

République Algérienne Démocratique et Populaire  
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

*Ecole Nationale Polytechnique*

Département : Génie METALLURGIE



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
Ecole Nationale Polytechnique

**Projet de fin d'étude**  
pour l'obtention du diplôme d'Ingénieur d'état en METALLURGIE

**Thème :**



réalisé par :

Mr.SERRAR Hacène

Proposé et dirigé par :

Pr. E.SALHI

*Promotion JUIN 2006*

ENP : 10, Avenue Hacène Badi, El Harrache, Alger

Tél.(021) 52 53 01/ 03 Fax (012) 52 29 73 E-mail : ENP@IST.CERIST.DZ

## ملخص

أن الصلب ذو المنغنيز قوى الاندماج يحتل مكانة جد هامة من وجهة نظر مقاومة التصادم. فيما حديد الزهر ذو الجرافيت المكور أصبح اليوم واسع الاستعمال في مختلف التطبيقات الصناعية.

يهدف هذا العمل إلى دراسة مقارنتيه بين حديد الصلب ذو المنغنيز وحديد الزهر ذو الجرافيت المكور. النتائج المحصلة تبين أن حديد الزهر ذو الجرافيت المكور يملك مقاومة للكشط اكبر من حديد الصلب.

## مفتاح الكلمات

الصلب- الحديد الزهر - المنغنيز- جرافيت المكور- الكشط- المعالجة الحرارية.

## **RESUME :**

L'acier au manganèse hautement allié, occupe une place très important de point de vue résistance aux chocs et à l'usure. Alors que les fontes à graphite sphéroïdal sont aujourd'hui largement répandues dans les différentes applications industrielles.

L'objectif assigné à notre travail est une étude comparative à l'abrasion entre l'acier au manganèse de nuance Z120M12 et le fonte à graphite sphéroïdal.

Les résultats obtenus montrent que la fonte GS trempé possède une résistance à l'abrasion plus élevée que l'acier Z120M12

## **Mots clés**

Acier- fonte- manganèse- graphite sphéroïdal- abrasion- traitement thermique.

## **ABSTRACT :**

High alloyed steel with manganese has an important place its choc and wear resistance. Wile cast iron with spherical graphite is today very used in different application. The objective of our work is to compare the behaviour of manganese steel with nuance Z120M12 and cast iron with spherical graphite in abrasion.

The result show that quenched cast iron with spherical graphite has a high resistance of abrasion then the steel Z120M12.

## **Key words**

Steel- cast iron- manganese-spherical graphite- abrasion- heat treatment.

## *Remerciements*

*Louange a Allah de m'avoir donné la volonté et le courage afin  
d'arriver à la finalité de ce modeste travail.*

*Je tiens à remercier tout particulièrement mon promoteur*

***Pr. Essäïd SALHI**, qui m'a prodigué aide et conseils et m'a permis de  
mener ce travail à bonne fin.*

*Merci à Pr.M.BOUABDELLAH d'être président du jury.*

*Je tiens à remercier particulièrement les membres de jury qui  
ont accepté d'analyser ce travail*

*J'exprime aussi ma reconnaissance aux personnes qui m'ont aidé  
durant la période de stage dans la SNVI, et le CRD.*

*Un grand merci également à mes parents pour leurs  
encouragements et soutiens pendant le trajet de mes études.*

# SOMMAIRE

<b>Introduction générale.....</b>	<b>1</b>
-----------------------------------	----------

## PARTIE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

<b>I.1 Généralités.....</b>	<b>2</b>
I.1.1 Transformations allotropiques du fer.....	2
I.1.1.1 Fer $\alpha$ .....	2
I.1.1.2 Fer $\gamma$ .....	2
I.1.1.3 L'influence des évolutions des paramètres de mailles.....	2
I.1.2 Durcissement du fer .....	3
I.1.3 Diagramme d'équilibre Fer-Carbone .....	3
I.1.3.1 Diagramme d'équilibre fer-cémentite.....	4
I.1.3.2 Diagramme d'équilibre Fer-Graphite .....	5
I.1.4 Phases et constituants d'équilibre des alliages de fer .....	5
I.1.5 Influence du manganèse sur le diagramme d'équilibre .....	5
I.1.6 Transformation de phases dans l'état solide .....	6
I.1.6.1 La diffusion.....	6
I.1.6.2 Germination et croissance.....	6
<b>I.2 Les aciers.....</b>	<b>8</b>
I.2.1 les aciers au carbone .....	8
I.2.1.1 Transformations dans les conditions d'équilibre .....	8
I.2.1.2 Transformations hors d'équilibre.....	11
I.2.1.3 Diagrammes TTT et TRC .....	15
I.2.2 Les aciers au manganèse.....	18
I.2.2.1 Forme sous laquelle le manganèse se trouve dans l'acier : .....	18
I.2.2.2 Diagramme de structure des aciers au manganèse.....	18
I.2.2.3 Aciers au manganèse perlitiques.....	18
I.2.2.4 aciers au manganèse austénitiques.....	19
I.2.2.5 Diagramme Fer-Manganèse.....	19
<b>I.3 Les fontes .....</b>	<b>21</b>
I.3.1 Fontes grises.....	21
I.3.1.1. L'hétérogénéité chimique des fontes grises.....	21
I.3.1.2 Structures des fontes grises (fer-graphite) .....	23
I.3.2 Les fontes à graphite sphéroïdal G.S .....	23
I.3.2.1 Elaboration.....	23
I.3.2.2 Transformations intervenant lors du refroidissement .....	24
I.3.2.3 Traitement thermique appliqué aux fontes G.S .....	25
I.3.2.4 Diagrammes TRC et TTT .....	26
I.3.2.5 Rôle du manganèse .....	29
I.3.2.6 Propriétés mécaniques .....	29

## PARTIE II: TECHNIQUES EXPERIMENTALES

<b>II.1 Matériaux étudiés.....</b>	<b>31</b>
II.1.1 état de livraison.....	31
II.1.2 L'analyse chimique.....	31

II.1.2.1 Pour les deux aciers Z120M12 .....	31
II.1.2.2 Pour la fonte GSA.....	31
<b>II.2 Le traitement thermique de durcissement par trempe.....</b>	<b>32</b>
<b>II.3 Traitements thermiques effectués.....</b>	<b>32</b>
II.3.1 Pour les deux aciers Z120M12 .....	33
II.3.2 Pour la fonte GSA : .....	33
<b>II.4 Les tests de dureté .....</b>	<b>34</b>
<b>II.5 Etude métallographique .....</b>	<b>35</b>
<b>II.5.1 préparation de l'échantillon .....</b>	<b>35</b>
II.5.1.1 polissage .....	35
II.5.1.2 L'attaque.....	36
II.5.2 Microscopie des matériaux .....	37
II.5.2.1 Microscopie .....	37
II.5.2.2 Microscope optique .....	37
<b>II.6 Les essais d'abrasion .....</b>	<b>39</b>
II.6.1 Fraisage.....	39
II.6.2 Machines de fraisage : .....	39
II.6.3 Outils de fraisage .....	40
II.6.4 Modes de fraisage .....	40
II.6.5 Liaison pièce machine .....	40
II.6.6 principe de l'abrasion .....	40
II.6.7 L'outil utilisé pour l'abrasion .....	41
II.6.8 Les conditions de l'essai.....	41

### **PARTIE III : RESULTATS ET INTERPRETATIONS**

<b>III.1 Les résultats des tests de dureté et d'essai d'abrasion .....</b>	<b>42</b>
III.1.1 Pour l'acier Z120M12 étranger .....	42
III.1.2 Pour l'acier Z120M12 Algérien .....	43
III.1.3 Pour la fonte GSA .....	44
<b>III.2 Les résultats de l'observation par le microscope.....</b>	<b>45</b>
III.2.1 pour l'acier Z120M12 .....	45
III.2.2 Pour la fonte GSA .....	49
<b>CONCLUSION .....</b>	<b>51</b>

### **REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES**

# INTRODUCTION GENERALE

Les aciers et les fontes, donc les alliages de fer, avec leur utilisation plus abondante, représentent le pilier le plus important au niveau des matériaux de notre société industrielle.

Le fer et ses alliages sont donc les matériaux métalliques les plus utilisés, ceci est dû à une combinaison de facteurs, notamment :

- Une abondance des minerais de fer (5% de la croûte terrestre) ;
- Facilité de réduction des minerais (coût de production bas) ;
- Performance mécanique élevée et ajustable ;
- Polymorphisme (austénite, ferrite, martensite) ;
- Usinabilité et facilité de mise en forme ;
- Richesse de possibilités de former des alliages.

La mise en évidence des structures et des propriétés des divers alliages de fer, permet de classer des aciers et des fontes afin de mieux comprendre pourquoi ils sont employés dans les applications industrielles.

Dans le contexte de notre étude, l'objectif fixé se rapporte à une étude comparative entre les aciers au manganèse de nuance **Z120M12** et les fontes à graphite sphéroïdale **GS**.

L'acier **Z120M12** hautement allié, occupe une place très importante du point de vue résistance aux chocs et à l'usure. Alors que les fontes à graphite sphéroïdal G.S sont aujourd'hui largement répandues dans les différentes applications industrielles.

Les différents traitements thermiques permettent d'obtenir différentes structures avec de bonnes propriétés pour les alliages de fer.

Ainsi, nous allons présenter notre travail suivant trois chapitres, structuré comme suit : Dans le premier chapitre, nous décrivons une étude bibliographique concernant les différentes transformations et traitements des aciers et des fontes

Dans le deuxième chapitre, nous présenterons une description détaillée des techniques expérimentales utilisées tel que la machine de dureté, le microscope optique et la machine d'abrasion.

Les résultats et leurs interprétations feront l'objet du troisième chapitre. Et enfin, une conclusion générale clôturera notre étude.

## PARTIE I : Etude Bibliographique

### I.1 Généralités

#### I.1.1 Transformations allotropiques du fer

##### I.1.1.1 Fer $\alpha$

De la température ambiante à 912 °C, la structure cristalline du fer pur est cubique centrée (CC) (structure n'est pas compacte); (c.f. figI.1) dans cet état, les atomes de fer occupent les sommets et le centre d'un cube dont le paramètre, à 20 °C, mesure 2,866Å, et 2,903Å à 912 °C).



**FigI.1 fer  $\alpha$  (CC)**

##### I.1.1.2 Fer $\gamma$

Entre 912 °C et 1 394 °C, la structure cristalline du fer pur est cubique à face centrée (CFC) (structure compacte) figI.2. Dans cet état, les atomes de fer occupent les sommets et les centres des faces d'un cube dont l'arête mesure 3,647Å à 912 °C et 3,678Å à 1 394 °C. Dans le cas d'une austénite instable obtenue par hypertrempe à 20°C, la maille aurait 3,55 Å. Cette forme est dite « fer  $\gamma$  ».



**FigI.2 fer  $\gamma$  (CFC)**

##### I.1.1.3 L'influence des évolutions des paramètres de mailles

Les évolutions des paramètres de maille engendrent des modifications du volume spécifique du fer qui sont décrites, en valeur relative, dans le tableau 1.

Fer $\alpha$		Fer $\gamma$	
Température (°C)	$\Delta V/V_0$ (%)	Température (°C)	$\Delta V/V_0$ (%)
300 $\alpha$	+1,85	912 $\gamma$	+3,088
500 $\alpha$	+2,035	1100 $\gamma$	+4,533
700 $\alpha$	+3,045	1300 $\gamma$	+6,030
900 $\alpha$	+4,075	1394 $\gamma$	+6,731
912 $\alpha$	+4,154	1394 $\delta$	+7,377

**Tableau.1** variation relative du volume spécifique du fer pur au chauffage à partir de 20°C

La transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  est accompagnée d'une variation du volume spécifique du fer. La transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  s'accompagne aussi d'un effet thermique ; il y a absorption de chaleur lors de la transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  et dégagement de chaleur lors de la transformation  $\gamma \xrightarrow{\alpha} \alpha$ .

L'enthalpie de transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  serait de l'ordre de 16 à 17 J/g. À noter que le coefficient de dilatation du fer augmente avec la température mais qu'à température identique, il est plus élevé à l'état  $\gamma$  qu'à l'état  $\alpha$ .

### I.1.2 Durcissement du fer

Pour augmenter les performances mécaniques du fer au voisinage de la température ambiante, il faut diminuer ses possibilités de déformation plastiques, celles-ci dépendent de la mobilité des dislocations, il faudra donc installer des obstacles sur le parcours de ces derniers [1].

Ces obstacles pourront être :

- D'autres dislocations générées par trempe ou par écrouissage ;
- Des atomes étrangers introduits en solution solide ;
- Des joints de grains ;
- Des précipitations des carbures.

### I.1.3 Diagramme d'équilibre Fer-Carbone (Fig. I.3)

Les diagrammes d'équilibre sont construits à partir des conditions d'équilibre, ou des conditions assez proches de celle-ci ; ils nous indiquent la composition des phases et la



structure de l'alliage en fonction de la température et la concentration. La connaissance du diagramme d'équilibre nous permet de prévoir que certaines transformations ne pouvant jamais se faire pour une température et une composition donnée, sans pour autant permettre de savoir si une transformation possible se produise avec une vitesse appréciable.

Il existe deux types de diagrammes d'équilibre Fer-Carbonate (cf. Fig.I.3), il y a diagramme Fer-graphite dit stable en pointillé, Fer-cémentite dite métastable en ligne pleine [2].

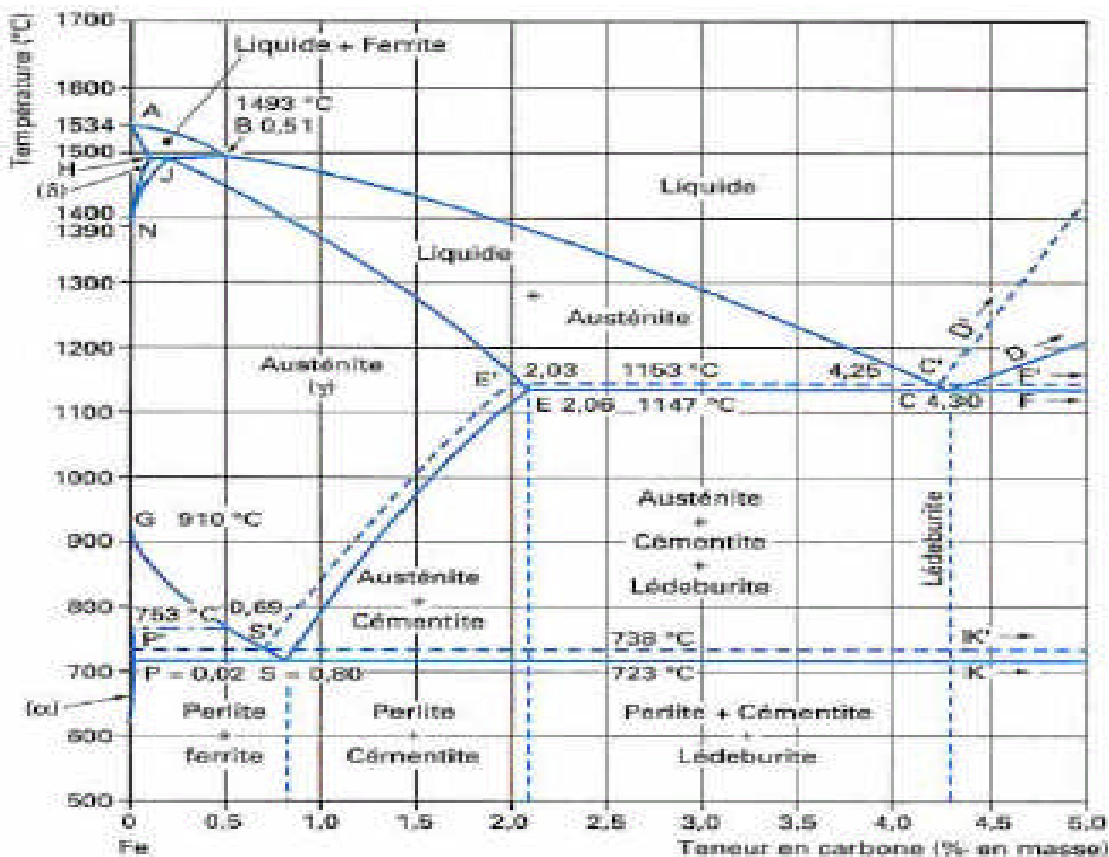


Fig.I.3. Diagramme Fer-Carbonate [3]

### I.1.3.1 Diagramme d'équilibre fer-cémentite

La figure ci avant représente le diagramme d'équilibre Fer-Cémentite qui traduit la composition des phases et la structure des alliages Fer-Carbonate, dont la concentration varie de fer pur à la cémentite (6,67% de C). Le point A(1534°C) du diagramme correspond au point de fusion du fer pur, alors que le point D(1230°C) à celui de la cémentite. Quand au point N(1400°C) et G(910°C), il marque la transformation polymorphe du fer [2,3].

Les autres points et les lignes caractéristiques du diagramme sont :

- B : 0,51%C dans la phase liquide en équilibre avec le fer  $\delta$  à la température du palier HB péritectique.
- H : 0,10% de carbone marque la solubilité liquide du carbone dans le fer.
- HB palier de la transformation péritectique.

### I.1.3.2 Diagramme d'équilibre Fer-Graphite

La formation d'une phase stable de graphite dans la fonte peut se produire soit par précipitation immédiate du graphite à partir de la solution liquide (ou solide), soit par la décomposition de la cémentite déjà formée [2].

### I.1.4 Phases et constituants d'équilibre des alliages de fer

- a. **Ferrite** : la ferrite est constituée par du fer  $\alpha$  (cubique centré) ne renfermant en solution solide que des traces de carbone. La solubilité maximale de carbone dans la ferrite est de 0.025%. la valeur moyenne de sa dureté est: 90 HB.
- b. **cémentite** : c'est du carbone de fer, sa formule est  $\text{Fe}_3\text{C}$ , elle se cristallise dans un système orthorhombique (prisme droit à base losange). La teneur de la cémentite en carbone est de 6.67%, elle est fragile mais dure 750HB. Elle est amagnétique jusqu'à 210°C.
- c. **austénite** : elle n'est stable qu'au dessus de 720°C. c'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer gamma ( $\gamma$ ), sa structure est cubique à faces centrées avec les atomes de carbone en insertion dans les sites octaédriques du réseau. Elle peut dissoudre en maximum 1.7% de carbone à 145°C, elle est amagnétique, ductile, malléable.
- d. **la perlite** : c'est le mélange eutectoïde, constitue de 87% de ferrite et de 13% de cémentite (0.85% de carbone). La perlite peut être lamellaire ou globulaire selon que le refroidissement est plus ou moins lent. Selon sa structure, sa dureté HB varie de 200 à 250 HB.
- e. **La lédéburite**: c'est un agrégat eutectique de cémentite et de perlite, sa résistance a la rupture  $R_n$  est de 40 à 50 daN/mm<sup>2</sup>, elle a une dureté de 600HB.

### I.1.5 Influence du manganèse sur le diagramme d'équilibre (FigI.4)

Le manganèse est considéré comme un élément d'alliage si sa teneur dans l'acier est supérieure à 0.8%. C'est un élément gammagène qui étende le domaine de stabilité de

l'austénite en abaissant les températures du début  $Ac_1$  et de fin  $Ac_3$  de la décomposition de l'austénite. Cette influence est traduite par les formules de Andrews valables pour des aciers alliés [5] :

$$Ac_1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 6.38W + 290As$$

$$Ac_3 = 910 - 203\sqrt{c} - 15.5Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W - 30Mn - 11Cr + 20Cu + (700P + 40Cl + 400Ti).$$

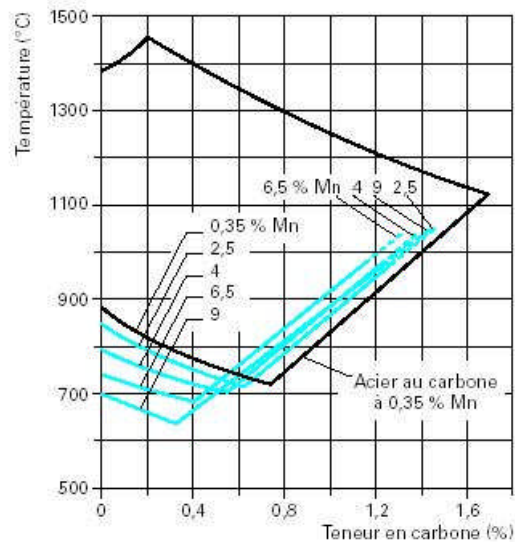


Fig.I.4 Influence du manganèse [1]

## I.1.6 Mécanisme de transformation de phases dans l'état solide

Avant d'étudier les transformations dans l'état solide de l'austénite, il est nécessaire de donner un aperçu sur leur mécanisme de transformation :

### I.1.6.1 La diffusion

La diffusion se produit grâce aux sauts successifs des atomes d'un site à un autre site libre voisin à travers le cristal par l'intermédiaire des interstices et les lacunes. Les vitesses de déplacement des atomes étant sous la dépendance de la température [6].

Le mécanisme de la diffusion : les atomes de carbone sont petits vis-à-vis des atomes du fer, ils occupent les positions interstitielles du réseau cristallin du fer. Les atomes de carbone diffusent alors par saut de site interstitiel au site interstitiel.

### I.1.6.2 Germination et croissance

La théorie de germination et croissance nous permet d'évaluer la stabilité et les possibilités de croissance d'un germe de la nouvelle phase en fonction de la dimension de ce germe [6].

**a) Germination** : les variations de concentration produite par les fluctuations normales de concentration dans les solutions solides, donne naissance à des petits groupes atomiques dont la composition est telle qu'elles peuvent devenir des germes de la nouvelle phase. La variation d'énergie libre  $\Delta G$  qui accompagne la formation d'un germe est :

$$\Delta G = -\Delta G_m + \Delta G_s + \Delta G_c \quad [6]$$

Tel que :

$\Delta G_m$  : est la variation d'énergie libre en l'absence des facteurs d'énergie superficielle et de déformation qui est proportionnelle à la quantité de la nouvelle phase.

$\Delta G_s$  : L'augmentation d'énergie superficielle totale due à la formation d'un interface entre le germe et la matrice.

$\Delta G_c$  : L'énergie totale de la formation crée dans le germe et la matrice par l'apparition du germe, mais sa valeur est si petite qu'on peut la négliger.

Nous écrivons :

$$\begin{aligned} \Delta G &= -\Delta G_m + \Delta G_s \\ \Delta G &= -K_1 \cdot a^3 + K_2 \cdot a^2 \end{aligned} \quad [6]$$

$K_1$  et  $K_2$  Étant des constantes positifs.

$a$  : La dimension du germe.

Pour les germes de petite dimension, c'est le terme positif d'énergie superficielle qui prédomine et  $\Delta G$  est positif ; pour les germes de grande dimension, c'est le terme négatif de volume qui prédomine et  $\Delta G$  est négatif. Donc,  $\Delta G$  passe par un maximum pour une taille critique.

**b) Croissance** : une fois formé, le germe se développe par addition continue des atomes du soluté. En effet, les atomes du soluté qui se déplacent au hasard dans la solution peuvent occasionnellement rencontrer les germes et se fixer sur eux. D'autre part, la migration des ordonnées des atomes les amènent à se fixer également à tout point de la surface, de sorte que la croissance soit la même dans toutes les directions.

## I.2 Les aciers

L'acier est un alliage de fer et de carbone renfermant au maximum 2,14 % de ce dernier élément. Il peut contenir de petites quantités d'autres éléments incorporés, volontairement ou non, au cours de son élaboration. On peut également y ajouter des quantités plus importantes d'éléments d'alliage; il est considéré alors comme un acier allié [7].

### I.2.1 les aciers au carbone

#### I.2.1.1 Transformations dans les conditions d'équilibre

##### I.2.1.1.1 Transformations des aciers à très basses teneurs en carbone ( $C \% < 0,02$ )

La transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  commence (cf. fig.I.5) à une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre 912 et 900° C environ (limite IH'), elle donne naissance, aux joints des grains d'austénite, à des grains de ferrite dont la teneur en carbone, très faible pour les premiers grains formés, croît au fur et à mesure de l'abaissement de la température tandis que les premiers grains formés s'enrichissent en carbone par diffusion à partir des grains de ferrite plus riches (ligne IH). Le carbone, chassé des zones où se forme la ferrite, enrichit l'austénite non encore transformée (ligne IH'). La transformation s'achève à une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 912 et 727°C (ligne IH). La structure est alors constituée de grains de ferrite contenant, en solution solide, tout le carbone présent. Avec la poursuite du refroidissement et à partir d'une température variable avec la teneur en carbone mais inférieure à 727 °C (ligne HK), on assiste à la précipitation, sous forme de  $Fe_3C$ , du carbone contenu dans la ferrite alors saturée [1.7].

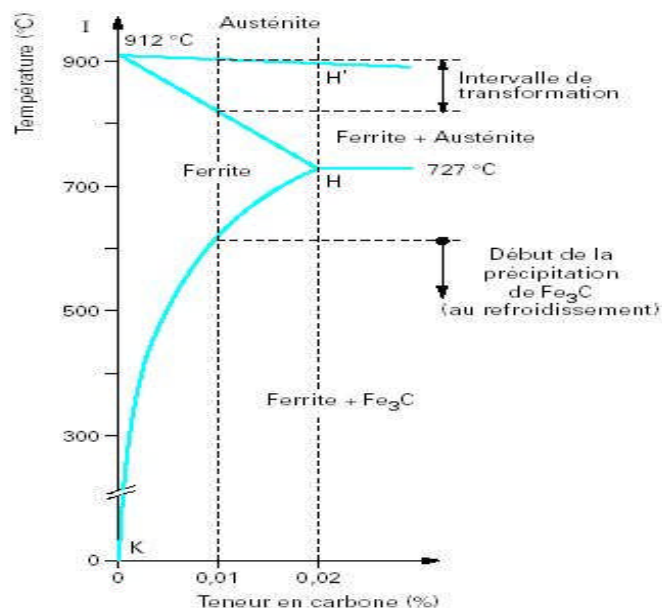


Fig. I.5 transformation à l'équilibre  
d'un acier à 0.01%C [1]

### I.2.1.1.2 Transformation eutectoïde (C % = 0,85)

Toute la transformation se produit à 727 °C selon la réaction eutectoïde (Cf. fig. 3) :



Cette réaction provoque la formation d'un agrégat eutectoïde constitué de grains intimement mélangés de ferrite et de cémentite [3].

Ces deux constituants sont présents, à la température à laquelle s'achève la transformation, dans les proportions suivantes :

- ferrite : 88,78 % (en poids) ;
- cémentite : 11,22 % (en poids).

Au-dessous de 727 °C, seul se produit l'appauvrissement en carbone de la ferrite qui contenait initialement 0,02 % C et qui se trouve saturée. Le carbone précipite progressivement sous forme de Fe<sub>3</sub>C, généralement sur les grains de cémentite déjà formés.

À la température ambiante, la structure est donc exclusivement formée d'agrégat eutectoïde dans les proportions suivantes :

- ferrite : 88,5 % (en poids) ;
- cémentite : 11,5 % (en poids).

Le diagramme d'équilibre fer-carbone (Cf. fig.I.3) montre qu'à l'exception des alliages dont la teneur en carbone est inférieure à 0,022 %, les aciers subissent la transformation eutectoïde précédée soit d'une étape de formation de ferrite, soit d'une étape de formation de cémentite [3].

### I.2.1.1.3 Transformations des aciers à 0,02 < C % < 0,85

Le diagramme d'équilibre (Cf. fig.I.6) montre que la transformation eutectoïde est précédée d'une étape de formation de ferrite.

La transformation débute à une température variable avec la teneur en carbone mais comprise entre environ 900 et 727 °C ; elle donne naissance à des grains de ferrite pauvre en carbone. Avec l'abaissement de la température, on assiste :

- à la formation de grains de ferrite un peu plus riches en carbone (teneur maximale 0,02 %) ;
- à un très léger enrichissement (par diffusion) en carbone des grains de ferrite déjà formés (teneur maximale 0,02 %) ;
- à un enrichissement en carbone de l'austénite non encore transformée dont la teneur croît jusqu'à atteindre 0,85 % quand la température de l'alliage est abaissée à 727°C.

À 727°C se produit la transformation eutectoïde :



Qui intéresse toute l'austénite non encore transformée et donne naissance à l'agrégat eutectoïde.

À  $(727 + \varepsilon)$  °C, l'acier est formé de ferrite proeutectoïde à 0,02 % C et d'austénite à 0,85 % C.

À  $(727 - \varepsilon)$  °C, l'acier est formé de ferrite à 0,02 % C et de cémentite à 6,69 % C.

Avec la poursuite du refroidissement, on n'assiste plus qu'à la précipitation, sur les carbures existants et sous forme de  $\text{Fe}_3\text{C}$ , du carbone en solution dans la ferrite à 727°C.

À la température ambiante, la structure est donc constituée de ferrite proeutectoïde et d'agrégat eutectoïde contenant le carbone sous forme de  $\text{Fe}_3\text{C}$ . La partie gauche de la figure 4 décrit les variations à 20 °C des proportions de ces divers constituants en fonction de la teneur en carbone dans les limites considérées ici.

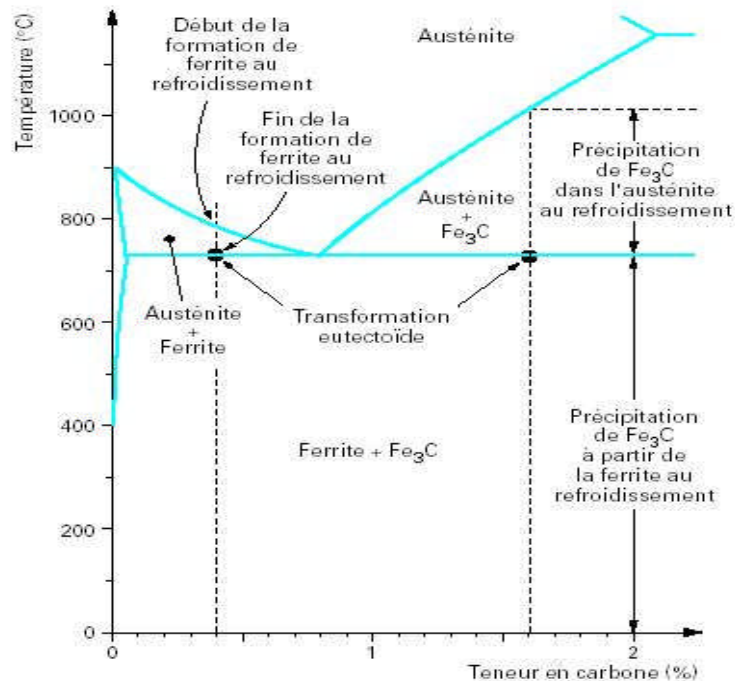


Fig.I.6.transformation à l'équilibre d'un acier à 0.4%C et d'un acier à 1.6% C [1]

#### I.2.1.1.4 Transformations des aciers à $0,85 < C \% < 2,11$

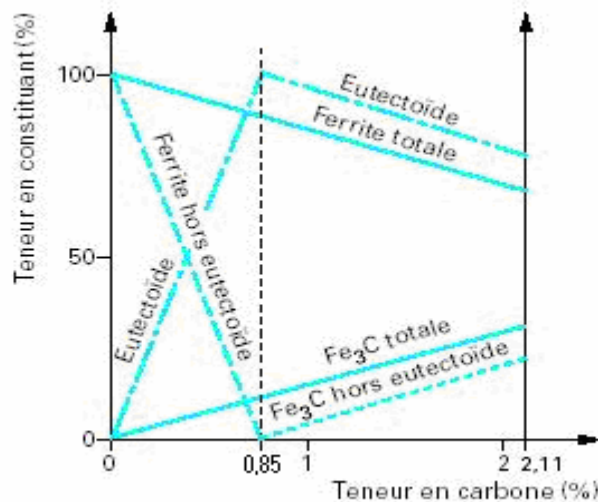


Fig. I.7 Variations en fonction de la teneur en carbone des proportions de différents constituants d'équilibre à 20 °C [3]

Le diagramme d'équilibre (cf. fig.I.3) montre que la transformation eutectoïde est précédée par une étape de formation de cémentite.

La transformation débute à une température variable avec la teneur en carbone, mais comprise entre 1 148 °C et 727 °C, par la précipitation, dans les joints des grains d'austénite, de carbone sous forme de  $Fe_3C$ , cela afin de ne pas sursaturer l'austénite. Avec l'abaissement de la température, cette précipitation se poursuit tandis que l'austénite s'appauvrit en carbone ; sa teneur décroît jusqu'à atteindre 0,85 % à 727 °C.

À 727 °C, la transformation eutectoïde se produit ; elle intéresse toute l'austénite et donne naissance à l'agrégat eutectoïde.

Au-dessous de 727 °C, on assiste seulement à un appauvrissement en carbone de la ferrite constituant l'agrégat eutectoïde.

À la température ambiante, la structure est donc formée d'agrégat eutectoïde et de précipités intergranulaires de  $Fe_3C$ . La partie droite de la figure I.7 décrit les variations à 20 °C des proportions des différents constituants en fonction de la teneur en carbone dans les limites considérées ici.



## I.2.1.2 Transformations hors d'équilibre

### I.2.1.2.1 Transformation perlitiques

La transformation perlitique - pseudo transformation eutectoïde hors équilibre se développe lorsque l'austénite doit se transformer en ferrite, alors que le carbone qu'elle contient ne peut plus diffuser dans d'autres zones austénitiques et doit se précipiter. L'expérience montre que la formation de la perlite débute dans les joints entre les grains d'austénite constituant pseudo perlite et que les constituants de la perlite apparaissent sous forme de lamelles parallèles d'autant plus fine que la température est plus basse.

### I.2.1.2.2 Transformation bainitique

la transformation bainitique est commencée par la germination de la ferrite dans les joints des grains de l'austénite. Des colonies de germes apparaissent le long des joints et provoquent la formation de plaquettes de ferrite qui croissent parallèlement, les grains de cémentite précipitant entre elles. Ce mode de germination peut être expliqué, comme l'a été la formation de la perlite lamellaire, par une ségrégation préalable du carbone. Cependant, ici, l'observation métallographique laisse penser que la formation des grains de ferrite et la précipitation des précipités de cémentite pourraient progresser en cascade pour provoquer le développement latéral des plages bainitiques perpendiculairement à leur direction principale de croissance [3].

Le produit final est donc un agrégat formé de plaquettes de ferrite et de cémentite appelé bainite dont l'aspect diffère suivant la température à laquelle il s'est formé [6]:

- **Bainite supérieure** : aux températures les plus hautes du domaine considéré, les plaquettes de ferrite sont en effet rassemblées en groupes dans lesquelles elles sont disposées parallèlement, les précipités de cémentite étant dispersés entre elles et disposés aussi parallèlement à la même direction principale.
- **Bainite inférieure** : aux températures les plus basses dans le domaine considéré, constitue de plaquettes de ferrite plus individualisées et plus imbriquées entre lesquelles apparaissent des précipités de cémentite, mais dans lesquelles de fines plaquettes de cémentite sont aussi dispersées en alignement oblique à environ 60° par rapport à la direction principale de la croissance de la ferrite.

### I.2.1.2.3 Transformation martensitique

Elle se produit à la faveur d'un mouvement coopératif d'atomes de fer qui, par groupes, passent, par un mécanisme de cisaillement, de leurs positions dans le réseau de

l'austénite à de nouvelles positions correspondant à une disposition plus stable à basse température. Les atomes se déplacent dans la direction de cisaillement, parallèlement à un plan fixe et en quantité proportionnelle à leur distance à ce plan. La transformation martensitique est la combinaison du mécanisme de déformation linéaire proposé par Bain et d'une rotation plus ou moins complexe [1].

Le processus proposé par Bain consiste à admettre qu'une maille quadratique centrée peut se former à partir d'éléments prélevés dans deux mailles cubiques à faces centrées accolées (cf. fig.I.8). Les sommets de la maille quadratique sont constitués par les atomes A, B, C, D, A', B', C', D' tandis que l'atome central est l'atome M ; les arêtes a et b de la maille quadratique seraient alors égales à  $a_A/\sqrt{2}$  ( $a_A$  étant la maille de l'austénite) tandis que l'arête c serait égale à  $a_A$ . La maille quadratique, pour prendre ses dimensions normales doit donc être comprimée selon c et dilatée dans le plan perpendiculaire à c. Ce schéma rend compte du fait que la dilatation des arêtes c qui subsiste dans la martensite est liée à la présence, dans les sites octaédriques de l'austénite, des atomes de carbone en solution solide, atomes qui subsistent en position dans la maille quadratique et gênent le repositionnement des atomes de fer. Par contre, ce processus ne permet pas de rendre compte correctement du cisaillement, des relations cristallographiques et du plan d'accolement et c'est la raison pour laquelle on admet l'intervention d'un phénomène complémentaire.

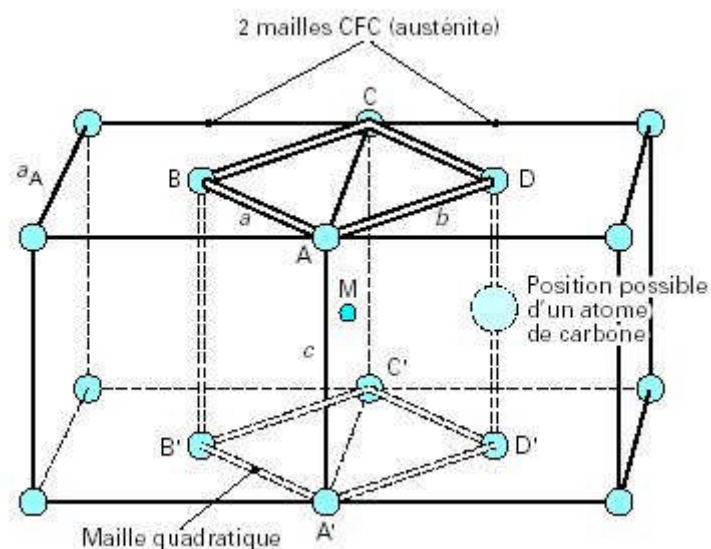


Fig.I.8. Origine de la maille quadratique de la martensite [3]

Le nouvel arrangement quadratique correspond au réseau cubique centré du fer  $\alpha$  distordu par suite de la présence des atomes de carbone toujours dispersés parmi les atomes de fer (les atomes de carbone, comme les atomes de soluté en solution solide de substitution, demeurent sur place). Le nouveau constituant formé, qui est donc une solution sursaturée de

carbone dans le fer  $\alpha$  déformé et qui a la composition de l'austénite qui lui a donné naissance, est appelé martensite ; son réseau est quadratique centré, les atomes de carbone s'insérant préférentiellement sur les arêtes du cube parallèles à une même direction. Par rapport à la maille d'équilibre, les distances entre les atomes de fer augmentent dans cette direction c et diminuent, par voie de conséquence, dans les deux autres directions a et b. Ces déformations sont proportionnelles à la teneur en carbone :

$$a = b = a_0 - 0,015 (C \%) \quad [1]$$

$$c = a_0 + 0,115 (C \%) \quad [1]$$

Avec  $a_0$  le paramètre de la maille cubique centrée du Fer  $\alpha$  .

La transformation martensitique engendre donc une augmentation de volume qui, selon la teneur en carbone, peut atteindre plusieurs pour-cent, ce qui crée de fortes déformations et de nombreux défauts de structure.

#### I.2.1.2.4 L'austénite résiduelle

Lors d'une trempe à une température située dans l'intervalle Ms-Mf depuis la température d'austénitisation, la transformation martensitique ne se produit pas jusqu'à la fin. Il reste de l'austénite non transformée appelée austénite résiduelle. Sa quantité est d'autant plus grande que la température à laquelle on arrête le refroidissement, et donc la transformation, est plus proche du point Ms. Un abaissement de la température de l'acier au-dessus de la température de trempe n'entraîne pas immédiatement la transformation de l'austénite résiduelle en martensite. Elle ne peut commencer qu'à une température beaucoup plus basse. Cela est dû à la stabilisation de l'austénite résiduelle. Au cours d'un revenu d'un acier non ou faiblement allié, l'austénite résiduelle constituant métastable à la température métastable, ne peut commencer à se transformer en bainite qu'à partir d'une température comprise entre 200-400°C. La présence de l'austénite dans la matrice martensitique diminue fortement sa limite d'élasticité et légèrement sa dureté [8].

Koistinen et Marburger ont donné une formule pour calculer la proportion d'austénite transformée en martensite [1, 8] :

$$M\% = 100 - 100 \exp [-0.011(Ms - \theta)]$$

Et par conséquent, la quantité d'austénite =  $\expo [-0.011(Ms - \theta)]$

Avec M % proportion de l'austénite existant à la température Ms, se transforme en martensite au cours du refroidissement jusqu'à la température ambiante.

$\theta$  (°C) : température de l'acier à l'instant considéré.

La présence du manganèse augmente la quantité d'austénite résiduelle en abaissant le point  $M_s$  [1].

### I.2.1.3 Diagrammes TTT et TRC

Pour étudier les développements de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  dans des conditions hors équilibre, on peut, calquant la pratique industrielle, procéder à des refroidissements plus ou moins rapides ou plus ou moins lents au cours desquels on détermine les changements structuraux qui se produisent jusqu'au retour à la température ambiante. On effectue ainsi une étude dite en « refroidissement continu ».

Pour mieux décomposer les phénomènes et distinguer plus aisément les effets du temps d'une part et ceux de la température d'autre part, on procède, au préalable, à une analyse du déroulement des transformations au cours de maintiens isothermes à des températures inférieures à la limite du domaine de stabilité de l'austénite.

On réalise ainsi l'étude dite en conditions isothermes.

#### a) Diagramme TTT

La cinétique des transformations  $\gamma \rightarrow \alpha$  se déroulant en conditions isothermes est décrite par le diagramme de transformation en conditions isothermes ou diagramme TTT dont la figure 10 donne un exemple pour un acier. Un tel diagramme est tracé dans le système de coordonnées logarithmes du temps en abscisse et température en ordonnée. Les courbes qui le constituent joignent les points qui correspondent aux températures auxquelles [3] :

- la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  débute (I)
- le type de constituant formé change (II)
- 50% d'austénite sont transformés (III)
- La formation d'un constituant cesse (IV)

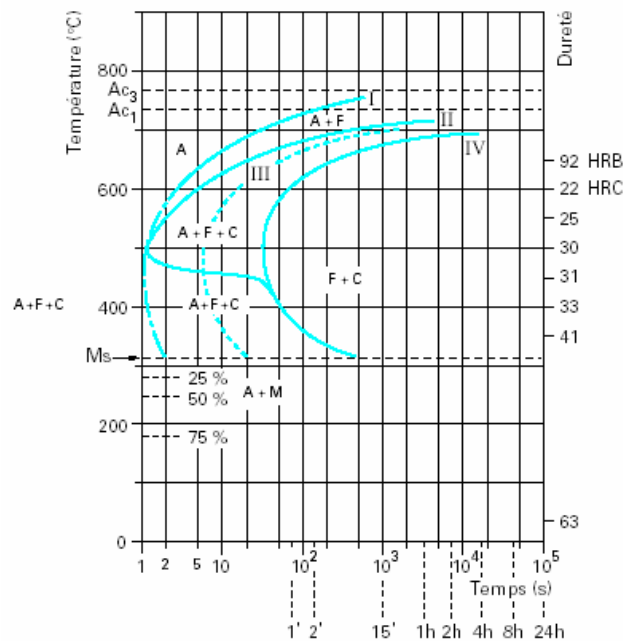


Fig I.9 Diagramme TTT d'un acier XC45 [1]

Un tel diagramme apporte par ailleurs les informations suivantes :

- La composition chimique du métal dans lequel ont été prélevées les éprouvettes utilisées ;
- Les conditions d'austénitisation (température, durée) ;
- La grosseur du grain austénitique tel qu'il existe après réalisation de l'austénitisation dans les conditions indiquées ;
- Les températures  $Ac_1$  et  $Ac_3$  qui, déterminées au chauffage dans les conditions particulières ;
- Les duretés de l'acier après totale transformation de l'austénite à certaine températures ; ces duretés sont reportées généralement sur la partie droite du diagramme;
- Les constituants présents dans chacun des domaines délimités par les diverses courbes.

## b) Transformation en refroidissement continu (TRC)

La cinétique de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  se déroulant au cours d'un refroidissement continu est décrite par le diagramme de transformation en refroidissement continu ou diagramme TRC : Transformation en Refroidissement Continu, dont la figure 10 donne un exemple relatif à un acier au carbone hypoeutectoïde.



## I.2.2 Les aciers au manganèse

### I.2.2.1 Forme sous laquelle le manganèse se trouve dans l'acier :

Soluble dans le fer  $\gamma$ , ainsi que dans le fer  $\alpha$ , le manganèse forme avec le carbone le carbure  $Mn_3C$ , isomorphe de la cémentite  $Fe_3C$ . En pratique, dans les aciers au manganèse, la cémentite  $Fe_3C$  est remplacée par une cémentite au manganèse, plus stable et dont le point de curie s'abaisse à mesure que sa teneur en manganèse augmente [5].

### I.2.2.2 Diagramme de structure des aciers au manganèse

Le diagramme de Guillet des aciers au manganèse (Cf. Fig. 6) comprend trois domaines : perlitique, martensitique et austénitique. Dans la partie haute de ce dernier domaine apparaissent des carbures libres dans une matrice austénitique.

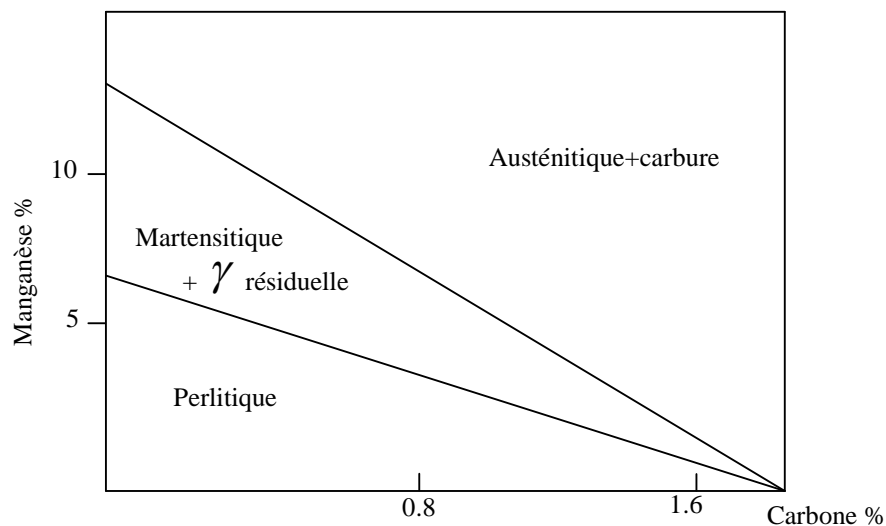


Fig. I.11. Diagramme de structure des aciers au manganèse à l'état d'équilibre [9]

Nous remarquons à partir du diagramme que si l'on ajoute des teneurs croissantes du manganèse, l'acier, d'abord perlitique, devient martensitique puis austénitique avec présence de carbures.

- si la proportion du manganèse reste constante, et la teneur en carbone augmente, l'acier passe de la structure perlitique à la structure martensitique puis à la structure austénitique.

- plus la teneur en carbone est élevée, plus la teneur en manganèse correspondant à un changement de structure est basse et vice versa.

### I.2.2.3 Aciers au manganèse perlitiques

Le manganèse durcit nettement les aciers perlitiques. D'une part, il abaisse la proportion du carbone dans la perlite d'où pour une teneur donnée en carbone, augmentation de la

proportion de perlite dans les aciers hypoeutectoïdes ; d'autre part, il durcit la ferrite pour une addition de 1% de Mn, le fer  $\alpha$ , privé de carbone et d'azote, voit sa résistance à la traction augmenter de 15 à 19 hbar. En présence de 0.01% d'azote, cet accroissement passe à près de 40 hbar [5].

Le durcissement de la ferrite va de pair au moins pour les aciers carburés avec une tendance accrue à la rupture fragile par clivage. D'autre part, accroissant la stabilité de la cémentite, le manganèse favorise la fragilisation.

#### I.2.2.4 aciers au manganèse austénitiques

Avec des teneurs élevés en carbone (1 à 1.5%) et au manganèse (6 à 17%) et des additions éventuelles de chrome, nickel ou molybdène. Ces aciers présentent à l'état brut de coulée une structure constituée d'austénite et de carbures. Les plus fréquents sont les aciers **Hadfield** à 12% de Mn [9]. L'acier Hadfield est indiscutablement le plus ductile et le plus tenace, mais c'est aussi le plus difficile à usiner [4]

#### I.2.2.5 Diagramme Fer-Manganèse

A partir du diagramme, nous constatons que [10] :

- le domaine  $\gamma$  existe mais se trouve à haute température.
- plus le pourcentage de carbone augmente, plus le pourcentage en carbure augmente.
- les carbures se présentent sous forme de  $Mn_3C$ ,  $Fe_3C$  et  $Mn_{23}C_6$ .
- le manganèse est un élément austénitique.

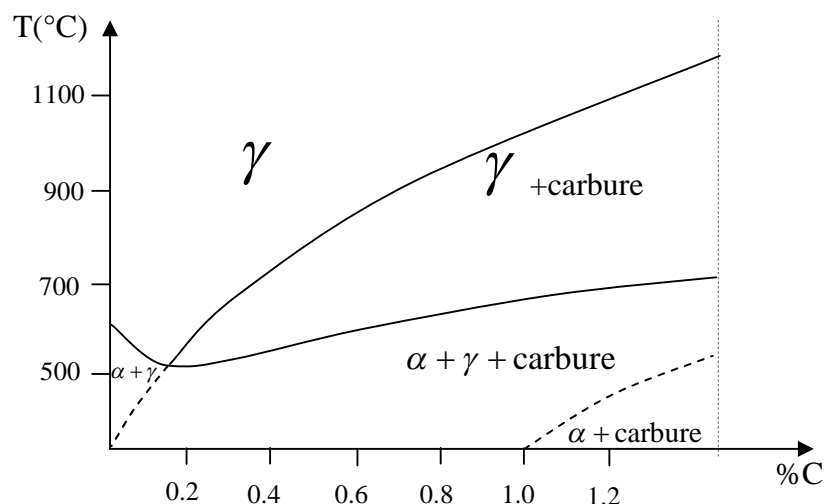


Fig.I.10 Diagramme pseudobinaire Fe-13%Mn[10]



Si au-delà de la ligne de la transformation allotropique, on effectue une hypertrempe, la structure hors équilibre obtenue à température ambiante ne contient que de l'austénite instable (figure I.14). La pièce obtenue est d'une grande ductilité, on ne peut ni la percer, ni l'usiner [11].

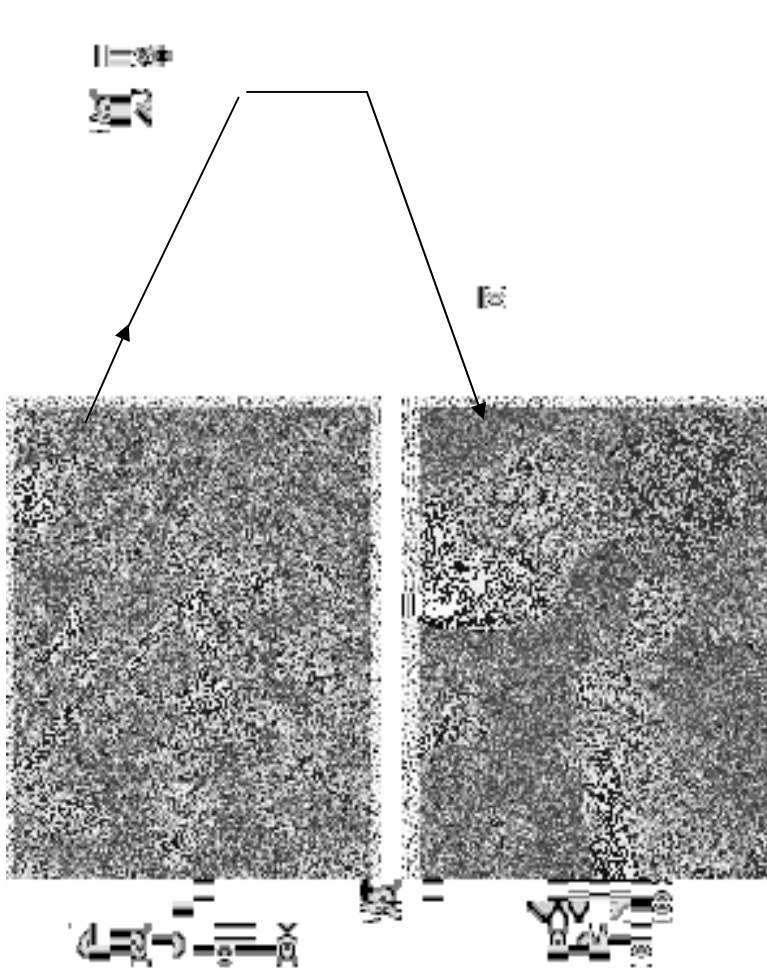


Fig.I.13 Hypertrempe des aciers austénitiques Z120 M12[12]

### I.3 Les fontes

Jusqu'ici les alliages considérés basés sur le système fer – carbone ont été limités à une teneur de carbone de 2,1% au maximum (Les aciers). Souvent la teneur en C était nettement inférieure à cette valeur, typiquement entre 0,2 et 0,8 % poids. Pour des teneurs en carbone plus élevée que 2,1 % poids la décomposition eutectique du liquide à 4,3 % poids de C entre en ligne de compte. Elle confère à ces alliages une capacité de moulage remarquable [10, 11]. Ils sont ainsi utilisés pour la coulée de structures compliquées, qui n'ont pas des exigences particulièrement sévères au niveau propriétés mécaniques. Les alliages dans cette gamme de teneur en carbone sont appelés **les fontes**.

Parmi les différents types de fonte, nous décrivons :

- La fonte blanche
- La fonte malléable
- La fonte à graphite lamellaire GL.
- La fonte à graphite sphéroïdal GS.

Nous nous intéressons à l'étude des fontes grises à graphite sphéroïdal GS.

#### I.3.1 Fontes grises

L'obtention de la fonte grise est conditionnée par la vitesse de refroidissement lente et la présence du silicium qui permet de donner des inclusions  $\text{SiO}_2$  autour duquel le graphite se précipite. La teneur du silicium est comprise entre 1.9 et 3% [13].

##### I.3.1.1. L'hétérogénéité chimique des fontes grises

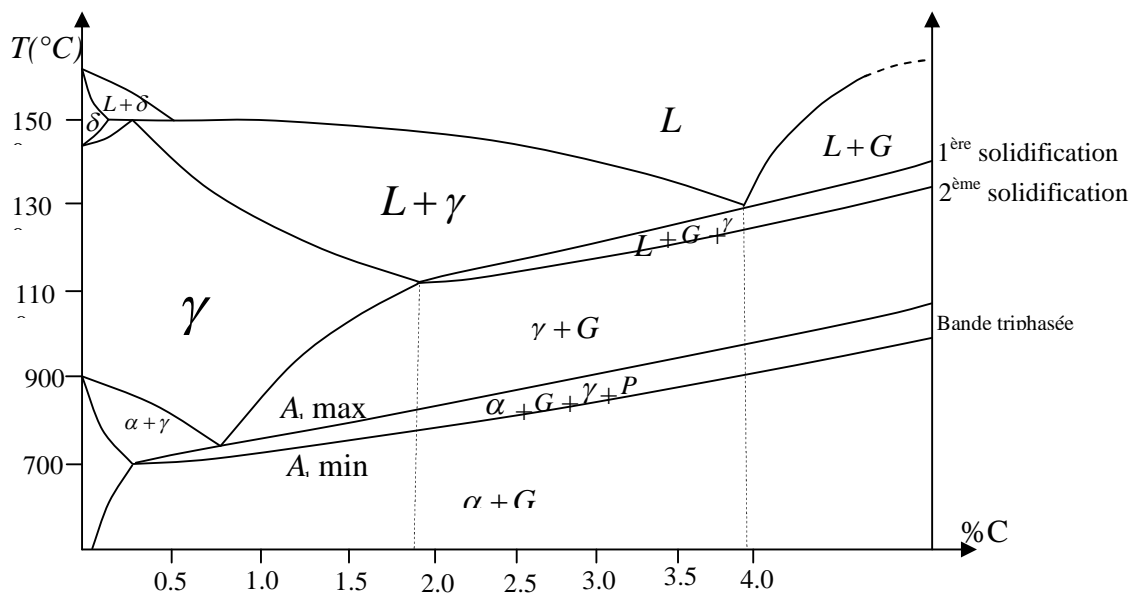


Fig I.14. Diagramme de Claus et Dourazil [10]

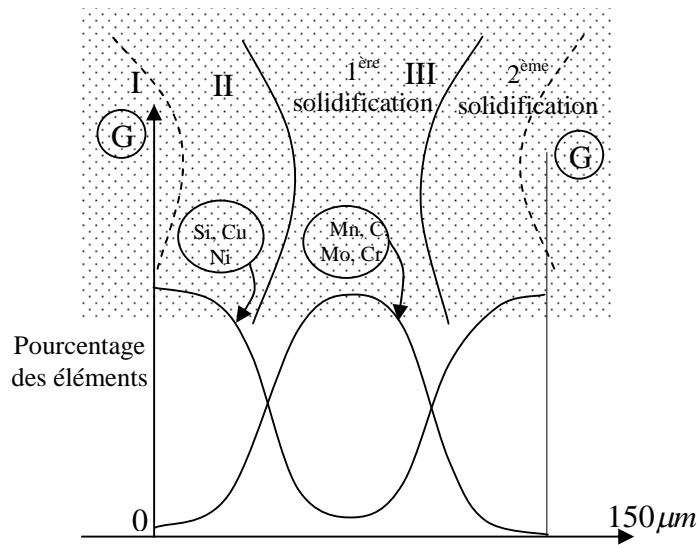


Fig.I.15.Ségrégation chimique [10]

- La ségrégation chimique s'effectue lors de la première solidification.
- La zone I est la dernière à se solidifier. On y retrouve : Si, Cu, Ni (éléments graphitisants).
- La zone III se solidifie en premier lieu, elle contient Mn, Mo, Cr et C lié... etc. la structure de cette zone est perlitique (au niveau des joints de cellule) ce qui explique la bande triphasée du diagramme.

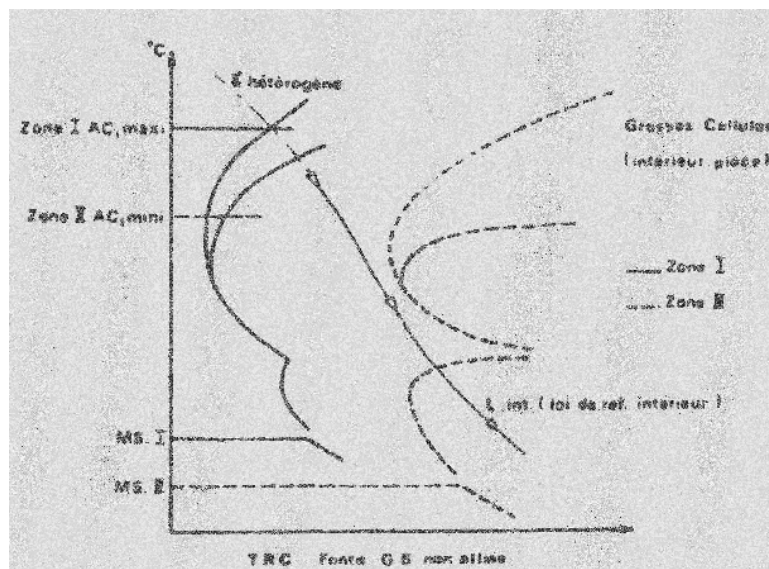


Fig. I.16. Courbe TRC des zones I et III [14]

La figure 13 nous montre les variations des courbes TRC dans les zones I et III et importance du gradient de la concentration en carbone.

**Zone I** : la légère chute de concentration en carbone associée à une élévation du taux de silicium entraîne un avancement de la courbe TRC en diminuant le temps d'incubation des transformations perlitique et bainitique [14].

**Zone III** : la chute en silicium est l'augmentation locale en manganèse vont peu affecter la courbe TRC, mais c'est surtout la très nette augmentation du temps de carbone qui va influencer sa position et la repoussée vers les temps croissants [14].

### **I.3.1.2 Structures des fontes grises (fer-graphite)**

La formation d'une phase stable de graphite dans la fonte peut se produire soit par précipitation immédiate de graphite à partir d'une solution solide, soit par des compositions de cémentite déjà formée. Le processus de formation du graphite dans la fonte s'appelle graphitisation, c'est-à-dire dans la fonte qui contient des carbures eutectiques, ou eutectoïdes [15].

La formation du graphite à partir de la phase liquide n'est possible qu'à faible vitesse de refroidissement et lorsque le degré de surfusion n'est pas grand, la fonte liquide comprend des inclusions variées (graphite SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ...).

Ces inclusions jouent le rôle d'un support par facilité de développement et la formation des germes, en présence des germes déjà existant au dépôt du graphite qui avait lieu à la température de 1100°C.

## **I.3.2 Les fontes à graphite sphéroïdal G.S**

Les fontes à graphite sphéroïdal sont des alliages Fe-C-Si, contenant habituellement plus de 3% de C, 1.5 à 4% de C et un certain pourcentage de manganèse. Le phosphore est limité à 0.08% et le soufre à 0.02%. En présence de Magnésium, dont la teneur peut varier de 0.02 à 0.1%. Et si l'on applique des traitements métallurgiques appropriés, le graphite se cristallise sous forme sphérique [14].

### **I.3.2.1 Elaboration**

L'élaboration d'une fonte commence en général par le choix de la composition chimique de base. Ainsi, compte tenu des matières premières disponibles (fontes neuves, ferrailles, ferro-alliages) et des pertes en gains au feu, elle est obtenue à la sortie des fours de

fusion et de maintien, avant les traitements complémentaires éventuels sur métal liquide [14, 15].

L'élaboration de la fonte à graphite sphéroïdal consiste en un traitement de sphéroïdisation suivi d'une inoculation au ferro-magnésium, d'un bain de fonte à liquide de composition chimique et de pureté bien défini [14, 15].

Il est nécessaire notamment de désulfurer préalablement le bain si la teneur en soufre est trop élevée supérieur à 0.04% et de le carburer si le pourcentage en carbone est trop bas (inférieur à 3.4%).

### I.3.2.2 Transformations intervenant lors du refroidissement

Lors du refroidissement de la fonte, de l'état liquide jusqu'à l'état solide, différentes transformations interviennent et confèrent aux matériaux des caractéristiques micro structurales bien particulières [16].

#### a. Solidification des fontes G.S.

Les fontes G.S sont majoritairement de composition eutectique ou hypereutectique. Lors de la solidification, c'est le graphite qui se forme en premier dans le bain liquide sur le site de germination constitué lors de l'étape de l'inoculation. Les sphéroïdes formés s'entourent ensuite d'une gaine austénitique, appelées cellules eutectiques à travers laquelle le carbone doit diffuser pour les faire croître. La figure I.18 schématise les mécanismes de solidification

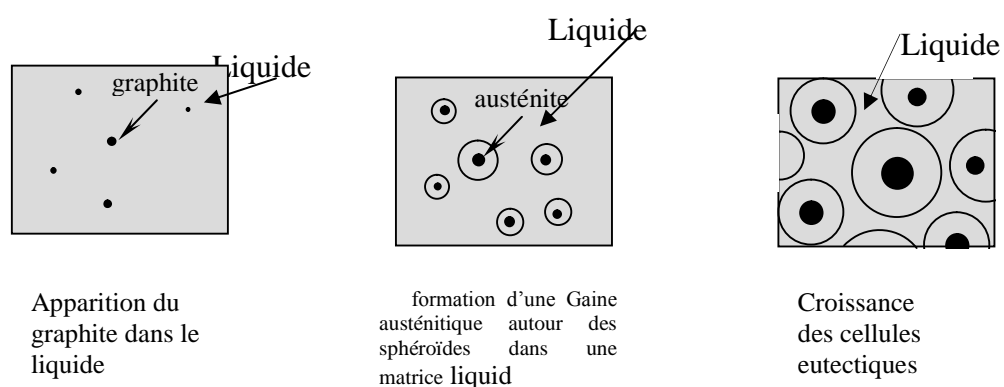


Fig. I.17. Description schématique de la solidification d'une fonte GS hypereutectique [16]

## **b. Sphéroïdisation de la fonte G.S**

L'obtention de la fonte G.S. se fait par un traitement de la fonte liquide au magnésium qui en abaissant la teneur en soufre et en oxygène de la fonte, permet au graphite de prendre la forme sphéroïdal en plus de ça le magnésium augmente aussi considérablement les caractéristiques mécaniques de la fonte.

La technologie de l'addition du magnésium est dominée par le fait que sa température d'ébullition est de 1090°C. il faut donc réduire au maximum le contact de ses vapeurs avec l'air. Pour se faire on peut :

- le diluer dans des ferro-alliages divers (alliages sphéroïdisants).
- introduire celui-ci à l'aide d'un plongeur au fond de la poche.
- le placer au fond d'une poche et le protéger par des tôles ou de la ferraille légère dont la fusion retardera le contact avec la fonte jusqu'au remplissage complet de la poche. Cette technique dite méthode Sandwich.
- utiliser un appareil spécifique tel que le convertisseur George Fisher.
- immerger dans la fonte un tube d'acier fourré d'alliages sphéroïdisants et déroulé à une vitesse telle que ce dernier, après fusion doit libérer les ferro-magnésium à une profondeur prédéterminée dans la poche.
- déposer le sphéroïdisant à l'entrée du système de coulée dans le moule en cherchant à assurer l'élimination complète des crasses produites par infiltration et décantation successive.

## **c. Inoculation et post-inoculation**

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

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

### **I.3.2.3 Traitement thermique appliqué aux fontes G.S**

A partir d'une même nuance de fonte, il est possible d'obtenir différentes microstructures selon les traitements thermiques appliqués. Cette faculté a l'intérêt de permettre l'obtention d'une large gamme de propriétés mécaniques. La présence du graphite sous forme sphéroïdes

permet l'utilisation des fontes G.S. pour des applications qui requièrent une bonne résistance à la fatigue [14].

On sait que les fontes sont constituées d'une matrice analogue à un acier, mais à teneur variable en carbone, dans laquelle se trouvent les particules de graphite sphéroïdal dans le cas des alliages qui le concernent.

Cette matrice, peut être composée de ferrite et de certaines quantités de perlite est modifiable par traitement thermique : trempe, revenu, recuit, etc... [16]

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'équilibre prévu par les diagrammes, notamment en phase austénitique au cours d'un maintien au-dessus du point de transformation  $Ac_3$  [11].
- Par le processus inverse, lorsque la solubilité du carbone décroît, l'austénite rejette cet élément décroissant qui tend à précipiter sous forme de graphite ou d'un autre composé.

#### I.3.2.4 Diagrammes TRC et TTT

Pour définir précisément les traitements thermiques appropriées afin d'obtenir les caractéristiques mécaniques souhaitées, il est important de disposer des diagrammes de TRC et TTT.

Les travaux entrepris par A. Ikhlef *et al.* ont permis un certain nombre de diagrammes relatifs à différentes nuances de fontes GS [17].

##### a. Diagramme TRC

La figure I.18 présente un diagramme TRC de fontes GS.

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

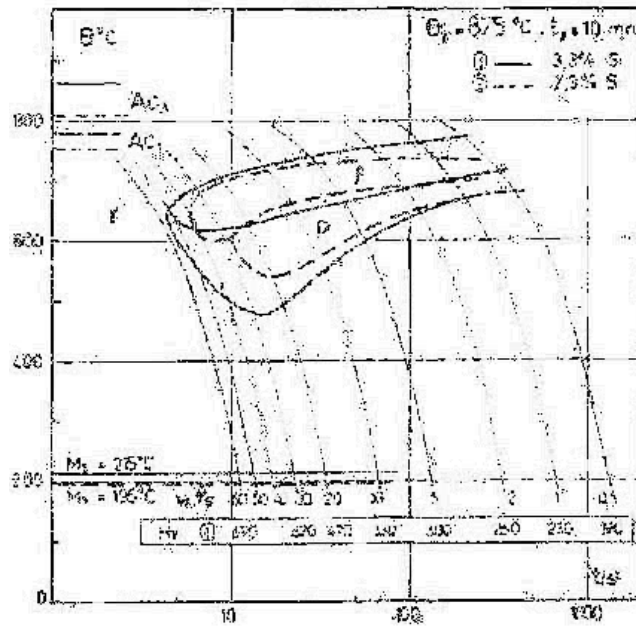


Fig.I.18. Diagramme TRC pour les fontes GS [17]

Pour les vitesses de refroidissement très rapide ( $V_r$  supérieure à  $50^\circ\text{C/s}$ ) la structure est constituée de martensite.

**b. Diagramme TTT :**

La figure I.19 représente le diagramme TTT d'une fonte perlitique qui indique les transformations structurales intervenant lors du traitement isotherme, succédant à une trempe depuis  $900^\circ\text{C}$ .

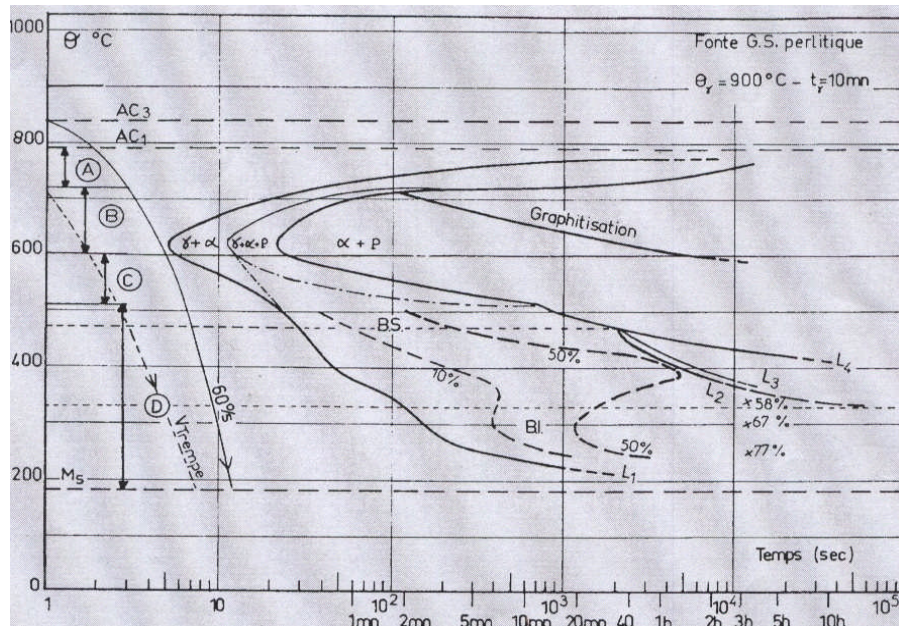


Fig. I.19 diagramme TTT d'une fonte perlitique(austénitisation à  $900^\circ\text{C}$ ) [17]



Ce diagramme TTT présente de grands domaines de transformation qui se chevauchent aux températures moyennes [16].

### 1) Les transformations ferritique et perlitique (domaine supérieur)

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 vers les sphéroïdes du graphite. Il se forme une matrice entièrement ferritique.
- Les plus basses températures ( $600^{\circ}\text{C} < \theta < 700^{\circ}\text{C}$ ), la phase mère se transforme 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  $600^{\circ}\text{C}$ , le processus de graphitisation n'a plus lieu.

### 2) Transformation bainitiques ( $M_s < \theta_{iso} < 510^{\circ}\text{C}$ ) :

La transformation bainitiques intervient lors de trempe interrompue à des températures comprises entre  $510^{\circ}\text{C}$  et le point  $M_s$ , on peut décrire cette transformation en deux étapes :

- Stade 1 : l'austénite  $\gamma$  se décompose en ferrite bainitique  $\alpha$  et en austénite enrichi en carbone  $\gamma_r$ .
- Stade 2 : lorsque le maintien isotherme se prolonge, l'austénite enrichie en carbone finit par se décomposer à son tour au ferrite et en carbure :  $\gamma_r \rightarrow \alpha + \text{carbures}$ .

La microstructure de la bainite va dépendre de la température du maintien. Ainsi il est possible de distinguer deux variantes : la bainite supérieure et la bainite inférieure.

### 3) Transformation martensitique

Il est possible d'obtenir des fontes GS possédant une matrice essentiellement composée de martensite. Pour cela, il est nécessaire de réaliser une première étape d'austénitisation de la matrice, suivie d'un refroidissement rapide, de façon à former de la martensite. Une dernière étape de revenu est réalisée afin d'obtenir les propriétés mécaniques souhaitées et de réduire les contraintes induites lors de la trempe. Le schéma de la figure I.21 Présente le cycle thermique correspondant.

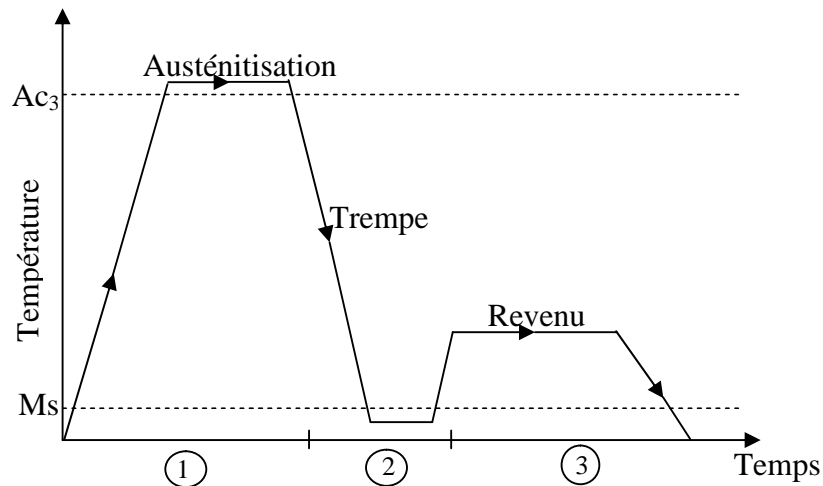


Fig.I.20 Schéma du traitement thermique de trempe martensitique suivie d'un revenu

### I.3.2.5 Rôle du manganèse

Le manganèse est un élément carburigène et blanchissant. Il faut donc peu de manganèse pour éviter, dans les parties minces du moulage pour la formation de la fonte truitée [11].

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

La désulfuration se fait au sulfure de calcium. Pour la fonte G.S ferritique on maintient le manganèse inférieur à 0.2%.

Pour la fonte (G.S) perlitique on maintient le manganèse supérieur à 0.4%. Un titre de manganèse supérieur à 0.4% peut faciliter l'obtention d'une matrice perlitique en favorisant la formation de la cémentite manganésifère [16].

### I.3.2.6 Propriétés mécaniques [14, 16]

Une des caractéristiques importantes des fontes GS est la combinaison d'une résistance élevée et une très bonne ductilité. Ceci est le résultat de la forme sphéroïdal du graphite.

- Le graphite lamellaire affaiblit, en effet ces propriétés à cause des discontinuités créent dans la matrice provoquant une rupture par effet d'entaille.

- La microstructure de la matrice possède un rôle très important sur les propriétés mécaniques de la fonte.
- La structure a de bonnes propriétés mécaniques de résistance en haute capacité de déformation plastique, car la ferrite est ductile et résiste aux chocs et facile à usiner, mais sa résistance à l'usure est assez faible.
- La structure perlitique est caractérisée par une dureté et une résistance à la traction élevée et un allongement relativement faible comparée aux structures ferritiques.
- Les structures ferrito-perlitiques se caractérisent par des propriétés intermédiaires des structures ferritiques et perlitiques.

Tout cela fait que les fontes à graphite sphéroïdal connaissent une progression dans tous les secteurs industriels, et cela dans tous les pays, une meilleure maîtrise de leur processus d'élaboration en faisant aujourd'hui un produit parfaitement fiable.

## PARTIE II : Techniques expérimentales

### II.1 Matériaux étudiés

#### II.1.1 état de livraison

On a trois matériaux : deux aciers et une fonte.

Les deux aciers, sont de nuance Z120M12

L'un étranger initialement trempé à l'eau de structure martensitique, est une pièce de 50 cm de longueur, 30 cm de largeur et de 6 cm d'épaisseur.

Et l'autre Algérien initialement est une pièce de 80 cm de longueur, 40 cm de largeur et 6 cm d'épaisseur.

La fonte est une GSA. Fonte à graphite sphéroïdal, a été coulée à la fonderie de ROUIBA.

Les opérations de découpage des deux pièces et d'usinage pour obtenir des échantillons pour les différentes analyses et essais ont été effectuées à l'unité de fonderie de Rouïba. Les scies utilisées sont la scie mécanique pour la fonte, la scie en roulant pour l'acier Algérien et la tronçonneuse pour l'acier étranger.

#### II.1.2 L'analyse chimique

L'analyse chimique a été faite au laboratoire de la fonderie et par spectrométrie et pour l'analyse de C et S a été effectué par l'analyseur LECO.

Les résultats obtenus sont représentés dans les tableaux :

##### II.1.2.1 Pour les deux aciers Z120M12

Eléments	C	Mn	Cu	Si	S	P	Mg	Al	Ni	Cr
Z120M12 Etranger (%)	1.24	11 à 12	0.37	0.81	0.002	0.08	0.06	0.21	0.161	1.5
Z120M12 Algérien (%)	1.21	11 à 12	0.45	0.97	0.003	0.09	0.054	0.41	0.55	1.1

##### II.1.2.2 Pour la fonte GSA

Eléments	C	Mn	Cu	Si	P	Mg	Ni	Cr
Le pourcentage (%)	2.86	0.83	0.22	3.0	0.142	0.059	0.048	0.068

## II.2 Le traitement thermique de durcissement par trempe

Comprend :

### II.2.1 Une austénitisation

L'austénitisation a pour but de provoquer la transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  et mettre en solution dans l'austénite le carbone et les autres éléments d'alliage. Sur le plan pratique, il convient de signaler que lors du chauffage, il existe un gradient de température entre la peau et le cœur des pièces souvent responsables d'une simultanéité des transformations d'austénitisation  $\alpha \rightarrow \gamma$ .

Les conditions de température d'austénitisation soit  $A_{c3}+25$  à  $50^\circ\text{C}$  pour les aciers hypoeutectoïdes et  $A_{c1}+50^\circ\text{C}$  pour les aciers hypereutectoïdes.

### II.2.2 La trempe

La trempe est une opération extrêmement importante puisqu'elle a pour finalité de provoquer dans la plus grande partie possible de la section des pièces.

Le but de la trempe ainsi définie est de donner à l'acier une structure martensitique ou au moins bainitiques, ce résultat ne peut être atteint qu'à travers une hypertrempe. A cet égard, il est d'usage de distinguer les nuances d'acier trempables à l'air libre, à l'huile ou à l'eau.

### II.2.3 Le revenu :

Le revenu consiste essentiellement en un chauffage à une température inférieure au point  $A_{c1}$ , suivi selon les cas d'un refroidissement normal, ralenti ou accéléré.

Le but du revenu est de rapprocher la structure perlitique en structure obtenue par trempe ; l'intérêt de cette scission du traitement en deux opérations successives, trempe d'abord, revenu ensuite, tient de manière générale à ce qu'avec les moyens courants, le traitement par trempe et revenu conduit à des résultats plus réguliers et à une meilleure homogénéité qu'un traitement par trempe plus douce non suivi de revenu.

## II.3 Traitements thermiques effectués

Les traitements thermiques classiques ont été réalisés sur des échantillons de forme cylindrique de dimensions approximatives 20 mm de diamètre et 20 mm d'épaisseur pour les aciers au manganèse Z120M12. et 20 mm de diamètre et 10 mm d'épaisseur pour les échantillons de la fonte GSA.

Pour chaque traitement, on prend deux échantillons, l'un pour la métallographie et l'autre pour l'essai de l'abrasion.

### II.3.1 Pour les deux aciers Z120M12

#### **Traitement A :**

- austénitisation à 1100°C pendant 60 min,
- refroidissement dans le four pendant 4 h.

#### **Traitement B :**

- austénitisation à 1100°C pendant 60 min
- refroidissement à l'air libre.

#### **Traitement C:**

- austénitisation a 1100°C pendant 60 min,
- trempe à l'eau
- revenu à 200°C pendant 120 mn.

#### **Traitement D:**

- austénitisation à 1100°C pendant 60 min ;
- trempe à l'huile ;
- revenu à 200°C pendant 120 mn.

### II.3.2 Pour la fonte GSA :

#### **Traitement E:**

- structure perlitique, recuit à 850°C pendant 60 min
- refroidissement à l'air libre.

#### **Traitement F:**

- La structure ferritique, recuit à 750°C pendant 60 min ;
- refroidissement dans le four jusqu'à atteindre la température 600°C.

**Traitement G:**

- recuit à 900°C pendant 60 min
- trempe à l'huile
- revenu à 200°C pendant 120min.

**Traitement H:**

- recuit à 900°C pendant 60 min
- trempe à l'huile
- un revenu à 300°C pendant 120 min.

**Traitement I:**

- recuit à 900°C pendant 60 min ;
- trempe à l'huile
- un revenu à 400°C pendant 2 h.

**Traitement J:**

- recuit à 900°C pendant 60 min ;
- trempe à l'huile ;
- un revenu à 500°C pendant 120 min.

## II.4 Les tests de dureté

Les résultats des essais de dureté peuvent apporter des informations intéressantes sur :

- le comportement mécanique d'un acier ou d'une fonte.
- L'état structural d'un acier ou d'une fonte.

La dureté caractérise la résistance à la déformation plastique d'une manière complexe qui fait que les résultats obtenus constituent essentiellement les repères [10]. La facilité avec laquelle une mesure de dureté peut être réalisée et le faible volume du métal impliqué ont toutefois conduit les praticiens à tenter d'établir des correspondances entre ces résultats et le niveau des caractéristiques de résistance.

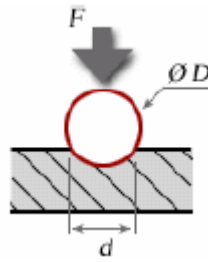


Fig.II.1. l'essai Brinell [5]

L'essai de dureté Brinell consiste à appliquer sur la surface polie d'une charge constante et statique  $F$  pendant un temps défini (20 à 30 s). Cette charge s'applique par l'intermédiaire d'une bille de diamètre ( $D=10$  mm) et à mesurer le diamètre de l'empreinte laissée après suppression de la charge.

La dureté Brinell (HB) est le quotient de la charge en Kg (ou  $1,02.F$  en daN) pour la surface  $S$  en  $\text{mm}^2$  de l'empreinte considérée comme la calotte d'une sphère de diamètre  $d$  [4].

$$HB = \frac{F}{S} \quad (\text{si } F \text{ en KgF}) \quad [4]$$

$$HB = 1.02 \frac{F}{S} \quad (\text{si } F \text{ en daN}) \quad [4]$$

Les essais de la dureté Brinell ont été réalisés sur une machine de type WELPERT selon la norme AFNOR NFH 03-201.

Nous avons mesuré la dureté avant l'austénitisation, après la trempe et après le revenu.

## II.5 Etude métallographique

### II.5.1 préparation de l'échantillon

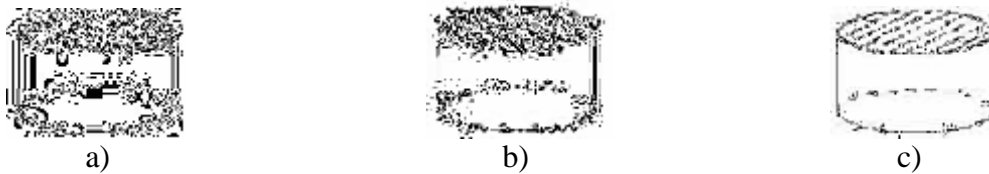
#### II.5.1.1 polissage

Le polissage est l'étape finale en vue de l'obtention d'une surface plane, exempte de rayures, et polie miroir. Une telle surface est nécessaire pour une interprétation métallographique précise aussi bien qualitative que quantitative. La technique de polissage utilisée ne doit pas introduire de structure étrangère tel que du métal modifié, du pitting (trous ou cavités), sorties d'inclusions, traînées et taches.

Avant de commencer le polissage final, la surface doit être aussi bonne que celle obtenue par meulage avec un abrasif de grain 120, 180, 280, 400, 600, 800 et 1200



Le résultat de l'attaque dépend essentiellement de la qualité du polissage. S'il y a des rayures, le réactif d'attaque se concentrera dans ces rayures et attaquera d'avantage à ces endroits en modifiant complètement le faciès de l'attaque.



**Fig. II.** Illustration schématique d'une méthode de polissage d'échantillons métallographiques.

a) rayures grossières laissées par le grain précédent.

b) rayures plus fines laissées par le grain actuel (échantillon tourné de 90°).

c) rayures très fines obtenues avec le grain suivant (échantillon encore tourné de 90°: cela permet de voir lorsque les rayures du grain précédent ont disparu).

Note: À chaque changement de grosseur de grain et de polissage l'échantillon est lavé et tourné de 90°.

### II.5.1.2 L'attaque

Bien que certaines informations puissent être obtenues sur les échantillons polis, la microstructure est habituellement visible seulement après attaque. Seulement un aspect qui montre une différence significative de réflectivité (10% et plus) peut-être observé sans attaque. C'est seulement l'aspect microstructural avec des différences de couleurs intenses ou avec de grandes différences de dureté qui induit la formation de relief qui peut être observé. Les fissures, pores, puits, et inclusions non métalliques peuvent être observées avec des échantillons uniquement polis. Dans la plupart des cas, un échantillon poli ne peut pas révéler ses microstructures car la lumière incidente est uniformément réfléchi. Bien que de petites différences de réflectivité ne peuvent pas être différenciées par l'œil humain, quelques moyens de production de contraste d'image peuvent être employés. Bien que cela soit connu sous le terme "attaque" en métallographie, cela ne se rapporte pas toujours à la révélation des différents aspects des structures par des dissolutions chimiques. Il y a de nombreux moyens de révéler le contraste. Ces méthodes peuvent être classées en optique, chimique, ou physique suivant que le procédé altère ou non la surface de l'échantillon.

## Attaque Chimique

L'attaque chimique est basée sur l'application de certaines méthodes d'éclairage, toutes utilisent le principe d'éclairage de Kolher. Ce principe sous-entend aussi l'éclairage. Ces modes d'éclairage sont le champ noir (sombre), la lumière polarisée, le contraste de phase et le contraste d'interférence. Ils sont disponibles sur beaucoup de microscopes commercialisés, et dans la plupart des cas, le mode peut-être mis en service très facilement [19].

Dans notre travail on utilise les réactifs chimiques pour révéler la structure. A cet effet, le nital c'est le réactif utilisé ; qui est une solution alcoolique d'acide nitrique, 2, 3, 5 %. L'attaque chimique est généralement suivie d'un rinçage et d'un séchage.

### II.5.2 Microscopie des matériaux

Il est important de connaître l'état structural et les défauts qui déterminent les propriétés des matériaux, non seulement pour s'assurer dans un premier temps que l'on comprend bien les relations entre les propriétés, les structures et les défauts des matériaux. Mais aussi pour être en mesure ensuite de prévoir leur comportement. En ce sens, les techniques de microscopie les plus courantes sont très utile [18].

#### II.5.2.1 Microscopie

En microscopie, on utilise couramment les microscopes optiques et les microscopes électroniques, ces instruments sont d'une grande utilité dans l'étude de la microstructure de matériaux [18].

#### II.5.2.2 Microscope optique

Les microscopies modernes comportent plusieurs systèmes de lentilles et au moins un dispositif d'éclairage. Quand il s'agit de matériaux opaques comme les métaux, seule la surface peut être observée à l'aide d'un microscope, et l'examen d'un échantillon se fait par réflexion de la lumière



Fig.II.3 MICROSCOPE OPTIQUE

### a) Principe

Le microscope est essentiellement constitué d'un objectif  $Ob$  (cf. Fig.2.2) formant de l'objet  $O$  une image réelle agrandie appelée image intermédiaire  $l_i$  qui se situe à une distance  $L$  par rapport au plan focal de l'objectif. Le grossissement propre de l'objectif est le rapport entre les dimensions linéaires de l'image intermédiaire et l'objet. L'image intermédiaire grossie à son tour par le l'oculaire  $Oc$ . Peut être :

- Soit observée virtuellement par l'œil en  $I_v$  ;
- Soit projetée réellement sur un verre dépoli ou sur une plaque photographique en  $I_r$ .

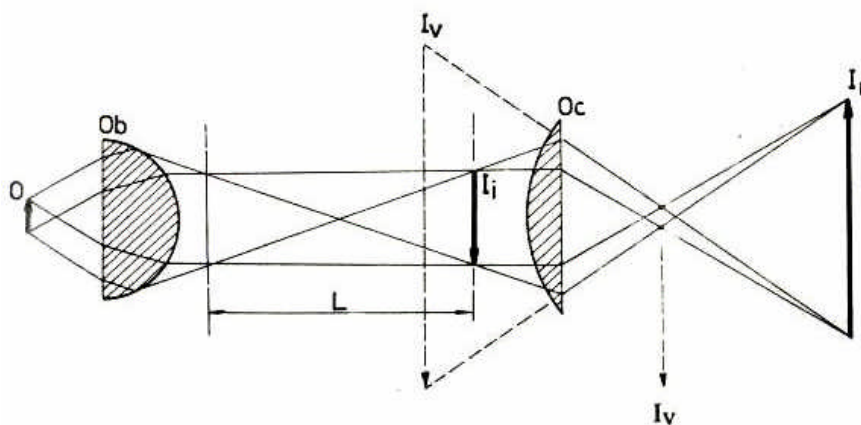


Fig.II.4 : Principe du microscope métallographique [5].

### b) Le grossissement

Le grossissement est une notion subjective qui suppose l'intervention de l'œil humain comme instrument d'observation. Il est déterminé par la distance de l'objet à l'œil et par

l'angle sous lequel on le voit. Par convention, on dit qu'un objet est observé au grossissement 1 quand il est placé à 250 mm à l'œil [5].

En pratique, on appelle grossissement le rapport entre la grandeur de l'objet d'une part et, d'autre part celle de l'image projetée réellement sur la plaque photographique. Ou bien celle de l'image virtuelle formée à 250 mm de l'œil et observée à travers l'oculaire.

## II.6 Les essais d'abrasion

### II.6.1 Fraisage

Le fraisage est un procédé d'usinage de surfaces planes et de surfaces de forme au moyen d'un outil multiple tournant.

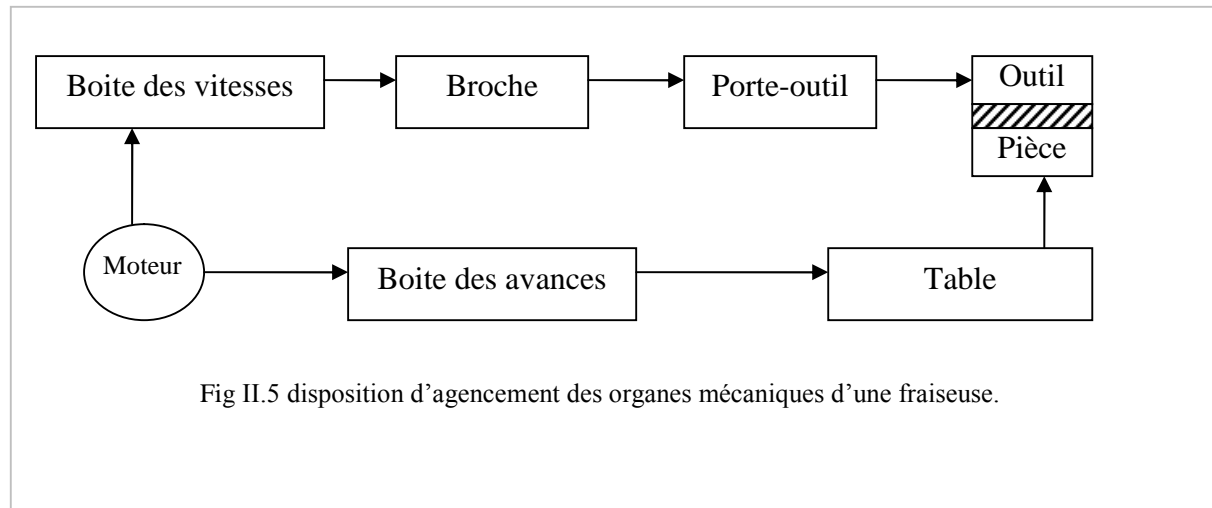
En fraisage, le mouvement de coupe (rotation) est communiqué à l'outil alors que les mouvements d'avance et de pénétration (translation) sont communiqués à la pièce. Ce dernier permet de déterminer la profondeur de passe ; soit l'épaisseur de matière à enlever.

### II.6.2 Machines de fraisage :

Les trois mouvements cités ci-dessus sont communiqués simultanément à l'outil et à la pièce à l'aide d'une machine qu'on appelle fraiseuse. Il existe trois types de fraiseuses :

- Fraiseuse horizontale : dans laquelle la broche est parallèle à la table.
- Fraiseuse verticale : dans laquelle la broche est perpendiculaire à la table.
- Fraiseuse universelle : dans laquelle la broche est orientable selon l'opération à réaliser.

Ces types de fraiseuses présentent sensiblement la même disposition générale d'agencement des organes mécaniques. En effet, un moteur électrique est accouplé à une boîte à vitesses qui permet de sélectionner la vitesse de coupe de la broche porte-outil. La sélection des vitesses d'avances de la pièce se fait au niveau de la boîte des avances, soit accouplée à son propre moteur.



### II.6.3 Outils de fraisage

Un outil de fraisage ou de fraise présente la forme d'un solide de révolution portant plusieurs outils élémentaires ou dents réparties uniformément sur la périphérie. Chaque dent est comparable à un outil de tournage ou de rabotage.

### II.6.4 Modes de fraisage

D'après la forme des outils, on distingue deux sortes de fraisage :

- Fraisage en bout (de face) : l'axe de la fraise est perpendiculaire à la surface à usiner ;
- Fraisage en roulant (de profil) : l'axe de la fraise est parallèle à la surface à usiner.

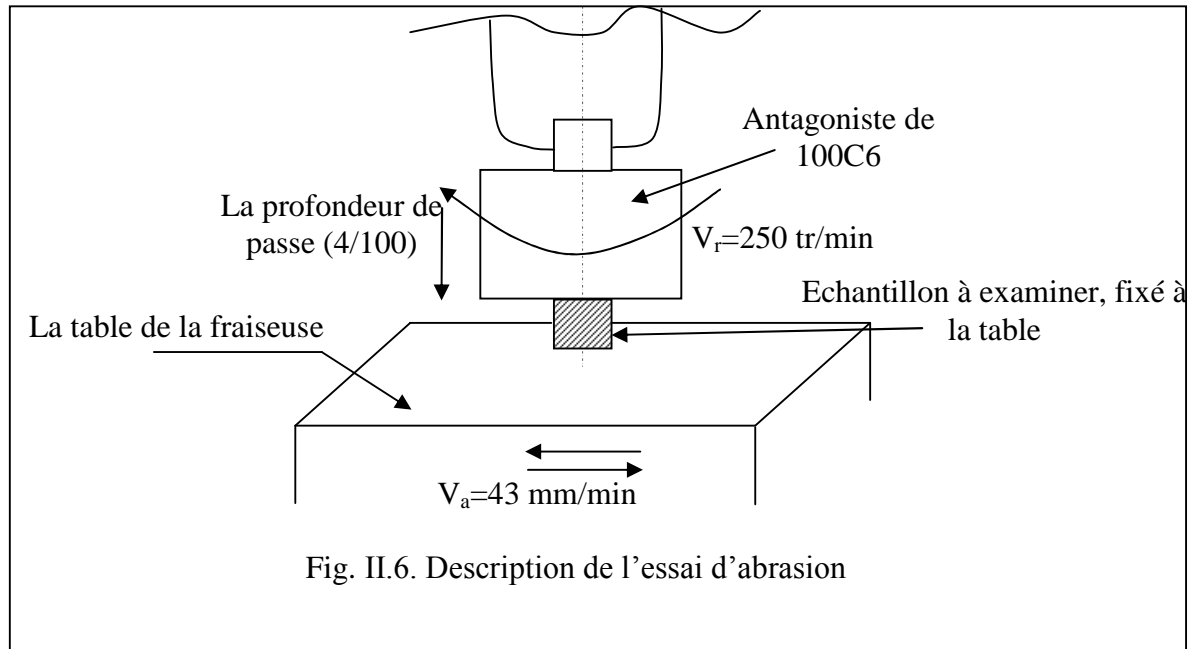
### II.6.5 Liaison pièce machine

La formation du copeau nécessite un effort de l'outil sur la pièce. Sous l'action de la résultante des efforts dus à la coupe, la pièce ne doit pas se déplacer. Elle est maintenue rigidement dans la position de réglage par rapport à la trajectoire outil qui assurera les caractéristiques de dimension, de forme et de position demandées. En fraisage, le serrage de la pièce peut se faire en étau, par brides ou par des montages porte- pièce (montage d'usinage) appropriés spécialement conçue et réalisés pour l'usinage d'opérations déterminées.

### II.6.6 principe de l'abrasion

Les essais de l'abrasion sont réalisés sur une fraiseuse verticale de type ROCU- ROCU. C'est une opération qui consiste à fixer l'échantillon sur la table de la fraiseuse, en frottement

avec une pièce de 100C6, jouée le rôle d'un outil pour l'abrasion. Nous pesés les échantillons avant et après l'abrasion, et on calcule la perte de masse.



### II.6.7 L'outil utilisé pour l'abrasion

L'outil utilisé est une pièce métallique de nuance 100C6 à 3Kg de poids, subit à un traitement thermique de durcissement ; recuit à  $830^{\circ}\text{C}$  et trempée à l'huile, suivie par une revenue à  $200^{\circ}\text{C}$  pendant 120 mn.

La surface de contact de la pièce avec les échantillons est une surface circulaire de diamètre 70 cm,

### II.6.8 Les conditions de l'essai

- La vitesse de rotation de l'outil (la pièce 100C6)  $V_r = 250$  tr/mn.
- La vitesse d'avance de l'échantillon (la table de fraiseuse)  $V_a = 43$  mm/mn.
- Après chaque essai, on dressé la surface de contact de l'outil.

## PARTIE III : Résultats et Interprétations

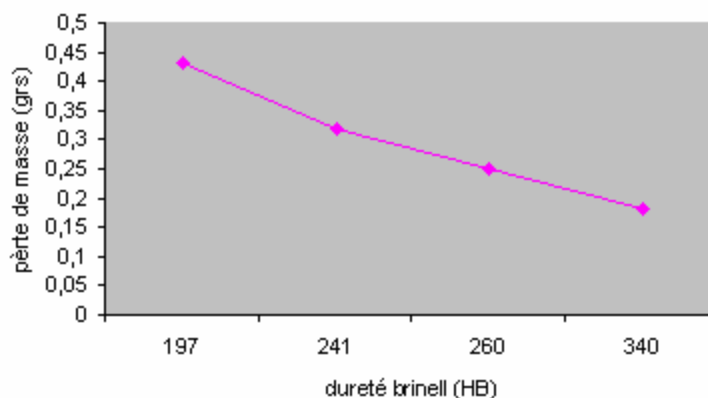
### III.1 Les résultats des tests de dureté et d'essai d'abrasion

#### III.1.1 Pour l'acier Z120M12 étranger

Le tableau ci-dessous III.1 donne les résultats de l'essai d'abrasion, et les résultats des tests de la dureté de l'acier Z120M12 étranger après chaque traitement thermique. Le chauffage est effectué à 1100°C pendant 60mn pour l'ensemble des traitements thermiques.

**Tableau III-1 :**

	Refroidissement	La dureté (HB)	Revenu(120mn)	La dureté (HB)	$\Delta m(\text{grs})$
ECH 1	Dans le four	340	-	-	0,20
ECH2	A l'air libre	197		-	0,44
ECH3	Trempe a l'eau	280	200°C	260	0,25
ECH4	Trempe a l'huile	260	200°C	241	0,30



A partir du tableau III.1, on remarque que la dureté de notre échantillon, lorsqu'il est refroidi dans le four est élevé par rapport à celle qui est refroidi à l'eau et à huile, cette élévation est due à la présence des précipitations de carbures de manganèse lors du refroidissement. Pour ce qui est de la différence de dureté entre l'échantillon trempé dans

l'eau et l'autre trempé dans l'huile est du à la vitesse de refroidissement dans l'eau est plus grande que celle dans l'huile, ce qui donne une structure très fine.

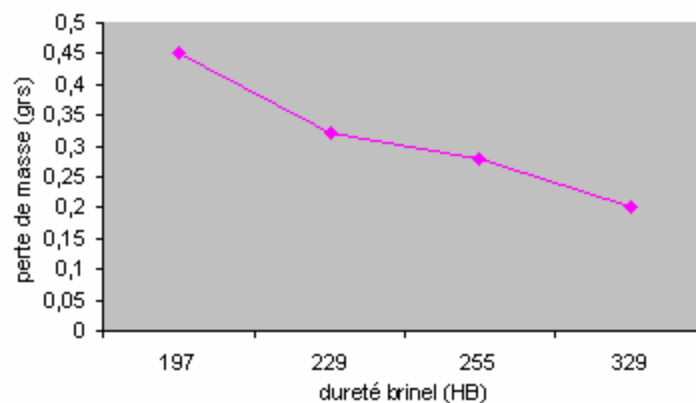
La dureté de l'échantillon refroidi à l'air est la plus basse, car le temps est insuffisant pour la formation des carbures.

### III.1.2 Pour l'acier Z120M12 Algérien

Le tableau ci-dessous III-2 donne les résultats des tests de la dureté de l'acier Z120M12 algérien après chaque traitement thermique. Le chauffage est effectuée à 1100°C pendant 60 mn pour l'ensemble des traitements thermiques. La perte de poids lors de l'abrasion est indiquée également sur le tableau III-2.

**Tableau III-2:**

	refroidissement	La dureté (HB)	Revenu (120mn)	La dureté (HB)	$\Delta m$ (grs)
ECH 1	Dans le four	329	–	329	0,20
ECH2	A l'air libre	197	–	197	0,45
ECH3	Trempe à l'eau	269	200°C	255	0,28
ECH4	Trempe a l'huile	249	200°C	229	0,32



La dureté du refroidissement dans le four est la plus élevée, en raison de la précipitation des carbures de manganèse aux joints et milieux des grains, la structure austénitique après la trempe à l'eau donne aussi une dureté élevée. Les résultats de l'essai d'abrasion montrent que



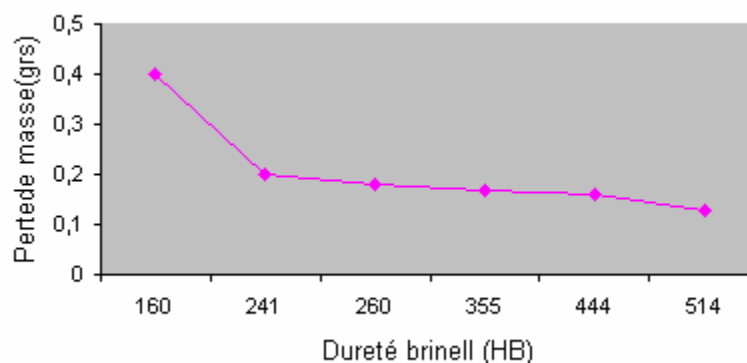
l'acier possède une bonne résistance à l'usure par frottement. L'échantillon le plus dure est le plus résistant à l'usure par l'abrasion.

### III.1.3 Pour la fonte GSA

Le tableau III.3 donne les résultats des tests de la dureté de la fonte GSA après chaque traitement thermique, la dureté de la fonte avant le chauffage égale à 210 HB. Le chauffage est effectuée à 900°C pendant 60min. les résultats de l'abrasion sont aussi indiquées au tableau III-3.

**Tableau III-3**

	Dureté (HB)	Revenu à	La dureté	$\Delta m$ (grs)
ECH1	541	200 °C	514	0,13
ECH2	541	300 °C	444	0,16
ECH3	541	400 °C	355	0,17
ECH 4	541	500°C	260	0,18
Ech 5 structure perlitique	–	–	241	0,20
ECH6 structure ferritique	–	–	160	0,40



Les valeurs de dureté sont décroissantes à partir de l'état trempé, donc la structure martensitique de dureté 541 HB. Le revenu diminue la dureté des fontes trempées. Si on recherche une dureté élevée la température de revenu choisie sera 200°C qui donne une

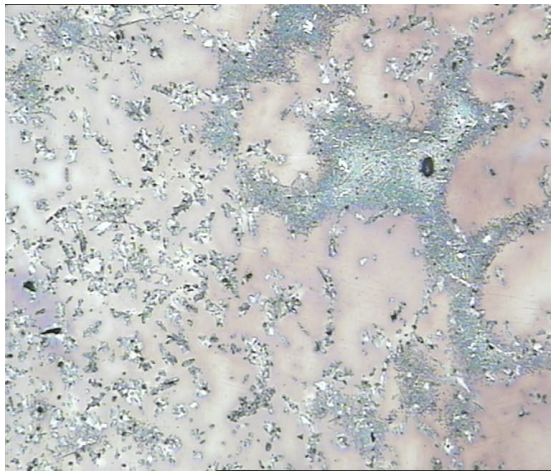
dureté de 514 HB, le revenu dans des températures comprises entre 300 et 500°C permet d'obtenir des duretés intermédiaires entre celles de la martensite et de la perlite. Ceci est dû à la transformation de la martensite et de l'austénite résiduelle.

Evidemment les valeurs des duretés de la perlite et de la ferrite correspondent effectivement.

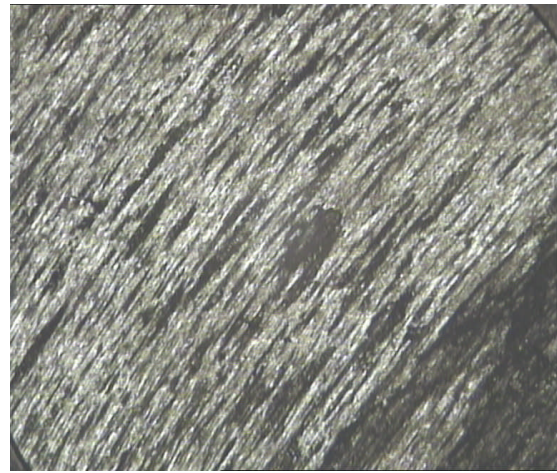
L'ensemble des résultats de l'essai d'abrasion sont confirmés les résultats de duretés. Dont nous remarquons que la résistance à l'usure par frottement est augmentée lorsque la dureté augmente.

## III.2 Les résultats de l'observation par le microscope

### III.2.1 pour l'acier Z120M12



Z120M12 (etr.) refroidissement dans le four (x100)  
-a-

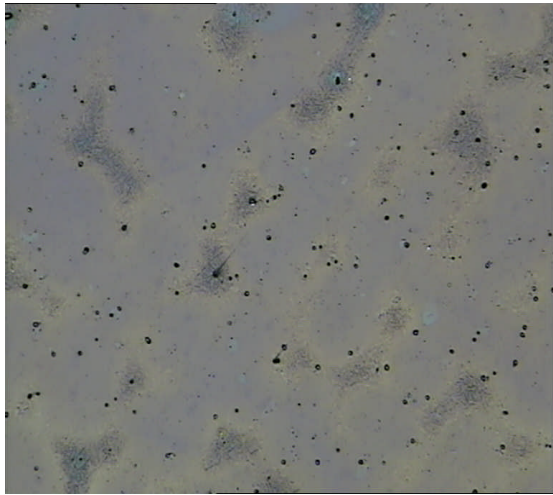


observation après l'abrasion (x25)  
-b-

FigIII.1

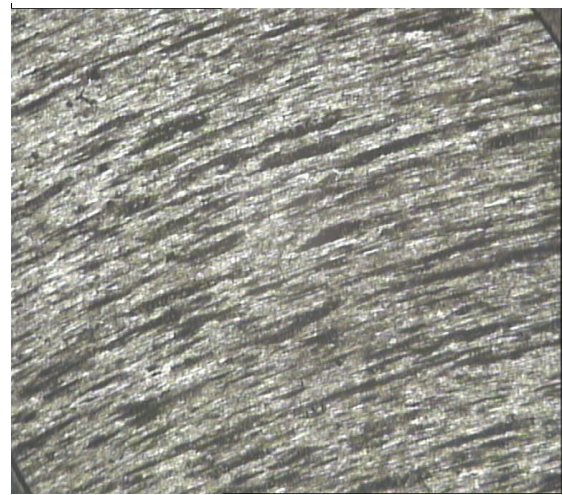
**La figIII.1.a** illustre la microstructure de l'acier Z120M12 étranger refroidi dans le four. On remarque la formation des carbures précipités aux joints et milieux des grains.

**La figIII.1.b** illustre l'influence de l'abrasion sur le même acier (observation par le microscope optique)



Z120M12 (Etr) trempé à l'air (x100)

-a-



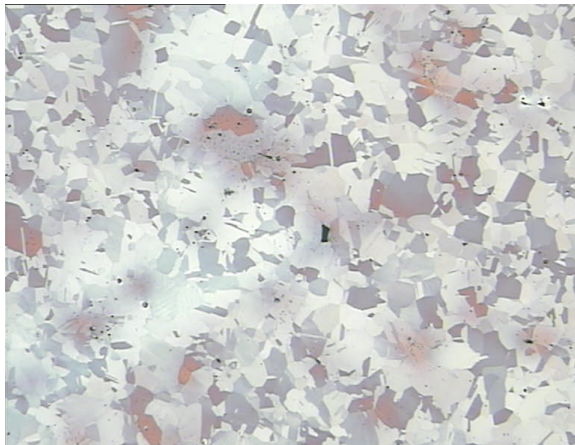
Observation après l'abrasion (x25)

-b-

FigIII.2

**FigIII.2.a.** illustre la microstructure de l'acier Z120M12 étranger trempé à l'air, nous observons des carbures qui ne sont pas dissolus.

**FigIII.2.b.** nous observons des largeurs de rayures plus grandes que celles de l'acier refroidi dans le four



-a-

(x100)



-b-

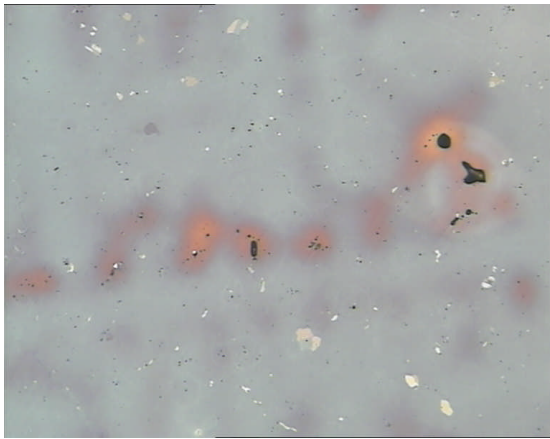
(x25)

FigIII.3

**FigIII.3.a.** structure austénitique fine, on observe la dissolution des carbures de manganèse.

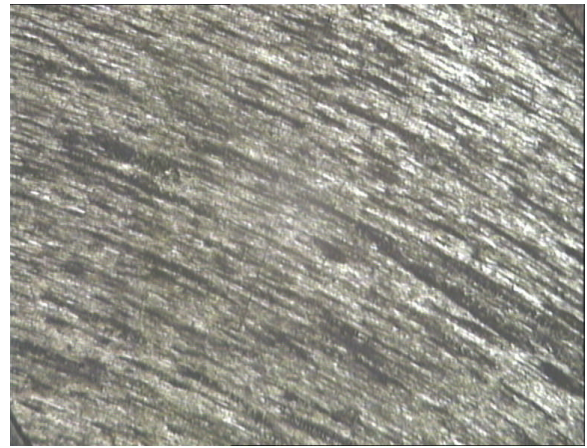
**FigIII.3.b** nous observons des largeurs de rayures plus grandes que celles de l'acier refroidi dans le four





Z120M12 (etr) trempe à l'huile (x100)

-a-



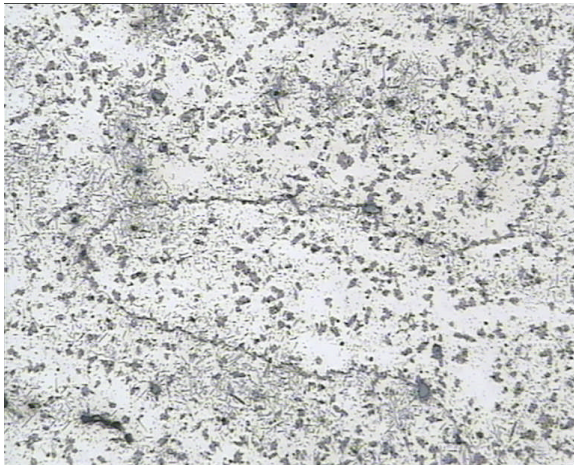
Observation après l'abrasion (x25)

-b-

FigIII.4

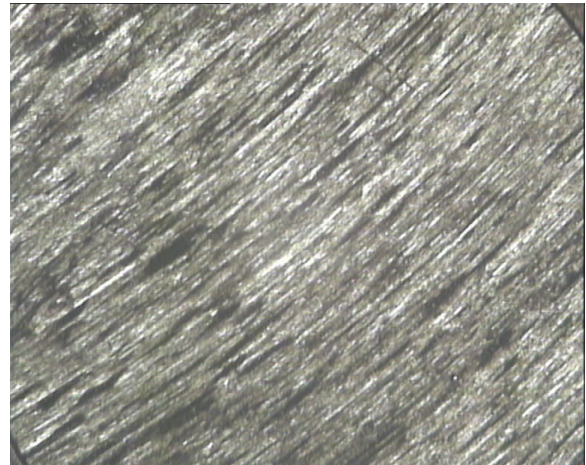
FigIII.4.a. structure austénitique,

FigIII.4.b nous observons des largeurs de rayures plus grandes que celles de l'acier refroidi dans le four



Z120M12 (Alg) refroidissement dans le four(x100)

-a-

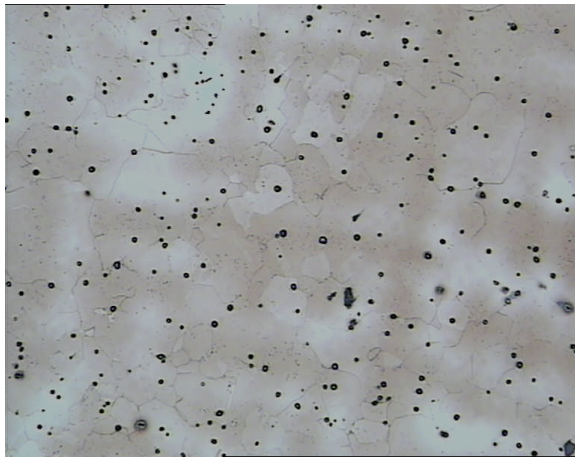


observation après l'abrasion (x25)

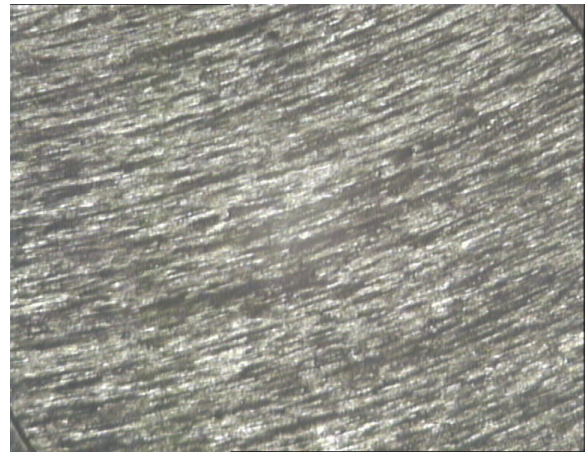
-b-

FigIII.5

FigIII.5.a.illustré la microstructure de l'acier Z120M12 refroidi dans le four. On observe structure riche en carbures.



Z120M12 (alg) trempe à l'eau (x100)  
-a-



observation après l'abrasion (x25)  
-b-

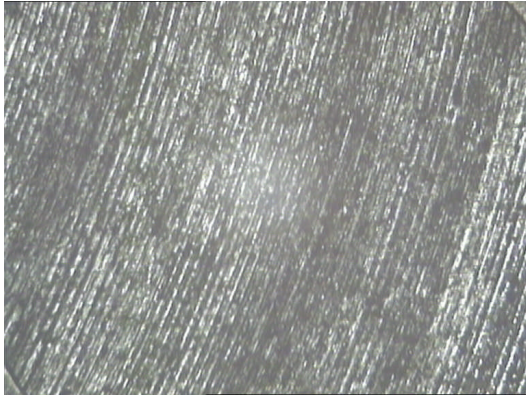
FigIII.6

FigIII.6.a structure austénitique fine, on observe la dissolution des carbures de manganèse



### III.2.2 Pour la fonte GSA

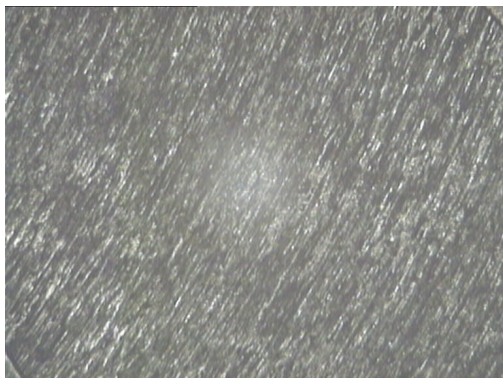
L'influence des essais d'abrasion sur les différents échantillons de la fonte GSA



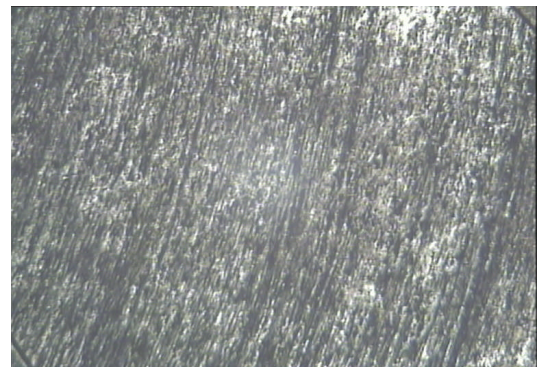
FigIII.13 structure ferritique(x25)



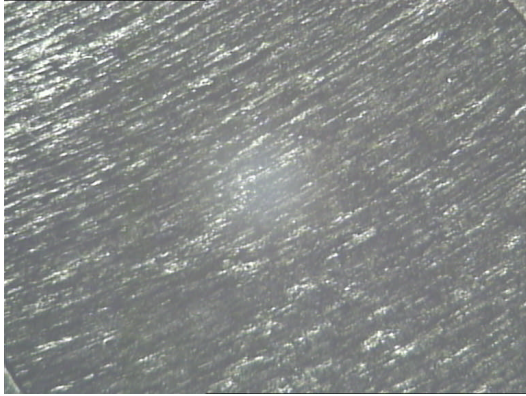
FigIII.14 structure perlitique(x25)



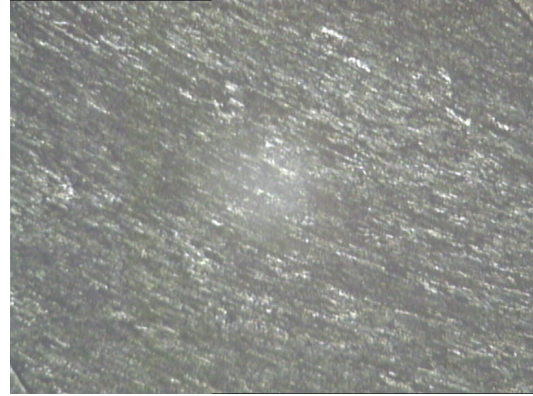
FigIII.9 GSA revenu à 200°C (x25)



FigIII.10 GSA revenu à 300°C(x25)



FigIII.11 GSA revenu à 400°C(x25)



FigIII.12 GSA revenu à 500°C(x25)

On observe que lorsque la température du revenu augmente, les rayures seront plus profondes. Pour la structure perlitique, on observe des rayures moins profondes que celles de la structure ferritique. Donc si la dureté augmente, la résistance à l'usure par frottement augmente aussi.

On observe également que les rayures de la fonte GSA sont moins profondes que celles des aciers Z120M12. Par conséquent, la fonte étudiée possède une résistance à l'abrasion plus élevée par rapport à l'acier Z120M12.

Vu le matériel disponible que nous avons utilisé (le microscope optique), nous n'avons pas pu observer certains détails des structures. Pour cela, nous proposons d'utiliser le microscope électronique à balayage (MEB).

## CONCLUSION GENERALE

Ce présent travail nous a conduit à une étude comparative entre les aciers au manganèse Z120M12 et les fontes à graphite sphéroïdale GSA, et les différents traitements thermiques effectués.

Pour l'acier Z120M12 nous avons constaté que le refroidissement dans le four donne une dureté plus élevée que celles des autres traitements thermiques à cause de la précipitation des carbures de manganèse. Tandis que l'hypertrempe nous donne aussi une dureté élevée à cause de la structure austénitique fine. La trempe à l'air libre présente la structure la moins dure car il n'y a pas suffisamment de temps pour la formation des carbures.

En ce qui concerne les résultats de l'abrasion, l'acier présente une bonne résistance à l'usure par frottement.

Pour la fonte GSA, nous avons remarqué que la fonte trempée à l'huile est la plus dure, et lorsque la température de revenu augmente, la dureté diminue en raison de la transformation de la martensite et de l'austénite résiduelle. Et d'après les essais d'abrasion, nous avons constaté que la fonte GSA présente une excellente résistance à l'usure par frottement en comparaison avec l'acier au manganèse Z120M12.

Du point de vue économique, nous pouvons dire que la fonte GSA pourrait être une solution optimale pour des applications industrielles, en raison de la réduction de la consommation d'énergie et ses propriétés mécaniques élevées.



## *Références bibliographiques*

- [1] technique de l'ingénieur M1115
- [2] LAKHTINE, métallographie et traitements thermiques des métaux, EDITION MIR, 1978.
- [3] technique de l'ingénieur1116
- [4] [www.cbsa.gc.ca](http://www.cbsa.gc.ca)
- [5] ALBERT.DESY et JULIEN VIDTS, métallurgie structurale, DUNOD, paris, 1962.
- [6] M.CHITROUB. PFE Construction des courbes TRC d'un acier à 0,38%C et1,225%Mn, ENP ,1983.
- [7] G.BERANGER, le livre de l'acier, Lavoisier, 1994.
- [8] Technique de l'ingénieur M300. G. BARANGER, les aciers spéciaux, Lavoisier, 1973.
- [9] H.DE LEIRIS, métaux et alliages, Masson, paris, 1971.
- [10] E.SALHI, cours d'alliages métalliques, ENP.
- [11] L.GUILLET, diagramme de phases en métallurgie, MASSON et Cle, paris, 1964
- [12] Technique de l'ingénieur M1140.
- [13] C. CHAUSSIN ET G.HILLY, métallurgie tome II, DUNOD, paris, 1974.
- [14] [www.labmetal.com](http://www.labmetal.com)
- [15] GUY MURRY, Aide mémoire métallurgie, DUNOD, 2004.
- [16] F.KERKAR, PFE élaboration des fontes a graphite sphéroïdale 56-5, ENP ,1999.
- [17] [www.metallography.com](http://www.metallography.com)
- [18] D.WILLIAME et J.CALLISE, science et génie des matériaux, DUNOD, 2001.
- [19] [www.univ-savoie.fr](http://www.univ-savoie.fr)