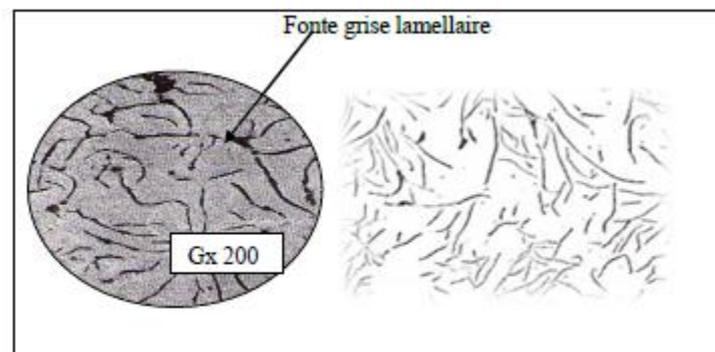


Figure I. 1 : Fonte grise lamellaire sans attaque. [1]

I.2.2. Fontes blanches

Les fontes blanches, ainsi nommées en raison de l'aspect de leur cassure, sont caractérisées par l'absence complète du graphite car le carbone, en excès-par rapport à sa solubilité maximale dans l'austénite est combiné au fer sous forme de carbures métastable. Les

carbures à base de fer ont des propriétés physiques très différentes de celle du graphite et, en particulier, leur dureté élevée augmente beaucoup celle de la fonte dont ils constituent une fraction volumique importante. Ainsi les fontes blanches, dures mais malheureusement plus ou moins fragiles, conviennent excellemment pour résister à l'usure abrasive, en conséquence, il est très difficile, sinon impossible, de les usiner à l'aide d'outils coupants. Pour la plupart des applications modernes (éléments de broyeurs par exemple). Les fontes blanches sont encore durcies par l'ajout d'éléments d'alliage (nickel, chrome, molybdène, vanadium, tungstène) avec une certaine amélioration de la ténacité aux chocs [2].

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

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

La constitution des fontes blanches est donc la suivante :

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

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

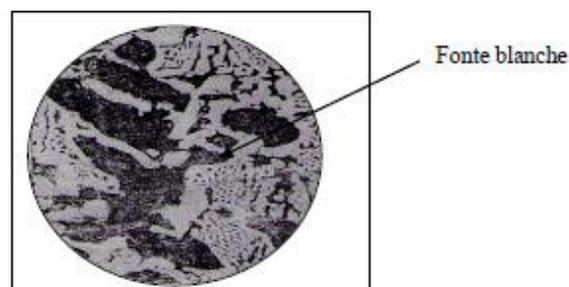


Figure I . 2 :Fonte blanche hypoeutectique [2]

I.2.3. Les fontes ductiles

I.2.3.1. Les fontes grises à graphite sphéroïdal

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

a. Définition

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

b. Composition chimique :

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

C_{totale} varie de 3.4 à 4.0 % ; Si varie de 2.0 à 3.0 % ;

Mn varie de 0.10 à 0.80 % ;

P < 0.10 % ;

P < 0.02 % (le plus bas possible, après désulfuration si nécessaire) ; Mg varie de 0.02 à 0.10% ;

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

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

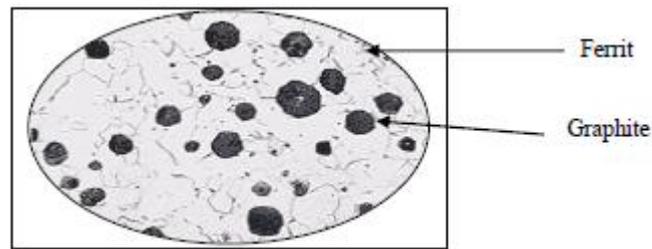


Figure I. 3 : Micrographie de fonte à graphite Sphéroïdal avec matrice ferritique [1]

I.2.3.2 Fonte grise à graphite vermiculaire

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

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

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

I.2.3.3 Les fontes malléables

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

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

I.2.3.4 Les fontes ADI

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

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

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

I.3.1 La ferrite

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

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

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

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

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

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

I.3.2 Perlite

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

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

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

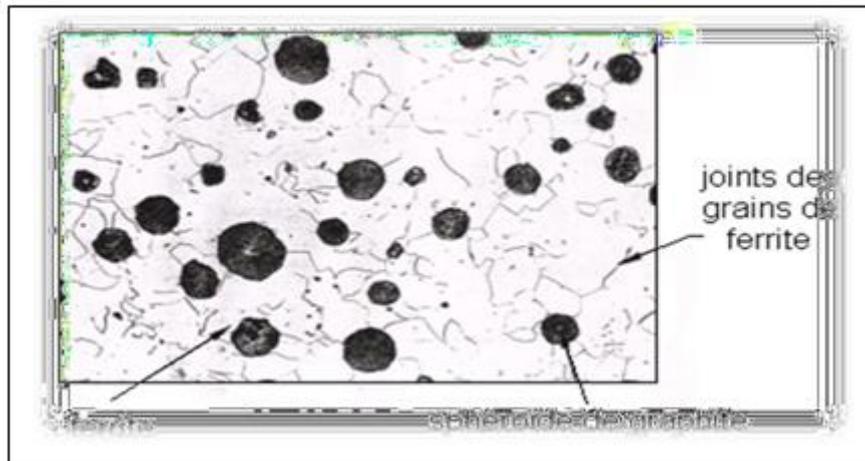


Figure I. 4: Structure d'une fonte GS à une matrice ferritique [3]

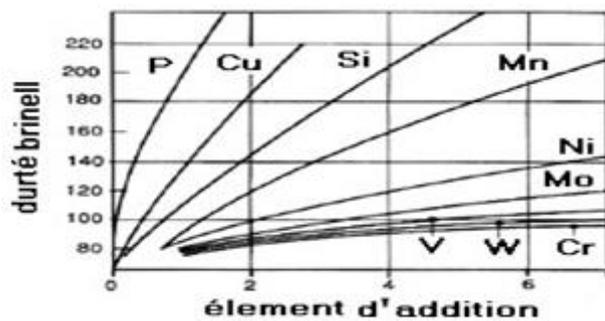


Figure .I. 5 : Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite. [1]

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

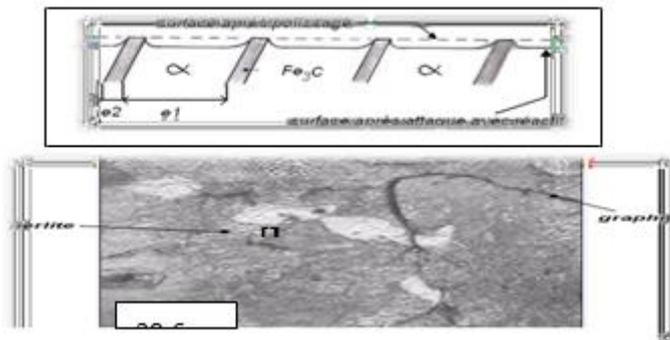


Figure I. 6 : Répartition de la perlite dans les fontes grises[1]

I.3.3 La cémentite

La cémentite ou carbure de fer est une combinaison métallique de fer et de carbone définie chimiquement par la formule Fe_3C (contenant 6,67 % de carbone). Elle est

constituée par une maille orthorhombique dont le motif de base peut-être assimilé à un triangle par simplification. C'est un corps très dur, cassant et très fragile. Ces caractéristiques sont les suivantes :

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

I.3.4 L'austénite

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

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

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

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

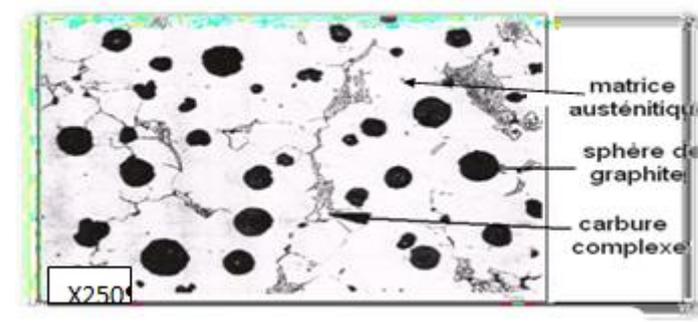


Figure I. 7 : Structure d'une fonte GS à une matrice austénitique [14]

I.3.4.1 Décomposition de l'austénite

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

grande.

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

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

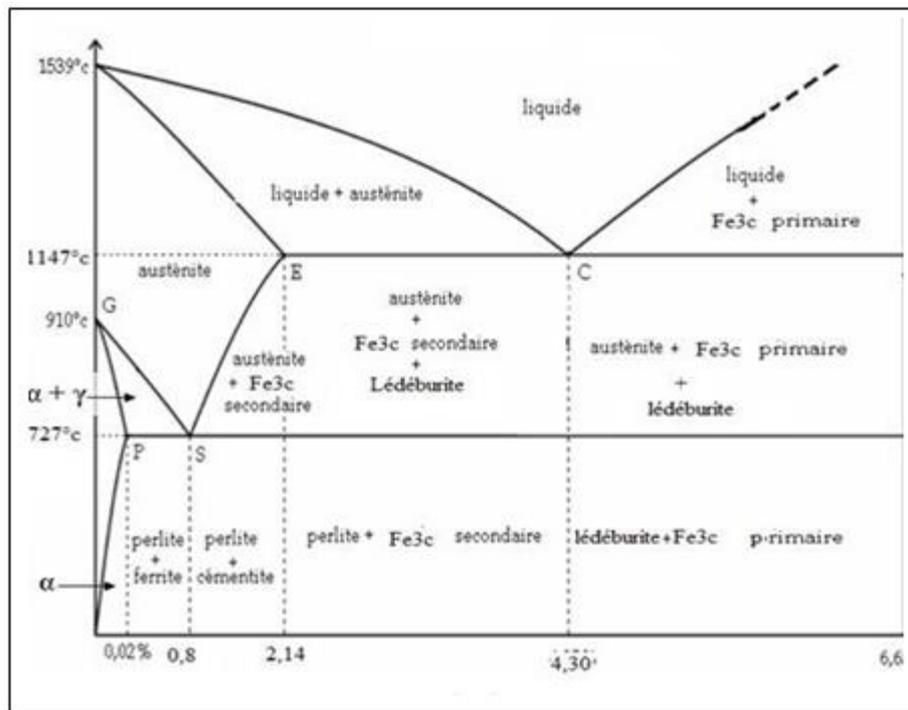


Figure I. 8: Diagramme d'équilibre métastable Fe - Fe₃C [1]

I.3.5 La sorbite et troostite :

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

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

I.3.6 Graphite

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

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

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

I.3.6.1 Types de graphite

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

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

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

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

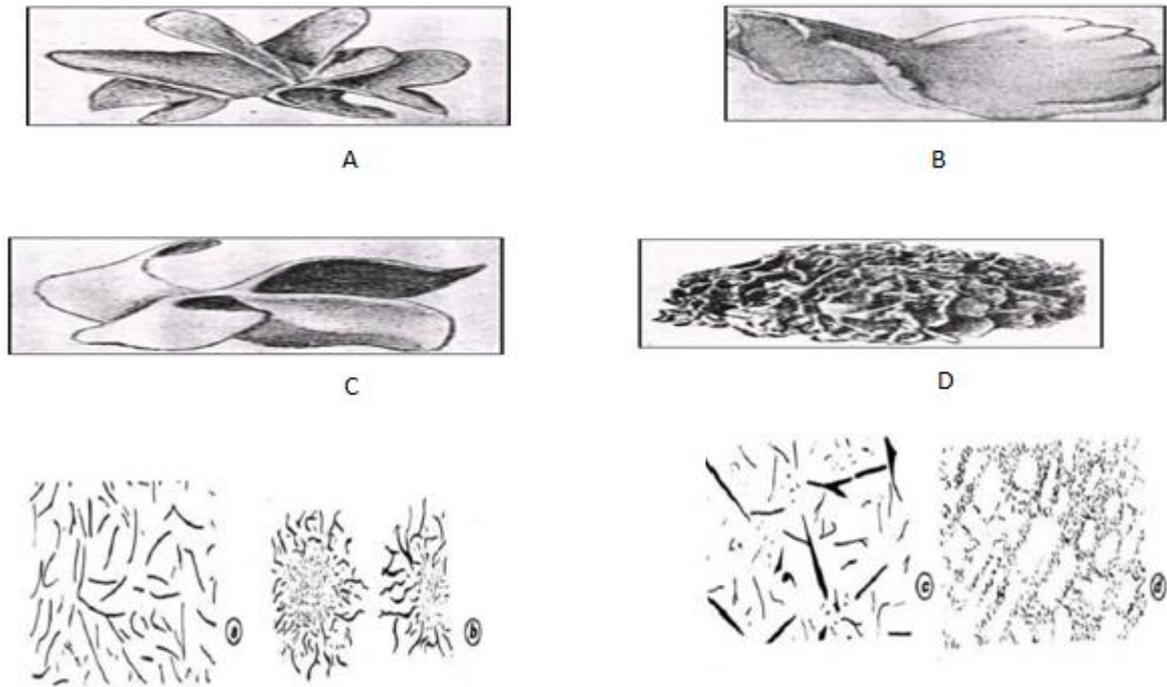


Figure I. 9 : Types de graphites [1]

I.4 Influence des éléments chimiques sur la fonte ADI

I.4.1 Les éléments normaux Carbone

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

Silicium

Élément normal de la fonte, il devient élément d'addition au dessus d'une teneur de 3%. Élément alphasène, il joue un rôle fondamental en métallurgie des fontes, car, aux teneurs considérées (jusqu'à 18%), il oriente la solidification des alliages Fe-C- Si vers le système stable (graphite + ferrite). C'est un graphitisant puissant. Les Ferro-silicium, en raison probablement des faibles teneurs en aluminium et en calcium qu'ils contiennent, sont des corps inoculant. Ajoutés en petite quantité au métal liquide avant la coulée, ils produisent un effet germinateur du graphite, évanescent, qui entraîne plusieurs avantages pratiques : multiplication des cellules eutectiques, élimination des carbures, suppression du graphite de surfusion.

Influence du Silicium Sur la vitesse de refroidissement

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

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

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

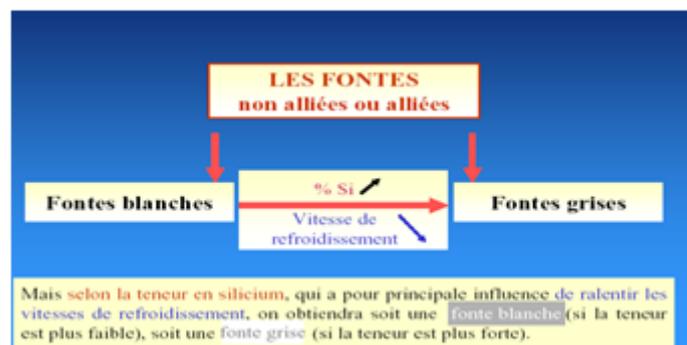


Figure I. 10 : Influence du Si sur la vitesse de refroidissement [9]

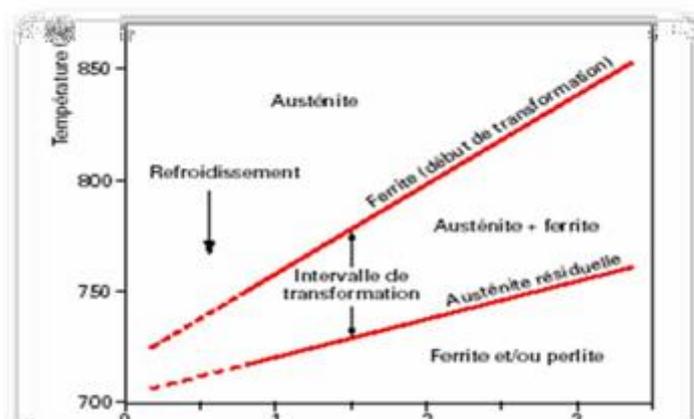


Figure I. 11 : Rôle du silicium sur l'intervalle refroidies de transformation des fontes grises, fontes malléables et des fontes à graphite sphéroïdal à la vitesse de 5 °C / h, [6]

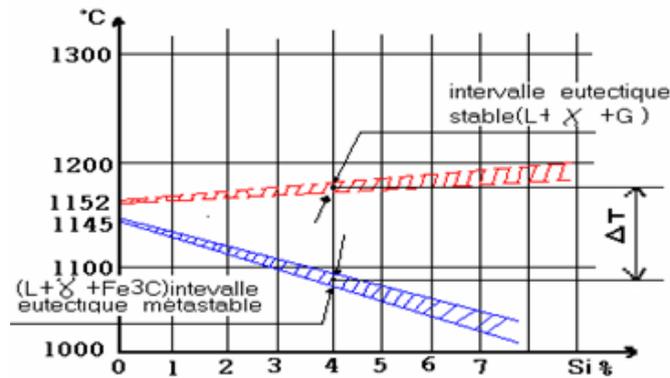


Figure I.12 : Effet du silicium sur les températures des points C et C', [9]

Influence du carbone et du silicium

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

Les deux éléments (carbone et silicium) exercent une influence directe sur le passage de système métastable au système stable [7]. Le carbone est un élément graphitisant, il favorise l'accroissement des lamelles de graphite. Pratiquement, la teneur en carbone est plus difficile à varier, c'est pourquoi on choisit une teneur qui garantit d'assez bonnes caractéristiques de moulage de la fonte, c'est-à-dire la fluidité et un faible retrait. L'influence du carbone sur la structure est donnée par le diagramme (figure I.13), le champ du diagramme est divisé en cinq domaines de la structure, en fonction de la teneur en silicium. Le diagramme est réalisé pour les pièces moulées dont l'épaisseur des parois ; est constante l'influence de la vitesse de refroidissement de la fonte sur la structure n'est pas prise en considération.

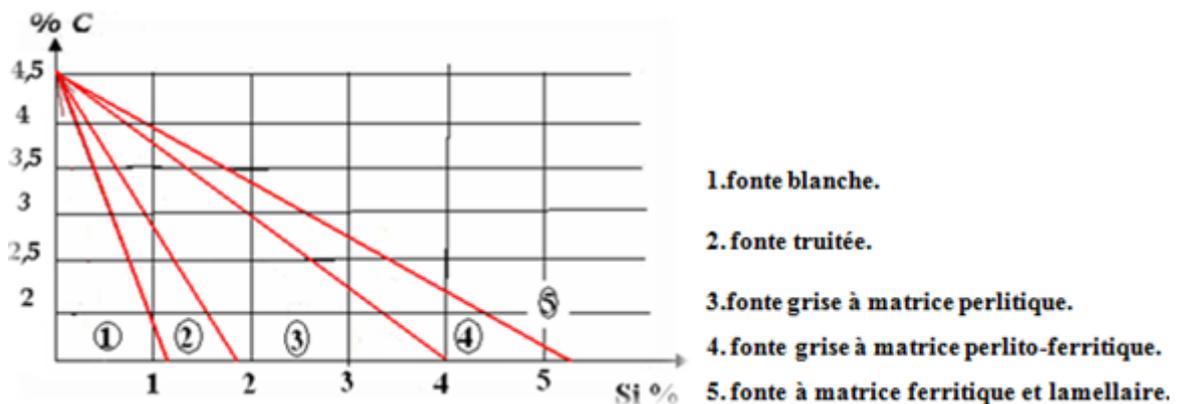


Figure I.13: diagramme de Maurer. [7]

Phosphore

Élément faiblement graphitisant, le phosphore est une impureté des minerais ferreux qu'on élimine le plus possible par oxydation en présence de laitier basique. Son action fragilisant se manifeste dès la plus faible teneur dans les aciers et les fontes. Dans les fontes grises, il apparaît sous forme de Fe_3C qui constitue les cristaux d'eutectique phosphoreux.

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

Soufre

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

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



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

Manganèse

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

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

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

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

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

I.5 Les éléments d'additions Nickel

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

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

Chrome

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

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

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

Molybdène

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

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

Cuivre

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

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

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

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

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

Vanadium

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

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

Titane

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

Ajouté à la fonte, à des teneurs faibles (0,1% à 0,3%), c'est un élément graphitisant qui a un effet très sensible sur la forme et la répartition du graphite. Il rend le graphite très fin, le dissémine dans la masse sous forme de brouillard, c'est-à-dire des pseudo-lamelles. Cela implique une augmentation des caractéristiques mécaniques ainsi que de la résistance aux chocs thermique (effet d'entaille).

Etain

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

Aluminium

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

Plomb

Le plomb, pratiquement insoluble dans les alliages ferreux, est un élément poison même à l'état de traces. Il perturbe gravement la forme du graphite lamellaire et surtout sphéroïdal. Il provient essentiellement de matières récupérées comme la peinture sur les tôles, l'acier de décolletage ou encore les pièces émaillées.

Tellure

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

Magnésium

C'est un métal ultra léger, très volatil et réagissant très vivement avec l'oxygène et le soufre. C'est donc un agent de traitement utilisé pour la désoxydation, la désulfuration et surtout pour l'obtention du graphite sphéroïdal des fontes.

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

Le tableau I.1 récapitule les effets des principaux éléments d'addition.

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

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

I.6 Les éléments poisons

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

Éléments primaires: C, Si, S.

Éléments contribuant à la sphéroïdisation: Mg, Ce, autres terres rares. Éléments d'alliage: Cu, Mo, Ni, Sn.

Éléments résiduels: Cr, Mn, P, Ti, V.

Éléments insolubles (effet inoculateur): Ba, Ca. Éléments gazeux: H, N, O.

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

I.6.1 Teneurs maxi tolérables en éléments poisons

Selon une norme de l'« international Nickel » le taux maxi tolérable des éléments suivants serait le tableau I.2.

Tableau I.2: Teneurs maxi tolérables en éléments poisons

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

En pratique, plus le moulage est épais, plus la somme des impuretés doit être faible. Ainsi pour un moulage de 100 mm d'épaisseur, on doit maintenir $Ti + Pb + Bi + Sb < 0,02 \%$

Les très faibles doses tolérables indiquent que la fonte grise qui sert à l'élaboration de la

fonte G.S. doit avoir une analyse précise et complète des poisons. [25]

I.6.2 Remède contre les poisons

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

-soit après le traitement au Mg ;

-soit dans l'alliage de sphéroïdisation ;

-soit dans le Sandwich ;

Suffit à neutraliser la plupart des poisons cités.

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

I.7 Élaboration des fontes

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

Les fours les plus rencontrés sont :

a- Fours à garnissage basique

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

b- Fours électriques à induction (à creuset acide)

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

c- Cubilot acide à vent froid :

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

d- Cubilot basique à vent chaud

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

I.8 Traitement par le magnésium

En pratique, le graphite prend la forme sphéroïdale, dans une fonte à teneur en soufre initiale limitée ($S < 0,06 \%$), en présence d'une teneur en magnésium finale allant de 0,03 à 0,06 %. L'introduction du magnésium se heurte à deux difficultés : c'est un métal léger et oxydable, qui tend à flotter et à brûler à la surface de la fonte et dont la température d'ébullition est basse (1100 °C), d'où une réaction brutale [13].

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

$$Q = M \times \frac{0.76\%S - 0.01 + \%G + t \times 10^{-3}}{0.01 \times \%R \times \%Mg} \times \frac{T^2}{1450} \text{ [KG] [13]}$$

Q = quantité en Kg d'alliage en Mg ;

M = masse en kg de la fonte à traiter ;

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

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

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

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

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

%R = le rendement de Mg en pourcentage ;

I.9 Familles des fontes G.S

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

I.9.1 Fonte G.S. ferritique

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

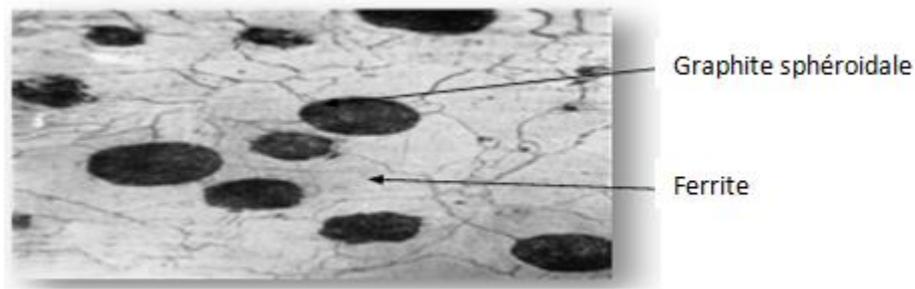


Figure I.14 : Structure d'une fonte G.S d'une matrice ferritique [4]

I.9.2 Fonte G.S ferrito perlitique

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

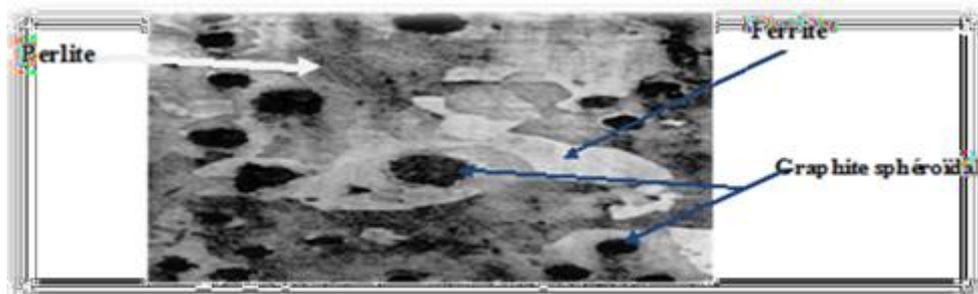


Figure I.15 : Structure d'une fonte ferrito perlitiques [14]

I.9.3. Fonte GS perlitiques

Sphéroïdes de graphite dans une matrice de perlite. La perlite est un agrégat fin de lamelles de ferrite et de cémentite (Fe_3C). Relativement dure, ductilité moyenne, conductivité thermique un peu réduite, faible perméabilité magnétique, pertes par hystérésis élevées, bonne usinabilité.

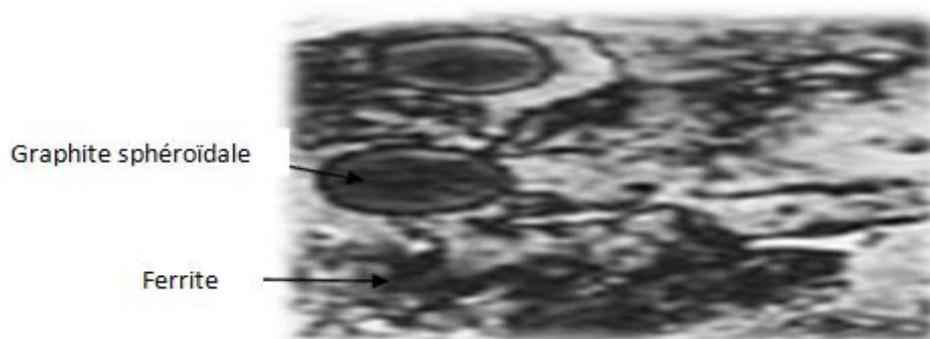


Figure I. 16 : Structure d'une fonte GS perlitique [4]

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

I.10.1 Fonte G.S. austénitique

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

I.3.1 Fonte G.S. à trempe bainitique («ADI»)

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

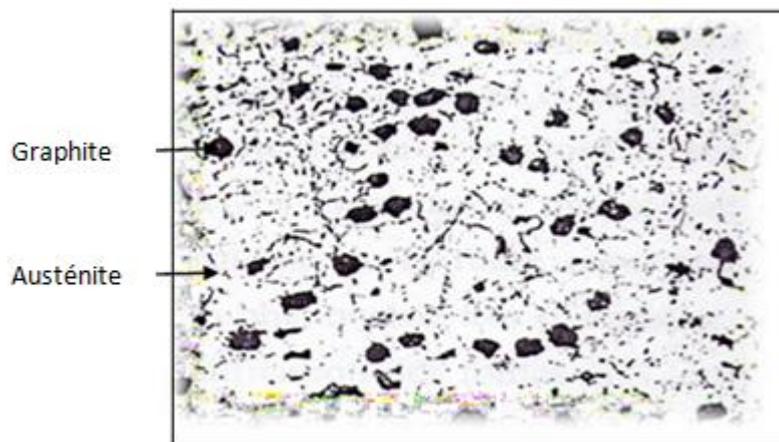


Figure I. 17: G .S. austénitique [4]

I.3.2 Fonte G.S. à trempe bainitique («ADI»)

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

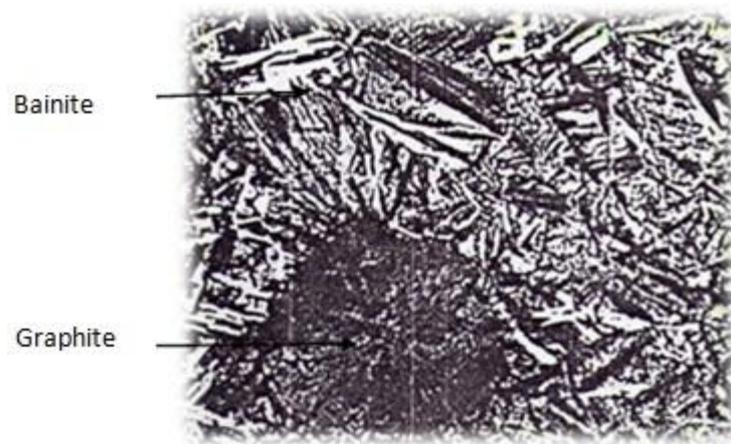


Figure I. 18 : G.S. bainitique [11]

I.3.2.1 La solidification des fontes ADI

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

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

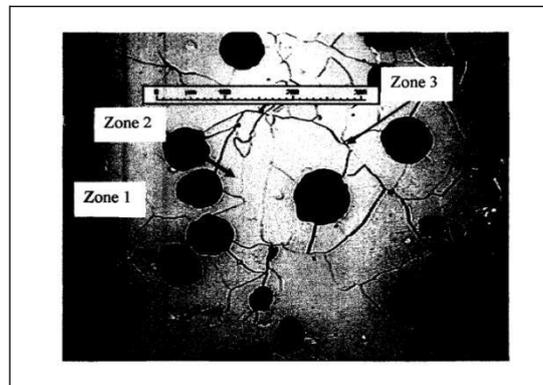


Figure I. 19 : Microstructure d'une fonte GS ferritique [19]

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

ségrégation opposée dans les zones situées près des nodules où l'austénite s'est formée en premier.

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

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

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



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

I.3.2.2 Réaction bainitique

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

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

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

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

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

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

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



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



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

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

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

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

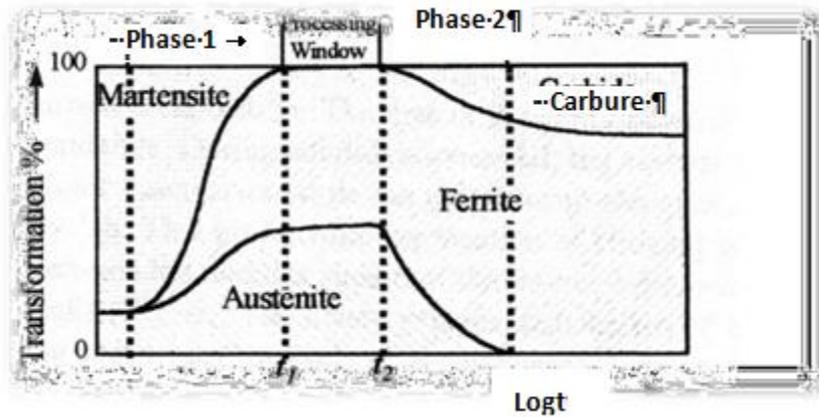


Figure I.21: Produit de la transformation bainitique en fonction de la durée de maintien Isotherme [17]

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

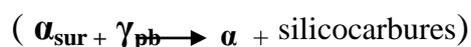
Réaction 1 (pendant la trempe)

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



Réaction 2 (pendant le maintien isotherme)

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



La vitesse de réaction des deux étapes dépend de la composition chimique, de la teneur en éléments d'alliage, du nombre et de la taille des cellules eutectiques. Si les pourcentages de ferrite et d'austénite enrichie en carbone augmentent avec le temps de maintien isotherme,

pendant la première étape (réaction 1), il y'aura donc une diminution de pourcentage d'austénite mère.

I.3.2.3 Les étapes de trempe au cours de refroidissement

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

A : Première phase

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

B : Deuxième phase :

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

C : Troisième phase :

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

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

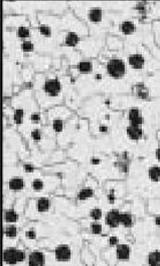
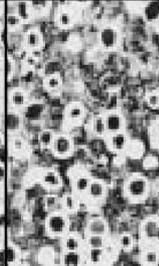
MATRICE							
Ferritique Nuance 60-40-18	Ferrito-perlitique Nuance 80-55-06	Perlitique Nuance 100-70-03	Martensitique (avec austénite retenue)	Martensitique revenue	ADI Nuance 150-100-7	ADI Nuance 230-185-	Austénitique
60 000 psi (414 MPa)	80 000 psi (552 MPa)	100 000 psi (690 MPa)	* N.D.	115 000 psi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

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

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

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

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

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

Les fontes ADI (Austempered Ductile Iron.) sont des fontes à graphite sphéroïdal ayant subi un traitement thermique de trempe étagée aussi appelé « austempering ». Ce traitement permet d'obtenir une gamme de matériaux aux propriétés exceptionnelles, bien supérieures à celles des fontes à graphite sphéroïdal ferrito-perlitiques, comme l'indique le schéma de la figure I. 22, et permettant de concurrencer des aciers à haute résistance [17]

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

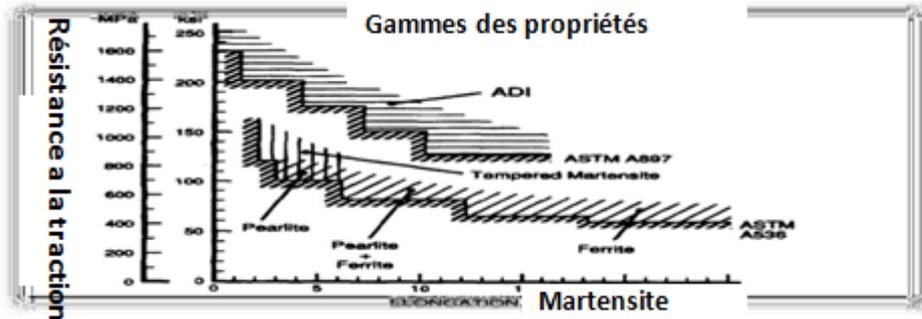


Figure I. 23: Comparaison des propriétés mécaniques des fontes GS présentant la résistance mécanique versus le taux d'élongation. [17]

I.11 Elaboration de la fonte GS(ADI)

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

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

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

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

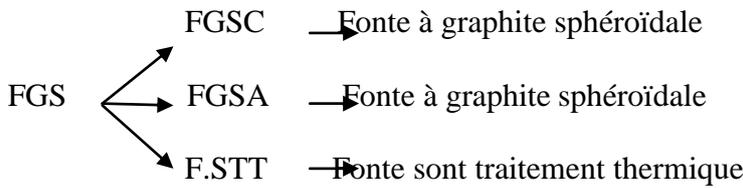
Tableau I. 4 : Composition chimique de l'élément d'adulotion [26]

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

I.11.1 Lit de fusion

ou niveau de la fonderie de Rouiba, la préparation de lit de fusion, se fait à partir des

matières première prises des soutes, il ya deux nuance principal et cinq sous nuance comme suivant : [19]



I.11.2 Charge de four

La charge utilisée pour la FGS est :

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

I.11.3 compositions chimiques des fontes GS (ADI)

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

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

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

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

Ou encore

$$C_{éq} = C + \frac{1}{4.5} Si + \frac{1}{2} P \quad [16]$$

D'autres éléments d'alliage sont souvent introduits afin d'obtenir une microstructure donnée suivant le type d'application. Certains sont alphagènes (Si, Al, Ti) tandis que d'autres sont carburigènes (Mn, Mo, Cr, Sn, Ni...). De la bonne répartition des nodules va aussi dépendre l'homogénéité de la matrice en éléments d'alliage. En effet, la répartition

des éléments d'alliage est étroitement liée au processus de solidification. On parle de cellules de solidification correspondant à la zone de la matrice qui s'est formée autour d'un nodule. La solidification de la matrice débute autour des nodules (zone I, sur la figure I. 21.) et se termine loin des nodules (zone III sur la figure I. 21.). La majeure partie de la matrice correspondant à la zone notée II sur cette figure. Pendant la solidification les éléments carburigènes (Mn, Mo) se concentrent dans les régions intercellulaires de fin de solidification (indiquée III sur la figure I.24). [17]

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

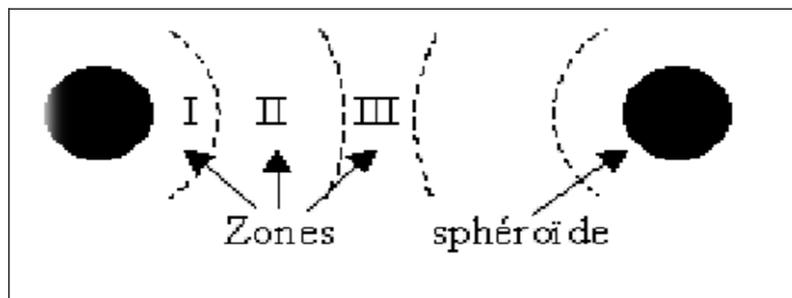


Figure I. 24 : Zones de ségrégation des éléments d'alliage [17]

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

I.12 Traitement thermique(ADI)

I.12.1 Mécanisme de formation du graphite sphéroïdal

Les fontes G.S sont majoritairement de composition eutectique ou hyper eutectique.

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

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

- des micros retassures de petite taille (de l'ordre de quelques micromètres) qui sont

dûs aux espaces laissés libres en fin de solidification, lorsque les cellules eutectiques se rencontrent,

- des porosités de tailles plus importantes (de quelques dizaines de micromètres jusqu'à parfois plus d'un millimètre qui apparaissent dans les zones de la pièce se solidifiant en dernier. Elles sont 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.

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

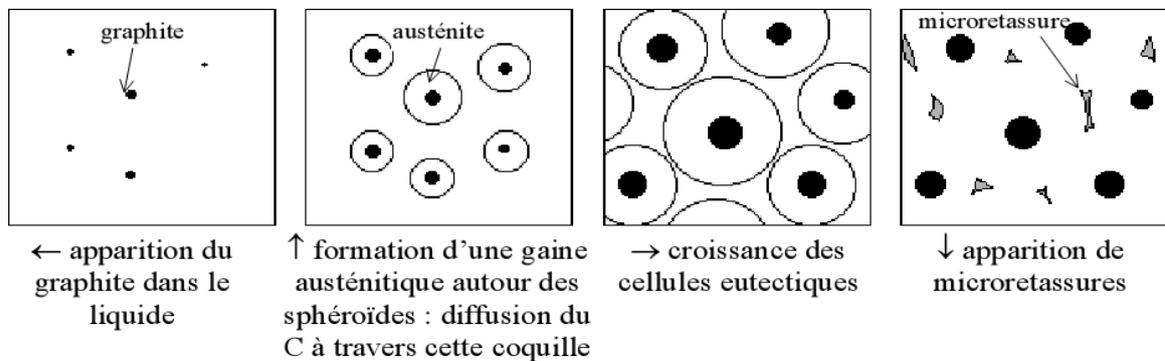


Figure I. 25 : description schématique de la solidification d'une fonte G.S [4]

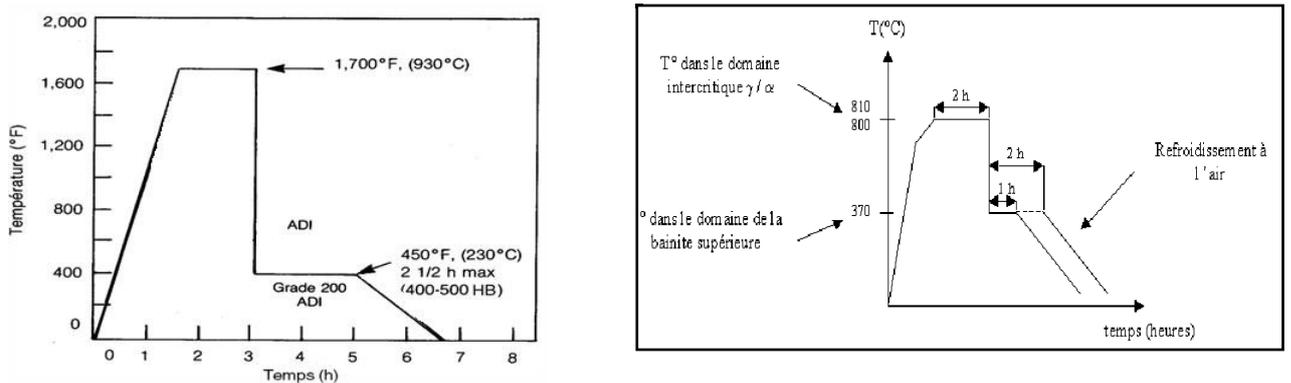


Figure I. 26 : Cycles typiques de transformation ADI [17]

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

On chauffe d'abord la fonte dans le domaine austénitique, typiquement entre 850- 950°C

i) Austénitisation

pendant 1 à 2h afin d'obtenir une matrice totalement austénitique.

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

ii) Trempe étagée (maintien isotherme)

On réalise ensuite une trempe jusque dans le domaine bainitique au-dessus de la température Ms (Martensite start) et en dessous de Bs (Bainite start) typiquement entre 250et 450°C. Il faut refroidir l'échantillon assez vite pour éviter la transformation en perlite. La trempabilité est améliorée grâce à la présence d'éléments d'alliage comme Ni, Cu, Mo ou Mn, Pendant le maintien isotherme la matrice austénitique se transforme progressivement en bainite (agrégat d'entités de ferrite séparées par des régions de phases résiduelles pouvant être de l'austénite et/ou des carbures). C'est à cette réaction que nous allons nous intéresser plus en détail. Après un maintien isotherme de 30 minutes à 2 heures, on refroidit à l'air ou à l'eau jusqu'à température ambiante. L'austénitisation de la matrice dans les zones de fin de solidification est possible en utilisant un cycle thermique comportant un passage dans le domaine critique. Ce passage peut être réalisé lors d'un maintien isotherme (cycle thermique de type 3, voir ou lors d'un refroidissement continu. La première solution a été retenue car nous disposons déjà des informations sur l'austénitisation de la matrice de notre alliage dans des paliers isothermes. Il est ainsi possible d'établir le graphique qui donne la fraction de matrice austénitisée en fonction de la température du palier. Pour chaque température, un maintien de 2 heures est effectué.

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

- d'un maintien dans le domaine ferrite α / austénite γ / graphite à une température $T_{\alpha/\gamma}$ de 800°C ou 810°C (vitesse de chauffage : 300°C/h jusqu'à 700°C puis 100°C/h jusqu'à 800°C),

- d'un maintien en bain de sel à une température de 370°C (domaine de la bainite supérieure) immédiatement après le palier à 800°C où à 810°C. Deux temps de maintien ont été choisis dans le cas de $T_{\alpha/\gamma} = 800^\circ\text{C}$ (1 et 2 h) et un seul pour $T_{\alpha/\gamma} = 810^\circ\text{C}$ (1 h),
- d'un refroidissement à l'air calme jusqu'à la température ambiante.

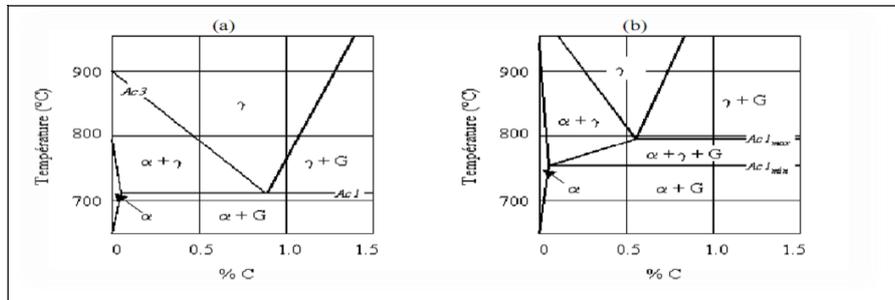


Figure I.27 : Schématisation d'une partie du diagramme d'équilibre (forme stable avec graphite) a) binaire fer – carbone (b) ternaire fer – carbone - silicium correspondant à une teneur en silicium de 2,4[17]

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

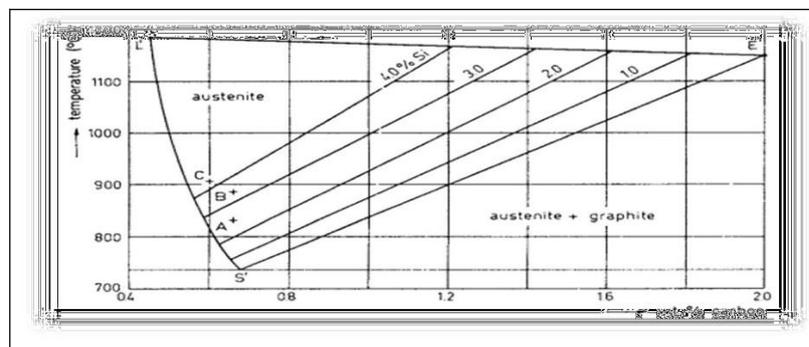


Figure I. 28 : Influence du silicium sur la solubilité du carbone dans l'austénite. Région austénitique du diagramme de phase Fe-C-Si. [18]

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

Les traitements thermiques des fontes G.S. sont très différents de ceux d'un alliage ferreux homogène. Ceci peut s'expliquer par le mode de solidification, l'hétérogénéité des éléments d'alliage, les paramètres du traitement thermique, et la distribution ainsi que la taille des

nodules de graphite.

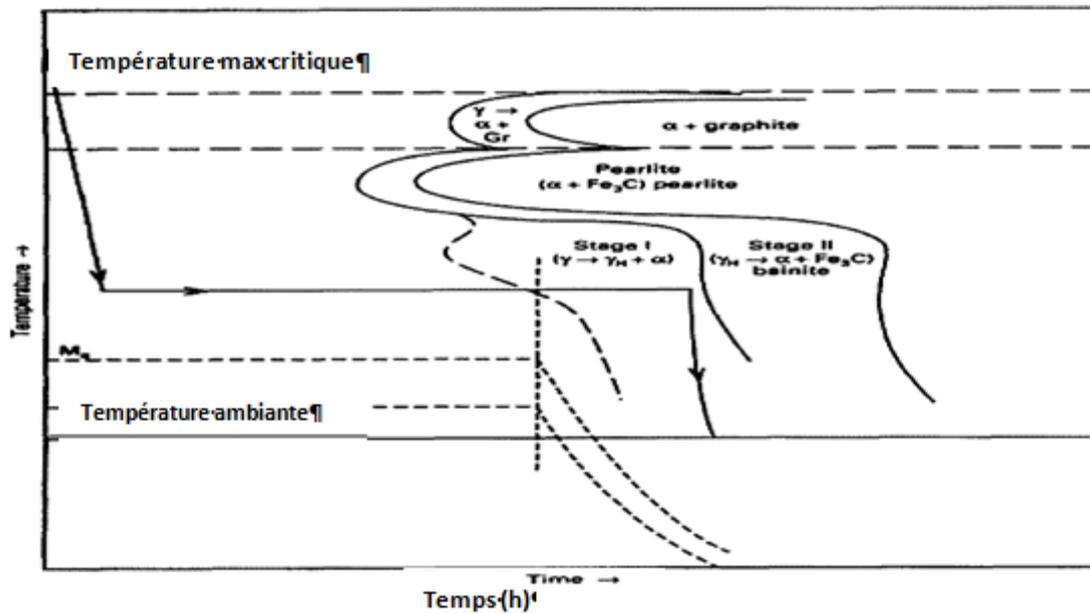


Figure I. 29 : Diagramme de la transformation isotherme (TTT) de fontes GS [18]

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

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

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

I.13 Caractère « composite » des fontes ADI

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

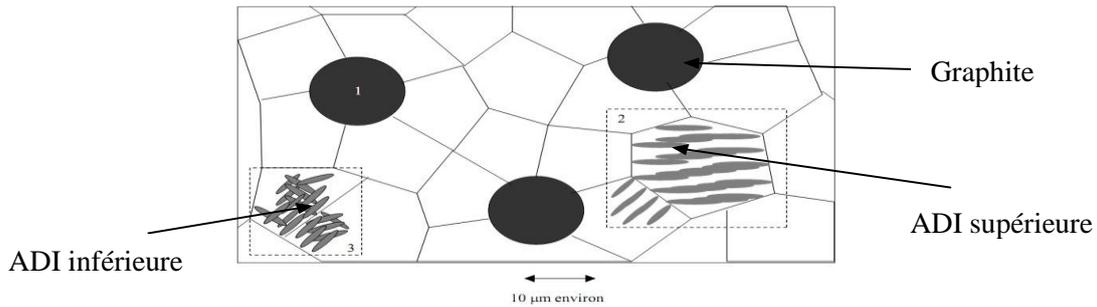


Figure I. 30: Schéma illustrant la microstructure des fontes ADI [17].

-1- Nodules de graphite

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

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

Nous nous intéressons aux caractéristiques de chaque constituant :

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

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

- La matrice des fontes ADI : Nous observerons cette microstructure au chapitre III. On peut encore distinguer les limites des anciens grains d'austénite à l'intérieur desquels la réaction bainitique a eu lieu. La taille des anciens grains austénitiques est de l'ordre de grandeur de la taille des nodules. A l'intérieur, on trouve les entités de ferrite

bainitique. Ces entités mesurent au plus $1 \cdot 10 \mu\text{m}$ et couvrent au moins 60% de la matrice. Dans le cas de la bainite supérieure, les épis traversent pratiquement tout le grain et la teneur en austénite résiduelle est importante (jusqu'à 40% de la matrice). Alors que dans le cas des bainites inférieures, les aiguilles s'entrecroisent et la teneur en austénite résiduelle est plus faible.

I.14 Domaine d'utilisation de la fonte ADI

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

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

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

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

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

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

Parmi ces pièces, on retrouve la fixation de rails. Il s'agit de la pièce qui ancre un rail dans le béton, méthode plus efficace que le crampon en acier forgé planté dans le bois autrefois utilisé. Beaucoup de lignes ferroviaires sont équipées avec des millions de ce genre de

fixation. La géométrie de cette pièce, présente une usure excessive qu'après 60,000 moulages.

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

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

CHAPITRE II

Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

Chapitre II

Traitements thermiques appliqués aux fontes GS

I 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 dans le cas des alliages qui nous concernent.

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 : trempe, 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 A_{c3} ,
- par le processus inverse, lorsque la solubilité du carbone décroît, l'austénite rejette cet élément qui tend à précipiter sous forme de graphite [NAG85] (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.

Pour définir précisément les traitements thermiques appropriés afin d'obtenir les caractéristiques mécaniques souhaitées, il est important de disposer des diagrammes de transformation de type T.R.C (Transformation en Refroidissement Continu) et T.T.T (Transformation-Température-Temps). Des travaux entrepris par A. Ikhlef et al. [IKH82a, IKH82b] ont permis d'établir un certain nombre de diagrammes relatifs à différentes nuances de fontes G.S.. Les caractéristiques des 3 alliages utilisés sont répertoriées dans le Tableau I.2.

Tableau I.2 : Caractéristiques des matériaux utilisés.

Matériaux	Principaux éléments d'alliages (% poids)				Dureté Hv 30
	C	Si	Cu	Mn	
← Fonte ferritique	3,8	3 – 3,3	/	0,25	160
↑ Fonte ferrito-perlitique	3,8	2,3	/	0,25	260
→ Fonte perlitique	3,8	2,6 – 2,7	0,6	0,3	270

I.1.1 Diagrammes T.R.C

La Figure I.6 présente un diagrammes T.R.C de 2 nuances de fonte G.S. ayant des teneurs en silicium différentes (matériaux ← et ↑).

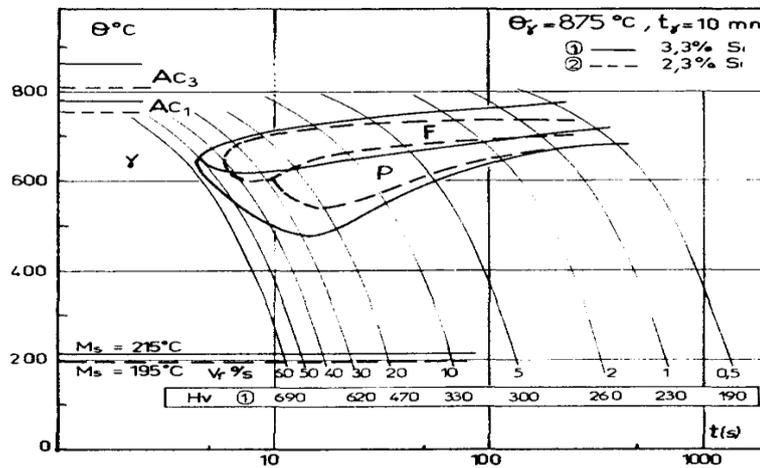


Figure I.6 : Diagramme T.R.C pour les fontes G.S. ← et ↑ avec 3,3 et 2,3 % de Si (refroidissement continu effectué après un traitement d'austénitisation à 875°C durant 10 minutes).

Pour des vitesses de refroidissement V_r inférieures à 50°C/s il y a formation de ferrite (F) puis de perlite (P). La quantité de perlite, pratiquement inexistante aux faibles vitesses ($V_r < 100^\circ\text{C/h}$), s'accroît progressivement lorsque V_r augmente, et ce aux dépens de celle de la ferrite qui se forme alors principalement dans les régions entourant les sphéroïdes de graphite

(structure appelée "bull's eyes" Figure I.5 (a)). Pour les vitesses de refroidissement très rapide ($V_r > 50^\circ\text{C/s}$) la structure est constituée de martensite. Notons que pour ces alliages, et dans ces conditions de traitement la transformation bainitique n'est pas observée.

La teneur nominale en silicium n'exerce qu'un effet limité, notamment sur la vitesse de trempe : les diagrammes de la Figure I.6 : ne révèlent pas de différence significative pour cette variation de la teneur en Si.

I.1.2 Diagrammes T.T.T

La Figure I.7 représente le diagramme T.T.T d'une fonte perlitique (matériaux \rightarrow) qui indique les transformations microstructurales intervenant lors de traitements isothermes succédant à une trempe depuis 900°C .

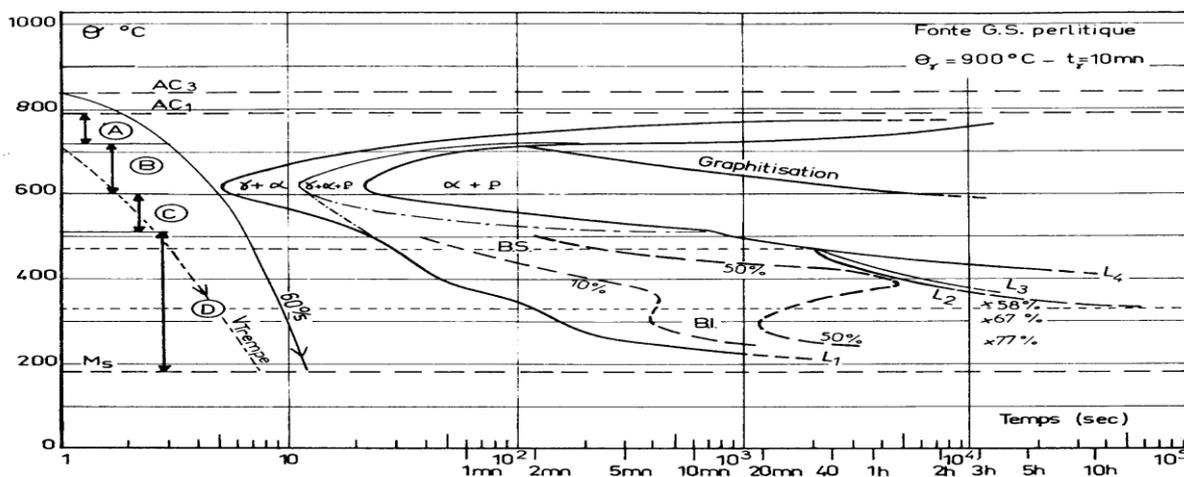


Figure I.7 : Diagramme T.T.T d'une fonte perlitique non alliée (austénitisation à 900°C , 10 minutes).

Ce diagramme T.T.T présente 2 grands domaines de transformation qui se chevauchent aux températures moyennes ($600 - 500^\circ\text{C}$) ; ils se différencient essentiellement par la nature des produits formés et les processus mis en jeu au cours de la transformation isotherme de l'austénite.

I.1.3 Domaine supérieur : $510^\circ\text{C} < \theta_{\text{iso}} < \text{Ac}_1 \Rightarrow$ Transformations ferritique et perlitique

Dans ce domaine l'austénite évolue, soit uniquement en ferrite équiaxe, soit en ferrite puis en perlite.

-Les plus hautes températures ($\theta > 710^\circ\text{C}$) favorisent la diffusion du carbone (provenant de la décomposition de l'austénite) vers les sphéroïdes de graphite. Il se forme, en conséquence, une matrice entièrement ferritique.

- Pour les plus basses températures ($600^{\circ}\text{C} < \theta < 710^{\circ}\text{C}$), la phase mère se transforme successivement en ferrite et en perlite au cours des premiers instants du maintien isotherme. Lorsque ce maintien est prolongé, la perlite formée est susceptible d'évoluer par graphitisation.
- Pour les températures inférieures à 600°C , le processus de graphitisation n'a plus lieu.

I.1.4 Domaine de la transformation bainitique $M_s < \theta_{iso} < 510^{\circ}\text{C}$

Une transformation de type bainitique plus ou moins complexe intervient lors de trempe interrompue à des températures comprises entre 510°C et le point M_s (Température de début de transformation martensitique). La microstructure de la bainite va dépendre de la température de maintien. Ainsi il est possible de distinguer deux variantes, la bainite supérieure qui se forme dans une gamme de température comprise entre 470 et 330°C et la bainite inférieure obtenue pour des températures inférieures (entre 330°C et le point M_s). Ces transformations qui conduisent à l'obtention de microstructures complexes seront décrites dans le paragraphe I.3.3. qui traite plus particulièrement de ce type de traitement thermique.

I..2 Influence des hétérogénéités de composition sur les courbes de transformation

La composition chimique hétérogène de la fonte G.S. augmente la complexité des traitements thermiques : peut-on considérer que la fonte G.S. possède une courbe T.R.C caractéristique après austénitisation dans des conditions données ? Cela est impossible puisque la matrice est hétérogène. J.M. Schissler a mis en évidence ce problème [SCH186] et indiquent les variations des courbes T.R.C selon la zone de matrice concernée (zone I, II, III, voir Figure I.2). La zone II, intermédiaire, dont l'étendue est la plus importante et le gradient de concentration est le plus faible, est prise comme référence. En fonction de la zone on aura variation des paramètres suivants (voir Figure I.8) :

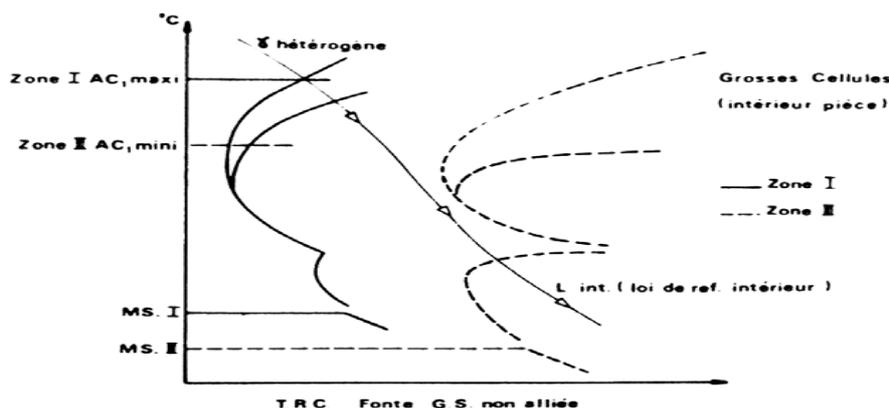


Figure I.8 : Courbes T.R.C des zones I et III.

- **Zone I** → La légère chute de concentration en carbone associée à une élévation du taux de silicium entraîne un avancement de la courbe T.R.C en diminuant le temps d'incubation des transformations perlitique et bainitique. Pour les mêmes raisons la température M_S va augmenter puisque c'est le taux de carbone qui est primordial. Parallèlement on aura une remontée de la température Ac_1 . Enfin on aura une évolution du domaine de formation des produits pro-eutectoïdes avec une aptitude à la ferritisation directe plus grande.
- **Zone III** → La chute en silicium et l'augmentation locale en manganèse vont peu affecter la courbe T.R.C mais c'est surtout la très nette augmentation du taux de carbone qui va influencer sa position et la repousser vers les temps croissants. Les températures M_S et Ac_1 vont chuter. Le domaine de formation des produits pro-eutectoïdes va évoluer avec une aptitude à retarder la ferritisation en favorisant l'apparition de perlite.

Ces remarques s'appliquent également aux courbes T.T.T, ce qui entraînera lors des traitements thermiques, notamment de type bainitique, des différences entre les 3 zones au niveau des cinétiques de transformation.

L'étude de ces diagrammes de transformation donne des indications sur les microstructures qui sont obtenues par l'intermédiaire de refroidissements continus ou de maintiens isothermes succédant à un traitement d'austénitisation. Les paragraphes qui suivent reprennent plus en détails les différents traitements thermiques qu'il est possible de réaliser.

Nous abordons dans un premier temps le cas des traitements thermiques de ferritisation, qui sont à la base de notre étude. Nous présentons ensuite d'autres types de traitements (bainitiques, revenu de la martensite, avec un palier dans l'intervalle critique) en indiquant les microstructures et les propriétés mécaniques (hors comportement en fatigue, traité plus spécifiquement au paragraphe I.4.) qu'il est possible d'obtenir avec les fontes G.S.

Ces différentes informations permettront par la suite de mettre au point des traitements thermiques conduisant à une microstructure optimisée vis-à-vis des propriétés de fatigue.

I.3 Traitements thermiques de ferritisation

Nous avons vu au I.2.3. qu'il n'est pas évident d'obtenir, brut de coulée, une fonte G.S. avec une matrice entièrement ferritique. Il est donc nécessaire dans certains cas d'avoir recour à un traitement thermique supplémentaire, appelé recuit de ferritisation, son but étant d'éliminer la perlite contenue dans la matrice.

I.3.1 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 [IKH82b, PAR99, PAR01].

I.3.2 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, nous allons passer d'une matrice ferritique pauvre en carbone et contenant de la cémentite et du graphite à une matrice austénitique pouvant accueillir une quantité plus 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 [MON00].

Afin d'obtenir une matrice 100% ferritique, il est important de refroidir la pièce lentement autour de Ac_1 (voir diagramme T.R.C, Figure I.6). 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 Fe_3C . Si l'espace entre les sphéroïdes est important de nouvelles sphères de graphite peuvent nucléer et croître. Toutefois la formation de nouveaux sphéroïdes est rare [SCH93] et le carbone diffuse de nouveau vers les sphéroïdes de graphite ce qui provoque l'incorporation de particules de matrice à leurs circonférences, au niveau des zones de dissolution préférentielle [DIE96, MON00].

I.3.3 Recuit à une température comprise entre 730 et 790°C

La transformation de la perlite en ferrite et graphite peut également être provoquée par chauffage des pièces, juste au-dessous de l'intervalle de transformation, suivi d'un refroidissement lent [CIF83]. Au cours de ce traitement, la cémentite de la perlite est décomposée, et la graphitisation s'opère par une diffusion progressive des atomes de carbone vers les sphéroïdes de graphite (voir diagramme T.T.T, Figure I.7). 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.

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 [PAR01].

I.4 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 [DEC78, LED81, DIE96, MON00]. Le Tableau I.3 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 J_{IC} (calculée à partir de l'intégrale J) 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 J_{IC} 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.

Tableau I.3 : Propriétés mécaniques sous sollicitations monotones, traction et ténacité, de fontes G.S. brutes de coulée et après traitement thermique de ferritisation [DIE96, MON00].

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
	ferrité 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
	ferrité 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 mentionnée au I.3.2.1.. 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 [DIE96].

I.5 Traitements thermiques de type bainitique

Nous avons vu au I.3.1.2., que la transformation bainitique intervient lors de maintiens isothermes à des températures comprises entre 500°C et le point M_S succédant à une trempe depuis un état austénitique. Les fontes ainsi obtenues sont appelées, fontes ADI (Austempered Ductile Iron) et le traitement thermique de trempe étagée, austempering.

I.5.1 Description du traitement thermique

Ce type de traitement comporte trois phases, comme le montre le schéma de la Figure I.9 :

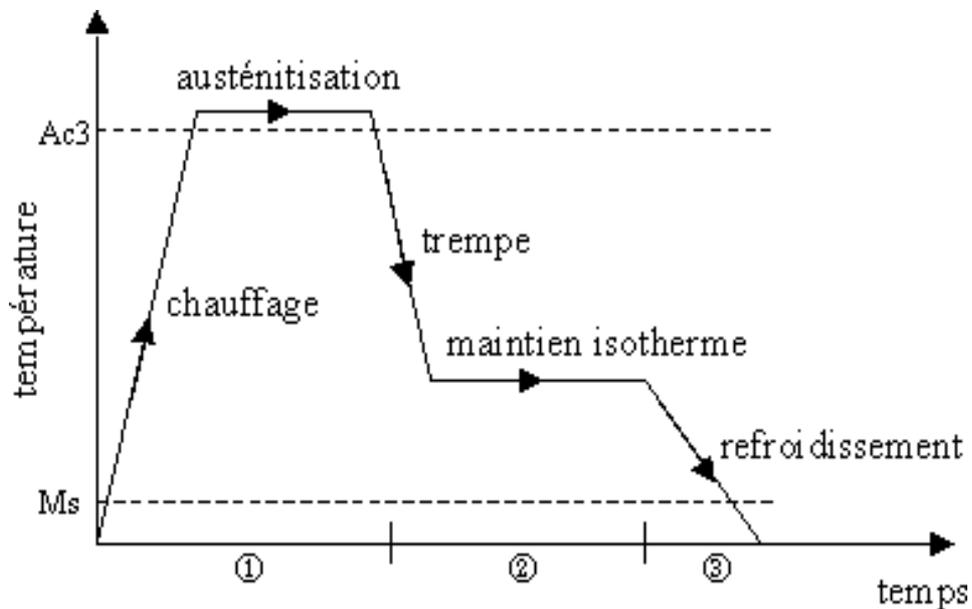


Figure I.9 : Schéma du traitement thermique de trempe étagée bainitique.

1) l'austénitisation

La fonte est tout d'abord chauffée dans le domaine austénitique, typiquement entre 850 et 950°C pendant 1 à 2 heures afin d'obtenir une matrice totalement austénitique avec une teneur en carbone assez homogène et définie. Il a été montré qu'une élévation de la température d'austénitisation (entre 850 et 950°C) avait pour effet de retarder et de ralentir la transformation bainitique et de donner une structure finale plus grossière avec plus d'austénite résiduelle [BAR89, PUT99, CHE97].

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. Cette réaction sera traitée de façon plus détaillée dans le paragraphe suivant I.3.3.2..

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 [FAR89].

4) 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.
- 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 le début du stade II.

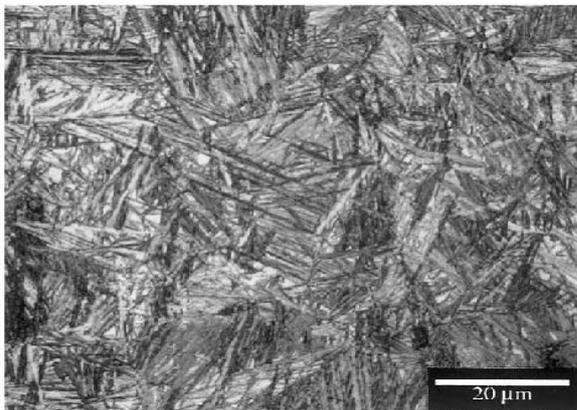
De nombreux paramètres affectent cette fenêtre. C'est le cas de certains éléments d'alliages tels le Si, Mn, Mo ou le Ni [ROU87].

5) Bainites inférieure et supérieure

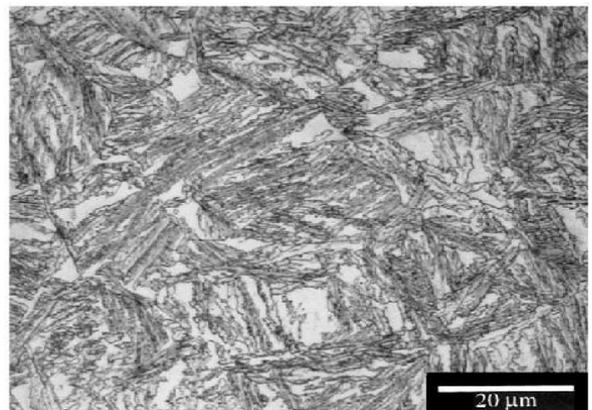
L'étude du diagramme T.T.T (§I.3.1.2.) a permis de distinguer deux types de bainite, la bainite supérieure qui se forme pour les températures les plus élevées (au-dessus de 350°C environ) et la bainite inférieure.

Dans le 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.

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 I.10 présentent ces deux types de microstructures.



(a)



(b)

Figure I.10 : Matrice de fontes ADI, austénitisation à 927°C, 2 heures (composition : 3,4%C, 2,41%Si, 0,15%Mn) [PUT01] (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

6)) Précipitation dans la bainite

Nous avons vu que pour des maintiens isothermes prolongés et en fonction de la température, la précipitation de carbures intervient. Ce phénomène a fait l'objet de nombreuses études. Il est possible d'identifier deux familles de précipités selon les temps de maintien isotherme. Pour les temps les plus courts (de 1 à 2 heures selon la température), de fins précipités filiformes et ondulés, répartis de manière homogène dans les zones ferritiques ou martensitiques, sont observés par différents auteurs [GUT95, ARA97, DUB85, MOO86, YES02, FRA97]. Ils ont été identifiés à l'aide de clichés de diffraction comme étant principalement des carbures ϵ [GUT95, ARA97, DUB85, MOO86] (voir Figure I.11 (a) et (b)), τ [YES02] (voir Figure I.12 (a) et (b)) ou η [FRA87, SID94].

Pour les temps de maintien les plus longs, des carbures plus massifs apparaissent en raison de la décomposition complète de l'austénite en ferrite et en carbures. Ces carbures ont été identifiés comme étant de type χ [DUB85, MOO86, SID94] ou des silicocarbures [GUT95].

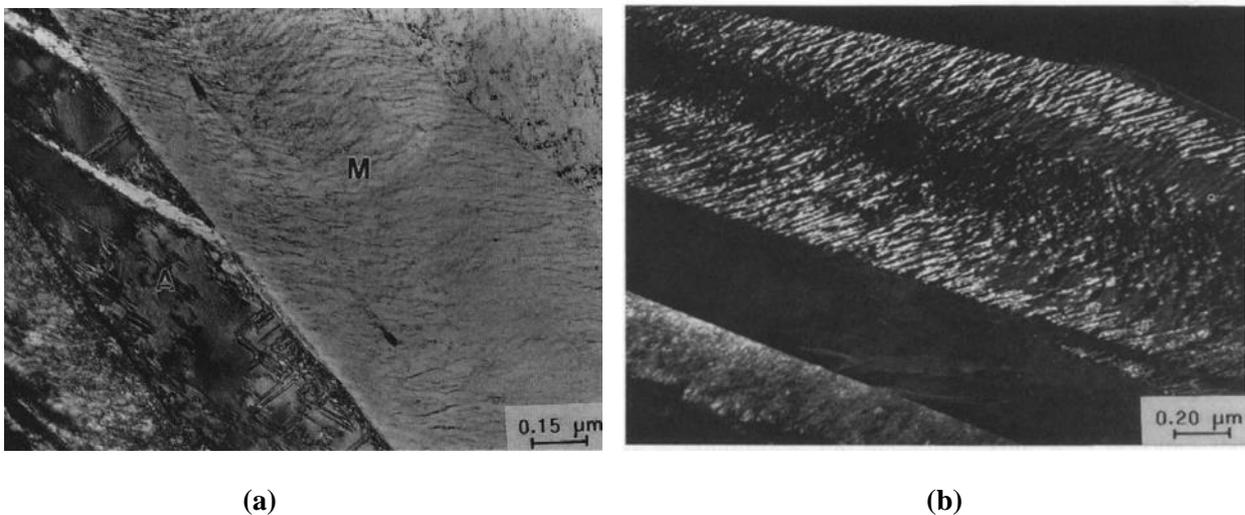


Figure I.11 : Images en microscopie électronique en transmission (MET) de la microstructure d'une fonte bainitique (composition : 3.69% C – 2,53% Si – 0,25% Mn ; austénitisation à 900°C, 30 minutes), traitée une heure à 410°C, montrant la présence de carbures ϵ dans une plaquette de martensite M. (a) Micrographie en champ clair (b) Micrographie en Champ sombre depuis la sélection de l'onde $(1\ 10\ 1)\epsilon$ des précipités [GUT95].

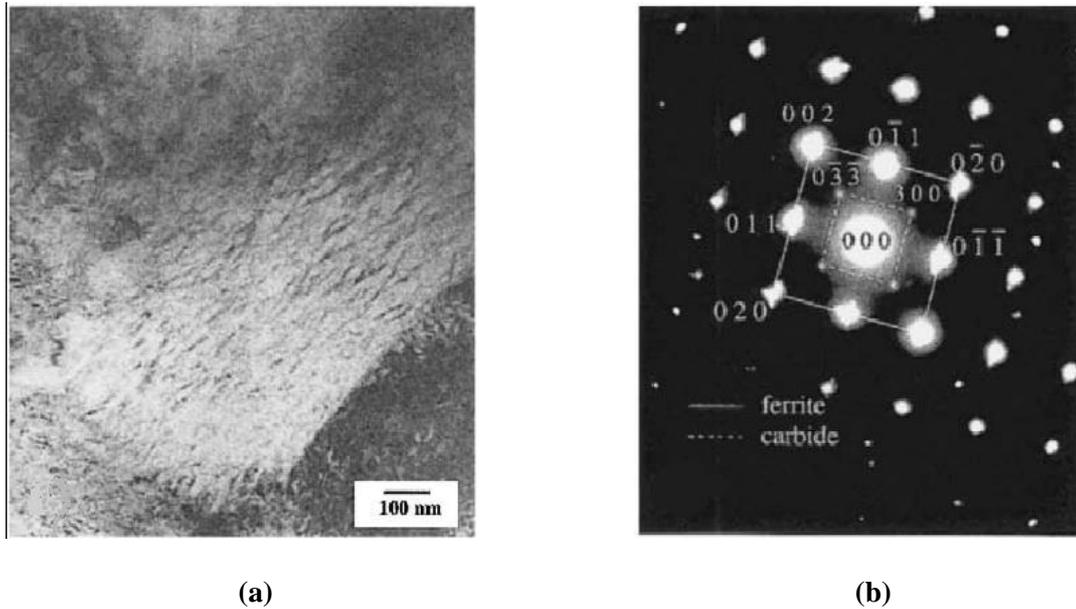


Figure I.12 : Images MET de la microstructure d'une fonte bainitique traitée une heure à 250°C (composition : 3,55% C – 2,5% Si – 0,55% Mn – 0,15 Mo – 0,31 Cu ; austénitisation à 950°C, 15 minutes) montrant la présence de carbures τ dans la ferrite bainitique [YES02] (a) Micrographie en champ clair (b) Cliché de diffraction correspondant.

I.6 Influence du Silicium sur la précipitation

Le silicium est un élément reconnu pour retarder la précipitation des carbures. Ce phénomène a été confirmé par [FRA87] qui a appliqué un même traitement thermique (austénitisation à 950°C durant 15 minutes et maintien à 370°C pendant 60 minutes) à deux fontes contenant 2,88 % Si et 1,57 %. La microstructure de la nuance la plus riche en carbone est exempte de carbures tandis que dans celle contenant 1,57 % Si, il est possible d'observer des carbures η dans la ferrite bainitique.

La répartition du silicium n'étant pas homogène dans la matrice (voir I.2.2.1.), la transformation bainitique risque d'être différente selon les zones (I, II ou III) [SCH86, BAY00] en fonction de l'importance des hétérogénéités.

I.7 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 [PUT01, SID94]. 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 I.13(a)). Concernant la ténacité, elle est maximale dans un domaine de température compris entre environ 330 et 370°C (Figure I.13 (a)).

Ces températures plus élevées favorisent également un meilleur allongement [SID94] (Figure I.13 (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.

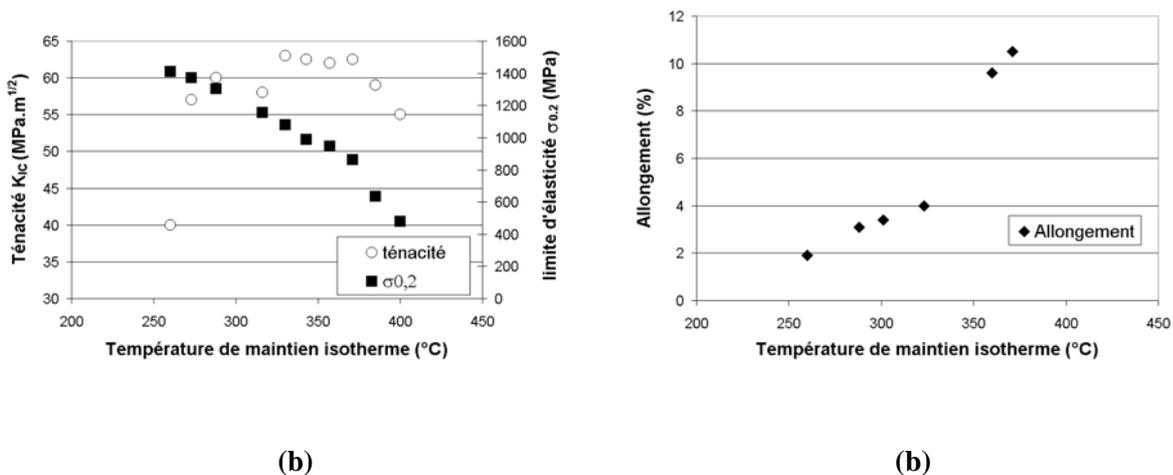


Figure I.13 : Evolution des propriétés mécaniques en fonction de la température de palier isotherme [PUT01] (a) Ténacité K_{IC} et limite conventionnelle d'élasticité à 0,2 % $\sigma_{0,2}$ (b) Allongement à rupture[SID94].

Pour une même durée de traitement, cette baisse de ductilité peut également intervenir pour des températures de maintien isotherme trop élevées (Figure I.14), la résistance aux chocs suivant la même évolution [SOR90].

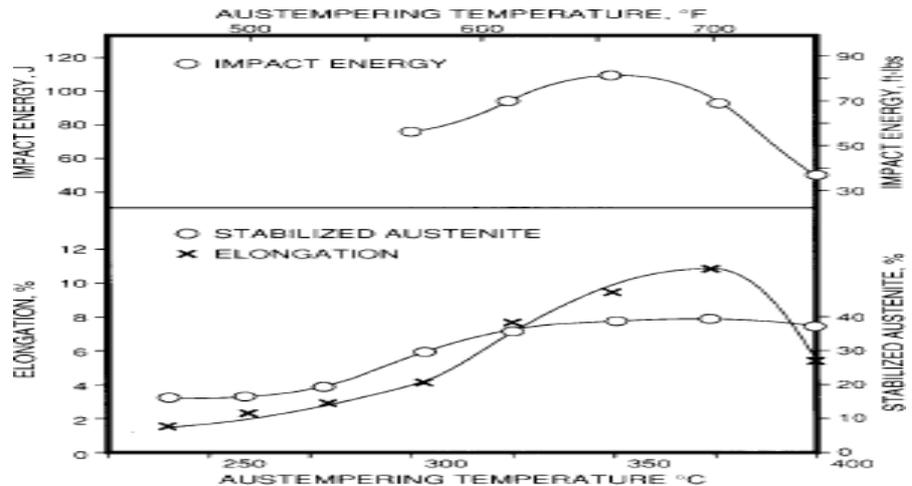


Figure I.14 : Evolution de la ductilité et de la résistance aux chocs en fonction de la température de maintien isotherme [SOR90].

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.

I.8 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 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. Le schéma de la Figure I.15 présente le cycle thermique correspondant.

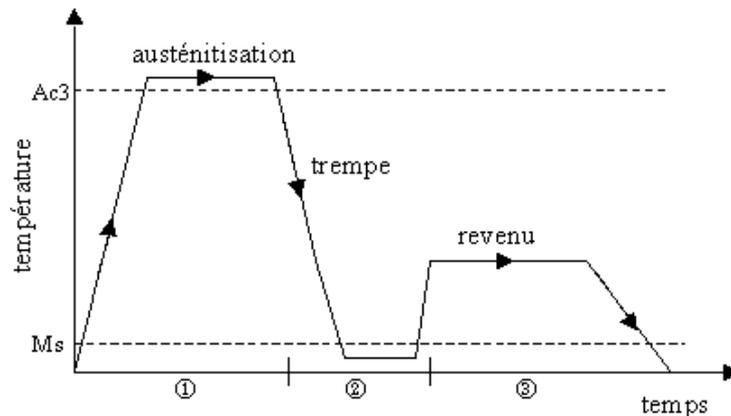


Figure I.15 : Schéma du traitement thermique de trempe martensitique suivie d'un revenu.

I.9 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 [PAR99].

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 [PAR01].

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 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 M_s ,

les pièces sont retirées après quelques minutes, dès que la température est homogène, sans attendre bien entendu que commence la transformation bainitique (voir §I.3.3.). Ensuite, elles refroidissent à l'air, la martensite ainsi produite (avec plus ou moins d'austénite résiduelle) pouvant en fin être traitée par revenu [PAR99, CIF83].

3) Le revenu

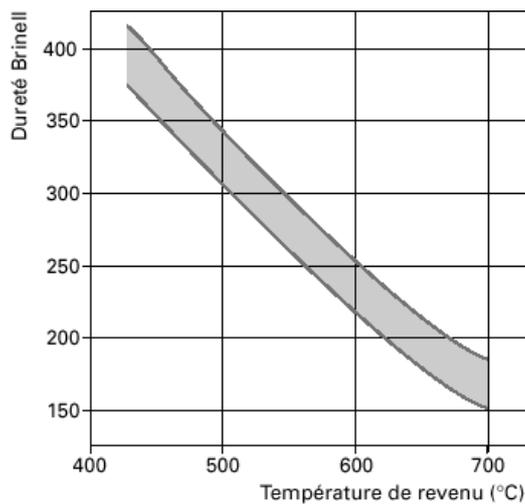
A Ikhlef et G. Cizeron [IKH84] ont étudié le revenu d'une fonte G.S. après trempe depuis un état austénitique (composition 3,8 % C, 3,3 % Si). Les principales évolutions microstructurales qu'ils observent par l'intermédiaire de différentes techniques (dilatométrie, analyse thermo-magnétométrique, analyse 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.

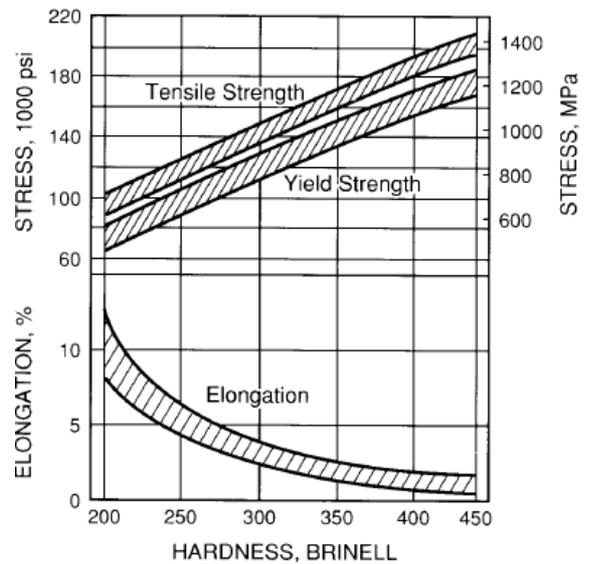
4) Propriétés mécaniques

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 [IKH84]. Pour des températures de revenu plus élevées, la dureté va diminuer, en retrouvant une valeur analogue à celle des fontes G.S. ferritiques pour les plus hautes températures, comme le montre la Figure I.16 (a).



À l'état brut de trempe, la dureté Brinell est de 570 HB

(a)



(b)

Figure I.16 : Propriétés mécaniques de fontes G.S. trempées et revenues [SOR90] (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 I.16 (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).

I.10 Traitements thermiques "intercritiques"

Dans les trois parties décrivant les principaux traitements thermiques appliqués aux fontes G.S. (I.3.2., I.3.3., I.3.4.) 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 I.17 (a) et la Figure I.17 (b) permettent de comparer les propriétés mécaniques de ces différentes nuances de fontes G.S..

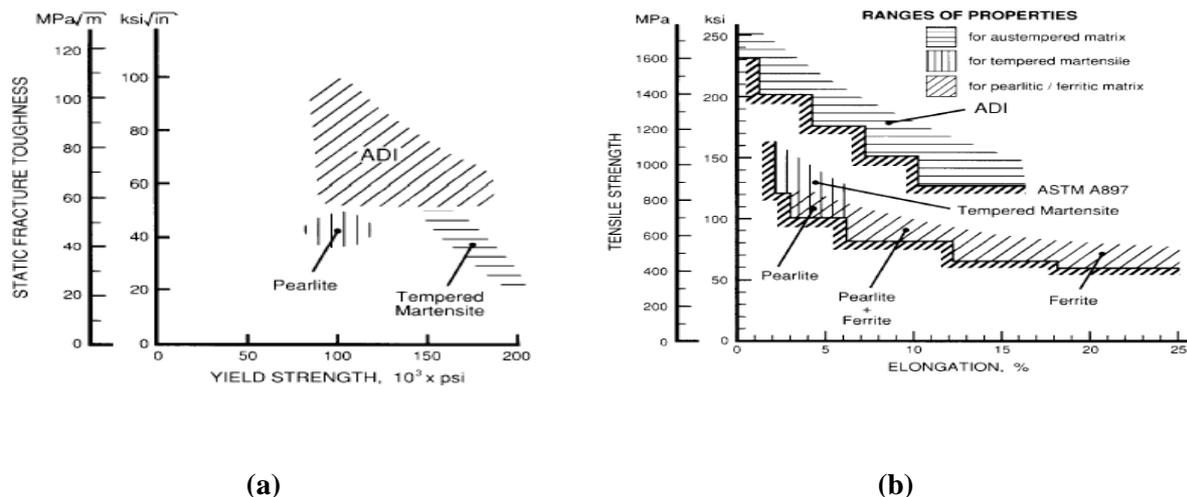


Figure I.17 : Influence de la nature de la matrice sur les propriétés mécaniques [SOR90] (a) Ténacité K_{IC} en fonction de la limite d'élasticité (b) Résistance à la traction en fonction de l'allongement.

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 [ROU02, ROU99]. 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.

Ces structures peuvent être obtenues selon différentes voies qui ont en commun, un passage dans le domaine critique (§I.2.2.2.) où la matrice est partiellement austénitique.

I.11 Méthode de traitement thermique

Nous avons vu au paragraphe I.2.2. que 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 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 :

⇐ au cours d'un chauffage continu [WAD80b, HE97] (cycle 1 du schéma de la Figure I.18),

⇐ au cours d'un refroidissement continu [SCH88, SCH90, CHO02] (cycle 2),

⇐ lors d'un maintien isotherme [FAR93, ROU02, ROU99, WAD80a, CHO89, RAS00] (cycle 3).

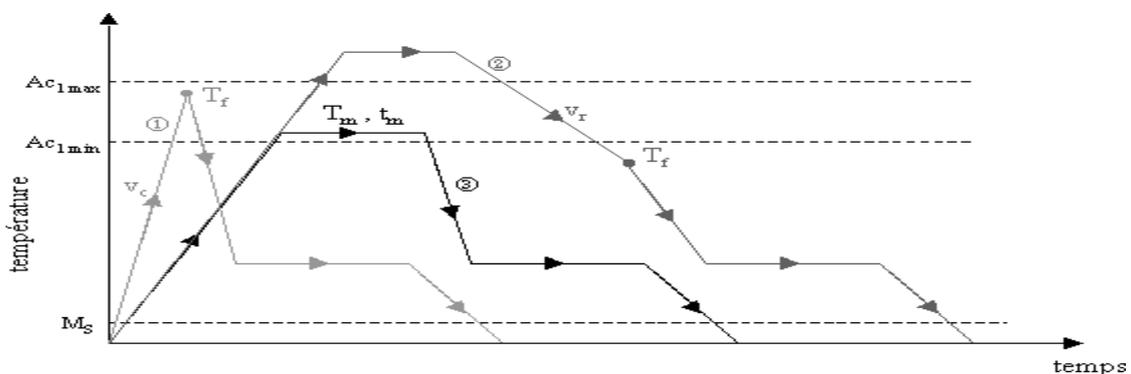


Figure I.18 : Schéma des différents traitements thermiques comportant un passage dans le domaine critique. (la température $Ac_{1\ min}$ correspond à la température en dessous de laquelle, après maintien de longue durée, on observe pas d'austénite).

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.

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 I.19.

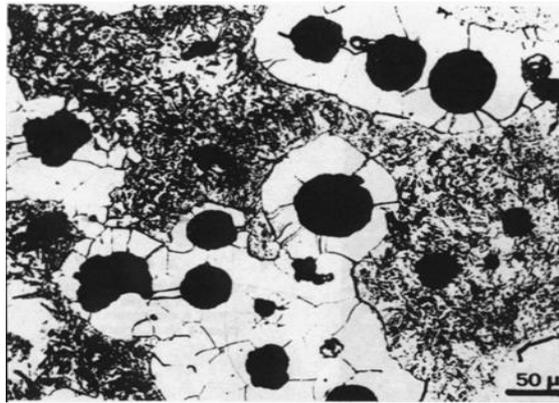


Figure I.19 : Microstructure d'un alliage contenant 3,26 % C, 2,78 % Si, 0,18 % Mn refroidi lentement et trempé depuis 710°C, puis maintenu à 300°C [SCH88] (cycle 2). Les zones d'apparence claire, proches des sphéroïdes, sont composées de ferrite et les zones plus foncées de bainite de type inférieur.

Il est tout de même possible de modifier cette répartition selon deux méthodes :

- En faisant varier la composition chimique de l'alliage de manière à modifier les températures de transformation eutectoïde dans les différentes zones (I, II, III). Ainsi J. Fargues [FAR93] obtient une austénitisation partielle de la matrice (cycle 3) de fontes alliées avec des éléments tels que le nickel, le molybdène ou le cuivre (leurs teneurs sont de l'ordre de 0,5 %). Cette austénite n'est pas uniquement localisée dans les zones de fin de solidification (zone III), elle est également présente dans les zones I et II. Il est également possible de privilégier l'austénitisation des zones I proches des sphéroïdes par ajout de nickel (> 3 %) [KOB88], qui va ségréger dans ces zones et du même coup y abaisser la température de transformation eutectoïde (voir Tableau I.1).
- En utilisant des conditions de traitement thermique particulières N. WADE et Y. UEDA [WAD80b] austénitisent la matrice principalement autour des sphéroïdes de graphite (fonte de composition 3,46 % C, 2,49 % Si, 0,59 % Mn) en réalisant un chauffage très rapide (cycle 1), avec des vitesses pouvant atteindre 9000°C/min., jusqu'à une température comprise entre 825 et 950°C (Figure I.20 (a)). Il est possible de parvenir au même résultat en réalisant un palier isotherme à haute température (entre 800 et 950°C) selon le cycle 3, durant un temps très court (quelques secondes) [WAD80a, CHO89](Figure I.20 (b)). Ceci s'explique par le fait que pour des vitesses de chauffage rapide ou des température d'austénitisation élevées, le carbone diffuse plus rapidement intragranulairement, tandis que pour des vitesses de chauffage ou des température plus faibles, la diffusion du carbone est principalement intergranulaire (les joints de grains jouent le rôle de court-circuit de diffusion).

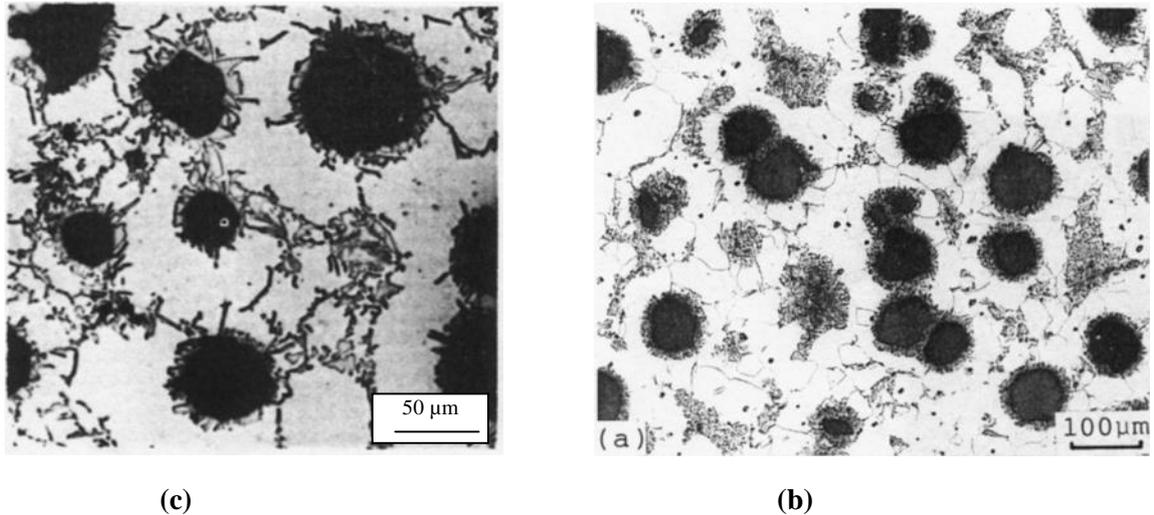


Figure I.20 : Microstructure de fontes G.S. Dual-Phase obtenues par (a) chauffage rapide, 400°C/min jusqu'à 900°C [WAD80b] (b) maintien isotherme de courte durée, 20 s, à haute température, 950°C [CHO89].

I.12 Propriétés mécaniques

Le Tableau I.4 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 %.

Tableau I.4 : Propriétés mécaniques de quelques fontes G.S. Dual-Phase.

Auteurs	Eléments d'alliage	Type de traitement	Traction			Résilience
			$\sigma_{0,2}$ (MPa)	σ_m (MPa)	A()	
[ROU02]	Si \rightarrow	Palier $T\alpha/\gamma$ + maintien à $\approx 370^\circ\text{C}$	56 5	728	16	
	Si \vee		53 9	654	14	
[FAR93]	Si	800°C, 1h + refr. à l'air	32 5	517	19,7	
		800°C, 1h + refr. à l'air soufflé	34 1	553	17,1	
		800°C, 1h + Trempe huile et revenu	37 3	596	13	
		800°C, 1h + 375°C	33 2	519	20,6	
		800°C, 1h + 300°C	31 5	498	20,3	
	Si, Cu, Mo	825°C, 1h + refr. à l'air soufflé	47 0	844	9,6	3,5 J
		825°C, 1h + 375°C	56 4	809	20,6	10,5 J
		825°C, 1h + 300°C	52 0	791	15,9	
	[KOB88]	Si, Mn, Ni	Palier $T\alpha/\gamma$ + maintien à 350°C	58 0	800	3,5
Si, Mn		Palier $T\alpha/\gamma$ + maintien à 350°C	57 0	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	58 0	740	7	15 J/cm ²
[HE97]	Si, Mn, Ni, Mo	Austénitisation partielle + trempe à l'eau		1180	8	20 J/cm ²

II.1.1. Projection thermique :

II.1.1.1. Historique :

La projection thermique occupe une place considérable dans le monde des traitements de surface. Son apparition date de 1909 grâce à l'invention de l'ingénieur suisse **Schoop**, portant sur la projection de plomb fondu à l'aide d'un vaporisateur, puis de plomb en poudre à travers une flamme. Les premières applications industrielles sont apparues en 1914 dans le domaine militaire (projection d'étain sur la face arrière d'obus), dans celui de l'anticorrosion (dépôts d'Aluminium), ou encore en décoration (dépôts de bronze). Dès 1914 également des essais de projection par arc électrique furent réalisés [9, 10, 11].

Les techniques de projection thermiques se développent suivant trois axes [11]

- L'augmentation de l'énergie cinétique des particules ;
- L'amélioration de la productivité de projection ;
- Le meilleur contrôle d'atmosphère de projection.

II.1.1.2. Principe de la projection thermique :

La projection thermique regroupe l'ensemble des procédés grâce auxquels un matériau d'apport est fondu ou porté à l'état plastique à l'aide d'une source de chaleur, puis est projeté sur la surface à revêtir sur laquelle il se solidifie [9].

La matière à déposer sous forme de poudre, de fil, de cordon ou de baguette est fondue totalement ou partiellement dans une source de chaleur (flamme, arc électrique, plasma) [9, 11]. Un gaz vecteur permet une pulvérisation de la matière, et le transport des gouttelettes ainsi formées jusqu'à la surface à revêtir (Figure II.1).

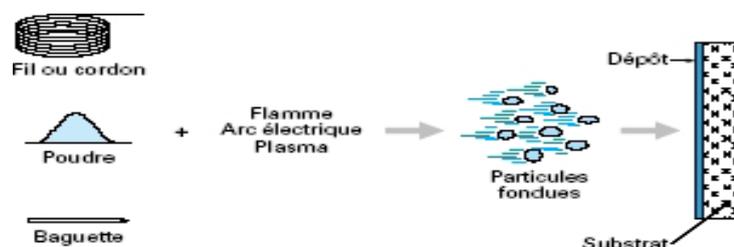


Figure II. 1 : Principe fondamental de la projection thermique [9].

Les dépôts formés par projection thermique sont obtenus par empilements successifs de gouttelettes de matériau fondu ou à l'état pâteux. La structure ainsi formée est de type lamellaire [9, 11], comme c'est décrit dans la figure II.2.

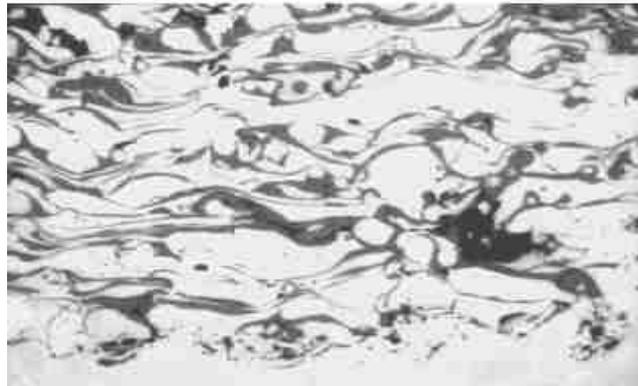


Figure II.2 : Microstructure d'un dépôt projeté thermiquement [9].

II.1.1.3. Procédés de la projection thermique :

II.2.5.3.1. Projection à flamme-poudre:

La projection flamme poudre est certainement le procédé le plus simple de tous les procédés de projection thermique. Il consiste à introduire une poudre à travers l'orifice central d'une buse-brûleur, la poudre fond et est entraînée par les gaz oxygène-carburant (généralement oxygène-acétylène ou oxygène-hydrogène) sur la pièce à revêtir. Ce système de projection est peu énergétique. Les revêtements réalisés par ce procédé contiennent un taux d'oxydes élevé ainsi qu'une forte porosité pouvant approcher 20%. La qualité des revêtements dépend aussi de la qualité des poudres. Le principe de fonctionnement d'un tel pistolet est illustré sur la figure suivante. L'utilisation de débit-litres pour contrôler les débits de gaz est un facteur important [10].



Figure II.3 : Schéma du procédé de projection par flamme [12].

II.2.5.3.2. Projection à flamme-fil:

Dans ce procédé, le matériau d'apport est sous forme de fil, de baguette ou de cordon. Il utilise les mêmes gaz que ceux utilisés en projection flamme-poudre (oxygène+gaz combustible) auxquels s'ajoute de l'air comprimé servant à l'atomisation de l'extrémité fondue des fils [9, 10].

Les épaisseurs déposées peuvent aller de quelques dixièmes de millimètre à quelques millimètres.

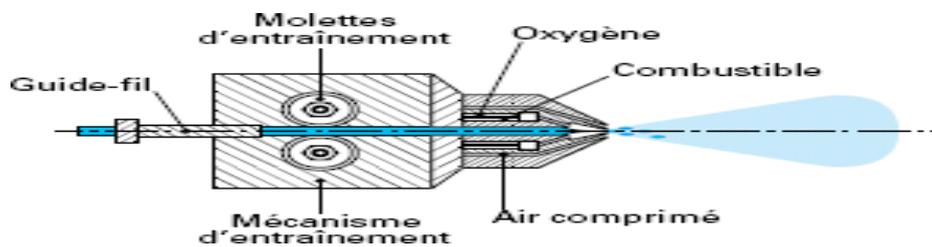


Figure II.4 : Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme fil [9].

II.2.5.3.3. La projection plasma :

Dans la projection plasma, le matériau à déposer est introduit, au moyen d'un plasma thermique créé par l'ionisation partielle d'un gaz plasmagène, dans le jet d'une torche à plasma sous forme de grains de poudre de 20 à 100 μm de diamètre [11, 13].

Les torches conventionnelles utilisées en projection plasma sont constituées d'une cathode de tungstène en forme de tige et d'une anode concentrique de cuivre qui assure également le rôle de tuyère. Le gaz plasmagène circule entre ces deux composants [13, 14].

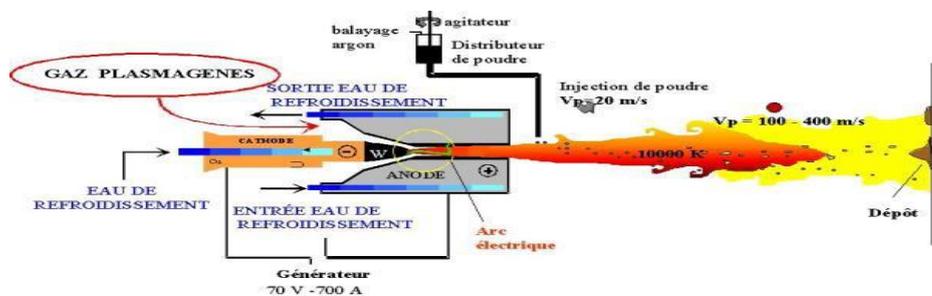


Figure II.5 : Principe de la projection par plasma à l'air [13].

Le dispositif de projection est installé dans une enceinte dans laquelle on pratique une forte dépression (à environ $P = 0,05$ bar). Ceci permet d'éviter l'oxydation des particules projetées, d'augmenter la vitesse des gaz dans le jet de plasma et d'allonger la flamme qui augmente la vitesse d'impact des particules fondues et, par voie de conséquence, diminue la porosité de la couche formée [10].

II.2.5.3.4. Projection à haute vitesse (HVOF) :

Cette variante des procédés flamme classiques réside dans la vitesse très élevée acquise par les particules projetées grâce aux importantes pressions régnant dans la chambre de combustion [9].

Deux procédés sont développés, leur différence tenant essentiellement à des critères d'ordre économique :

1. Le procédé HVOF: High Velocity Oxygen Fuel;
2. Le procédé HVAF : High Velocity Air Fuel.

La technique de la projection HVOF a été développée à la fin des années 1970 et début des années 1980. Le procédé HVOF utilise la combustion de deux gaz: d'une part, l'oxygène O_2 et d'autre part un gaz tel que le propane, propylène, tétrène ou hydrogène, (Figure II.6).

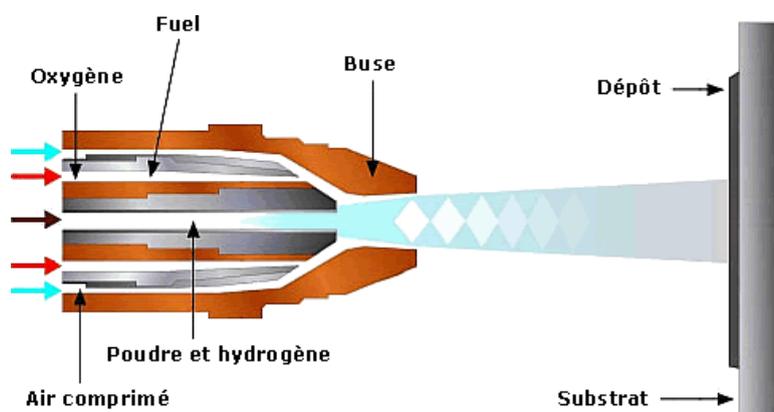


Figure II.6 : Schéma de principe de la projection thermique du système H.V.O.F [14].

Le procédé HVAF utilise quant à lui un mélange kérosène - air comprimé pour la combustion. Les gaz de combustion pénètrent dans la chambre de combustion puis sont éjectés du pistolet sous l'effet de la pression élevée (5 à 7 bar). La poudre est injectée à l'aide d'un gaz neutre dans la flamme [9].

II.2.5.3.5. Projection hypersonique à tir discontinu :

Cette technique de projection consiste à introduire le matériau d'apport (sous forme de poudre) dans un tube appelé canon à détonation (figure II.7), en même temps que le gaz de combustion (oxygène, acétylène). Ce mélange explose grâce à une étincelle, à la fréquence de huit allumages par seconde. La poudre est ainsi chauffée et éjectée à très grande vitesse (950 m/s) par l'onde de choc créée [9], le régime de projection est donc discontinu. Entre chaque tir, un balayage avec un gaz neutre est pratiqué.

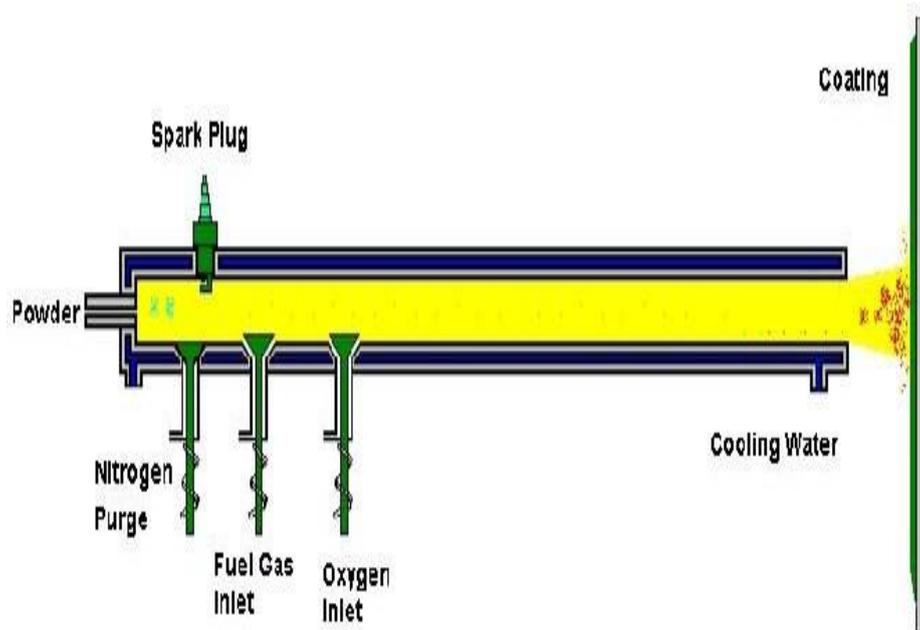


Figure II.7 : Principe du fonctionnement d'un canon à détonation [12].

II.2.5.3.6. Projection à l'arc électrique :

La projection à l'arc est une technique relativement économique qui compte de nombreuses applications industrielles. Elle est utilisée industriellement en Europe depuis 1945 [10, 11].

Le principe consiste à faire éclater un arc électrique entre deux fils ductiles consommables et à atomiser le matériau fondu par un jet de gaz comprimé (généralement de l'air) qui le projette sur le substrat. Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu avec des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités de courant allant de 100 à 500 A. Ils sont essentiellement constitués de deux parties :

1. La première sert à l'entraînement des fils ;
2. La seconde assure la fusion et la projection du métal fondu.

Le pistolet est arrangé de sorte que les fils forment un petit angle entre eux et se réunissent à un point, permettant une atomisation axiale du jet. A l'intérieur du pistolet, les fils sont guidés par deux tubes permettant, d'une part, le positionnement du fil avant son entrée dans la zone de fusion et, d'autre part, la transmission du courant électrique aux fils [12moi]. Une buse située derrière le point d'intersection des fils, dirige un flux de gaz comprimé à grande vitesse sur l'extrémité des fils en fusion, et propulse le matériau atomisé sur le substrat [10].

La température de l'arc, d'environ 6000K dans l'air à pression ambiante, est largement au-dessus du point de fusion des matériaux projetés, ce qui peut entraîner une vaporisation relativement importante et un chauffage excessif des gouttelettes. Cependant, ce dernier peut aider à créer des zones d'interaction métallurgique dans le dépôt ou à l'interface dépôt substrat et des zones de diffusion améliorant, ainsi, sensiblement l'adhérence et la cohésion des dépôts [10].

La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé ($V = 250$ m/s) permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes [9].

- Porosité de 5 à 10 % ;
- Epaisseur des dépôts de 0,2 à 3 mm ;
- Force d'accrochage : 20 à 40 MPa ;
- Taux horaire de dépôt de 5 à 30 kg/h.

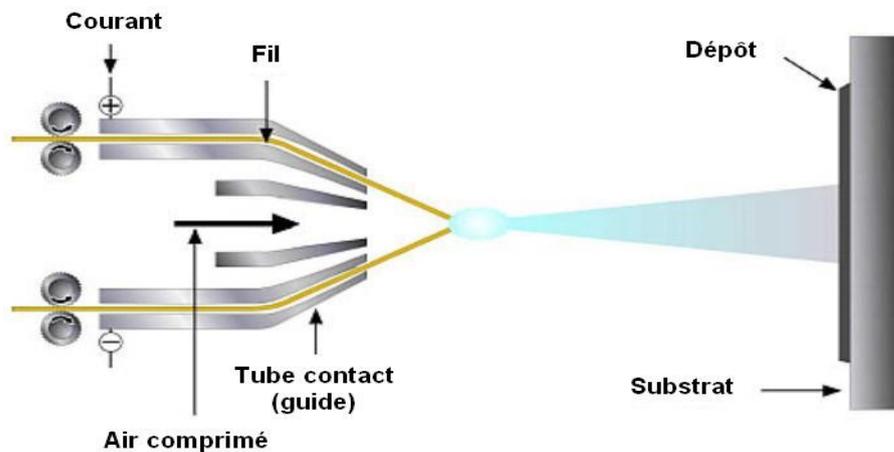


Figure II.8 : Schéma du dispositif de projection à l'arc électrique [12].

II.2.5.3.6.1. Les avantages et les inconvénients du procédé :

Les principaux avantages de ce procédé sont les suivants :

- Un procédé économique : la puissance électrique est de l'ordre de 5 à 10 kW et le gaz utilisé comme gaz d'atomisation est généralement de l'air comprimé ;
- Un taux de dépôt élevé : 5- 40 kg/h ;
- Un rendement énergétique important: 60 à 70 % de la puissance électrique fournie est utilisée pour fondre les fils ;
- Avec un fil plein le matériau projeté est complètement fondu ;
- Le pistolet à arc électrique est très maniable et léger (moins de 2Kg).

Les principaux inconvénients de la projection par arc électrique sont les suivants :

- Un jet de particules divergeant qui se traduit par une tache d'impact sur le substrat relativement large (25 à 50mm de diamètre à 100mm de la sortie de la torche) ;
- Des dépôts présentant une porosité (de l'ordre 10%) et une teneur en oxyde (jusqu'à

25%) relativement élevées par rapport aux dépôts obtenus avec les autres techniques de projection thermique ;

- Une perte des composants les plus volatils du fait de la température de l'extrémité des fils est au delà de la température de fusion ;
- Des fluctuations élevées de tension dues à une variation continue de la distance inter-électrode à cause de la différence de fusion entre le fil cathode et le fil anode, ce qui rend le procédé instable [10, 11].

II.2.5.3.6.2. Formation du dépôt :

La formation du dépôt est obtenue par l'impact, la déformation et la solidification rapide des particules sur le substrat. Le revêtement présente une structure lamellaire comportant éventuellement des oxydes, des micro-porosités, des fissurations inter et intra lamellaires, des zones de contact entre lamelles et avec le substrat plus ou moins parfaites [10].

La formation du dépôt présente deux étapes caractéristiques :

1. L'écrasement de chaque gouttelette ;
2. La formation d'une couche de matériau, résultant de la cinématique liée au processus (mouvements relatifs torche/pièce).

Les mécanismes d'étalement et de solidification des particules sont relativement complexes, car ils dépendent de l'énergie cinétique et thermique des gouttelettes, de leur viscosité et de leur mouillabilité vis à vis du substrat, de la nature et de l'état de surface du substrat ainsi que de sa température [10, 11].

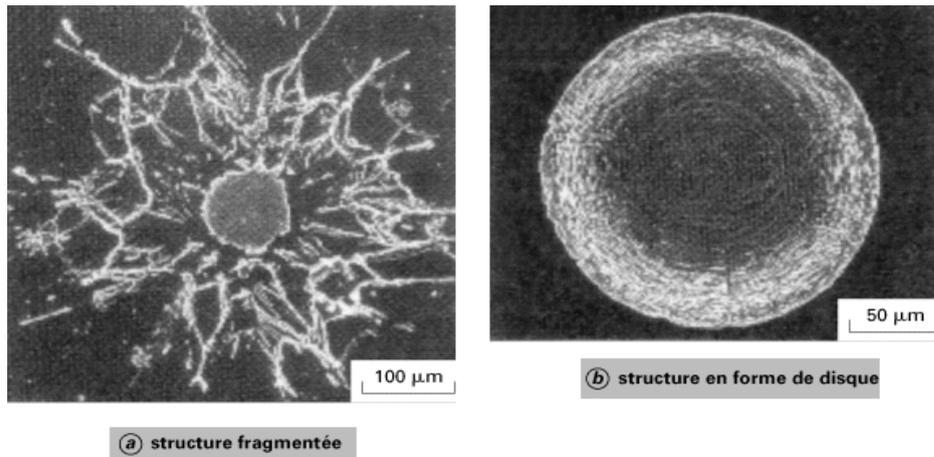


Figure II.9 : Mécanismes d'écrasement des particules [9].

Deux types de structures existent après impact :

1. Une structure « fragmentée », constituée d'un disque central de faible diamètre et de ramifications dirigées vers l'extérieur, et reliées ou non à celui-ci ;
2. Une structure en forme de disque, constituée à partir d'un écoulement continu et stable du liquide, allant du point d'impact de la particule vers la périphérie.

II.2.5.3.6.3. Caractéristiques générales des dépôts :

1. Microstructure :

Les espèces qui constituent les dépôts sont des particules dont les dimensions varient entre quelques dizaines et une centaine de micromètres. Ces particules entrent en contact avec un substrat à l'état liquide, partiellement liquide ou solide. La microstructure du dépôt résulte de la solidification et du frittage des particules projetées sur le substrat ou elles se déforment en grains lenticulaires (lamelles) [11].

Les caractéristiques de la microstructure dépendent, d'une part, des paramètres des particules à l'impact (vitesse, taille, état de fusion et état chimique) et d'autre part, des paramètres du substrat (matière, rugosité, état chimique de la surface et température).

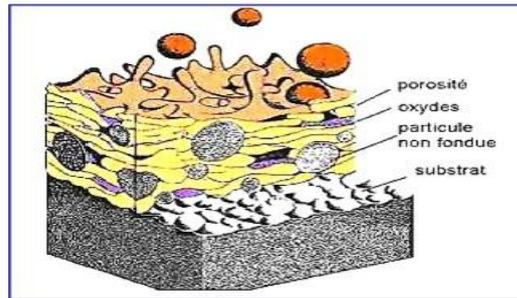


Figure II.10 : Coupe du dépôt projeté thermiquement [12].

2. Teneur en oxydes et porosité :

Fondamentalement, trois paramètres principaux, la vitesse, la température et la taille de particules, influencent la porosité et la teneur en oxydes des dépôts. La fraction d'oxydes dans le dépôt est inversement proportionnelle au diamètre et à la vitesse de particules et directement proportionnelle à la température de surface des particules.

L'augmentation de la température des particules se traduit par une diminution de leur viscosité et la rugosité du dépôt est réduite [10].

3. Adhérence et dureté :

Dans une grande majorité des cas, l'adhérence a un caractère mécanique. Elle est initiée par des particules liquides qui tombent sur les pics de la surface du substrat activée. Les particules se transforment en lamelles qui serrent les pics en se solidifiant. On appelle parfois ce mécanisme l'ancrage mécanique [15].

L'adhérence résulte aussi d'un des mécanismes d'interaction suivants :

- L'interaction physique par les forces de van der Waals,
- L'interaction métallurgique qui se réalise par :
 1. Diffusion réalisée par les lacunes présentes dans une lamelle en train de solidifier ;
 2. Réaction chimique entre une lamelle et un substrat.

L'énergie d'adhésion peut être définie comme la différence entre deux états. Celui où

deux surfaces sont libres et celui pour lequel dépôt et substrat sont liés. L'énergie d'adhésion est donc la somme de toutes les interactions interatomiques physico-chimiques à l'interface. Elle s'écrit, selon Dupré [13] :

$$w_{Adh} = \gamma_D + \gamma_S + \gamma_{DS} \quad (\text{II.1})$$

Avec γ_D et γ_S respectivement les énergies de surface du dépôt et du substrat.

γ_{DS} l'énergie d'interface.

Les essais utilisés pour déterminer l'adhésion des interfaces permettent de désolidariser dépôts et substrats. Les processus de décohésion mis en jeu lors de ces essais s'accompagnent de déformations plastiques au voisinage des zones endommagées dont l'énergie est prise en compte dans la mesure effectuée. Cela explique que les énergies mesurées sont toujours supérieures aux énergies d'adhésion et qu'elles dépendent du type d'essai utilisé. La grandeur mesurée se trouve être l'énergie d'adhérence G_C . Elle peut s'écrire :

$$G_C = w_{Adh} + U_{plas} \quad (\text{II.2})$$

Avec U_{Plas} l'énergie consommée par déformation plastique du dépôt, du substrat et des autres corps intervenant dans l'essai d'adhérence [13].

La micro dureté est une propriété significative parce qu'elle donne une indication de la résistance à l'usure abrasive. Elle est affectée par la teneur en oxydes et la porosité du dépôt. Pour des dépôts d'acier, il a été observé qu'en utilisant l'air comme gaz d'atomisation, une teneur en oxydes plus élevée conduit à une dureté plus élevée, mais en utilisant de l'azote, une meilleure conservation du carbone permet aussi une augmentation de la dureté avec une teneur en oxyde limitée [10, 11]. L'augmentation de la porosité se traduit également par une diminution de la dureté moyenne du dépôt [10].

4. Contraintes résiduelles :

Les contraintes résiduelles dans les dépôts peuvent atteindre des valeurs qui dépassent la résistance du matériau, ce qui provoque la fissuration des dépôts [11]. Elles sont la somme des :

- Contraintes de trempe, qui résultent de la trempe d'une particule individuelle sur le substrat ou sur le dépôt ;
- Contraintes générées au cours d'un passage de la torche ;
- Contraintes thermiques générées lors du refroidissement jusqu'à la température ambiante ;
- Contraintes de transformation de phase ;
- Contraintes mécaniques générées en particulier par les particules qui ne sont pas complètement fondues.

II.2.5.3.6.4. Préparation du substrat :

Dans le cas de la projection thermique, l'état physico-chimique de la surface du substrat joue un rôle très important sur la structure des lamelles, la formation du dépôt et, par conséquent, son adhérence. Cette propriété est un critère de qualité important, car il est en effet inutile de réaliser un revêtement aux propriétés remarquables, si celui-ci n'adhère pas au substrat [10].

Les techniques de préparation de surface doivent permettre de nettoyer les matériaux et de modifier l'état géométrique de leur surface. La réalisation d'un dépôt par projection thermique impose de réaliser une série d'opérations indispensables dans un ordre bien établi:

- Un dégraissage qui consiste à la destruction et l'élimination de la plupart des impuretés (graisses, inclusions superficielles, etc.) généralement responsables de la mauvaise tenue des revêtements ;
- Un traitement mécanique appelé sablage ou grenailage qui permet la création d'un état de surface rugueux. En effet, ce traitement permet aux particules en fusion ou à l'état pâteux de venir épouser les rugosités de la surface et réaliser ainsi un bon accrochage mécanique. Le grenailage se fait généralement à l'aide de particules d'abrasifs, le plus souvent de l'alumine, entraînées par de l'air sous pression et dirigées sur le substrat [8, 9, 10].

II.2.5.3.7. Comparaison des procédés :

Le tableau ci-dessous récapitule les caractéristiques particulières à chaque procédé de projection, sachant que le choix doit se faire en tenant compte du résultat à obtenir et des paramètres énoncés.

Tableau II.1 : Les caractéristiques particulières des procédés de projection thermique [9].

Caractéristiques	Flamme poudre	Flamme fil-cordon	Arc électrique	Plasma ASP*	HVOF	Canon à détonation
Source de chaleur	Flamme	Flamme	Arc électrique	Plasma	Flamme	Flamme
Température de la source chaude (°C)	3000	3000	6000	12000	3000	3000
Vitesse d'écoulement (m/s)	80 - 100	100 - 300	200 - 300	300 - 1200	400 - 2000	900 - 2000
Transport des particules	Gaz flamme	Air comprimé	Air comprimé	Gaz flamme	Gaz flamme	Gaz flamme
Vitesse des particules (m/s)	40	150	150	200	700	950
Forme du produit d'apport	Poudre	Fil-cordon	Fil	Poudre	Poudre	Poudre
Taux horaire de dépôt (kg/h)	1 à 3	1 à 20	5 à 30	1 à 4	3 à 5	3 à 5
Taux d'oxyde (%)	6 - 12	4 - 8	1 - 10	1 - 5	0,5 - 2	0,1 - 0,5
Rendement moyen* (%)	50	70	80	70	70	70
Force d'adhérence (MPa)	20 à 40	20 à 40	40	30 à 70	50 à 80	50 à 80
Taux de porosité (%)	10 à 20	10 à 20	8 à 15	1 à 10	0,5 à 2	0,5 à 2
Épaisseur déposée (mm)	0,1 à 1,5	0,1 à 1,5	0,2 à 3	0,05 à 1,5	0,05 à 1	0,05 à 1
Exemples de matériaux d'apport	Métaux Cermets Céramiques	Métaux Cermets Céramiques	Métaux Fils fourrés	Métaux Alliages Céramiques	Métaux Alliages Cermets	Cermets Céramiques

ASP = Air Plasma Spraying, (projection dans l'air ambiant).
 * Rendement moyen = Pourcentage du matériau d'apport projeté qui adhère au substrat.

Principaux domaines d'application

- frottement (glissement et anti-glissement), résistance à l'abrasion, à l'usure
 - barrière thermique, conductivité thermique
 - résistivité électrique
 - anti corrosion
 - anti adhérence
 - multicouches, gradients
 - matériaux composites, implantation de composés fragiles dans la matrice du dépôt
 - abradables
 - rechargement de dépôts
 - mise en forme de pièces
-

Quelques applications industrielles

- freins et embrayages de moteurs électriques
- segments de voitures ou camions
- prothèses médicales
- barrières thermiques dans des chambres de combustion, sur des pistons
- remplacement des chemises dans les cylindres d'un moteur automobile
- etc.

Conclusions générales

Le travail présenté dans cette thèse s'inscrit dans la thématique des traitements de surface. Il s'articule autour de deux grandes familles. La première concerne le processus conduisant à la production d'un revêtement dur de molybdène par projection flamme-fil et la deuxième s'intéresse au processus de traitement thermo-chimique de nitrocarburation en bain de sels en variant le temps de diffusion qui joue un rôle important dans la croissance des couches.

Dans cette étude on visait donc à développer des couches dures en molybdène par projection flamme-fil et des couches de nitrures par nitrocarburation ferritique en bain de sels sur une fonte grise à graphite lamellaire Ft 25 afin d'étudier le rôle de la microstructure sur l'évolution du comportement tribologique et électrochimique. Les paramètres de projection flamme-fil pris à l'échelle industrielle ont permis de comprendre, à partir d'observations et d'analyses du dépôt de molybdène en coupe transversale, l'importance de la nouvelle microstructure. En effet, le procédé de projection thermique à flamme-fil a assuré un revêtement