République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Yahia Farés de Médéa

Faculté de Technologie

Département du Génie Mécanique

Mémoire de fin d'étude

Pour l'obtention d'un Diplôme de Master en Génie Mécanique

Option: Ingénierie des matériaux et des surfaces

Thème

Comportement mécanique d'une fonte grise faiblement allié hypo eutectique trempé et revenu

.

Présenté par :

RAHMANI Mabkhout

Proposé par :

Encadreur : Mr :ELMOHRI Abdelnour

Promotion : 2017/2018

REMERCIEMENTS

L'aboutissement de ces travaux, matérialisé par ce manuscrit, ne découle bien évidemment pas d'une seule personne mais bien d'un ensemble d'échanges d'idées et de discussions avec les personnes que j'ai pu rencontrer durant cette année.

"Si tu as une pomme, que j'ai une pomme,
et que l'on échange nos pommes, nous aurons chacun une pomme.
Mais si tu as une idée, que j'ai une idée et que l'on échange nos idées,
nous aurons chacun deux idées." **George Bernard Shaw**

Cette multiplication d'idées a été réalisée au sein de l'équipe IMS (Ingénierie des matériaux et surfaces) du (*Université* yahia fares *Médéa*), dans le cadre du laboratoire commun, qui concrétise le partenariat avec (l'entreprise POVAL de Berrouaghia, Médea).

Quand vient la fin de la mémoire de fin d'étude, il est agréable de repenser à tous ces échanges. Le chemin parcouru a été possible grâce à l'environnement accueillant et motivant rencontré au sein du laboratoire du POVAL. Il est construit par les Techniciens,

Doctorants, Ingénieurs, Docteurs, Chercheurs, Professeurs et Personnels administratifs.

Je remercie donc toutes ces personnes pour leurs contributions à l'établissement d'un environnement chaleureux.

Je tiens à remercier particulièrement () pour avoir eu, le long de ce parcours, la patience d'assurer mon encadrement et de m'avoir dans l'élaboration de ce mémoire.

Mes remerciements vont aussi au Président du jury, docteur à l'*université* Yahia Fares *Médéa*, pour avoir accepté de présider le jury de soutenance de ma thèse et au membre du Jury.

Pour avoir accepté d'examiner ce travail et diriger la soutenance.

Résumé :

L'effet de température de revenu (100 à 500° C) sur la dureté d'une série de fontes grises hypoeutectiques alliés trempés et revenu sa été étudié dans ce travail. La dureté a été observé diminue avec augmentation de la température de revenu et cette tendance est influencée par l'ajout d'éléments d'alliage (Cu –Cr) et le volume de lamelles de graphite. Dureté des fontes grises alliés est également influencée parle durcissement de la solution solide de ferrite trempé et le contenu de carbure et de leur distribution. La température optimale de trempe est de 400° C avec une dureté modérée. Ceci a été attribué au renforcement de la matrice à cette température. Au-delà de400° C, la dureté diminue considérablement en raison de la coagulation des carbures.

Dédicace

Je dédie ce travail

Ma mère, qui a oeuvre pour ma réussite, de par son amour, son soutien, tous les sacrifices consentis et ses précieux conseils, pour toute son assistance et sa présence dans ma vie, reçois à travers ce travail aussi modeste soit-il, l'expression de mes sentiments et de mon

éternelle gratitude.

Mon père, qui peut être fier et trouver ici le résultat de longues années de sacrifices et de privations pour m'aider à avancer dans la vie. Puisse Dieu faire en sorte que ce travail porte son fruit ; Merci pour les valeurs nobles, l'éducation et le soutient permanent venu de toi.

A mes frères et mes sœurs.

A ma famille, grande et petite.

A mes chères copines.

À tous mes amies et mes collègues, pour les sympathiques moments qu’on a passé ensemble.

À tous ceux qui me connaissent, et surtout qui m’aiment

Mes professeurs qui doivent voir dans ce travail la fierté d'un savoir bien acquis.

Figure I.1 : passage de l'état liquide a l'état solide ……..3
Figure I.2 : diagramme fer-cémentite (en trais pleins) et diagramme fer-graphite (en trais interrompus) ….....5
Figure I.3 : diagramme Fe-C.…….…….....6
Figure I.4 : Solidification et transformation d'une fonte blan…...…….12
Figure I.5 : Variation des paramètres a et c de la martensite en fonction la teneur en carbone ..……..……..16
Figure I.6 : Influence de la teneur en carbone sur les températures Ms et Mf de la transforma martensitiqu…….....16
Figure I.7 : Exemple de diagramme TRC (acier 34CrMo4, d'après les travaux de L'IRSID)…….....18
Figure I.8 : Exemple de diagramme TTT pour un acier C55 : A = austénite, F = ferrite, C = cémentite, M = martensite ……...……19
Figure I.9 : a. Eléments gammagènes. **b.** Eléments alphagènes. ……..….22
Figure II.1 : diagramme binaire fer-Cr……...27
Figure II.2 : appareil de chargement……..……...…..28
Figure II.3 : blast furnace facilities…….……31
Figure III**. 2** : Spectromètre d'analyse chimique……..47
Figure III**. 5**: microscope optique……49
Figure III**. 6** : four de traitements thermiques… …….50

Tableau I.1 : classification des alliages selon la teneur du carbone……7

Tableau I.2 : alliages de fonderie-matériaux moulés métalliques…..…….8

Tableau I.3 : Structure d'une fonte malléable à cœur blanc …….14

Tableau I.4 : Structure fonte malléable à cœur noir……..14

Tableau IV. 2 : Résultats des essais de mesures des duretés et des échantillons à l'état brute de coulée…….…….51

Tableau IV. 1 : Composition chimique…….…...51

Tableau IV.4.3 : Résultats des essais de dureté HRC selon les différents traitements…....52

Introduction générale
Chapitre I : Généralités sur les fontes
I.1. Diagrammes d'équilibres.....…….…..2
I.1.1. Notion thermodynamique….....3
I.1.2. Application à la solidification des alliages……..……..……...…....…..…3
I.1.3. Diagramme d'équilibres de phases……..……4
I.1.3.1. Diagrammes d'équilibre binaire (exemple : Fer-Carbone)……..…….....4
a. Les aspects du fer et du carbone dans les alliages Fer-Carbone…….…..4
b. les diagrammes Fer-Carbone……..……..…...5
I.2. Les fontes……..…..…….....8
I.2.1. Définition métallurgique des fontes……...….8
I.2.2. Modes d'obtentions……....9
I.2.3. Structures métallographique……..…..9
I.2.4. Influence des principaux éléments présents dans les fontes……..10
I.2.5 Fontes blanches……11
I.2.5.1. Fontes blanches alliée……..12
I.2.6.Fontes grises…….....….13
I.2.6.1.Structure……13
I.2.7.Fontes malléable…….……..…….……...13
I.3. Traitement thermique…….14
I.3.1. Recuits…….14
I.3.1.Trempe…….……..……..15
I.3.2.1. Courbes T.R.C (transformation-refroidissement-continue)……..…….17
I.3.2.2.Courbes T.T.T (temps-température-transformation)…….…….....…18
I.3.3.Le revenu…….…..…….19
I.3.3.1. Le mécanisme du revenu……..…….....…..……..19
I.3.4.Influence des éléments d'alliage……..20
I.3.4.1.Influence sur les courbes T.T.T……20
I.3.4.2.Influence sur les courbes T.R.C……20
I.3.4.3.Influence sur le revenu……..21

I.3.4.4. Influence sur les phases α et γ……..22
I.3.5. Traitement thermique des fontes…….23
I.3.5.1.Généralités……23
I.3.5.2.Décomposition et mise en solution des carbures eutectiques……...23
I.3.5.3. Saturation et homogénéisation de l'austénite……..24
I.3.5.4.Austénitisation……..24
I.3.5.5. transformation isotherme…….……..……..24

Chapitre II : Élaboration de la fonte

II-1-Introduction……..…….27

II-2-Matières premières ……...……28

II-3-Le minerai de fer……..28

II-4-Le minerai de manganèse ……....29
II-5- Les fondants ……29
II-6- Le coke ……....29
II-7- Le haut-fourneau…….29
a) Charge introduite ……30
b) Produits obtenus ……....30
II-8-Flux des matières dans une usine métallurgique…….33
II-9- Les fontes du Haut Fourneau …….35
II-10- Formation du laitier ……..…37
II-11 Élaboration de la fonte à graphite lamellaire…….....37
II-11-1-Classification des fontes à graphite lamellaire ……...…37

II-12-Germination du graphite dans les fontes grises lamellaires…….…..38
II-12-1-Théorie (cas général) ……..38
II-12-2 Cas des fontes grises à faible teneur en silicium……..……39
II-12-2-1 Théorie1……....39
II-12-2-2 Théorie 2……...39
II-13-Les différents aspects du graphite……..40
II-13-1 graphite type A : en ‘’lamelles séparés’’…….….40
II-13-2- graphite type B : en ‘’Rosette’’ …….....…41
II-13-3 graphite type C ……42
II-13-4 graphite type D :‘’Inter dendritique’’……...42
II-13-5- graphite type E :‘’Inter dendritique’’……..43
II-14-Conclusion ……....45

Chapitre III . résultats et discussions

III.1 Introduction……..47

III.2 Composition chimique…….…47

III.3 Dureté……..48

III.4 Résistance à la traction ……49

III.5 Microstructure.....49

III.6 Traitements thermiques……..…….49

IV.1 Composition chimique…….51

IV.3 Microstructure……..…..52

IV.4 Choix des paramètres des traitements thermiques……...……..52

IV.4.1 Les conditions de trempe……..…53

IV.4.2 Le revenu……..…….54

IV.4.3 Dureté …….……..54

IV.5 Analyse des microstructures sur microscope optique……..……55

IV.5.1 Interprétations des résultats de dureté……..……56

Conclusion générale

Référence

Introduction Générale

Agrégats auto mobiles sont principalement fabriqués à partir de matériaux à base de fer. La fonte constitue au moins 10% d'un volume d'automobile. Fontes grises sont les matériaux les moins chers avec une bonne combinaison de propriétés telles que la résistance à l'usure, la capacité d'amortissement de vibrations, une excellente conductivité thermique en même temps que de bonnes propriétés mécaniques. Certains des agrégats automobiles qui sont normalement fabriqués à partir de fonte grises ont tambour de frein/disques, plaques arrière d'embrayage, le bloc moteur, chemises de cylindre et des segments de piston. En fonction de l'équivalent carbone de la fonte grise est classé soit comme hypoeutectique (CE <4,3) ouhypereutectique(CE>4.3)fonte.

Fonte grise est un matériau composé de multi phases ce qui en fait un choix unique pour certaines applications. Fonte grise à phase de graphite lamellaire qui favorise un excellent amortissement et lubrifiant. La matrice des fontes grises classiques compose principalement de perlitique, ferritique ou un mélange des deux dans l'état de coulée. Les traitements thermiques promouvoir microstructure est elles que martensite par trempe et revenu ou de la structure au sferritic sur le processus au stempering. Les propriétés mécaniques et d'usure varient de manière significative en fonction des microstructures obtenues.

La fonte grise moulé génère du graphite lamellaire de morphologie distincte suivant la température pendant la coulée et la vitesse de solidification. Fonte grise coulé montre des cellules eutectiques avec des limites distinctes décorées par carbures durs qui influencent aussi la résistance à l'usure. L'addition d'éléments d'alliage normalement forme une solution solide dans la matrice ou ségrége vers les limites des cellules eutectiques pour former des carbures durs qui améliorent les propriétés mécaniques et l'usure. Cr et Mo forment carbures stables, tandis Si améliore volume de graphite. La matrice de fonte grise de coulée varie de totalement perlitique à microstructure entièrement ferritique sur la base de la teneur en Mn et Cu.

Le graphite est une phase différente de la matrice métallique qui se lie mécaniquement avec la matrice. Par conséquent, il serait toujours le point de défaillance lors de l'usure. Les propriétés mécaniques et la résistance à l'usure des alliages en fonte peuvent également être améliorées par un traitement thermique tel que trempe et revenu.

Traitement thermique de Trempe et revenu des fontes grises génère plaque de martensite en carbone saturé avec austénite résiduelle après trempe. En fonte grise, seuls les carbures

avec une petite quantité de graphite sont dissous pendant traitement d'austénitisation. Élément d'alliage élevé dans la matrice conduit à de plus grandes quantités d'austénite résiduelle.

Dans le présent travail, une gamme de fontes grises hyoeutectiques alliées avec différents éléments d'alliage ont été étudiés dans le but de comprendre les effets des ajouts d'alliage sur le comportement mécanique et de la structure trempé et revenu. Deux alliages différent sont été trempés et revenu sà six différentes températures de revenu(100-500° C) et son comportement mécanique est en corrélation avec la dureté et la microstructure trempé.

Chapitre I :
Généralités sur les fontes

I.1. Diagrammes d'équilibres :

I.1.1. Notion thermodynamique :

Etat d'un système :

Un système est caractérisé par son état. L'état est décrit par les valeurs que prennent un ensemble de variables appelé fonction d'état. Ainsi l'état d'un système peut-être décrit par son énergie libre G. Ce dernier est relier a d'autres fonctions d'état thermodynamique par la relation:

G = H – T x S avec :

H : enthalpie (degré d'ordre d'un système).

S : entropie degré de désordre d'un système **[1]**

I.1.2. Application à la solidification des alliages

Le passage de l'état liquide à l'état solide s'appelle solidification (cristallisation).

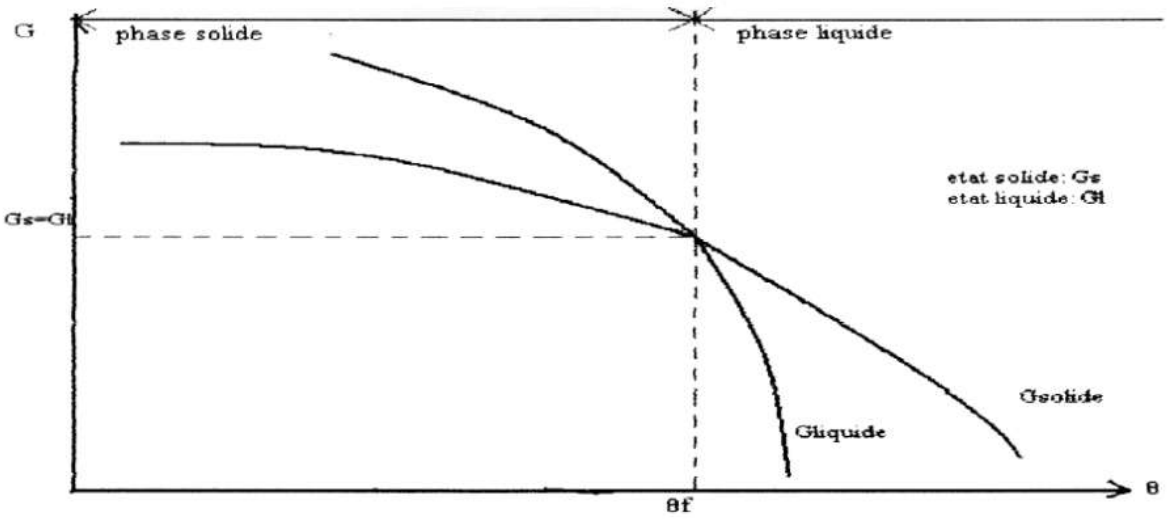


Figure I.1 : Passage de l'état liquide a l'état solide.

Au point $\theta = \theta_f \Rightarrow G_s = G_l \Rightarrow$ coexistence des deux états (phase).

θ_f = température de fusion pour le chauffage.

Température de solidification pour le refroidissement.

* Pour $\theta < \theta_f$, $G_s < G_L \Rightarrow$ phase solide.

* Pour $\theta > \theta_f$, $G_s > G_L \Rightarrow$ phase liquide **[1].**

*** Règle des phases ou de GIBBS**

Elle permet de fixé le nombre de variations indépendantes servant à déterminer l'état d'un système. Elle s'exprime par la relation :

V = n + p - φ

Avec : V = la variance du système = nombre de dégrée de liberté du système, c.à.d. les facteurs d'équilibres que l'on peut faire varier arbitrairement sans que le nombre ou la nature des phases change.
P : facteur d'équilibre (θ, P).
n : nombre de constituant.
φ : Nombre de phases.
Pour un métal pur (n = 1, p= 1, v = 2-φ), deux cas sont possibles **[2].**

I.1.3. Diagramme d'équilibres de phases :

I.1.3.1. Diagrammes d'équilibre binaire (exemple : Fer-Carbone) :

a. Les aspects du fer et du carbone dans les alliages Fer-Carbone

*** Variétés allotropiques du fer :**

- ***Fer α (ferrite)***

La variété α du fer existe jusqu'à 906 °C. Elle cristallise dans le système CC. Le paramètre de la maille augmente linéairement à peu prés de 2.898 Å avec une température qui vaut 906°C. La température de curie du fer α (passage l'état ferromagnétique à l'état paramagnétique) est environ 770°C **[1].**

- ***Fer γ (austénite)***

Il est stable entre 906°C et 1401°C. Il cristallise dans le système CFC. Le paramètre le la maille diminue avec la température de 3.639 Å à 3.6 Å **[1].**

- ***Fer δ (ferrite)***

Il existe de 1401°C à 1528 °C, température de fusion du fer. Il cristallise, comme le fer α dans le système CC. Le paramètre de la maille augmente de 2.926 Å à 2.935 Å quand la température varie de 1401°C à 1528°C **[1].**

¬ Formes du carbone

Dans les alliages Fer-Carbone obtenue par refroidissement lent, le carbone peut se présenter sous trois formes :

- **Le graphite**

C'est le carbone pur. Il se cristallise dans le système hexagonal. Sa température de fusion est 3500°C. Le graphite ne se dépose pas au cours de la solidification des aciers et des fontes blanches, il est seulement constituer des fontes grises **[1].**

- **Solution solides d'insertion dans le fer**

Le carbone peut former des solutions solides avec les trois variétés de fer. Ce sont des solutions solides d'insertion car le diamètre de l'atome de carbone (1.54 Å) est nettement inferieure à celui de l'atome de fer (2.5 Å).
Dans le système CC du fer, les places disponible (ou site) pour l'insertion des atomes de carbone sont des milieux des 12 arêtes ou les centres des six (6) faces de la maille.

Dans le système CFC du fer γ, les atomes de carbones peuvent occuper les milieux des 12 arêtes et le centre de la maille. En pratique, tous les sites possibles ne sont pas occupés.

La solution solide de carbone dans le fer α (ferrite) contient au maximum 0.02% de carbone.La solution solide de carbone dans le fer γ (austénite) en contient aux mieux 1.7% et dans le fer δ (ou ferrite δ) 0.1% au plus **[1].**

- **La cémentite**

C'est une combinaison chimique définie, contenant 6.67% de carbone, cette teneur correspond à la formule Fe_3C **[1].**

b. Les diagrammes Fer-Carbone

Les alliages Fer-Carbone se solidifient en donnant naissance aux solutions solides interstitielles d'une part, à la cémentite ou du graphite d'autre part. Deux diagrammes d'équilibre peuvent être établis :

– Un diagramme Fer-Carbone à cémentite (Fe_3C), appelé diagramme métastable.

– Un diagramme Fer-Carbone à graphite (C), appelé diagramme stable.

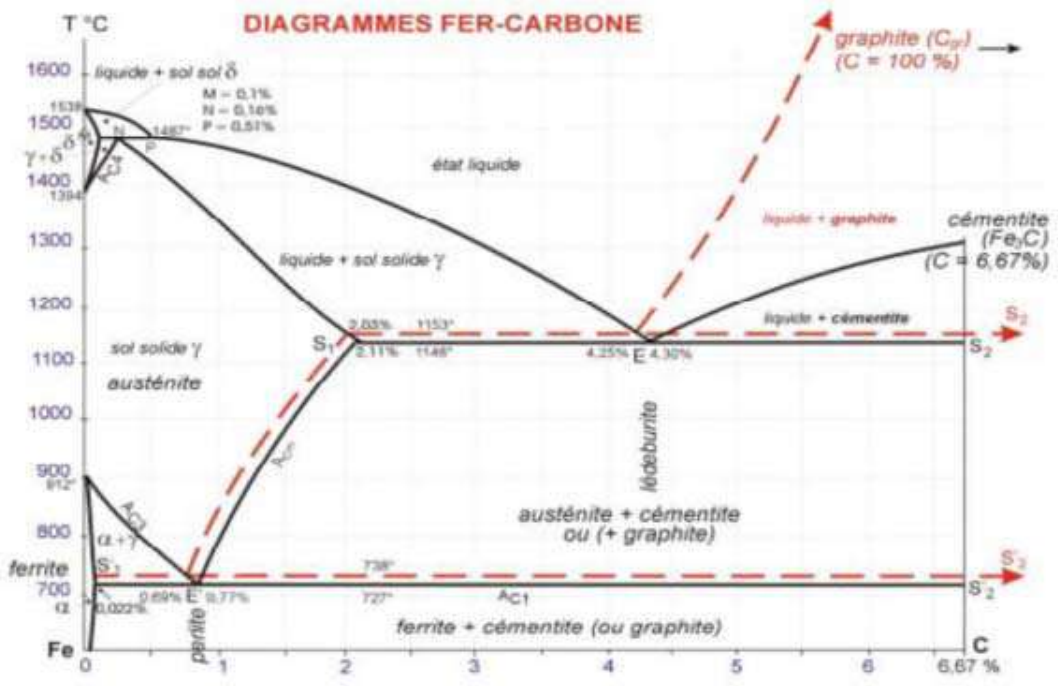


Figure I.2 : diagramme fer-cémentite (en trais pleins) et diagramme fer-graphite (en trais interrompus) **[1].**

L'apparition de graphite ou de la cémentite dépend de la vitesse de refroidissement de l'alliage ou de la présence de divers éléments. La cémentite peut, au cours du refroidissement

être décomposée en carbone et en fer, suivant la réaction : $Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$. par contre, la réaction inverse de combinaison de fer et de carbone se produit jamais à l'état solide.

Le graphite est donc considéré comme forme stable, et la cémentite comme une forme instable **[1].**

Interprétation du diagramme Fer-Carbonne :

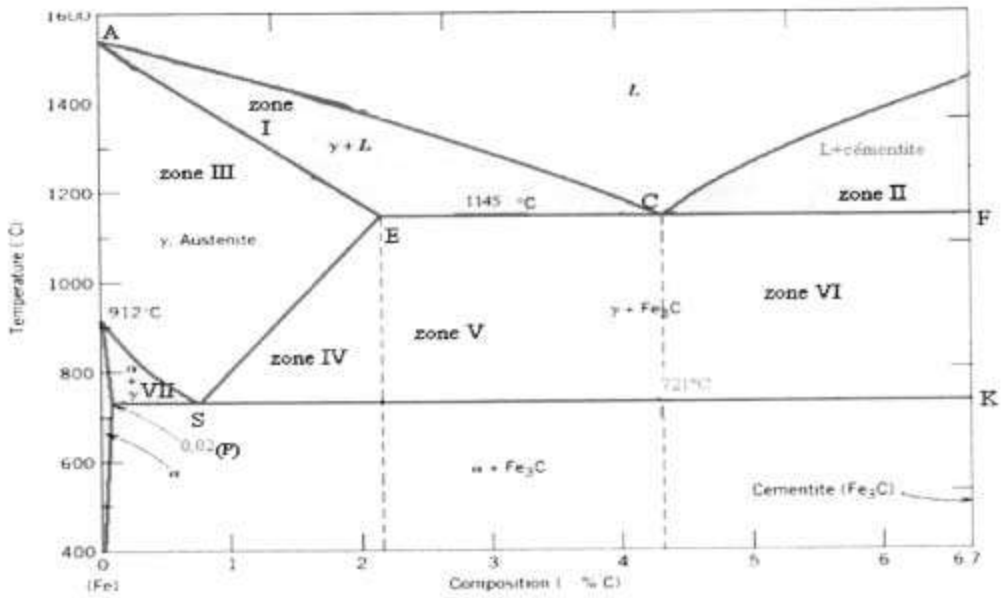


Figure I.3 : diagramme Fe-C **[1].**

Zone I : le long de AC, il y a dépôt d'une solution de carbone dans le fer γ, dite austénite, de teneur en carbone variable entre 0 et 1.7%. La zone I est donc constituée par un mélange Liquide+Austénite.

Zone II : le long de CD, courbe de solubilité de la cémentite dans la fonte liquide, dont le tracé est encore mal déterminé, il y a dépôt de cémentite Fe3C. Dans la zone II, l'alliage est don formé d'un mélange : liquide + cémentite, cette cémentite est dite primaire ou pyroeutectoide.

Ligne eutectique : à 1145 °C, le liquide à 4.3%, se solidifie en donnant la Lédébirite, eutectique formé de cémentite et d'austénite à 1.7% C (appelée austénite eutectique)

Contenant : $\frac{CF}{EF} = \frac{6.7-4.3}{6.7-1.7} = 48\%$ d'austénite.

Zone III : elle est constituer uniquement de l'austénite de composition chimique variable, ne présente pas de transformation au cours du refroidissement.

Zone IV : si la zone III comporte une phase unique, la zone IV comporte deux puisqu'elle est séparée de la précédente par une ligne inclinée. La nature de ses phases est donnée par la règle de l'horizontale. La zone IV comporte un mélange austénite + cémentite. Le long de la ligne ES de la cémentite (cémentite secondaire ou cémentite pyroeuctoide) se sépare de l'austénite qui s'appauvrit en carbone de 1.7 à 0.85%.
Zone V : juste en dessus de EC, on a un mélange : austénite pyroeuctoide à 1.7% de C + Lédeburite (austénite eutectique à 1.7 + cémentite). Au fur et à mesure que la température décroit, les deux austénites s'appauvrissent en carbone par suite de séparation de cémentite

appelée proeutectoide. Donc dans la zone V, on a : austénite + eutectique (fer γ + cémentite eutectoide + cémentite proeutectoide) + cémentite proeutectoide, la teneur de l'austénite variant de 1.7 à 0.85%C, en même temps que croit la proportion de cémentite proeuctoide.
Zone VI : cette zone est constituée par un mélange cémentite primaire plus l'eutectique (fer γ + cémentite eutectique + cémentite proeutectique).
Nous remarquons que les zones IV, V, VI, constituent un domaine unique comprenant deux phases : cémentite et austénite de composition variable (1.7 à 0.85% C) suivant la température.
Zone VII : elle est formée de ferrite (fer α pur) et d'austénite (γ). Le long de GS de la ferrite se sépare de l'austénite qui s'enrichit en carbone jusqu'à la teneur limite de 0.85% C.
Ligne eutectoide : au point S, l'austénite (γ) de composition 0.85%C est convertie en perlite, eutectoide formée de ferrite et de cémentite.
Au dessus de l'horizontale PSK, le domaine d'équilibre comprend deux phases : ferrite et cémentite. Au point de vue physico-chimique ou 4 (quatre) zones distinctes délimitées par les variables passant par le point eutectique S, le point E correspond à la teneur maximale de l'γ en carbone et le point eutectique.
On établira facilement que les constituants de ces zones sont les suivants :
0< C< 0.85% (aciers hypoeutectoides) : ferrite proeutectoide + perlite.
0.85 < C < 1.7% (aciers hypereutectoides) : cémentite proeuctoide + perlite.
1.7 <C< 4.3% (fontes blanches hypoeutectiques) : cémentite proeuctoide + cémentite eutectique+perlite.
4.3< C< 6.7% (fonte blanches hypereutectiques) : cémentite proeutectique + cémentite eutectique+cémentite pyroeutectoide+perlite. Ligne à 210 °C : la cémentite, ferromagnétique à basse température, perd son

magnétisme à 210°C. La transformation peut être représentée par une horizontale s'étendant de 0 à 6.7 % C.

Teneur en C	0%	0.85%	1.7%	4.3%	6.67%
Classification	Aciers		Fontes		
	Hypoeutectoides	hypereutectoides	Hypoeutectiques	hypereutectique	

Tableau I.1 : classification des alliages selon la teneur du carbone **[1].**

I.2. les fontes :

Parmi les alliages de fonderie, les fontes ont une grande importance tableau I.2, elles forment une famille de matériaux ferreux qui, malgré sa complexité, peut être classé de façon logique. Elle présente, bien sur, certaines analogies avec les aciers.

Alliages ferreux	Alliages non ferreux
Aciers moulés (2% de la production sidérurgique)	A base d'aluminium
Fontes moulées (10% de la production sidérurgique)	A base de cuivre et autres métaux lourds

Tableau I.2 : alliages de fonderie-matériaux moulés métalliques.

Les propriétés des alliages métalliques, et notamment des fontes, dépendent à la fois de leur composition et de leur constitution microstructurale.

I.2.1. Définition métallurgique des fontes :

Une fonte est un alliage métallique dont l'élément essentiel est le fer. Une fonte peut se définir comme un alliage à base de fer et de carbone, dont la teneure en carbone est suffisante pour que la fusion et la solidification se produisent dans un intervalle de température nettement plus bas que le point de fusion du fer et relativement étroit, soit généralement entre 1100 et 1350°C.

Au-delà d'environ 2% de carbone, la solidification implique la formation directe (vers 1150°C) d'un agrégat cristallin qui a une importance capitale pour toutes les fontes dont il constitue une partie essentielle de la structure.

Une solidification eutectique, se produisant par exemple à 1150°C pour une teneur de

3.4% de carbone dans un alliage fer-carbone, permet de couler la fonte avec les plus grandes facilités et d'obtenir des pièces sans défaut. Ceci explique l'importance industrielle des fontes de composition quasi eutectique, même si leur résistance mécanique n'est pas des plus élevés. En dehors du fer et du carbone, quatre autres éléments entrent principalement dans la composition des fontes non alliées :

- Silicium (1 à 3%), le manganèse (0.1 à 1%), le soufre (jusqu'à 0.15%), le phosphore (jusqu'à 1.3%).

Les propriétés peuvent en outre être améliorées ou ajustées en vue de certaines applications grâce à des éléments d'alliages dont l'action présente, malgré l'abondance du carbone, de profondes analogies avec le cas des aciers, les principaux sont les suivants :

- Le Nickel (jusqu'à 35%).
- Le chrome (jusqu'à 30%).
- Le molybdène (jusqu'à 3%)

Le cuivre, l'étain, le vanadium, l'aluminium… **[3].**

I.2.2. Modes d'obtentions :

a) Fontes de première fusion

C'est la fonte de base qui est obtenue directement par le traitement du minerai, le déroulement des opérations est le suivant :

- Extraction du minerai
- Concassage, broyage
- Enrichissement pour éliminer le plus possible d'impuretés.
- Agglomération pour en faire des blocs.
- Réduction de ce minerai dans un haut fourneau pour obtenir de la fonte de première fusion, dont une partie sera affiné pour mouler des pièces en fonte **[4].**

b) Fontes de composition chimique définie

Ces fontes peuvent être élaborées dans plusieurs sortes d'appareils, les cubilots qui sont les plus utilisés, les fours électriques, les fours à arcs ou à induction **[4].**

c) Fontes de seconde fusion

Elles sont obtenues par refusions des gueuses de premières fusion, affinage et dosage en fonction de la nuance voulue. Il faut remarquer que la plus part du temps on rajoute à ces

gueuses des retours de fonderie **[4].**

d) Fontes synthétiques

Elles sont obtenues par fusion d'une charge permettant de réaliser une synthèse chimique de tous les éléments simples qui constituent la fonte. Le fer est alors apporté par des riblons d'aciers non alliés, les éléments à introduire, par des ferroalliages correspondants. Pour le carbone, on ajoute du ferromanganèse carburé, ou du graphite **[4].**

I.2.3. Structures métallographiques :

a) Bainite

Constituant de trempe, structure en aiguilles de ferrite+cémentite. Dure et facile à usiner **[1].**

b) Cémentite Fe3C

C'est le composant principal des fontes a maille orthorhombique elle est très dure (750 HB), Fragile (Rm = 700N/mm2, A= 0%). Confère une bonne tenue à l'érosion et à l'abrasion. Contient environ 6,7% C **[1].**

c) Martensite

Constituant de trempe composé de carbone en insertion saturée dans le Fer α, très dure (800Hv) et fragile **[1].**

d) Perlite

Alliage de fer et de carbone à 0.83% de carbone et qui a une structure lamellaire ou globulaire (coalescée) de ferrite+cémentite. Elle est dure (400 HB), tenace (Rm = 850 N/mm2), ductile (A% = 10%). Facile à usiner, bonne résistance aux efforts statiques et à l'usure par frottements **[1].**

e) Troostite

Constituant obtenu par trempe après revenu, c'est un agrégat ferrite + cémentite. HB = 250 à 400 **[1].**

I.1.4. Influence des principaux éléments présents dans les fontes

a) Carbone

C'est l'élément essentiel pour durcir la fonte. L'augmentation progressive de la teneur en carbone conduit à un abaissement de la température de liquides et de solides et, par voie de conséquence, à une réduction des domaines de températures correspondant à la transformation à chaud et au traitement thermique **[4].**

b) Cuivre

Eléments solubles dans le fer jusqu'à **1.5%**. C'est un graphitisants, **1%** de cuivre équivaut à **0.3%** de silicium. Il stabilise le graphite et affine la perlite **[4].**

c) Etain

Cet élément est intéressant dans les pièces courantes de fonderie, lorsque l'on veut obtenir une matrice perlitique. Ainsi avec **0.1%** de Sn seulement, on transforme une matrice ferrito-perlitique en une matrice perlitique **[4].**

d) Manganèse

Il est maintenu à une teneur suffisante pour neutraliser le soufre en formant du sulfure de manganèse (**MnS**).

Au dessus de cette proportion, il agit comme un faible stabilisant des carbures. En outre il affine la perlite et de ce fait élève la résistance a la traction. Sa teneur dans les fontes grises est généralement de **0.5 à 0.8% [4].**

e) Molybdène

Elément carburigène, il favorise la formation de structure aciculaire et affine celle –ci bonne action sur la résistance aux chocs. On l'associe souvent au nickel et au chrome en addition de **0.3 à 1%.** On peut en trouver jusqu'à **10%** dans les fontes blanches **[4].**

f) Nickel

Soluble dans le fer, il n'est pas carburigène. C'est un élément graphitisants, trois fois moins énergétique que le silicium. Il affine la structure et plus on en ajoute, plus il modifie celle-ci qui passe de perlite en martensite, puis en austénite **[4].**

g) Silicium

C'est un graphitisant puissant, il déplace les points de transformation vers la gauche ainsi pour **2%** de silicium, l'eutectique se trouve à **3.7%** au lieu de **4.3%** de carbone, et l'eutectoïde à **0.6%** de carbone au lieu de **0.8%** de carbone. Il augmente également la température eutectique. Ces deux actions combinées font diminuer l'intervalle de

solidification pour une teneur en carbone donné, d'où une meilleure fluidité. On en trouve généralement de **1%** à **3%.**

Le silicium augmente la résistivité des fontes **[4].**

h) Soufre

C'est un élément nuisible qui diminue la coulabilité. Il stabilise les carbures et rend la fonte dure, fragile et poreuse. On combat son effet par une addition de manganèse **[4].**

i) Chrome

C'est un élément très durcissant et carburigène. Il favorise l'extension du domaine ferritique et affine la perlite, ainsi le domaine de présence de la phase γ est réduit, améliorant ainsi les caractéristiques mécaniques.

Avec 1% de chrome, apparition des carbures.

Avec 2% de chrome, la fonte devient blanche.

Avec 12% de chrome les carbures s'affinent.

Avec 30% de chrome la structure est une ferritique au chrome donnant une bonne résistance à la corrosion **[4].**

I.2.5. Fonte blanche :

En l'absence d'éléments autres que le carbone la fonte est blanche, le carbone est se forme de cémentite Fe_3C et non de graphite. Pourtant le diagramme fer-graphite est le diagramme stable. On interprète ce comportement en considérant qu'il existe, juste au dessus du liquidus, des prégroupements Fe_3C qui se maintiennent par surfusion d'autant plus que l'alliage est pur et est refroidi rapidement. Ces prégroupements initient la formation de cémentite.

– Fontes blanches Hypoeutectiques : il ya d'abord dépôt d'austénite proeutectique, sous forme de dendrites, puis achèvement de la solidification par formation d'eutectique (lédeburite) qui vient combler l'espace entre les dendrites d'austénite. L'eutectique est formée de cémentite et d'austénite. Quand la température s'abaisse les constituants de solidification évoluent selon le diagramme de phase. L'austénite proeutectique se transforme en perlite eutectoide et en cémentite proeutectoide (l'austénite convient environ 2.1% C). l'austénite de la lédeburite se transforme également, seule la cémentite de cette lédeburite ne se transforme plus.

– Fontes blanches hypereutectiques : il ya d'abord dépôt de cémentite proeutectique (appelée aussi cémentite primaire) puis de lédeburite qui se transforme comme dans le cas précédent **[5].**

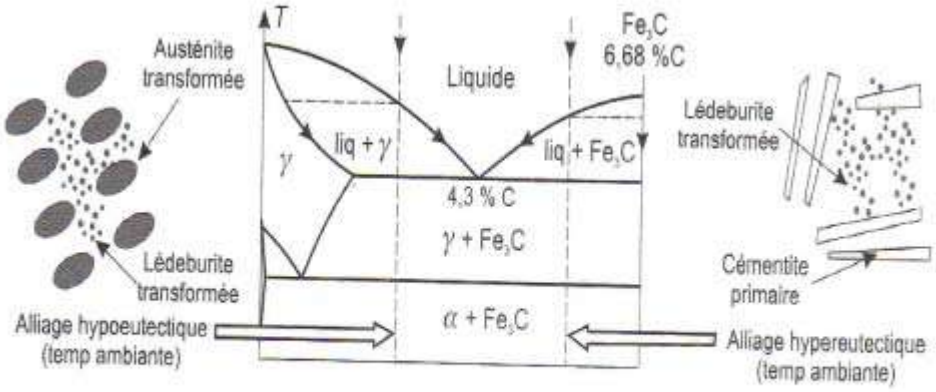


Figure I.4: Solidification et transformation d'une fonte blanche **[5].**

I.2.5.1. Fontes blanches alliées :

Les fontes blanches peu alliées comportent le constituant eutectique γ cémentite avec une morphologie classique (Lédeburite). La cémentite confère aux matériaux une grande dureté et une bonne résistance à l'abrasion et à l'érosion.

Une famille des fontes peu alliées, pratiquement en continuité avec les fontes ordinaires, comporte une teneur basse en éléments d'addition, soit 3 à 5% de nickel pour retarder la transformation pérlitique et 1 à 4% de chrome pour assurer la formation de carbures en équilibrant l'effet graphitisant du nickel et du silicium. Une autre famille est plus alliée, avec une teneur de 7 à 11% de chrome et 5 à7% de nickel. A la différence des fontes ordinaires, ces dernières fontes comportent une forte proportion de constituants eutectiques mais le carbure eutectique est M_2C_3 au lieu de M_3C. le carbure M_2C_3 est très dur et il a une morphologie en fer de lance qui est médiocrement favorable à la ténacité.

Les fontes blanches à haute teneur en chrome comportent de 11% jusqu'à 23% de chrome, et jusqu'à 3.5% de molybdène. Ces fontes combinent une bonne résistance à l'abrasion et à l'érosion avec une ductilité un peu améliorée par rapport aux fontes blanches ordinaires, elles sont très utilisées pour la fabrication de pièces moulées. Les traitements thermique appropriés permettent d'obtenir une matrice soit martensite, soit austénitique. Une meilleure tenue à l'oxydation a chaud est assuré par la présence de chrome. Ce

point est essentiel pour la fabrication de cylindre de laminoir par exemple. D'autre éléments peuvent être ajuter telle que le molybdène, le tungstène, le vanadium, le niobium etc.
Les fontes à très haute teneur en chrome, au tour 25-28%, avec 1.5% de molybdène représentent une famille de matériaux résistants à l'abrasion, connue depuis la première moitié du 20eme siècle. Un inconvénient et le cout de chrome.

En fin, les fontes avec plus 30% de chrome ont une matrice ferritique peu durcie. Elles ont une bonne résistance a la corrosion et une bonne ductilité. La forte teneur en carbone prévient la formation de phase σ à condition d'éviter l'utilisation on atmosphère oxydante au dessus de 500°C **[6,2].**

I.2.6. Fontes grises :

Dans ces fontes, la plupart du carbone se trouve sous forme lamelles de graphite, formées par la solidification suivant le diagramme fer-graphite. Ce graphite donne aux fontes une cassure d'aspect gris d'où leur nom de fontes grises.
La structure graphitique de carbone est obtenue par un refroidissement très lent de la fonte, ou l'ajout de composants graphitisants comme le silicium **[4].**

I.2.6.1. Structure :

a) Graphite

Dans l'espace, les particules de graphite se présentent comme des feuilles au profil plus ou moins tourmenté. Au microscope, elles apparaissent alors sous forme de bâtonnets aux extrémités effilées. Leur longueur peut atteindre le millimètre.

b) Matrice

Comme dans les aciers**,** la matrice a l'état brut de coulée est composé de ferrite, perlite, ou un mélange des deux. On y trouve en plus des cristaux d'eutectique phosphoreux lorsque celui-ci dépasse 0.1% environ. Elle peut également contenir des carbures, lorsque la vitesse de refroidissement est importante ou lorsqu'elle contient des éléments carburigènes **[4].**

c) Ferrite

Elle est plus dure que celle des aciers en raison de sa teneur en silicium plus élevée. La tendance à sa formation croit avec la quantité de carbone équivalent et celles des éléments graphitisant, mais elle diminue avec la vitesse de refroidissement **[4].**

d) Perlite

Sa dureté croit avec la finesse de ses lamelles, sa qualité et sa finesse dépendent de la composition chimique de la fonte et augmente avec la vitesse de refroidissement **[4].**

I.2.7. Fontes malléable

Il existe trois catégories de fontes malléables normalisées :

- fonte malléable à cœur blanc
- fonte malléable à cœur noir
- Fonte malléable pérlitique

L'intérêt des fontes malléables est que tout en gardant de bonnes propriétés de coulabilité des fontes, ces matériaux ont des caractéristiques mécaniques se rapprochant de l'acier **[5].**

a) fabrication et structure :

Les pièces à obtenir sont d'abord moulées en fonte blanche. Tout le carbone est donc combiné sous forme de cémentite. Cette cémentite est ensuite transformée entièrement ou du moins en grande partie en graphite par traitement thermique. Suivant le type de fonte

malléable à obtenir, différentes techniques de fabrication sont utilisées en partant de compositions légèrement différentes :

- Pour les malléables à cœur blanc :

%C	%Si	%Mn	%S	%P
2.7 à 3.2	0.6 à 0.9	0.2 à 0.5	0.08 à 0.25	0.05 à 0.15

Tableau I.3 : Structure d'une fonte malléable à cœur blanc **[4].**

- Pour les malléables à cœur noir :

%C	%Si	%Mn	%S	%P
2.7 à 2.8	1 à 1.7	0.3 à 0.65	0.06 à 0.2	0.08 à 0.15

Tableau I.4 : Structure fonte malléable à cœur noir **[4].**

I.3. Traitement Thermique :

Le but d'un traitement thermique est de ramener les changements désirés dans la structure métallurgique ainsi que les propriétés d'un métal. Le traitement thermique peut affecter les propriétés de la plupart des métaux et alliages, principalement les aciers, qui subissent une augmentation dramatique dans leurs propriétés. En général, la structure la plus stable de l'acier est chauffée à une température austénitique et refroidi doucement dans les conditions proche de l'équilibre. Ce genre de traitement est appelé revenu ou normalisation, produit une structure qui a des contraintes résiduelles faibles, toute fois la propriété qui intéresse le plus les métallurgistes est la dureté, usuellement accompagnée de grandes contraintes résiduelles. Ce sont les structures métastables produites par un refroidissement non équilibré depuis l'état austénitique **[5].**

I.3.1. Recuits :

Le rôle principal d'un recuit est de conférer à l'alliage une structure le plus proche possible de sa structure d'équilibre.

Les recuits ont les fonctions suivantes :

- Homogénéiser un alliage du point de vue tant chimique que micrographique.
- Modifier sa structure micrographique, par exemple par coalescence d'une phase ou par affinement du grain (normalisation)
- Restaurer la structure d'un alliage après écrouissage, soudage, ou traitement thermique antérieure.
- Diminuer les contraintes internes (relaxation).

Un recuit se réalise par chauffage à une vitesse choisie, avec éventuellement des paliers de température progressifs jusqu'à une température, pendant un temps déterminé également

en fonction du but recherché. Le refroidissement a lieu à une vitesse choisie en fonction de la nature de l'alliage, parfois selon un programme soigneusement contrôlé. Cette vitesse est relativement lente pour rester en permanence le plus proche possible des conditions d'équilibres. Elle peut être aussi faible que quelque degré par heure pour certains aciers.
Les phénomènes qui se produisent pendant le recuit étant thermiquement activés, le temps de recuit est d'autant plus court que sa température est élevée. De même, la structure micrographique obtenue après recuit est d'autant moins fine que la température de recuit est plus élevée, le temps de maintien plus long et le refroidissement moins rapide. Quand il s'agit de recuit d'homogénéisation, celui-ci peut s'effectuer en un temps d'autant plus court et à une température d'autant plus basse que la structure micrographique est plus fine, ou l'alliage plus homogène. C'est ainsi que les pièces moulées, ou les phénomènes de ségrégation sont souvent importants, nécessitent des températures de recuit plus élevées ou des temps de recuits plus longs que des pièces corroyées (filées, forgées, etc.…) **[7,8].**

I.3.2. Trempe :

La trempe a pour l'objet de provoquer le durcissement par transformation de l'austénite en martensite au cours de retour depuis la température d'austénitisation jusqu'à la température ambiante.
Le cycle thermique comporte trois phases successives :
a) Chauffage jusqu'à une température θ_t correspondant a un état austénitique : AC_3 + 50°C pour les aciers hypereutectoides, AC_1 + 50°C pour les aciers hypereutectoides et a une température supérieur a AC_3 pour les fontes.
b) Maintien à cette température θ_t de façon à réaliser plus ou moins complètement la mise en solution des carbures dans le fer γ et l'homogénéisation de l'austénite.
c) Refroidissement par immersion dans un milieu convenable permettant un refroidissement rapide de manière à provoquer la formation de la martensite.
La forme stable pour l'alliage fer-carbone, à haute température est l'austénite, solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ. La structure est C.F.C.
Les atomes de carbone sont répartis dans les sites octaédriques du type 1/2, 1/2,1/2 (centre de la maille) et 0, 0, ½ (milieu de chaque arrête).
Un refroidissement suffisamment lent aboutit à la formation des phases d'équilibres, thermodynamiquement stable à basse température : ferrite et cémentite. La réaction s'effectue grâce à la diffusion du carbone. En cas de refroidissement rapide, il se forme une phase

thermodynamiquement métastable : la martensite. La martensite présente la même composition, donc la même teneur en carbone que l'austénite originale. La martensite est considérée comme une solution sursaturée de carbone dans le réseau du fer α. Cette sursaturation entraine une distorsion de la maille d'autant plus forte que la teneur en carbone est élevée **[7,8].**

La structure de la martensite est quadratique centrée, de paramètre **a** et **c**, ces paramètres varient linéairement en fonction de la teneur en carbone figure I.3.

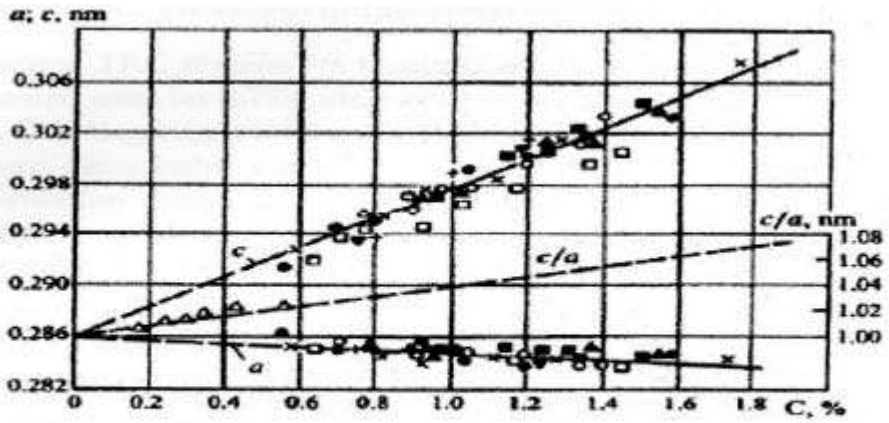


Figure I.5: Variation des paramètres a et c de la martensite en fonction la teneur en carbone **[8].**

Il est connu depuis longtemps que cette transformation s'effectue sans diffusion et qu'elle est caractérisée par deux températures.

♣ **M_s** est la température à laquelle débute effectivement la transformation lors du refroidissement brusque.

♣ **M_f** est la température de fin de transformation, toute phase primitive ayant sensiblement disparue.

La figure I.6 montre l'évolution des points M_s et M_f en fonction de la teneur en carbone.

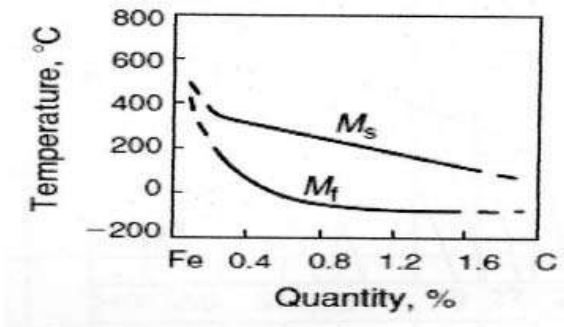


Figure I.6 : Influence de la teneur en carbone sur les températures M_s et M_f de la transformation martensitique **[8].**

I.3.2.1.Diagrammes T.R.C (transformation-refroidissement-continue) :

Le diagramme TRC résume les résultats d'un refroidissement en continue tel qu'il a eu lieu lors d'une trempe dans les différents milieux de refroidissement tel que l'eau, l'huile, l'air comprimé, l'air tout court et d'autres. Ces diagrammes permettent de trouver :

- La microstructure qui s'établie a une vitesse de refroidissement donnée.
- Le temps après lequel la transformation commence et se termine.
- Quelle dureté en résulte pour le matériau.

Le diagramme TRC représente le lieu des points (T,t) qui correspondent à une structure donnée. Selon la vitesse de refroidissement, on peut suivre les transformations de l'austénite pendant la traversée des différents domaines.

Les chiffres sur les courbes donnent la quantité (% poids) d'austénite qui s'est décomposée dans le domaine traversé.

La dureté finale, après les transformations successives est portée à la fin des courbes de refroidissement. Ces courbes correspondent au refroidissement des petites éprouvettes dilatométriques qui ont été utilisées pour la détermination du diagramme.

Pour connaitre le comportement d'un barreau de diamètre donné refroidi dans un milieu donné, il faudra utiliser la courbe de refroidissement correspondante(en superposant des courbes tracées sur un support transparent par exemple).

Les courbes foncées sur la figure délimitent différents domaines dans lesquels coexistent les produits de la transformation de l'austénite.

L'austénite se transforme en :

- Ferrite dans la zone A+ F
- Constituant de type perlitique dans la zone A+C+F
- Bainite dans la zone A+F+C
- Martensite dans la zone A+M

Les courbes en trais fin représentent l'allure du refroidissement à différentes vitesses sur chacune, des nombres indiquent la proportion d'austénite transformée.

Comme exemple : la Courbe à 204 HV : l'austénite se transforme en 60% de ferrite et en 40% de perlite (la dureté Vickers finale est de 204).

Les lignes en pointillé indiquent les transformations à 50 %. On a indiqué le début, Ms, de la transformation martensitique mais pas sa fin, Mf, qui se situe en dessous de 0° C.

On remarquera qu'à 180 °C on a atteint 90 % de la transformation martensitique **[5].**

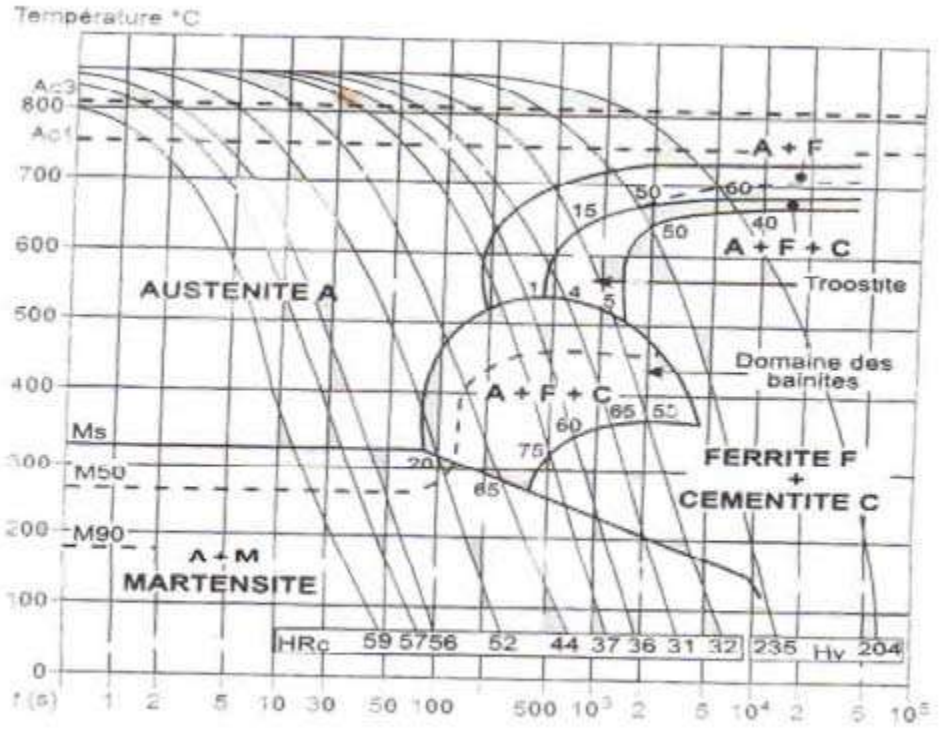


Figure I.7 : Exemple de diagramme TRC (acier 34CrMo4, d'après les travaux de L'IRSID) **[5].**

I.3.2.2.Diagrammes T.T.T (temps-température-transformation) :

Les diagrammes TTT indiquent les résultats d'une transformation isotherme après refroidissement ultra-rapide.

Physiquement, un tel traitement est réalisé en trempant un bout de métal dans un bain liquide à la température souhaité.

On peut utiliser les principes de la décomposition isotherme des métaux pour réaliser des traitements thermiques. Au lieu de tremper directement les pièces jusqu'au domaine martensitique, on effectue une trempe isotherme. Cette trempe isotherme consiste à amener rapidement la pièce à une température donnée en restant dans le domaine austénitique, puis à la maintenir à cette température un temps suffisant pour obtenir les transformations (tracé a sur la figure I.8) **[5].**

A tout moment on peut interrompre la décomposition par une trempe dans le domaine martensitique pour obtenir une structure mixte (tracé a sur la figure). La figure montre de telles structures mixtes. L'échelle de dureté (à droite) correspond à un traitement isotherme complet. On voit bien qu'il faut éviter le nez de la transformation pour n'obtenir que de la martensite **[5].**

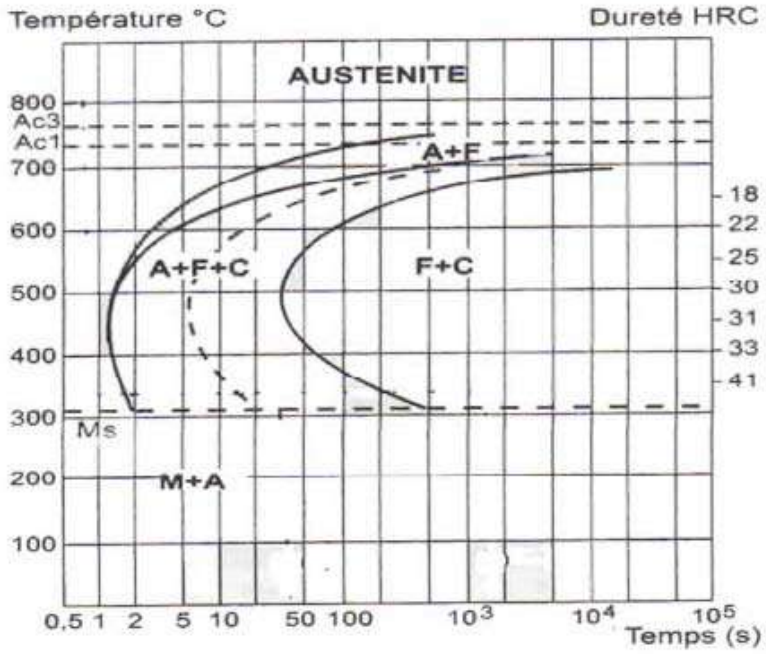


Figure I.6 : Exemple de diagramme TTT pour un acier C55 : A = austénite, F = ferrite, C = cémentite, M = martensite **[5].**

La zone de formation des bainites n'est pas délimitée mais on peut évaluer sa position en observant l'échelle des duretés, à droite **[5].**

I.3.3. Le revenu :

Un acier ou une fonte trempée est généralement trop dur et surtout trop fragile par rapport aux caractéristiques mécaniques finalement exigées pour bon nombre d'usage. En conséquence est habituellement suivie d'un revenu qui consiste à réchauffer la fonte ou l'acier trempé à une température à la ligne de transformation A_{C1} (720 °C) **[7,8].**

I.3.3.1. Mécanisme du revenu :

Un acier ou une fonte trempée contient initialement de la martensite et de l'austénite résiduelle. Le retour a l'équilibre physico-chimique lors du revenu s'effectue en plusieurs stades :

- De 20°C à 200°C. la martensite primaire. Caractérisé par un réseau quadratique dont le rapport c/a est fonction de la teneur en carbone se décompose en carbure de fer de structure hexagonale, dont la composition est voisine de $Fe_{2.4}C$ et en martensite (appauvrie en carbone).

- De 200°C à 300°C, a lieu la transformation de l'austénite résiduelle en martensite de revenu.

- Entre 300 et 400°C, le carbure se redissout provisoirement dans la martensite appauvrie ce qui entraine une très nette augmentation de la fragilité. C'est la fragilité de revenu.

- La dissolution précédente est éphémère est vers 400-450°C le carbone excédentaire est expulsé hors de la martensite provisoirement enrichie en carbone sous la forme d'un autre carbure de structure orthorhombique ayant une formule Fe_5C_2. Ce stade est marqué par une chute de la dureté et une augmentation de la résilience.

I.3.4. Influence des éléments d'alliages

Les éléments d'alliages réagissent avec le fer et le carbone provoquant des changements dans les propriétés mécaniques, chimiques et physiques de la fonte, le niveau de changement dans les propriétés de l'acier dépond de la quantité des éléments introduits et le caractère de leur interaction avec le fer et le carbone **[7,8].**

I.3.4.1. Influence sur les courbes T.T.T

Les éléments d'alliages pour autant qu'ils soient en solution dans l'austénite, provoquent des modifications des courbes constituant des diagrammes TTT. Ils agissent bien entendu sur les asymptotes des courbes (température d'équilibre) et sur la température du point Ms. Ils décalent aussi les courbes, mais pour certains d'entre eux, ils modifient la forme des diagrammes. Pour décrire ces phénomènes, nous devrons encore distinguer les éléments d'alliages en fonction de leur pouvoir carburigène **[7,8].**

- **Eléments d'alliages non carburigènes, tels Mn, Si, Ni, Cu**

Ils décalent simplement les courbes vers de plus longues durées (donc vers la droite des diagrammes TTT). Seul fait exception à cette règle le cobalt qui provoque un effet opposé. Par ailleurs, la cémentite qui précipitera alors pourra dans certains cas être substituée (Fe, $Mn)_3C$, $(Fe, Ni)_3C$ **[7,8].**

- **Eléments d'alliages carburigènes tels Cr, Mo, V, W, Ti**

Ils décalent eux aussi les courbes vers les plus longues durées mais, par ailleurs, ils interviennent dans le processus de précipitation du carbone, on assiste, en leur présence, dans

le domaine ou se forment la perlite (domaine supérieur), à la réaction :

Austénite → ferrite + carbure **[7,8].**

I.3.4.2. Influence sur les courbes T.R.C :

Ce qui a été dit de l'influence des éléments d'alliages sur les courbes des diagrammes TTT s'applique aux diagrammes TRC.

Les asymptotes Ac3 et Ac1 et le point Ms subissent les mêmes variations et par rapport à l'axe des temps, les courbes se déplacent d'une manière comparable. C'est ainsi que :

- Tous les éléments d'alliages décalent les courbes vers la droite sauf le cobalt les décalent vers la gauche.
- Les éléments carburigènes font apparaitre une discontinuité voire une séparation entre le domaine supérieur (ferrite + perlite ou carbure + perlite) et le domaine bainitique **[7,8].**

I.3.4.3. Influence sur le revenu :

Les trois premiers stades du revenu des martensites des fontes au carbone alliés sont sensiblement identiques à ceux décrits pour les fontes au carbone. Seuls les domaines de température dans lesquels se développent les différents phénomènes peuvent se décaler légèrement.

Lorsqu'une fonte allié contient des éléments carburigènes tels que Cr, Mo, V, W, Nb, Ti qui ont été mis en solution dans l'austénite à haute température, une nouvelle évolution va apparaitre à des températures supérieures à 450 °C, évolution dont la manifestation la plus sensible est le durcissement secondaire. En effet, à ces températures la diffusion des atomes des éléments carburigènes devient possible et l'affinité de ces dernières pour le carbone peut se manifester, on assiste alors à un échange du carbone entre la cémentite et les éléments carburigènes, la cémentite disparait et de nouveaux carbures précipitent. Cette transformation peut se faire selon deux processus différents :

⎫ Les particules de cémentite peuvent se transformer ensuite en particules de carbure allié la germination de ces dernières se réalise à l'interface ferrite-cémentite.

⎫ Les particules de cémentite se redissolvent dans la matrice ferritique et les nouveaux carbures alliés germent et se développent sur de nouveaux sites (essentiellement les dislocations). Cette réaction d'échange se développe dans un domaine de température compris généralement entre 450 °C et 600 °C (c'est ce que certains appellent le quatrième

stade du revenu des martensites alliés). Aux plus basses températures de cet intervalle, elle provoque l'apparition de très fins précipités généralement cohérents, invisibles au microscope optique et dont l'effet durcissant peut alors être très important. Au-delà de 600 °C et jusqu'à Ac1, on assiste à la coalescence de ces précipités après qu'ils eurent perdu leur cohérence avec la matrice.

Toutes ces nouvelles évolutions sont thermiquement activées et leur énergie apparente d'activation est très voisine de celle de la diffusion des éléments carburigènes dans le fer α. Ce remplacement de la cémentite déjà coalescée par des précipités fins et cohérents des carbures alliés tels Mo_2C, V_4C_3, W_2C, TiC engendre un relèvement des caractéristiques de résistance d'autant plus important que l'acier est plus riche en carbone et en éléments carburigènes. Simultanément, on voit se détériorer les caractéristiques de ductilité. Le maximum de durcissement et de fragilisation est généralement atteint entre 550 et 600 °C.

Au-delà de ces températures, la coalescence des précipités provoque un adoucissement accompagné d'une amélioration des caractéristiques de ductilité **[7,8].**

I.2.4.4. Influence sur les phases α et γ :

La position des points critiques A_3 et A_4 et la location de la température eutectoide A_1 sont de grande importance parce qu'ils déterminent la température minimale à laquelle l'acier ou la fonte doit être chauffe pour être trempe ou subir un revenue. Et on a classé les éléments en considérant leur influence sur la position de ces points.

On appelle alphagène tout élément qui stabilise dans la phase CC (cubique centré). Il élève la température du point A_3 et abaisse celle du point A_4. La liste des éléments alphagènes comprend presque tous les éléments d'alliages habituels tels que Si, Al, Cr, Mo, Ti, W.

On appelle gammagène tout élément qui stabilise dans la phase CFC (cubique a face centré). Il abaisse la température du point A_3 et élève celle du point A_4. La liste des éléments gammagènes est assez limitée puisqu'elle ne comporte que Ni, Mn et Cu **[7,8].**

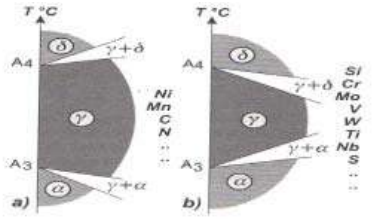


Figure I.9 : a. Eléments gammagènes.

b. Eléments alphagènes.

Par ailleurs, certains élément d'alliage engendrent des modifications des carbures précipités à l'état d'équilibre, en leur présence, le carbone ne précipite plus sous la forme de carbure de fer mais sous d'autres espèces. On est ainsi amené à considérer les éléments dits carburigènes, éléments qui ont pour le carbone une affinité plus grande que celle du fer. Ce sont Mn, Cr, Mo, V, W, Nb, Ti. Il faut noter que ces éléments, à faibles teneurs, ont souvent tendance à participer à la formation de la cémentite en se substituant partiellement au fer, donnant ainsi des carbures répondant à la formule générale M_3C. à fortes teneurs, par contre, ils forment les carbures qui leur sont propres (en admettant parfois un peu de fer qui se substitue à eux). C'est ainsi, par exemple, qu'avec le chrome on pourra former des carbures répondant aux formules suivantes : $(Fe, Cr)_3C$, $(Cr, Fe)_7C_3$ et $(Cr, Fe)_{23}C_6$ alors qu'avec le vanadium on pourra identifier : $(Fe,V)_3C$ et $(V, Fe)_4C_3$ **[7,8].**

Ces éléments carburigènes ont leur solubilisé propre qui, selon la température, leur permettra d'être solubles, totalement ou partiellement dans l'austénite ou au contraire interdira de passer en solution solide (ils ne seront alors solubles qu'à la fusion). La description des états d'équilibres des alliages formés peut être partiellement fournie par des diagrammes ternaires (cas des alliages à trois composants du type Fe-C-X) ou par des coupes planes tirées de ces derniers ou des diagrammes encore plus complexes.

I.3.5. Traitement thermique des fontes :

I.3.5.1. Généralités :

Les fontes sont constitué par une matrice (analogue à un acier mais à teneur variable en carbone) dans laquelle se trouvent toujours des particules de graphite ou de carbures en proportion parfois importante (jusqu'à environ 50% en volume), et ayant en majeure partie pour origine les eutectiques stable ou métastable dérivés des systèmes fer-carbone. La matrice, qui peut être ferritique, perlitique, austénitique, martensitique, bainitique, etc., est modifiable par traitement thermique, compte tenu de sa composition chimique, suivant les mêmes principes qu'un acier : trempe, revenu, recuit, etc. il convient toutefois de souligner le rôle important joué par le graphite ou les carbures au cours des transformations de la matrice des fontes. Le graphite et les carbures sont des réserves de carbone qui permettent 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 Ac_3 (il suffit parfois de quelques minutes pour que cet effet soit appréciable).

Par le processus inverse, lorsque la solubilité du carbone décroit, l'austénite rejette cet élément qui tend le plus souvent à précipiter sous forme de graphite ou de carbures sur les constituants de cette nature qui préexistent. 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. En outre, pourvu qu'ils ne soient pas excessivement stabilisés par les éléments carburigènes (Cr, V, Mn, Mo, etc.), les carbures peuvent se décomposer avec libération de graphite (graphitisation) au cours de maintiens prolongés (plusieurs dizaines de minutes à plusieurs dizaines d'heures) à une température suffisante, (au-delà de 500°C), mais pas obligatoirement supérieure au point de transformation Ac_3, quoi qu'il en soit ainsi le plus fréquemment (850°C à 1000°C). Enfin, les carbures et le graphite lamellaire rendent les fontes plus fragiles au choc thermique que les aciers, ce qui exclut généralement les traitements trop brusques **[9].**

I.3.5.2. Décomposition et mise en solution des carbures eutectiques :

Dans le cas des fontes, le recuit graphitisant est un traitement thermique d'adoucissement et qui décompose les carbures libres suivant des réactions du type :

$Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$

Le carbone résultant de cette décomposition précipite à l'état de graphite, du fait de l'évolution naturelle du système métastable vers la forme stable. Ce principe appelle les remarques fondamentales suivantes :

- La réaction mettant en jeu la germination et la croissance du graphite, liées à la dissolution des carbures, dépend de la diffusion et se trouve donc thermoactive, on considère en générale, que c'est la vitesse de dissolution de la cémentite dans l'austénite qui limite la transformation dans le cas des fontes industrielle.

- Les carbures qui se décomposent ne sont pas, dans les fontes industrielle (même non alliées), exclusivement de la cémentite Fe_3C mais contiennent des éléments qui diminuent (graphitisant) ou augmente (carburigène) leur stabilité ou leur résistance a la graphitisation, certain carbure notamment dans les fontes au chrome, sont pratiquement indécomposable.

- Les graphite obtenue en phase solide se présente on particules compactes (nodulaires, sphéroïdale, etc), généralement très différente des forme laminaire résultant directement de la solidification des fontes grises.

- La transformation engendre une expansion due à la différance de masse volumique entre le graphite (2.2 g/ cm^3) et la matrice ou les carbures (environ 7,8 g/ cm^3) **[9].**

I.3.5.3. Saturation et homogénéisation de l'austénite :

Afin de pouvoir réaliser un réglage précis des propriétés après trempe et revenu, il convient, comme dans les aciers, que l'austénite initiale soit correctement homogénéisée, mais ici la température et la durée d'austénitisation conditionnent l'activité du carbone dans cette austénite qui tend vers l'équilibre avec le graphite ou les carbures. Par le jeu des microségrégations initiales dont l'atténuation est souvent incomplète après les traitements de durée

praticable industriellement, on observe généralement des faciès dendritiques et des effets de halo autour du graphite et des carbures avec variations locales de composition chimiques, de structure et de micro-dureté. Dans certains cas, par exemple celui des fontes blanches au chrome-vanadium est particulièrement complexe (séquences incluant des dissolutions et précipitation successives de micro-carbures) **[9].**

I.3.5.4. Austénitisation :

Comme pour tous les traitements thermiques des fontes, l'austénitisation doit être conduite de façon à donner à la fin du maintien isotherme (en général une à deux heures entre 850°C et 900°C) une austénite suffisamment homogène et à teneur en carbone définie.
On a 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. L'équipement doit donc permettre une bonne uniformité de la température de la charge dés la fin de l'échauffement et pendant le maintien isotherme, à 5°C prés. En outre, la protection des pièces contre la décarburation et l'oxydation superficielle doit être assurée par une atmosphère contrôlée (potentiel carbone proche de 0.8 % par exemple) et les déformations **[9].**

I.3.5.5. Transformation isotherme :

La température de transformation isotherme sera choisie en fonction des caractéristiques mécaniques visées. D'une façon plus générale, on reteindra les principes suivants :

- Entre 250°C et 325 °C environ, on obtient une structure à base de Bainite inférieure avec peu d'austénite résiduelle et des traces de martensite qui confère des résistances mécaniques élevées avec relativement peu d'allongement. Les rées de maintien sont de l'ordre de 3h
- Entre 350 °C et 420 °C environ. La décomposition de l'austénite se divise en deux étapes. Au cours de la première. l'austénite mère se transforme progressivement en ferrite et s'enrichit en carbone. Ce qui a pour effet d'accroitre sa stabilité, la ferrite à elle se développe sous forme aciculaire avec une teneur en carbone supérieure à celle de l'équilibre **[9].**

Ensuite, et c'est la seconde étape, l'évolution vers l'équilibre entraine la croissance de la ferrite aux dépens de l'austénite avec précipitation de silico-carbures. Afin d'obtenir une bonne ductilité (associée à une résistance mécanique encore trèsremarquable), le maintien isotherme doit être interrompu avant le commencement de la
seconde étape, la structure optimale étant entièrement composée de ferrite aciculaire dans une matrice d'austénite en majeure partie enrichie en carbone et ainsi stabilisée. Le moment favorable se situe donc vers la fin de la première étape, l'étendue de cette période favorable dépend de la composition chimique de la fonte (Si, Mo, Ni, Al, etc.) et, en particulier, elle augmente sensiblement avec la teneur en silicium. La détermination de la durée de maintien isotherme nécessaire et suffisante constitue une difficulté spécifique de cette fabrication, surtout si, pour diverses raisons (cas des fontes malléables par exemple), la teneur en silicium est limitée, et compte tenu du fait qu'en raison des micro-ségrégations inévitables, le démarrage des diverses étapes de transformation n'est pas parfaitement concomitant en tous points de la microstructure. En pratique, les durées de maintien isotherme sont de l'ordre de 1 point de la microstructure. En pratique, les durées de maintien isotherme sont de l'ordre de 1 à2h **[9].**

Chapitre II: Élaboration de la fonte

Chapitre II: Élaboration de la fonte :

II-1-Introduction

Les très nombreuses applications des fontes à graphite lamellaire reposent sur un ensemble de propriétés remarquables spécifiques :

- résistance aux contraintes statiques et aux efforts alternés
- faible sensibilité à l'entaille
- grande capacité d'amortissement des vibrations
- résistance à l'usure
- résistance aux corrosions par les milieux humides et par les sols
- matériau parfaitement adapté à la réalisation de formes très compliquées en raison de sa coulabilité excellente
- usinabilité excellent
- prix de revient relativement stable et peu élevé.

La croissance de nos connaissances concernant ce matériau et l' utilisation de méthodes d'élaboration et de contrôle de plus performantes et précises permettent de garantir des qualités très régulières .Il n'est donc pas étonnant que les fontes à graphite lamellaire trouvent dans l'industrie l'emploi de tonnages pratiquement aussi importants que l'ensemble de tous les autres alliages de fonderie.

L'agrégat principal utilisé pour l'élaboration de la fonte est le haut fourneau, dans lequel se déroule le processus métallurgique de réduction, fusion, ainsi que la carburation du fer.
Le but principal du haut fourneau est d'extraire le métal (fer) de son minerai et sa séparation de la gangue **[10].**
Les matières premières utilisées pour l'élaboration de la fonte sont :
- Le minerai de fer
- Le coke.
- Les fondants (addition)

Le produit principal du haut fourneau est la fonte appelée aussi fonte de première fusion. Elle est obtenue à l'état liquide à une température près de 1400°C et avec une teneur en carbone de 3,5 à 4,5% et de teneur variable en Si, Mn, P, S. Elle peut aussi renfermer d'autres éléments tels que Ti, Cr, etc..

La fonte est définie comme un alliage de fer et de carbone dont la teneur en carbone est supérieure à 2 % (voir diagramme Fer-Carbone). Le produit secondaire obtenu lors de l'élaboration de la fonte est le laitier (scorie) dont les principaux composants sont CaO, Si02, AI2O3 et MgO

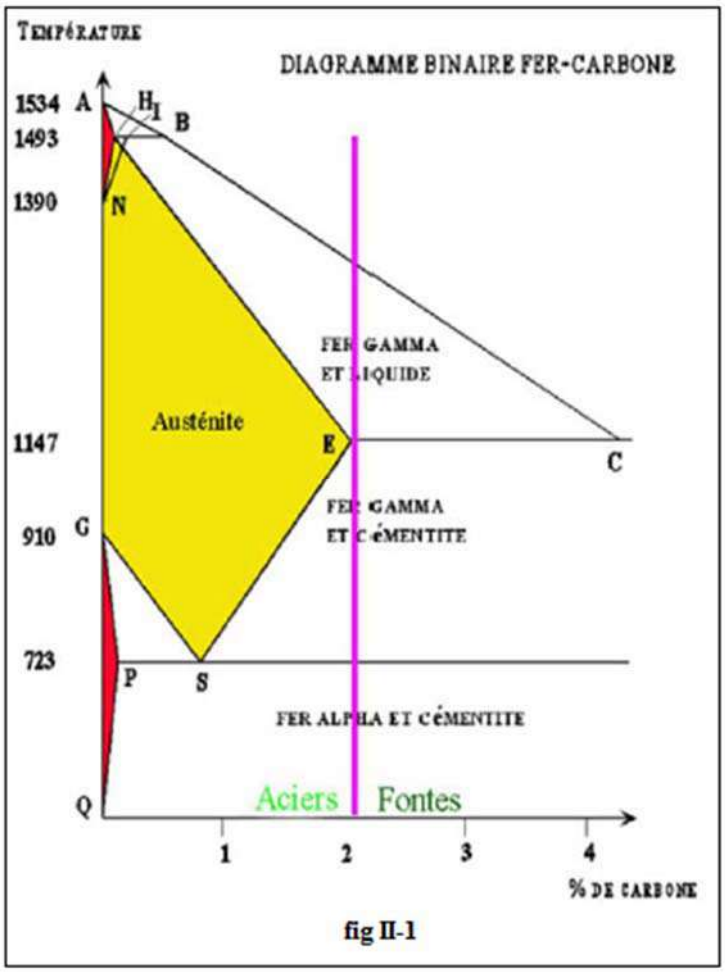


fig II-1

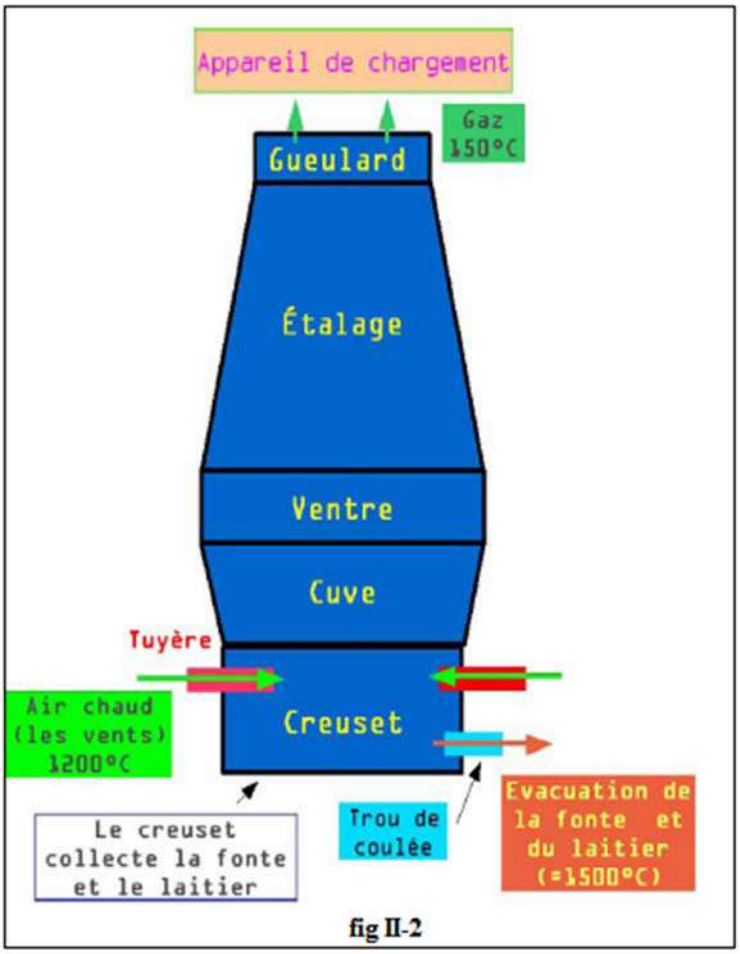


fig II-2

II-2-Matières premières :

Comme il a été mentionné que les matières premières destinées pour l'élaboration de le fonte sont **[10]:**

- Le minerai de Fer.
- Le coke.
- Et les fondants.

II-3-Le minerai de fer

Ce sont des roches contenant le fer en quantité importante et économiquement peuvent être traités en procédé métallurgique. Selon la forme de combinaisons chimique on distingue plusieurs types de minerais de fer :

a) - la magnétite (Fe_3O_4), sa couleur varie du gris foncé au noir.

b) - l'hématite rouge (Fe_2O_3), sa couleur varie du rouge foncé au gris foncé.

c) - l'hématite brune ($Fe_2O_3.H_2O$), sa couleur varie du noir au jaune.

d) - fer spathique ou sidérose ($FeCO_3$), sa couleur varie du jaune pale au gris.

II-4-Le minerai de manganèse :

Les minerais de fer sont souvent très pauvres en manganèse, qui est fun des éléments améliorant les propriétés de fonte. 11 est essentiellement utilisé pour l'élaboration des fontes riches en manganèse tels que les ferro-manganèse et fonte spiegel. Le plus souvent on utilise les oxydes tels que MnO_2 et Mn_2O_3 dont la teneur en manganèse peut atteindre 50.

II-5- Les fondants :

Les fondants sont utilisés dans la charge du haut fourneau pour réduire la température de fusion de la gangue, pour la scarification de la soudure du coke et enfin pour l'obtention du laitier fluide ayant une bonne capacité d'absorption du soufre et du phosphore, ces deux derniers éléments sont indésirables dans la composition de la fonte.

Comme fondants on utilise le plus souvent le calcaire $Ca\ CO_3$ et très rarement la dolomite $MgCO_3 x Ca\ CO_3$

II-6- Le coke :

Généralement plus de 90% des fontes sont produites avec du coke. Le coke est obtenu par cokéfaction de la houille. Selon les variétés de la houille utilisée le coke est constitue de **[11]**:

78 -83% carbone

8 + 11% sandre

2 + 6% H_2O

0,8- 1,2% Soufre

2 - 3% éléments volatils Le rôle du coke dans le haut fourneau est :

- Fournir la chaleur nécessaire pour la marche du processus du haut fourneau.
- Réduction du fer et des aligo-éléments de leurs liaisons dans le minerai et en même temps carburation du fer.
- Ameublir la charge dans le haut fourneau afin d'avoir une bonne perméabilité aux gaz, grâce à sa grande résistance à l'écrasement.

II-7- Le haut-fourneau :

Le haut-fourneau est un four à forme circulaire figue **II-2** et **II-3** destiné à l'élaboration de la fonte. Son espace de travail se compose du bas vers le haut des parties suivantes :

1- Le creuset : partie cylindrique, dont la partie supérieure est appelée ouvrage et porte les tuyaux qui amènent l'air chaud. La partie inférieure porte deux trous, l'un pour la coulée de la fonte et l'autre pour la scorie (laitier).

2- L'étalage : tronc de cône évasé vers le haut

3- Le ventre : partie cylindrique.

4- La cuve : tronc de cône évasé vers le bas.

5- Le gueulard : ouverture par laquelle on introduit la charge et d'où s'échappent les gaz.

6- Blindage métallique ayant même profil que le haut-fourneau.

7- 8 éléments de refroidissement du blindage métallique.

9-fondation.

10- minerais de fer + fonte.

11- coke.

12- évacuation des gaz.

13- tuyère

La composition d'une charge à introduire dans le haut-fourneau pour l'élaboration d'une tonne de fonte ainsi que les produits obtenus.

a) Charge introduite :

minerais de fer et addition 2160 kg/t de fonte

fondant (calcaire) 470 kg/t de fonte

coke 960 kg/t de fonte

rend chaud (humide) 3 125 kg/t de fonte

Total = 6715 kg/t de fonte

b) Produits obtenus :

Fonte 1000 kg

Laitier 905 kg/t de fonte

Poussière de gaz 130 kg/t de fonte

Gaz de Gueulard (humide) 4680 kg/t de fonte

Total 6715 kg

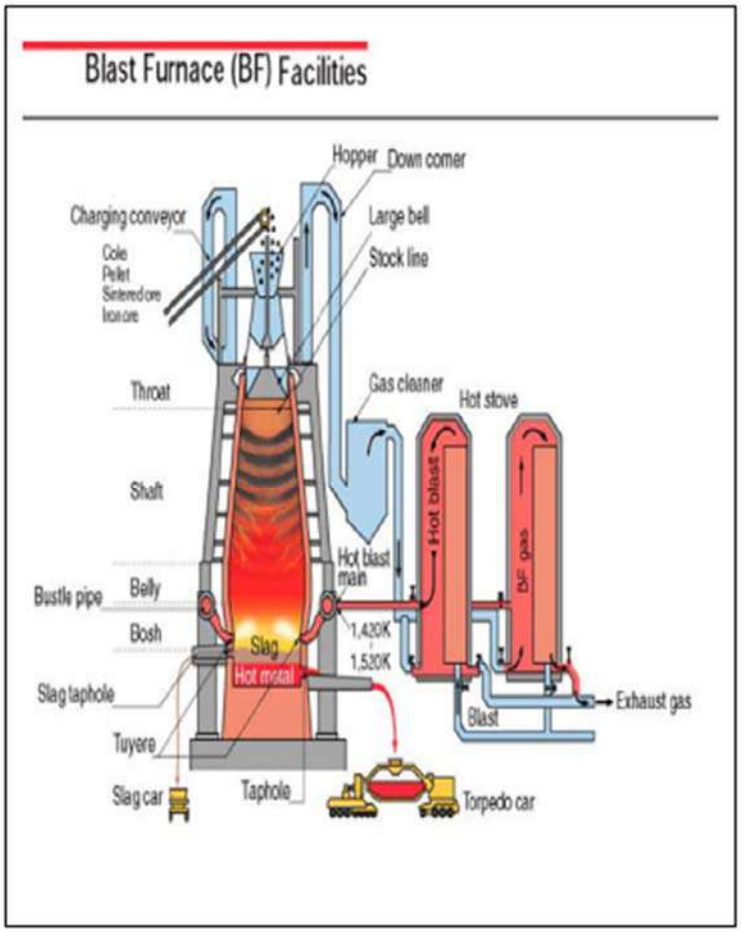

Blast Furnace (BF) Facilities
Hopper
Down comer
Charging conveyor
Large bell
Coke
Pellet
Sintered ore
Iron ore
Stock line
Throat
Gas cleaner
Hot stove
Shaft
Hot blast
BF gas
Hot blast main
Bustle pipe
Belly
Bosh
1,420K
1,520K
Slag
Hot metal
Slag taphole
Exhaust gas
Blast
Tuyere
Slag car
Taphole
Torpedo car

fig II-3

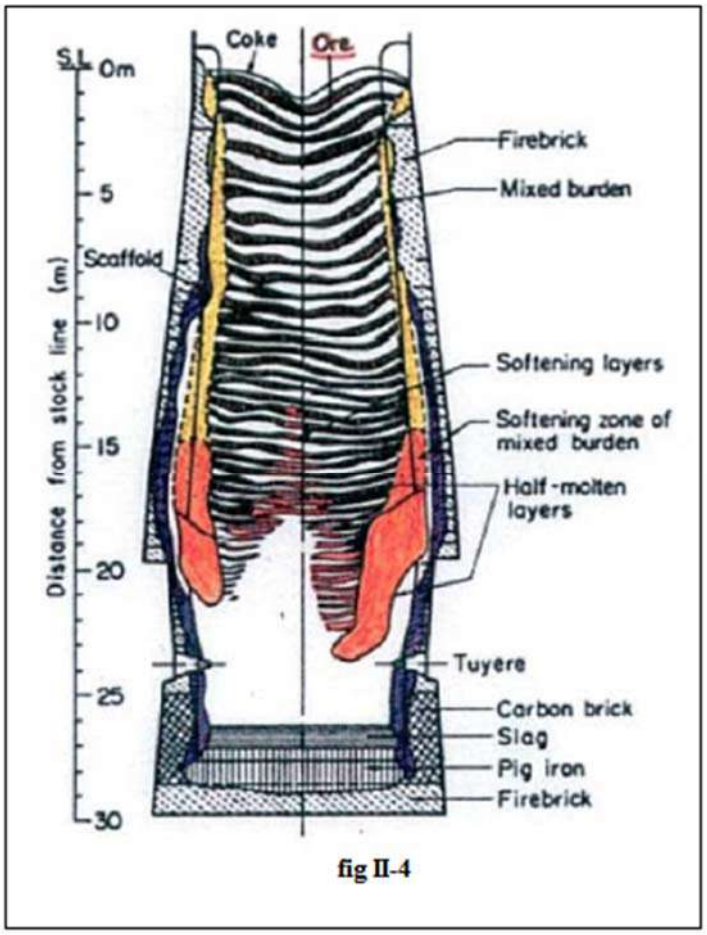


fig II-4

II-8-Flux des matières dans une usine métallurgique

La charge avant d'être introduite dans le haut-forneau subit une préparation au préalable comme il est indiqué sur la figure II -4.

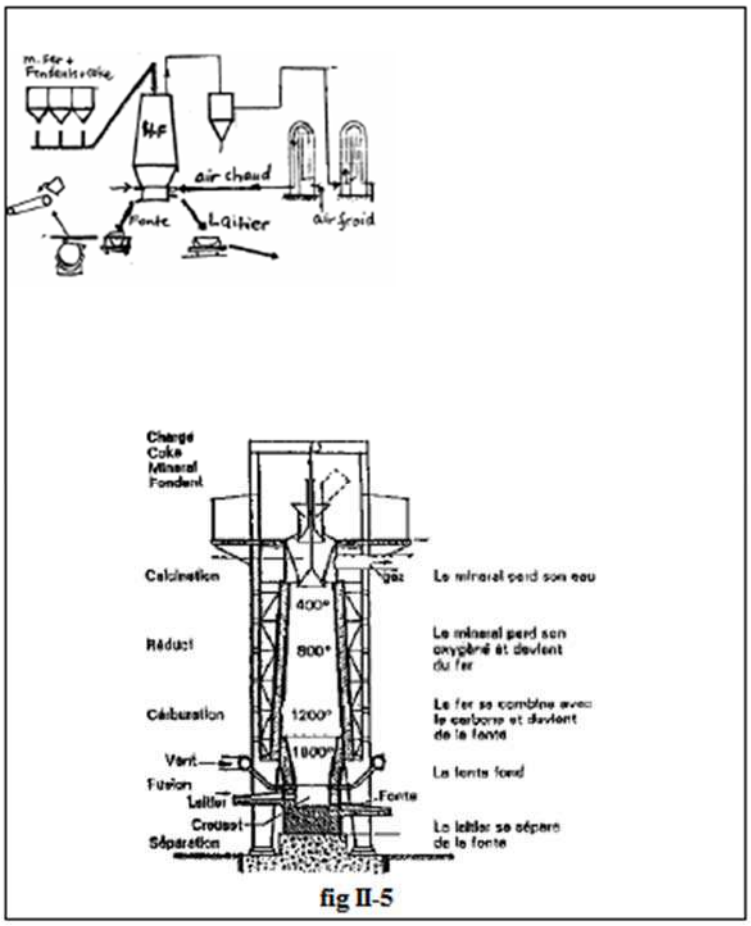


fig II-5

C'est par le gueulard que la charge est introduite à l'aide d'un skip (monte charge). Les proportions du minerai de fer, fondants et du coke sont définit au préalable suivant le type de fonte à élaborer.

Le minerai de fer et les fondants sont introduits de telle façon à former des couches qui seront séparées par des couches de coke. 11 s'établit un courant descendant des matières d'abord solides, puis pâteuses et enfin liquide qui traversent le haut fourneau en quelques heures (la durée dépend du volume et de la hauteur du haut-fourneau).

L'air chaud provenant des cowpers (régénérateurs de chaleur chauffés par le gaz de gueulard) est soufflé par les tuyères, ainsi l'oxygène contenu dans l'air chaud participe à la combustion du coke en le transformant en oxyde de carbone CO, il en résulte un courant gazeux ascendant qui traverse aussi le haut-fourneau en quelques heures.

Le courant gazeux possède deux fonctions :

a) Transmettre la chaleur obtenue près des tuyères (1800°C) à la charge. Donc la charge descendante se chauffe jusqu'à une température de 1500°C à son arrivée au creuset.

b) La deuxième fonction est la réduction des différents oxydes.

La réaction fondamentale de réduction lors du processus métallurgique dans le haut-fourneau est la réduction du fer. L'agent réducteur est le carbone et son oxyde (CO), mais le carbone est plus énergique que le Co. Donc leur rôle est d'éliminer l'oxygène des différents oxydes.

La réduction dépend essentiellement de l'affinité chimique de l'élément à réduire par rapport à l'oxygène. Plus l'affinité chimique (solidité chimique) de l'élément avec 0_2 est plus grande, plus il est difficile à le réduire des ces oxydes il existe deux types de réduction :

- La réduction directe, celle qui se passe avec le carbone pour former CO.
- La réduction indirecte avec CO et H_2 pour former $C0_2$ et H_20 vapeur La figure **II-5** et **II** -6 nous donne un aperçu sur les réactions principales de réduction se déroulant lors du processus métallurgique de haut-fourneau. Près du gueulard et a une température avoisinant 200°C, la charge subit un séchage dont l'humidité contenue est évacuée sous forme de vapeur avec le gaz de gueulard.

A la partie supérieure de la cuve et entre 200°C et 400°C il y a décomposition des hydrates et entre 400°C et 800°C c'est la décomposition des carbures.

Les processus ci-dessus énumérés portent le nom de travail de la cuve, toutes ces réactions sont endothermiques.

Entre 800 et 1000°C on arrive au processus de réduction indirecte les éléments principaux tels que le fer et le manganèse (par rapport au fer le manganèse est difficile à réduire). Jusqu'au domaine de la réduction indirecte toute la charge se trouve à l'état solide.

A des températures supérieures à 1000°C et près d u ventre et des étalages du haut fourneau se passe la réduction directe et commence la fusion de la charge **[10].**

Dans le domaine de la réduction directe le carbone du coke est très actif à ce que toutes les réactions de réduction se passent sans CO. Avec l'augmentation de la température près de 1500°C, la charge est liquide et quelques réductions chimiques se poursuivent tels que la désulfuration de la fonte.

La formation de la fonte est caractérisée par la réduction du fer et sa liaison avec la carbone et autres éléments de la charge.

La carburation du fer commence déjà à l'état solides et à des températures inférieures à 1000°C. C'est le carbone du coke qui passe dans la composition chimique de la fonte, et au fur et à mesure que le fer se carbure sa température de fusion baisse.

La charge en passant à l'état liquide, elle s'écoule sous forme de gouttes entre les morceaux de coke, ce qui laisse poursuivre le processus de carburation du fer jusqu'à la teneur ordinaire nécessaire à l'obtention de la fonte liquide.

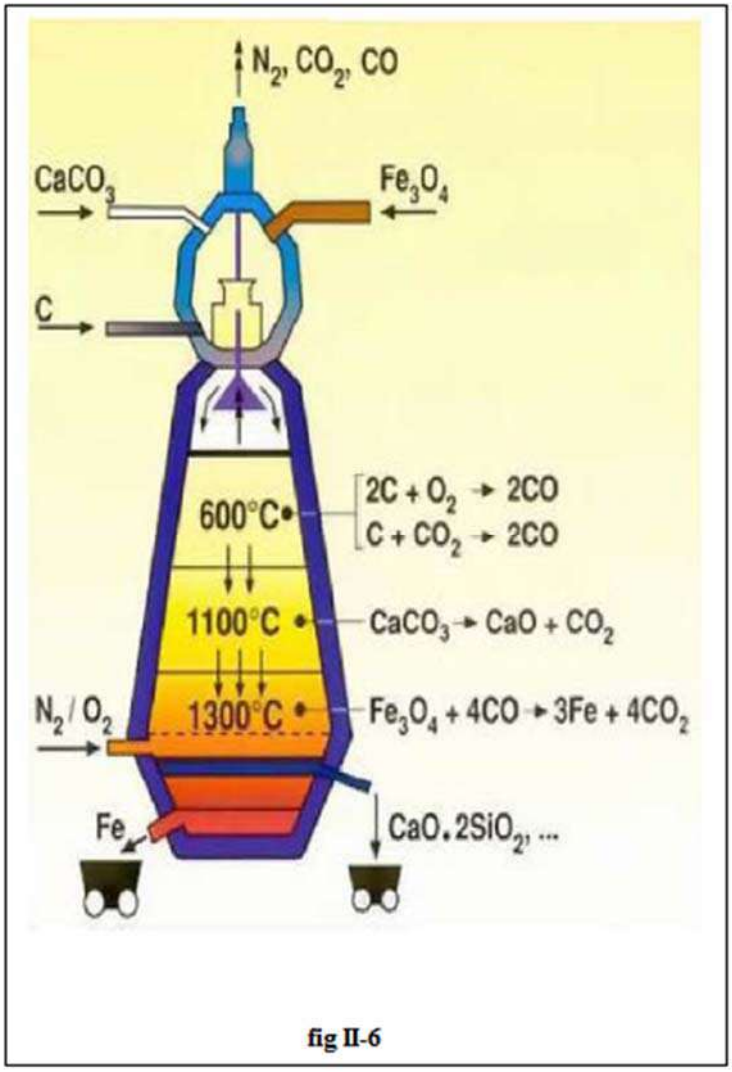


fig II-6

II-9- Les fontes du Haut Fourneau :

Les fontes obtenues dans le H-F sont destinées pour l'affinage de l'acier dans les différents fours et convertisseurs ainsi que pour le moulage des pièces mécaniques (fonderie). Elles se distinguent l'une de l'autre par leurs compositions chimiques **[11]**.

Le tableau ci-dessous nous indique les différents types de fontes obtenues dans le H-F avec leur composition chimique.

	C	Si	Mn	P	S
Type de fonte H-F	**%**	%	%	%	%
Fonte pauvre en Mn	≈4%	Jusqu'à 1	(<1)	0.08-0,12	Jusqu'à 0.05
Fonte riche en Mn	≈4%	Jusqu'à 1	(2 - 3)	0.08-0.12	Jusqu'à 0.05
Fonte Thomas	3.2 - 3,	6 0,3 - 0,6	0.5 - 1,	5 1,7-2.2	0,05-0.15

Fonte bessemer	3.8	1.0-2.5	1 -3	0,07 - 0,1	Jusqu'à 0.04
Fonte de fonderie	3,5 - 4.2	2-3	Jusqu'à 1.0	0.5- 1.0	Jusqu'à 0.07
Fonte hématite	3.5 - 4,2	2 - 2.5	0,7- 1.5	0,08-0.12	Jusqu'à 0.04
Fonte-mangenese	6-8	< 1.5	30 – 80	0.2 - 0.3	0.02
Fonte silicium	1.2- 1.6	9- 15	0.5 - 0,7	0.12-0.16	0,02 - 0.04

La fonte liquide comporte des inclusions variées. Quelques une sont souvent introduites intentionnellement. Outre leurs caractères alpha-gènes ou gamma-gènes et leurs actions sur la trempabilité, valables pour les alliages ferreux, les éléments introduits dans les fontes sont caractérisés par leurs actions :

- Graphitisantes (Si, C, Al, Cu, Ni, Zr...) qui se traduisent par la création de germes servant de support de croissance pour le graphite.

-Antigraphitisantes (Cr, Mo, Mn, S, V, W, B...)

Nous donnons quelques indications spécifiques des principaux éléments contenus dans les fontes.

a) Cuivre et nickel : éléments graphitisants qui contribuent fortement au raffinement de la perlite par leur action γ-gène. En outre, le cuivre est fortement antiferritisant, alors que le nickel est sans effet L'introduction dans la fonte des ces deux éléments entraîne une augmentation de la résistance et de la dureté **[11]**.

b) Silicium : élément graphitisant de base dans les fontes grises (% > 3) qui diminue la solubilité du carbone à l'état liquide dans l'eutectique et solide dans l'austénite. Il augmente la réfractairité des fontes et leurs tenus à certaines corrosions.

c) Chrome : élément antigraphitisant qui stabilise les carbures en retardant leur décomposition thermique ainsi que l'oxydation interne, et de ce fait améliore la tenue à chaud.

d) Manganèse : empêche la graphitisation et renforce les liaisons atomiques entre le for et le carbone dans la cémentite.

e) Molybdène : il est surtout utilisé pour son importante action sur le" nez perlitique " des courbes

T.T.T. Il améliore considérablement la résistance au choc thermique.

f) Soufre : est un élément nuisible qui dégrade les propriétés mécaniques de la fonte. I1 abaisse la coulabilité et contribue à la formation de soufflures dans les pièces moulées.

II-10- Formation du laitier :

Le deuxième produit obtenu lors de l'élaboration de la fonte est le laitier. Le laitier résulte de la combinaison des éléments de la gangue de divers minerais, des fondants et de la sandre du coke.

Les principaux éléments constituant le laitier sont donnés sur le tableau ci-dessous.

Cao %	SiO2: %	$A1_2 03$ %	MgO %	FeO %	MnO %	P2O5 %	S %	$Na_2 0 + K_2 O$ %
35-40	28-40	5 - 17	2 - 13	< 1	< 10	< 1	1 -2	< 2

La formation du laitier s'effectue en trois étapes :

a) Près de la partie inférieure de la cuve se forme d'abord le laitier primaire facilement fusible et en grande quantité et contenant une quantité importante de FeO

b) Avec l'augmentation de la température le FeO et MnO contenus dans ce laitier sont réduits simultanément et il y a dissolution d'autres oxydes dans ce laitier. Ce laitier est appelé laitier intermédiaire.

c) Le laitier final se forme dans le creuset à des hautes températures par dissolution de la sandre du coke, fondant et le reste de la gangue **[11]**

II-11 Élaboration de la fonte à graphite lamellaire:

II-11-Classification des fontes à graphite lamellaire :

Les différents types de fontes à graphite lamellaire sont classés d'après la valeur de leur résistance à la traction déterminée à partir d'un essai de traction sur éprouvettes standardisées usinées dans des barreaux, bruts de coulée, de 30 mm de diamètre

Le tableau **-1-** montre comment la classification de la fonte à graphite lamellaire sont définies par la norme belge NBN 830-01

TABLEAU- **1** -Classification des fortes à graphite lamellaire d'après la norme belge NBN 830-01.

Désignation abrégée	Résistance minimale à la traction	
	Kgf/mm²	[daN/mm²]
FGG 10	10	[9,8]
FGG 15	15	[14,7]
FGG 20	20	[19,6]
FGG 25	25	[24,5]
FGG 30	30	[29,4]
FGG 35	35	[34,3]
FGG 40	40	[39,2]

II-12-Germination du graphite dans les fontes grises lamellaires :

Les connaissances sur la germination du graphite dans les fontes grises se limitent à quelques hypothèses et quelques faits expérimentaux présentés ci-dessous.

II-12-1-Théorie (cas général) :

Dans la fonte liquide, considérée comme un alliage ternaire Fe, C, Si l'existence de pré groupements d'atomes Fe, C, Si, est très probable. Il s'agit d'agglomérat sou "nuclei" de 100 à 1000 atomes qui, par l'agitation thermique, prennent la configuration de la nouvelle phase. Ces "nuclei" n'ont en fait jamais pu être observés par ce que bien trop tenus et éphémère sou transitoires Pour nos moyens d'investigation. Lors de la solidification cette germination a lieu au hasard. Son étude expérimentale est quasi-impossible; cependant des clichés de diffraction de RX pris au voisinage de la fusion de quelques corps purs semblent confirmer cette théorie. Les groupements (Fe, Si) seraient, pour des raisons thermodynamiques, plus stables que les groupements (Fe, C). Dès leur formation, ces "nuclei" tenteraient à se dissocier au sein du liquide.

Deux théories de dissociation ont été proposées, dans le cas des fontes non inoculées au ferrosilicium.**[37]**

II-12-2 Cas des fontes grises à faible teneur en silicium

II-12-2-1 Théorie1 :

Le mécanisme de formation des lamelles de graphite pour rait être le suivant:

- au refroidissement lent de l'alliage, vers la température eutectique, il y a tendance à la formation de groupements d'atomes Fe et C pour former des pré groupements Fe3C avec rejet des atomes de silicium vers le liquide voisin.
- d'où constitution d'auréoles riches en Si autour de ces prégroupementsFe3C. Par enrichissement progressif en Si ces auréoles peuvent aboutir à la formation de groupement FeSi.
- alors, de part leur voisinage, les groupements Fe3C et Fe Si peuvent réagir suivant la réaction:

$$Fe3C + Fe\ Si \rightarrow C\ Si + 4Fe$$

Il y aurait donc formation de microcristaux de carbure de silicium. Mais ce phénomène est éphémère car viendrait en suite….**[11]**

- une décomposition du CSi par dilution dans le liquide voisin selon:

C Si (germes transitoires) + Fe → Fe Si + G (germes de graphite) (2)

En résumé, le schéma du processus de germination du graphite serait donc:

Fe et C → Fe3C====

==== C Si=====

Fe et Si → Fe Si==== ========= Fe Si + G↓ (3)

Fe======

II-12-2-2 Théorie 2 :

Un autre mécanisme de formation du graphite a été formulé:

- au refroidissement lent il y aurait formation de pré groupements Fe3C ;
- puis par rejet du silicium à leur entourage il y aurait dépôt de Fe Si ;
- la reaction entre ces groupements voisins serait:

Fe3C, Fe Si → Fe3Si + Fe + G (germes de graphite) (4)

En résumé, le schéma du processus de germination du graphite seraitdonc

Fe et C → Fe3C==========

========Fe_3+ Fe+G (5)

Fe3Si + Fe + G ↓ (5) =======

II-13-Les différents aspects du graphite :

Le carbone sous forme de graphite **' carbone libre',** occupant à masse égale, un volume **plus grand** que lorsqu'il est sous la **forme combinée**, la formation du graphite dans la fonte, s'accompagne d'une **expansion**, et, les fontes moulées dans les quel les il y a du graphite ont un **retrait beaucoup plus faible** que celles qui n'en contiennent pas selon les conditions dans les quel les il prend naissance dans les fontes.

Le graphite se présente dans celle-ci sous les divers aspects suivants :

Graphite dit : en paillette sou lamellaire.

C'est celui qui se forme dans la plus part des fontes moulées normales et dans de nombreux cas de fontes moulées alliés.

Le graphite lamellaire peut se présenter sous divers aspects (ou types), dont l'allure dépend de la composition chimique de la fonte et les conditions de refroidissement de celle-ci.

Les principaux types de graphite lamellaire sont les suivants :

II-13-1 graphite type A : en "lamelles séparés" [2]:

De dimensions à peu prés semblables, distribuées uniformément dans la masse de la fonte.

Ce type de graphite est celui que l'on rencontre le plus généralement dans les pièces d'épaisseur moyenne coulées en sable, lorsque la fonte est voisine de l'eutectique ou légèrement hypo eutectique (CE = 4 à 4,4).

Le graphite type A est, d'après la longueur **L** des lamelles, classé en **08** dimensions (N°1 à 8).tableaux 4

Dimension	**Longueur L (mm)**
N°1	L >1
N°2	1 > L > 0 ,5
N°3	0,5 > L > 0 ,25
N°4	0,25 > L > 0 ,12
N°5	0,12 > L > 0 ,06
N°6	0,06 > L > 0 ,03

N°7	0,03 > L > 0 ,15
N°8	0,015 > L

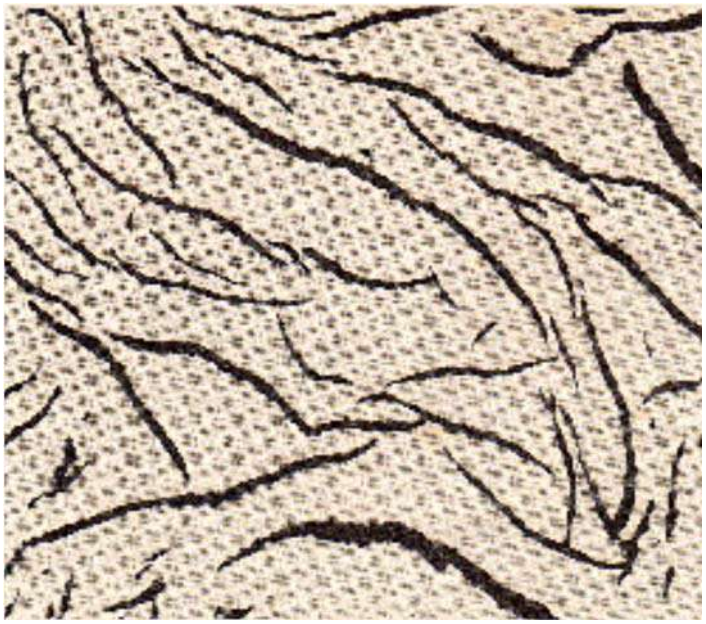


Figure II-7 . Graphite en lamelles (type A)

II-13-2- graphite type B : en "Rosette" [2]:

Ayant pour origine **un centre de cristallisation.** Ce type de graphite se rencontre dans le cas de pièces refroidies rapidement (épaisseur voisine, par exemple, de 10 mm dans le cas de la coulée en sable) et également dans les pièces coules avec une fonte dont la température est relativement basse, et la teneur en carbone élevée.

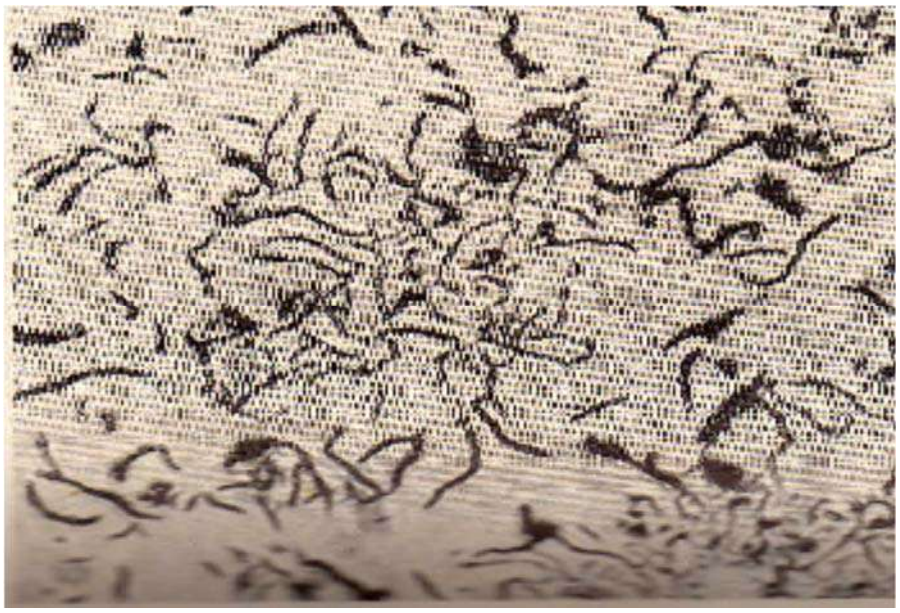


Figure II-8. Graphite en rosettes

II-13-3 graphite type C [2]:

Lamelles de très grande dimensions (0,3 mm< L < 0 ,5 mm) orientes en tous sens, entre les quel les sont disséminées un grand nombre de lamelles de petite dimension (0,01 mm< L < 0 ,08 mm). On n'observe cette structure que dans le cas de **fontes hyper eutectiques** refroidie sassez lentement (CE = 4,5 ; épaisseurs dépassant 20 à 30mm, coulée en sable).

Les gros amas de graphite sont constitués par du graphite hyper eutectique déposé l'eutectique (graphite – austénite) ; les lamelles plus fines font partie de l'agrégat eutectique.

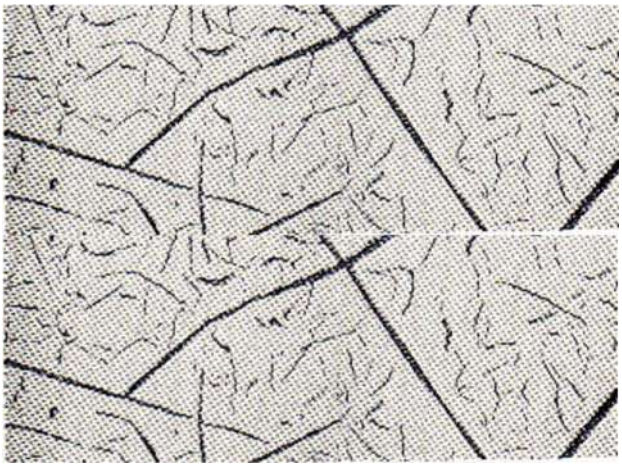


Figure II-9. Graphite type C (lamelles superposées)

II-13-4 graphite type D :"Inter dendritique'' [2] :

A orientation désordonnées (L < 0 ,01 mm).Ce type de graphite se rencontre lorsqu'il y a eu refroidissement rapide (et également dans les **zones de transition,**) c'est-à-dire entre les portions de pièces en fontes dans les quel les il y a du graphite type A ou type B, et celles ou il n'y a pas de graphite du tout.



Figure II-10 : Graphite inter dendritique de surfusion (type D)

II-13-5- graphite type E :‘’Inter dendritique’’[2] :

A orientation ordonnée

Cette distribution du graphite est caractéristique d’une vitesse de refroidissement moyenne ou faible et surtout d’un caractère hypo eutectique très marqué.



Figure II-11 : - graphite type E : ‘’Inter dendritique’’

II-14-Conclusion :

Les caractéristiques physiques et mécaniques des fontes dépendent de la microstructure de ce matériau. L’élaboration des différentes fontes conditionne cette microstructure. Le fondeur dispose de nombreux moyens de fusion pour obtenir le matériau liquide. L’ensemble des traitements à l’état liquide (désoxydation, désulfuration, sphéroïdisation, inoculation) doit faire l’objet de consignes précises. Les choix des charges, du moyen de fusion et le respect de ces consignes permettent d’élaborer une fonte liquide qui, après solidification, fournira des pièces moulées conformes au cahier des charges du concepteur avec des conditions économiques très favorables, ce qui justifie fortement l’utilisation des fontes pour un grand nombre d’usages. L’application méthodique des consignes et les contrôles effectués dans la zone de fusion permettent d’obtenir une fonte liquide de qualité, afin d’éviter les rebuts avant montage des pièces en fonte dans les chaînes de production de systèmes toujours plus complexes.

Chapitre III:

étude expérimental

Chapitre III . résultats et discussions

III.1 Introduction

Dans cette partie, nous faisant le point sur les différents techniques expérimentales utilisées lors de la réalisation de ce travail. L'interprétation exacte des différents résultats obtenus lors de cette étude repose sur les mesures correctes et justes provenant des instruments techniques utilisés et des limites technologiques de chaque équipement.

techniques d'analyse

III.2 Composition chimique

L'analyse est effectuée à l'aide d'un spectromètre d'analyse chimique de marque PHILIPS spectrométrie émission PV8050 du laboratoire POVAL BERROUAGHIA (voir figure **III**. 2).



Figure **III**. 2 : Spectromètre d'analyse chimique.

III.3 Dureté

L'essai Rockwell, très rapide (quelques secondes), est le plus employé : il permet la mesure de la dureté en série.

Le test Rockwell peut déterminer la dureté d'une structure, allant des métaux les plus doux aux aciers les plus durs (aciers rapides,….). La valeur de dureté Rockwell obtenue est un nombre inversement proportionnel avec la profondeur secondaire du pénétrateur soumis à la deuxième charge (majeure).

Les pénétrateurs Rockwell sont de deux sortes : coniques diamantés (échelle HRC) pour les essais sur structures durs, et à bille en acier (échelle HRB) pour les matériaux relativement moins durs.

L'ensemble des mesures de la dureté sur l'acier a été réalisé à l'aide d'un duromètre universel de type HP250.

Les mesures sont faites sur une surface polie de l'échantillon carré de dimension Ø35X25 mm longueur.

III.4 Résistance à la traction :

-Objectifs de l'essai

L'essai de traction est le moyen le plus couramment employé pour caractériser le comportement mécanique d'un matériau sous une sollicitation progressive à vitesse de chargement faible ou modérée. L'essai permet, en outre, l'étude et l'identification des mécanismes physiques de déformation plastique. Cette dernière, gouverne le processus majeur de mise en forme, par ou sans enlèvement de matière, des matériaux dans la plus part des procédés de fabrication utilisés dans l'industrie mécanique.

- Principe de l'essai

Des éprouvettes du matériau concerné, en forme de barreau cylindrique ou prismatique comportant une partie centrale calibrée à section constante S_0 et longueur L_0 raccordée à chaque extrémité à deux têtes de section plus importante, sont fixées dans une machine de traction. Sauf indications contraires, l'essai est effectué à la température ambiante dans les limites comprises entre 10°C et 35°C. Des essais de traction peuvent être effectués à des

différentes températures allant de la température cryogénique à celle des hautes températures inférieures à la moitié de la température de fusion pour modéliser le comportement du matériau en fonction de la température

III.5 Microstructure

La métallographie par microscope optique de nos échantillons donne des informations sur la morphologie et le nombre de phase en présence.

a) Polissage :

Les échantillons destinés à l'observation sont polis successivement sous eau par meulage mécanique sur papiers abrasifs de granulométrie décroissante, puis suivis d'un polissage de finition par une suspension l'alumine sur un drap fine.

b) Réactif d'attaque :

Les différentes structures sont révélées par une attaque chimiqueNital :

- 2.5g de chlorure ferrique
- 5g d'acide picrique
- 2ml d'acide chlorhydrique
- 90ml d'alcool éthylique

Les observations effectuées sur un microscope optique de type ZEISS AXIOVER T40 MAT équipé d'une caméra photo numérique.



Figure **III**. 5: microscope optique

III.6 Traitements thermiques

Les éprouvettes ont subit des traitements thermiques dans un four à moufle de type Héraeus type KS 120, muni d'une série de 24 résistances en silice(carbure de silicium). Cet équipement permet le chauffage jusqu'à des températures de 1200°C (figure **III**. 6).



Figure **III**. 6 : four de traitements thermiques.

Etude expérimental

IV.1 Composition chimique

L'échantillon faisant l'objet de notre étude est en fonte qui peut être classé, selon sa composition chimique (Tableau **IV**. 1), dans la catégorie des fontes grises faiblement alliés.

Tableau **IV**. 1 : Composition chimique.

% En masse	% C	% Si	% M n	% S	% P	% C u	% C r
Alliage 1	3.26	2.31	0.45	0.04	0.11	1.23	1.01
Alliage 2	3.24	1.98	0.45	0.005	0.066	0.97	0.46

IV.2 Dureté

Les mesures sont faites sur une surface polie de l'échantillon de dimension Ø35X25 mm de longueur.

Une moyenne de quatre mesures a été prise et les résultats sont présentés également dans le tableau **IV**. 2.

Tableau 4. 2 : Résultats des essais de mesures des duretés et des échantillons à l'état brute de coulée.

Etat des échantillons	Brute de coulée	Dureté HB

IV.3 Microstructure

La structure se présente sous forme de matrice perlitique alliée dans laquelle sont distribués des carbures de type $(Cr,Fe)_3C$ et de particules de graphite lamellaire.

IV.4 Choix des paramètres des traitements thermiques

IV.4.1 Les conditions de trempe

L'ensemble des considérations théoriques de notre fonte nous permet d'être plus sélectifs quant au milieu favorisant une vitesse de refroidissement optimale qui est l'air soufflé.

Quant à la température d'austénitisation adéquate, elle a été choisie selon la gamme suivante : 900°C avec un maintien de 70 minutes pour être refroidie rapidement par l'air soufflé.

IV.4.2 Le revenu

Les différentes transformations survenant au cours du revenu sont suivies selon le choix de quatre températures : 100, 200,300, 400, 500°C, et ce pour toute la température de trempe retenue.

Le chauffage s'effectuait pendant un maintien d'une heure suivi d'un refroidissement à l'air.

IV.4.3 Dureté

Les résultats des essais de dureté HRC sont rassemblés dans le tableau 4. 4

Tableau **IV**. 4.3 : Résultats des essais de dureté HRC selon les différents traitements

	Dureté en, HRC
Trempe / Revenu	900°C
Sans revenu	17
100°C	26
200°C	32

300°C	23
400°C	38
500°C	26

IV.5 Analyse des microstructures sur microscope optique

Les échantillons traités, furent préparés (polissage et attaque) de manière analogue à celle décrite pour les échantillons à l'état brute de coulée.

Les microstructures obtenues concernent :

- d'une part les échantillons ayant subi des traitements de trempe uniquement aux températures d'austénitisation 900°C sont présentés respectivement (Grossissement 1000).
- d'autre part les échantillons austénitisés à 900°C et revenues aux températures 400°C pendant 1h présentent les meilleurs propriétés mécaniques. Cet état structural sera donc choisi pour être testé sur chantier. ; HRC =

Structure de l'état trempé

Après trempe à l'huile, on a une structure martensitique issue de la transformation partielle de l'austénite, des inclusions de carbure de chrome et, enfin, de l'austénite résiduelle. On peut donc représenter la composition après trempe comme suit :

$$\gamma_{res} + M(Fe,C,Cr,Cu) + (Cr,Fe)_3C + \text{graphite}$$

Structure de revenu

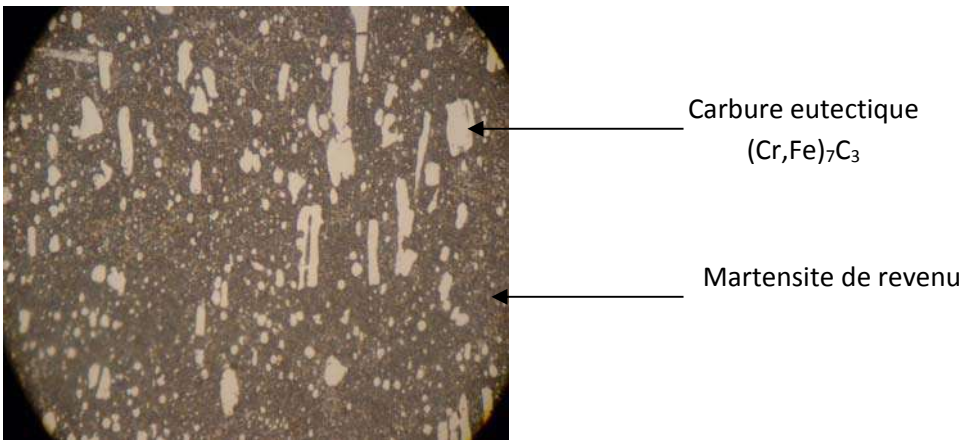
Par revenu à 400°C l'apport énergétique est plus consistant. On assiste alors à la transformation complète de la martensite en ferrite et carbure de cémentite. De ce fait, la structure, apparaissant moins foncée à cause de la présence de ferrite, comprend les constituants suivants :

- Une matrice composée de ferrite et de cémentite alliée au chrome en solution solide.

- Des inclusions de carbures eutectique $(Cr,Fe)_3C$ dont la disposition en bandes persiste toujours.
- De la martensite nouvellement formée issue de la transformation partielle de l'austénite résiduelle au cours de refroidissement, ce qui imposerait de faire un second revenu pour éliminer les contraintes provenant de cette trempe secondaire.
- D'austénite résiduelle non transformée qui, sous l'effet des chocs mécaniques répétitifs, se transforme partiellement en martensite, ce qui conduit à la formation de microfissures qui avec la fatigue du matériau peuvent se propager et conduisent à la détérioration des lames par écaillage progressive.

On peut donc schématiser la structure de revenu à 400°C par :

Martensite de revenu + graphite + Martensite nouvellement formée + Austénite résiduelle + $(Cr,Fe)_3C$



	Dureté HRC
Trempe / revenu	900°C
Sans revenu	61
100°C	55
200°C	55
300°C	56
400°C	55
500°C	

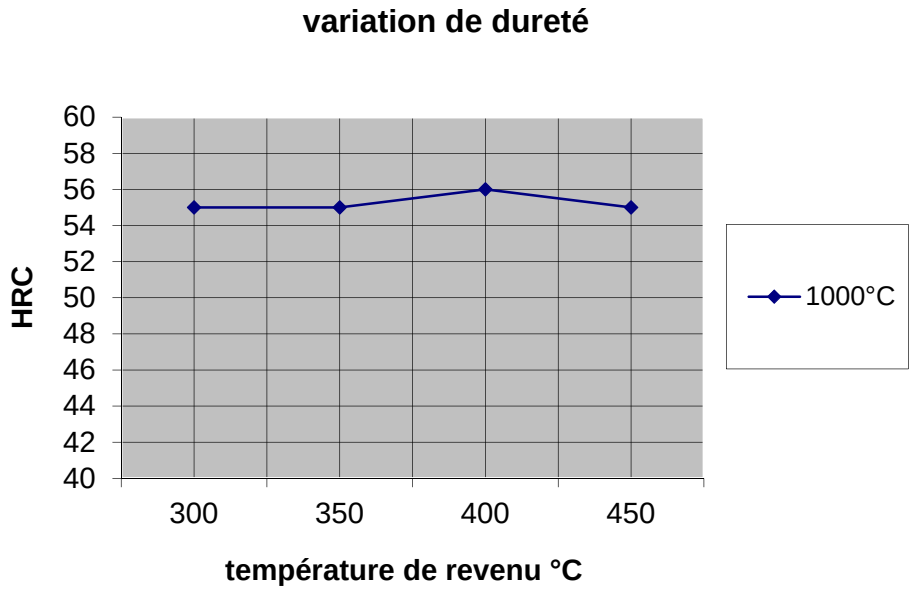


Figure **IV**. 5 : Evolution de la dureté selon les différents traitements de revenu

IV.5.1 Interprétations des résultats de dureté

De cette figure on remarque :

• Après le durcissement causé par la trempe à 900°C, la dureté chute si le revenu est effectué de 100 à 300°C. Elle est caractéristique pour les fontes faiblement alliés subissant un revenu dans cette gamme de température. Ceci est principalement lié à la précipitation du carbure ε. c'est la réaction classique de décomposition de la martensite :

$\alpha \rightarrow \acute{\alpha} + \varepsilon$.

•La dureté stagne entre 300 et 400°C, cela est dû à l'abondance des carbures subsistant après trempe. C'est-à-dire que cette température d'austénitisation n'est pas suffisante pour dissoudre beaucoup de carbures. Dans ces conditions la martensite obtenue est moins dure.

La chute de la dureté que l'on note pour les températures de revenus voisines de 400°C est liée probablement à la transformation de l'austénite résiduelle en bainite lors de son refroidissement.



Alliage 01



Alliage 02

Conclusion Générale

La dureté et la résistance à la traction des fontes grises faiblement alliées hyoeutectique soumis à trempe et traitement de revenu à373K(100° C) à 673K(500° C) a été étudiée dans ce travail. On observe que la dureté montre une tendance à la baisse avec l'augmentation de la température de revenu. Et une teneur plus élevée de l'élément d'alliage montre généralement une plus grande résistance au revenu. La dureté au revenu de la fonte grise est une fonction du volume de graphite, carbures de revenu et la teneur de en carbures de l'alliage et leurs distribution et des éléments en solution solide dans la matrice de ferrite.

Référence

[1]: Michel DUPEUX, Aide mémoire science des matériaux, Edition Dunod.

[2] : HENRI DE LEIRIS, métaux et alliages aciers et fontes.

[3] : D. William, Jr. Callister, Science et génie des matériaux.

[4] : BLASTER'S hand book Dupont.

[5]: Alain CORNET, François HLAWKA, Metallurgie mécanique.

[6]: Madeleine Durand-Charre, E.D.SIRPE Paris La microstructure des aciers et des fontes

[7] : technique de l'ingénieur : matériaux

[8]: George, Steel heat treatment metallurgy and technologies, Totten editor.

[9] : SAD-EDDINE Abdelhamid, Optimisation structurale, microstructurale et mécanique d'une fonte allié au chrome utilisé dans la fabrication des boulets de broyage. Thèse doctorat, université A.Mira-Béjaia (2012)

[10] :Pdf - métallurgie des fontes à graphites lamellaire.

[11] :Pdf- élaboration-acier-fontes_1_