***REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE***

***MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE***

***UNIVERSITE YAHIA FARES DE MEDEA***



*Faculté de Technologie*

# *Mémoire de fin d'étude de Master*

*Filière : Génie Mécanique*
*Spécialité : Ingénierie des matériaux et des surfaces*

*Thème :*

## *Comportement mécanique des fontes grises hypo-eutectique faiblement allié*

**Présenté par :**

Medjbour yakoub

Ykhlef chaouch Mohamed

**Proposé et Dirigé par :**

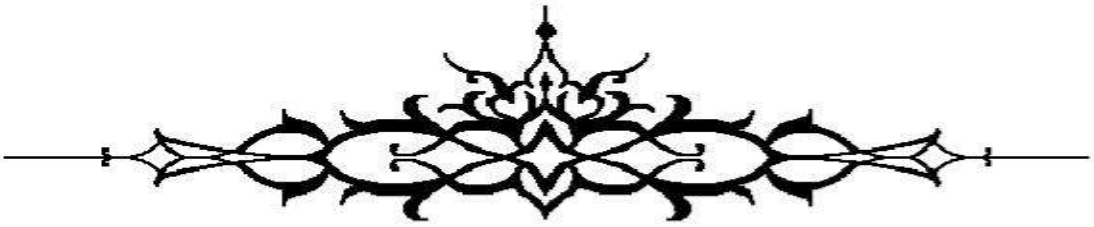
Mr.HABIRECHE Mohamed.

***Promo 2019***

# *DEDICACES*

*Je dédie ce modeste travail*
*A ceux qui m'ont éclairé le chemin de la sagesse et*
*m'ont offert tout ce qui est cher*
*A toi ma très chère mère et à toi mon père.*
*A mes frères, à mes sœurs*
*A toutes mes amies.*



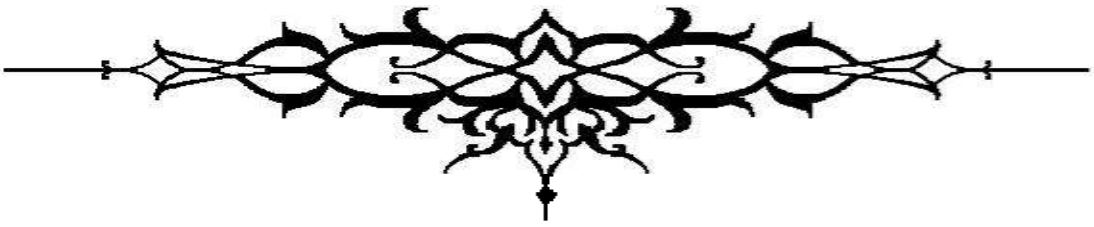


# *REMERCIEMENTS*

*Mes vifs remerciements et ma profonde gratitude vont à monsieur habireche Mohamed pour m'avoir proposé le sujet et encadré tout en m'accordant sa confiance et apporté ses précieux conseils, à l'importance qu'il accorde à mon travail et d'examiner ce travail et je le remercie pour son soutien et sa gentillesse.*

*Ma reconnaissance à tous les enseignants du département de génie mécanique qui ont contribué à ma formation en m'inculquant leur savoir.*

*Enfin, je tiens à remercier tous mes collègues, amies et proches à l'université Yahia fares de Médéa, qui m'ont soutenu et aidé de manière directe ou indirecte.*



**ملخص:**

تم دراسة آثار درجة حرارة التخفيف (100 إلى 500 درجة مئوية) على صلابة ومقاومة التآكل لسلسلة من علاجات ذوبان منخفضة في هذه الدراسة.
لوحظ انخفاض صلابة عند درجة حرارة مدخل عالية ، وهذا الاتجاه يتأثر بإضافة عناصر صناعة السبائك وحجم صفائح الجرافيت. تم العثور على فقدان التآكل من سبائك الزهر ليكون أدنى عند 100 درجة مئوية و 400 درجة مئوية فوق 400 درجة مئوية. يزيد معدل التآكل بشكل كبير بسبب تجلط في الكربيدات.

## Résumé:

L'effet de la température de revenu (100 à 500° C) sur la dureté et la résistance à l'usure d'une série de fontes grises hypo-eutectiques faiblement alliés trempés et revenus a été étudié dans ce travail La dureté a été observé diminue avec l'augmentation de la température de revenu, et cette tendance est influencée par l'ajout des éléments d'alliages et le volume de lamelles en graphite. La perte à l'usure de fontes alliées s'est révélée être la plus faible à une température de revenu de 100° C et 400° C. Au-delà de 400° C, le taux d'usure augmente considérablement en raison de la coagulation des carbures.

## Abstract:

The effect of the tempering temperature (100 to 500 ° C) on the hardness and wear resistance of a series of hypoeutectic low alloy hardened and tempered cast iron was studied in this work.
The hardness was observed decreases with increasing temperature of income, and this trend is influenced by the addition of alloy elements and the volume of graphite lamellae. The wear loss of alloyed cast iron was found to be the lowest at a temperature of 100 ° C and 400 ° C. Above 400 ° C, the wear rate increases considerably due to the coagulation of carbides.

## Sommaire :

Introduction générale……..1

## Chapitre I : les fontes en générale

I. 1.Introduction……..…3

I. 2.Préparation du lit de fusion…….……3

I .3.Différents types de fontes……...…….4

I .3.1.Fonte grise à graphite lamellaire……..…….4

I .3.2.Fontes blanches…….5

I .3.3.Fontes malléables……..5

I .3.4.Fonte à graphite sphéroïdal……..…….6

I.3.5. Fontes spéciales, ou fontes allies……..7

I.4.Solidification et transformations à l'état solide des fontes ……..……8

I.5.Constituants de la fonte……...……..8

a) –Ferrite……...……..11

b) - Austénite……..……..14

c) - Cémentite…….……..14

d) - Perlite……..……...15

e) -Graphite……..16

e.1.Graphite lamellaire…….16

- Graphite type A ……16

- Graphite type A'. - En pseudo……..……...17

- Graphite type B. -En rosettes……...……..17

-Graphite type C. –En lamelles de dimensions nettement différentes…….18

- Graphite type D. –Inter-dendritique……..…….18

e.2- Graphite en nodules……..…….19

e.3- Graphite sphéroïdal…….……..19

I.6. Facteurs influençant la constitution et la microstructure des fontes…….…….20

I.6.1.Température du métal (degré de surchauffe)……..….20

I.6.2.Composition chimique…….……21
I.6.3.Conditions de refroidissement……...……..21
I.6.4.Traitements divers……...…….22
I.6.4.1.Inoculation ……...……22
I.7.Influence des éléments sur la structure des fontes……..22

I.7.1. Influence des éléments normaux…….……...……..23
I.7.1. 1.Carbone……23
I.7.1. 2.Silicium……..……...23
I.7.1. 3.Phosphore……...……..24
I.7.1. 4.Soufre…….……...25
I.7.1. 5.Manganèse……..…….25
I.7.2. Influence des éléments d'addition……...……25
I.7.2. 1.Molybdène……...……25
I.7.2. 2.Nickel……...……25
I.7.2. 3.Chrome……...……..26
I.7.2. 4.Vanadium……...……..26
I.7.2. 5.Titane……...……26

I.7.2. 6.Cuivre……...……26
I.8.Caractéristiques mécaniques fondamentales des fontes grises……..…….27
I.8.1.Résistance à la traction…….……27
I.8.2.Dureté……..…….27
I.8.3.Module d'élasticité……..……28
I.9.Conclusion……..……28

## Chapitre II : traitement thermique des fontes

II.1.Introduction……...……30
II.2.Traitement thermique des fontes…….……...……..30
II.2.1.Les recuits……...……31
II.2.1.1. Le recuit d'adoucissement……..31
II.2.1.2.Le recuit de malléabilisation……32

II.2.1.3.recuit de stabilisation…….……..32
II.2.2. Les traitements genre recuit……...32
II.2.2.1.La maturation des fontes spéciales…….…….33
II.2.2.2 .Le traitement de relaxation……...……..34

II.2.2.3. Le traitement de normalisation…….……..35
II.2.3.4. Le traitement d'homogénéisation……..……..35
II.2.3.La trempe……36
II.2.3.1. La trempe primaire…….……36
II.2.3.2 .La trempe secondaire……..……37

II.2.3.3.La trempe étagée……..……38
II.2.3.4.La trempe superficielle……38
II.2.4.Les revenus…….…39

II.2.5. La nitruration ou la cémentation à l'azote……...……..40

## chapitre III : l'usure

III.1 .Un peu d'Histoire de la tribologie……..…….41
III.2 .Mécanismes d'usure……42
III .3.Les types d'usure…….……43
III .3.1.L'usure abrasive……...……43
III .3.2.Usure adhésive ……...….43
III .3.3.Usure corrosive (ou tribochimique) ……44
III .3.4.Usure par fatigue……..……44
III.4. Lois d'usure……45
III.5.cartes d'usure……47
III.6.Les outils pour advancer ……..……48

III.6.1 Le concept de troisième corps……..…….48
III.6.2 Les outils conceptuels pour la lubrification solide……49
III .7.Les difficultés liées aux troisièmes corps solides……49
III .8.Une démarche appropriée……..……..51

## chapitre IV : Etude expérimentale

IV.1. Introduction……..……54
IV.2.Dispositif expérimental : essai d'usure par frottement……...……...54
IV.2.1.Les caractéristique de notre travail…….……..56
IV.3.paramètres tribologiques……..56
IV.3.1.Les caractéristique de notre travail……...……57
IV.4.élaboration et composition chimique…….…...…58
IV.4.1.élaboration…….……58
IV.4.2. Composition chimique……..……59
IV.5. Préparation des échantillons……59
IV.5.1. Usinage des échantillons……..……59
IV.5.2. Traitements thermiques des échantillons…… 59
IV.5.2.1.1. Trempe……..……60
IV.5.2.1.2. Revenu……...……60
IV .6.Microstructure…….……61
IV.6.1. Le polissage…….…….……61
IV.6.2.Réactif d'attaque……...…62
IV .7.Caractéristiques mécaniques……..……62
IV .7.1.Dureté……..……62
IV.7.1.1.Dureté Rockwell……...…….……63
IV.7.1.1.1.principe……...……63
IV.7.1.2.Dureté Brinell……64

IV.7.1.2.1.Principe……..…….……64
IV.7.2.Résistance a la traction……..65
IV.8.Test d'usure……..67
IV.8.1.Déroulement des essais ……67
IV.8.2.charge normale appliqué …….……67
IV.9.Résultats d'usure après les traitements thermiques appliqués……71
IV.10.Coefficient de
frottement……72
IV.11.Enregistrement de résultat de coefficient de
frottement……..73
IV.12.Résultats globaux des caractéristiques mécaniques et microstructure des alliages à l'état brut de coulée……84
IV.13.Résultat globuleux des caractéristiques mécaniques des alliages après
traitement thermique …….……85

## Bibliographie

Les référence…… 88

## Liste des figures :

Figure I.1. Structure de fonte grise lamellaire……..……...4
Figure I.2.Fonte malléable à cœur blanc. ……..……5
Figure I.3. Fontes malléables à graphite nodulaire. ……..……6
Figure I.4.Structure de fonte à graphite sphéroïdal. ……..……6
Figure I.5. Structure de fonte blanche brute de coulée……...…7
Figure I.6.Diagramme métastable et stable superposés…….…8
Figure I.7.Transformation à l'état solide d'une fonte grise……..……10
Figure I.8.Structure de ferrite……...……11
Figure I.9. Influence de quelques éléments d'addition sur la résistance
à la traction de la ferrite……...…….13
Figure I.10.Influence de quelques éléments d'addition sur la dureté de la la
ferrite……..……..13
Figure I.11.Structure d' Austénite……14
Figure I.12.Structure de cémentite……...……15
Figure I.13.Structure de perlite…….……...15
Figure I.14.Graphite en lamelles (type A)……..……...17
Figure I.15.Graphite en pseudo-lamelles…….17
Figure I.16.Graphite en rosettes……...……18
Figure I.17. Graphite type C (lamelles superposées) ……..……18
Figure I.18.Graphite inter dendritique de surfusion (type D) ……..……19
Figure I.19. Graphite en nodules……..……19
Figure I.20.Graphite sphéroïdal……20
Figure I.21.Courbe de surfusion. …….……20
Figure I.22.Relation constitution-composition-massivité
sur barres (moulage en sable) …….…….21
Figure I.23. Fonte à matrice perlitique et eutectique phosphoreux. X 250……..24

Figure.II.1 – Le cycle thermique……..……30
Figure.II.2.Le cycle thermique de la maturation des fontes spécial…….……33
Figure.II.3.Le cycle thermique du traitement de relaxation…….……34
Figure.II.4.Le cycle thermique du traitement de normalisation……..……35
Figure.II.5.Le cycle thermique du traitement d'homogénéisation……...……36

Figure II.6.Le cycle thermique de la trempe secondaire……………..………………37
Figure II.7.graphe de La trempe étagée………………………………………………38
Figure.II.8.Le cycle thermique des revenus liés à la fonte……………………..……..39
Figure.II.9.Le cycle thermique de la nitruration………………………………..………40

Figure III.1: Bas relief de la tombe de Tehuti-Hetep, El-Bersheh (1880 av J.C.)..….41
Figure III.2 .Mécanisme de l'usure abrasive…………………………………………43
Figure III.3. Mécanisme de l'usure adhésive……………………………..……….44
Figure III .4.usure corrosive……………………………………………….………45
Figure III .5.usure par fatigue……………………………………………..……….45
Figure III.6.Carte d'usure pour un contact acier-acier à sec pour une configuration piondisque, d'après Lim et Ashy……………………………………………………..47
Figure III.7. Deux types de particules de troisième corps - à gauche sous forme de plaquettes , à droite sous forme de rouleaux………………..……………………..49
Figure III .8.Le Circuit Tribologique……………………………………...………51

Figure IV.1. tribomètre *USTHB…………………………………...…………………..55*
Figure IV.2.Dispositif expérimental du tribomètre……………………………..……56

Figure IV.3.Cycle d'un traitement thermique trempe revenu …………………...…..60

Figure IV.4.Four de traitements thermiques…………………………………………60

Figure IV.5. Polisseuse……………………………………………………….………61

Figure IV.6.microscope optique……………………………………...………….62

Figure IV.7.Principe de la dureté Rockwell (échelle B, bille en acier)……………...64

Figure IV.8.Schéma de principe du dureté Brinell…………………………..……..65
Figure IV.9.Essai de traction terminé……………………………………………...67
Figure IV.10. Mesure de différent dimensions de la piste pour l'alliage1 à l'aide de logiciel image type……………………………………………………………...…68

Figure IV.11. Mesure de différent dimensions de la piste pour l'alliage1……………68

Figure IV.12. Taux d'usure W en fonction de température de revenu (C°)…………70

Figure IV.13.taux d'usure W en fonction de dureté……..……..73

Figure IV.14. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage1 à température de revenu 100°C……...……..73

Figure IV.15. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage1 à température de revenu 200°C…….74

Figure IV.16. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage1 à température de revenu 300°C …….74

Figure IV.17. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage1 à température de revenu 400°C ……75

Figure IV.18. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage1 à température de revenu 500°C …….75

Figure IV.19. variation de coefficient de frottement en fonction de température de revenu…….....75

Figure IV.20. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage2 à température de revenu 100°C…….76

Figure IV.21. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage2 à température de revenu 200°C……...……..76

Figure IV.22. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage2 à température de revenu 300°C…….77

Figure IV.23. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage2 à température de revenu 400°C ……...……..77

Figure IV.24. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage2 à température de revenu 500°C …….78

Figure IV.25. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage3 à température de revenu 100°C …….79

Figure IV.26. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage3 à température de revenu 200°C…….79

Figure IV.27. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage3 à température de revenu 300°C……...……..80

Figure IV.28. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage3 à température de revenu 400°C……...……..80

Figure IV.29. coefficient de frottement en fonction de distance pour l'alliage3 à température de revenu 500°C…….81

Figure IV.30.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 100°C……..81

Figure IV.31.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 200°C……..…….82

Figure IV.32.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 300°C……...……82

Figure IV.33.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 400°C…….....…..83

Figure IV.34.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 500°C……...……83

Figure IV.35. La dureté HRC en fonction de température de revenu……...…..86

## Liste des tableaux :

Tableau I.1.Propriétés de la ferrite en fonction de la teneur en Si ……..……12

Tableau I .2.Correspondances approximatives entre les principales caractéristiques mécaniques des fontes grises……..……..28

Tableau IV.1. Les spécifications du tribomètre CSM …….……56

Tableau IV.2. Composition chimique des différent alliages……..……..……..59

Tableau IV.3.exemple de calcul des dimensions de la piste……..…….69

Tableau. IV.4.Résultats d'usure après les traitements thermiques appliqués……..69

IV.5.Coefficient de frottement d'alliage1 en différent température de revenu……75

IV.6.Coefficient de frottement d'alliage2 en différent température de revenu…...…78

IV.7.Coefficient de frottement d'alliage3 en différent température de revenu……....81

IV.8.Coefficient de frottement d'alliage4 en différent température de revenu……....83

IV.9. Résultats globaux de caractéristique mécanique et microstructure des alliages à l'état brut de coulée…….……84

IV.10. Microstructure brut de coulée……...85

IV.11. Dureté HRC des alliages trempes et revenu a des différent température du revenu……..…….85

## Introduction générale :

Plusieurs pièces automobiles sont principalement fabriquées à partir de matériaux à base de fer. La fonte constitue au moins 10% d'un volume d'automobile.

Les 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 de bonnes propriétés mécaniques.

Certains des agrégats automobiles sont normalement fabriqués à partir de fonte grise tel que : tambour de frein, disques d'embrayage, le bloc moteur, chemises de cylindre et des segments de piston.

En fonction de carbone équivalent la fonte grise est classé soit comme hypo-eutectique (CE <4,3) ou hyper-eutectique (CE> 4.3). La fonte grise est un matériau composé de multi-phases ce qui en fait un choix unique pour certaines applications.

La fonte grise à phase de graphite lamellaire favorise un excellent amortissement des vibrations et lubrifiant. La matrice des fontes grises classiques se compose principalement de perlite, ferrite ou un mélange des deux à l'état de coulée.

Les traitements thermiques appliquées favorisent l'apparition des microstructures telles que : la martensite par trempe et martensite de revenu ou de la structure bainitique par le traitement austempering. Les propriétés mécaniques et d'usure varient de manière significative en fonction des microstructures obtenues.

L'addition d'éléments d'alliage forme soit une solution solide d'insertion dans la matrice comme le Si et le Cu, ou ségrége vers les limites des cellules eutectiques pour former des carbures durs telque le Cr, Mo, V, qui améliorent les propriétés mécaniques et l'usure. Le Cr et Mo forment des carbures stables, tandis Si augmente le 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.

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 la trempe et revenu.

Le traitement thermique Trempe et revenu des fontes grises génère des plaque de martensite en carbone saturé avec austénite résiduelle après trempe.

En fonte grise, seuls les carbures sont dissous pendant traitement d'austénitisation. Taux d'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 hypo-eutectiques faiblement alliées avec différents éléments d'alliage ont été étudiés dans le but de comprendre les effets de ces éléments d'alliages ajoutées sur le comportement mécanique et à l'usure de la structure trempé et revenu.

Les principaux éléments d'alliage étudiés comprennent Cr (0,3 à 1%) et du Cu (1%).Et quatre alliages différents ont été trempés et revenus à cinq différentes températures de revenu (100-500° C) leurs comportement à l'usure en corrélation avec la dureté et la microstructure trempée.

Le plan du mémoire se décompose en quatre chapitres :

Le premier chapitre, traite les fontes en générale

Le deuxième chapitre présente une étude sur les traitements thermiques

Dans le troisième chapitre, on présente une généralité sur le phénomène d'usure et ses types.

Le quatrième chapitre, représente la partie essentielle de ce travail. Il regroupe les résultats obtenus des tests tribologiques (usure) et la discussion de ces résultats.

## I. 1.Introduction:

Les fontes sont des alliages de fer et de carbone où la proportion de carbone est comprise entre 2 % et 4,2 %. Les fontes sont obtenues dans des hauts-fourneaux par le traitement d'un mélange de minerai de fer, de coke et d'éléments d'addition appelés fondants.

Les fontes sont en général peu malléables et très dures mais offrent une excellente coulabilité. Suivant la structure du carbone ou des carbures de fer contenus dans celles-ci, les fontes ont été classées en différents groupes présentant des caractéristiques mécaniques communes (fontes blanches, fontes austénitiques, etc.). Les fontes peuvent également être alliées.

Très employées, les fontes servent notamment à la réalisation de pièces telles que des pompes, des bâtis de machines-outils, des flasques, etc.

## I. 2.Préparation du lit de fusion:

Les charges sont puisées dans les stocks de matières premières.

- Au parc à ferrailles où sont classés, par type et analyse chimique :

• Les retours de fonderie constitués par des pièces rebutés, des masselottes, des jets de coulée….

• Les chutes de tôles en vrac, d'acier doux et mi-doux.

• Des paquets de tôles d'acier extra doux compacté.

**-lingot:**

- Au parc des matières d'addition où sont observées, en sacs ou fûts, toutes les additions susceptibles d'être opérées à la fusion ou en poche de coulée. Citons : les ferro-alliages, le graphite, l'aluminium en barre, le bismuth, le slax, le mischmétal, l'étain…

Ces charges sont pesées avec précision de manière à obtenir par le calcul du lit de fusion, une analyse d'alliage fondu voisine de celle souhaitée [1].

## I .3.Différents types de fontes :

On peut classer les fontes moulées en deux catégories : les fontes non alliées et fontes alliées, ou fontes spéciales.

Les fontes non alliées se différencient d'après l'état du carbone. Ce dernier peut dans de nombreux cas se trouver à l'état libre appelé graphite ou, pour les fontes blanches, combiné au fer sous forme de cémentite. La répartition et la forme du graphite ou son absence permettent de classer les différentes fontes non alliées [2].

## I .3.1.Fonte grise à graphite lamellaire:

C'est le type de fonte le plus employé. La structure d'une fonte grise est constituée par une matrice métallique contenant du graphite qui apparaît au microscope sous forme de lamelles (figures I.1).

Ce graphite peut également se présenter sous un aspect rayonnant autour d'un centre de cristallisation. Il est alors appelé « graphite en rosettes » [2] .

Les principales caractéristiques des fontes grises lamellaires sont :

- faible retrait à la solidification (le graphite gonfle) ;
- point de fusion bas ;
- bonne usinabilité (effet lubrifiant du graphite) ;
- bonne absorption des vibrations ;
- dureté variable entre 100 et 450 HB ;
- bonne conductivité thermique (matériau composite avec le graphite comme bon conducteur) [3].

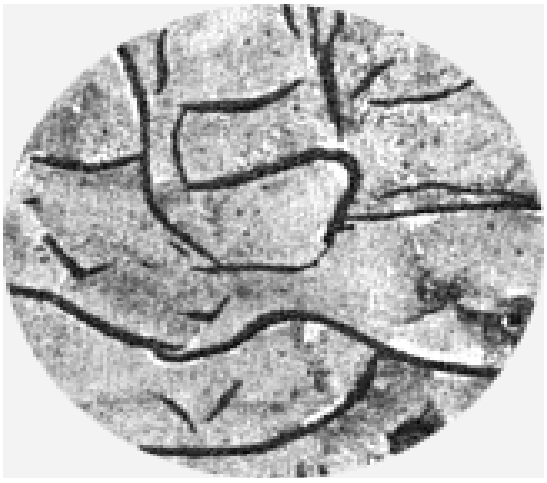


**Figure I.1. Structure de fonte grise lamellaire.**

## I .3.2.Fontes blanches:

Les fontes blanches ne contiennent pas de graphite libre .Le carbone est combiné au fer sous forme de carbure de fer ($Fe_3C$, ou cémentite). Leurs caractéristiques sont les suivantes :

- une grande dureté et une résistance à l'usure importante ;
- une grande rigidité mais une fragilité aux chocs ;
- une usinabilité par procédés spéciaux [2].



**Figure I.5. Structure de fonte blanche brute de coulée.**

## I .3.3.Fontes malléables :

Les pièces sont coulées en fonte blanche et subissent ensuite un traitement thermique destiné à décomposer la cémentite pour produire des agrégats, ou nodules, de graphite. On distingue deux classes de fontes malléables :

- Fonte malléable à cœur blanc (anciennement appelée fonte européenne) : le traitement consiste en une décarburation plus ou moins accentuée.
- Fontes malléables à graphite nodulaire ferritiques ou perlitiques (anciennement appelées fontes malléables à cœur noir, ou américaines) : le traitement consiste en une précipitation du graphite sous forme de nodules.

Les diverses structures obtenues (ferritiques ou perlitiques) confèrent à ces fontes de très bonnes caractéristiques :

- une excellente résistance à la traction ;
- une ductilité et une résistance aux chocs élevées ;
- une bonne coulabilité [2].

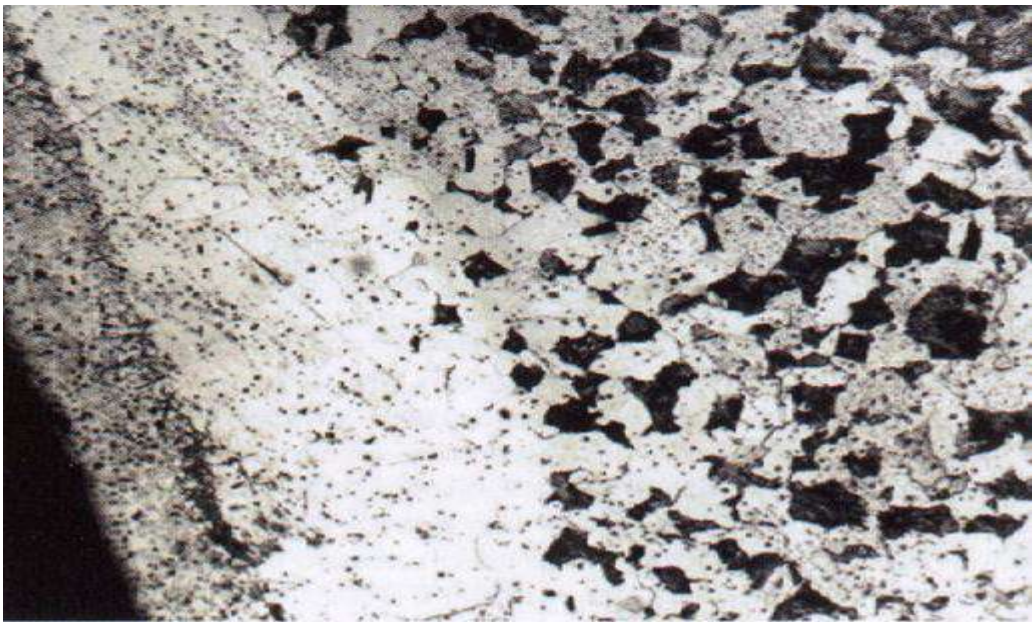


**Figure I.2.Fonte malléable à cœur blanc.**

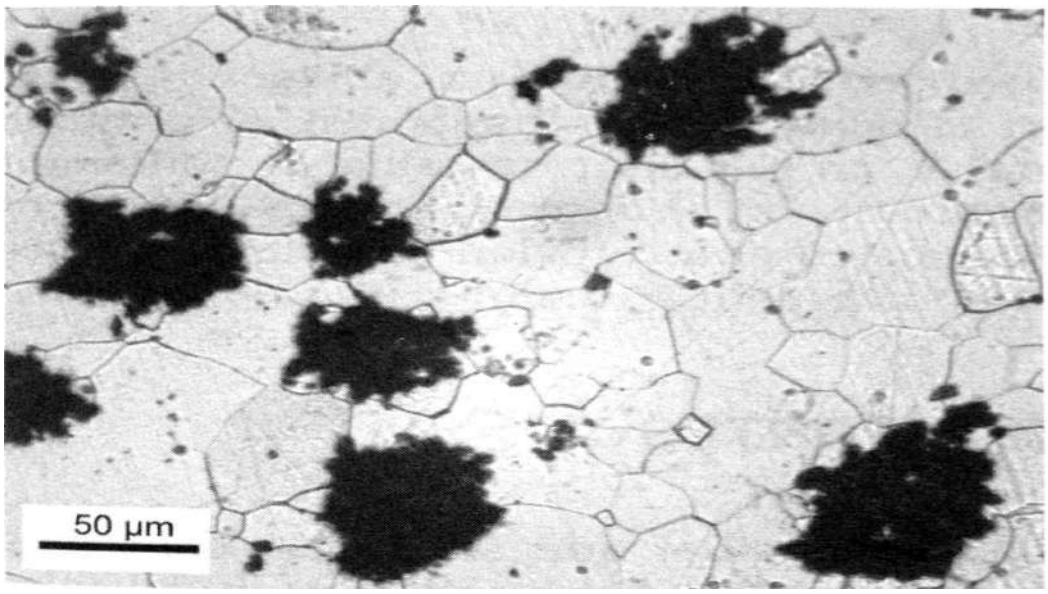



**Figure I.3. Fontes malléables à graphite nodulaire.**

## I .3.4.Fonte à graphite sphéroïdal:

Dans ce type de fonte, le graphite se présente à l'état brut de coulée sous formes de sphéroïdes (figure I.4). On opère par précipitation du graphite en additionnant à la fonte liquide du magnésium

(quelquefois du calcium ou du cérium). Les fontes à graphite sphéroïdal (ou fonte GS) ont un comportement en traction identique à celui de l'acier, avec les caractéristiques suivantes :

- une excellente ductilité (allongement de plus de 20%) ;
- une résistance à la traction de 38 à 95 dan/mm2,
- une bonne coulabilité et usinabilité [2].

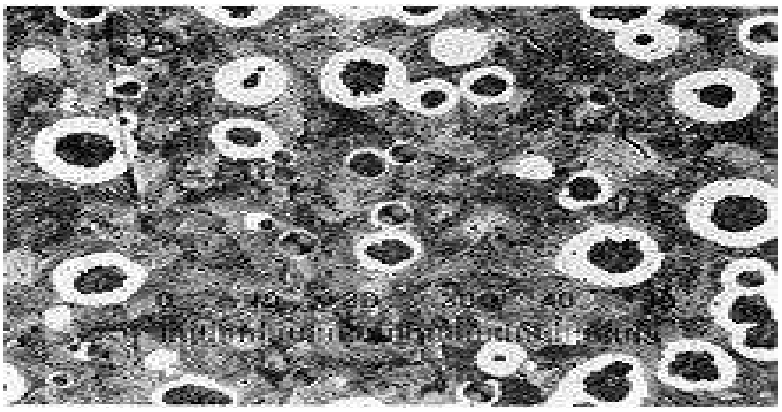


**Figure I.4.Structure de fonte à graphite sphéroïdal.**

## I.3.5. Fontes spéciales, ou fontes allies:

Les éléments d'alliages et des traitements thermiques appropriés permettent d'obtenir une gamme étendue de nuances dont les structures et les propriétés sont adaptées à des applications particulières. On peut distinguer :

* Les fontes grises à structure perlitique améliorée (à graphite lamellaire ou sphéroïdal) pour résistance mécanique à l'usure par frottement, à la chaleur ou à la corrosion ou pour étanchéité ;

* Les fontes grises austénitiques (à graphite lamellaire ou sphéroïdal) pour applications à haute température ou dans des milieux agressifs ;

* Les fontes grises et blanches martensitiques pour résistance à l'usure par frottement lubrifié à haute pression, frottement à sec ou abrasion ;

* Les fontes grises aciculaires pour haute résistance aux efforts alternés accompagnés ou non d'usure ;

* Les fontes grises à forte teneur en silicium (à graphite lamellaire ou sphéroïdal) pour résistance à l'oxydation aux températures élevées et résistances aux acides (principalement sulfurique et nitrique) ;

* Les fontes blanches à forte teneur en chrome pour haute résistance aux acides (principalement sulfurique et nitrique) [2].

## I.4.Solidification et transformations à l'état solide des fontes :

La solidification selon le système fer-graphique est le mode normal de formation des structures graphitiques, bien qu'exceptionnellement – dans des régions de transition entre structures graphitiques et structures carburiques, par exemple – le graphite puisse paraître se former indirectement par décomposition de la cémentite [4].

Les tracés des diagrammes Fe-Fe3C et fer-graphite sont par conséquent d'une importance pratique et théorique fondamentale. On les représente soit séparément, soit sur un même graphique (figure I.6).

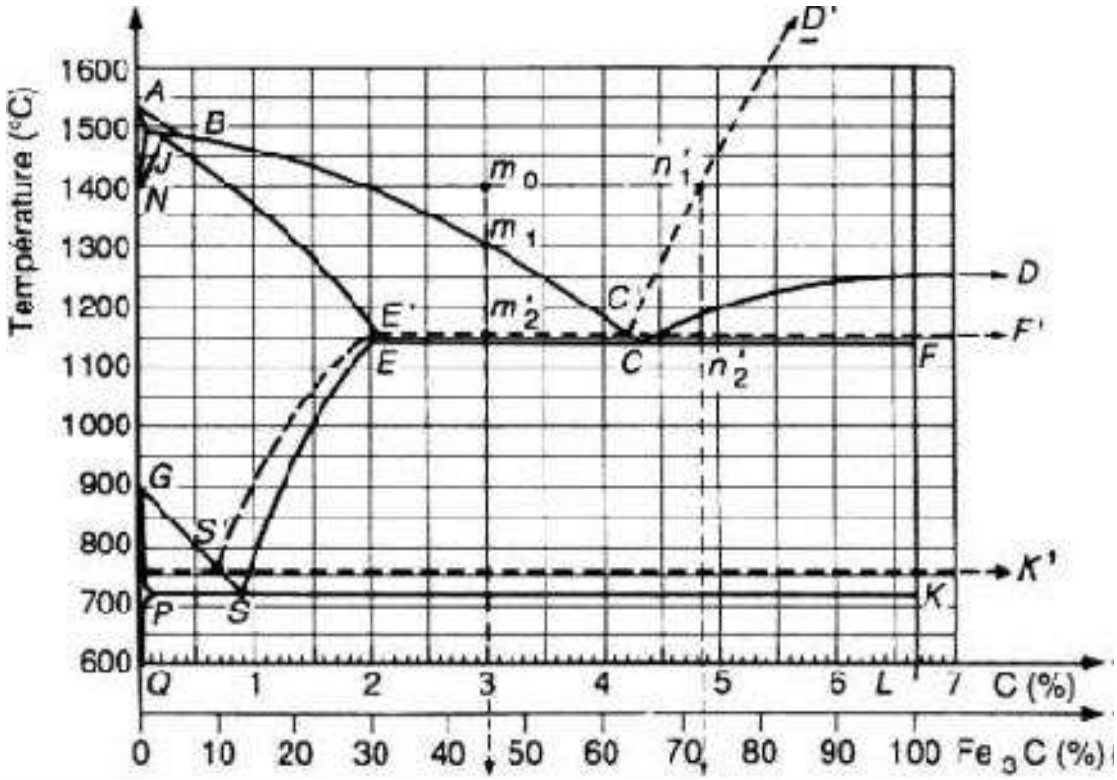



**Figure I.6.Diagramme métastable et stable superposés [5].**

Bien entendu les deux diagrammes ont en commun les parties ne mettant en jeu ni le graphite ni la cémentite, la thermodynamique montre que les courbes de dépôt de graphite sont nécessairement à gauche des courbes de dépôt de cémentite ; il en résulte que les températures et compositions des
deux eutectiques sont légèrement différentes :

- eutectique graphitique : C= 4,25%, O= 1153°C,
- eutectique carburique : C= 4,30%, O= 1147°C

Prenons l'exemple d'un refroidissement d'un alliage hypo-eutectique (système stable). L'alliage est pris à 1400°C, le point figuratif étant en m0.

A 1300°C, début de solidification en m1 sous forme de dendrites de solution solide γ ; à 1153°C (au point m'2) l'eutectique se solidifie en agrégat de lamelles de graphite dit eutectique dans une solution solide γ à 2%C.

L'alliage solidifie comprend à ce moment :

- des dendrites de solution solide γ à 2%C,
- du graphite en lamelles qui se dépose dans la solution solide γ de l'eutectique.

A partir de ce moment et au cours du refroidissement qui suit quatre possibilités peuvent se présenter :

- 1 ère possibilité : si la vitesse de refroidissement et les facteurs d'élaboration sont tels que l'alliage continue à suivre le diagramme stable ; on aboutit en S' (figure I.7) ; de E' à S' la solution solide s'est appauvrie en carbone jusqu'à 0,7% avec dépôt de graphite dit proeutectoide (ce graphite se dépose sur les lemelles existantes) [5].

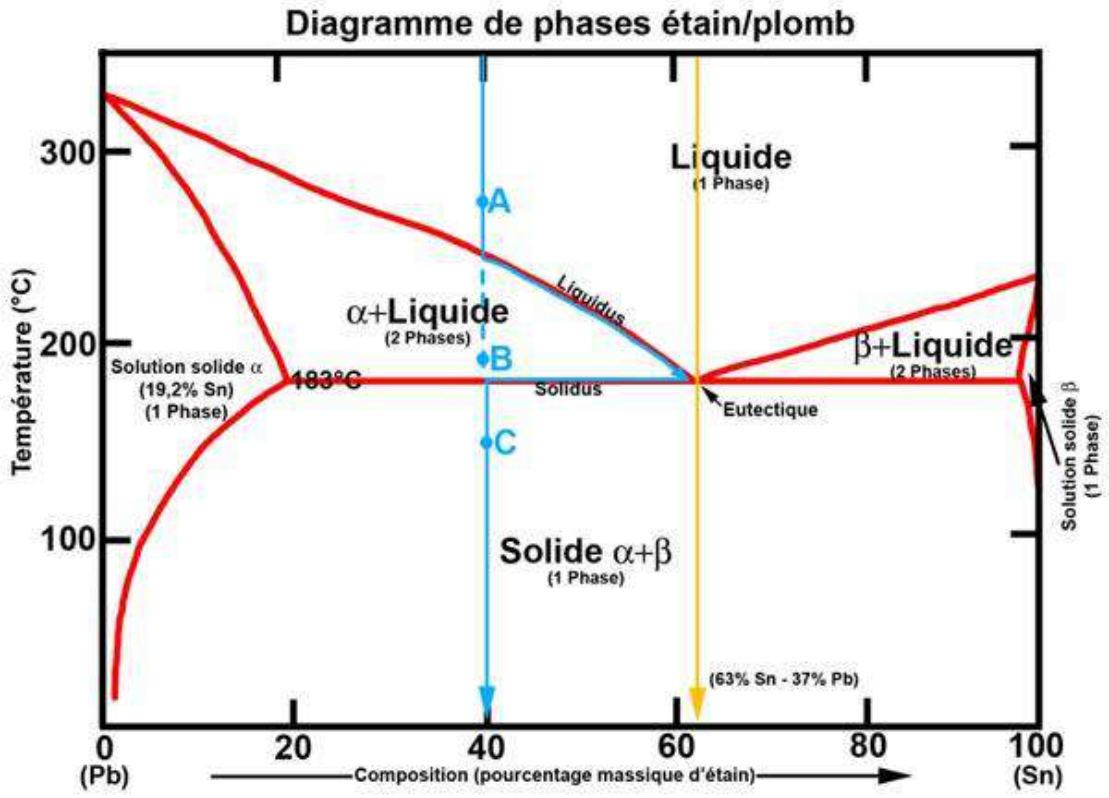



**Figure I.7.Transformation à l'état solide d'une fonte grise [5].**

A ce moment l'alliage correspond à un acier à 0,7%C contenant 2,3% de graphite séparé sous forme de lamelles. On doit admettre que c'est à cette température S' que l'alliage rejoint le diagramme métastable et se refroidit suivant S'S ; la solution solide s'enrichit en carbone jusqu'à 0,8% et il se forme de la ferrite.

En S, l'eutectoide apparaît exactement comme dans le cas précédent en donnant la perlite.

A la température ambiante, la fonte à 3% de carbone, suivant le processus qui vient d'être décrit, doit comprendre :

- perlite et ferrite correspondant à un acier hypo-eutectoide à 0,7%C,
- graphite eutectique et proeutectoide.

- 2ème possibilité : si les conditions sont différentes, le passage peut se produire plus tôt, par exemple à la verticale du point E', c'est- à- dire aussitôt après la formation de l'eutectique. En E'1, l'alliage rejoint le diagramme métastable et, le refroidissement continuant, il y a dépôt de cémentite

proeutectoide aux dépens de la solution solide γ dont la teneur en carbone baisse jusqu'à 0,8%.En S, l'eutectoide se forme comme précédemment et la structure finale comprend :

- perlite et cémentite proeutectoide, correspondant à un acier hypoeutectoide à 2%C,
- graphite eutectique.

- 3ème possibilité : entre les deux cas qui viennent d'être examinés, le passage d'un diagramme à l'autre peut se faire en un point quelconque situé sur E'S'. Si le passage se fait en S1, sur la vertical de S, il y aura dépôt de graphite de E' à S1, partant de S1 , le refroidissement amènera l'alliage directement en S avec formation de l'eutectoide perlite. A ce moment la structure finale de la fonte à 3%C comprend :

- perlite (correspondant à un acier eutectoide à 0,8%C ;
- graphite eutectique et proeutectoide.

- 4ème possibilité : enfin, la vitesse de refroidissement au voisinage de 720°C est assez faible et le graphite assez fin, l'alliage peut achever complètement ses transformations suivant le diagramme stable. Quand son point représentatif atteint S', l'austénite à 0,7% de carbone se décompose en ferrite et graphite, de telle sorte que la structure ne présente plus en définitive que ces deux phases [5].

## I.5.Constituants de la fonte:

**a) Ferrite** :

La ferrite est une solution d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer□. Les atomes de carbone se logent au hasard au milieu des arrêtes du cube [6]. Elle est magnétique. Sa dureté est faible (HB=80 environ. Sa résistance à la rupture par traction voisine de 30 dan/mm2, et sa grande ductilité A (voisine de 50%) lui confèrent des grandes qualités de non fragilité et de malléabilité. Elle est facile à usiner à l'outil coupant. Sa couleur est celle du fer. Sa densité est voisine de 8 [7].

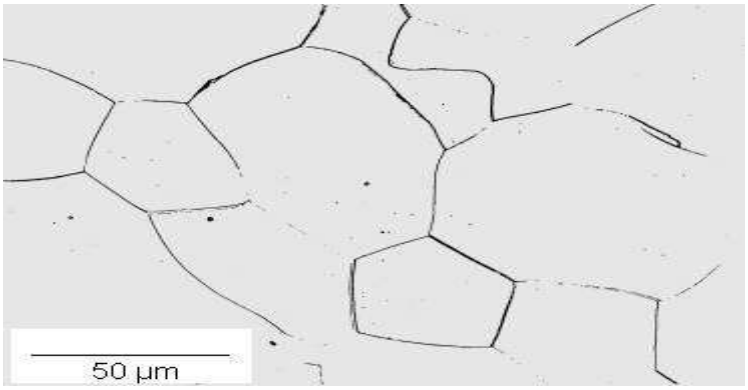



**Figure I.8.Structure de ferrite.**

Les propriétés de la ferrite dépendent de la taille du grain mais aussi de la nature et de la quantité des éléments qui peuvent s'y trouver en solution. Le plus important d'entre eux, le silicium, toujours présent en quantité notable dans les fontes, modifie les caractéristiques de la ferrite ainsi qu'il est indiqué au tableau I .1.

**Tableau I.1.Propriétés de la ferrite en fonction de la teneur en Si [8],[9].**

| Type de la ferrite | Caractéristique mécanique | | |
|---|---|---|---|
| | Résistance à la traction | Allongement (%) | Dureté Brinell (HB) |
| Ferrite pure…….. | 275 | 61 | 75 |
| Ferrite à 0,82% Si…… | 309 | 50 | 88 |
| Ferrite à 2,28% Si…… | 437 | 43 | 124 |
| Ferrite à 3,4% Si……. | 530 | 28 | 150 |

Dans les fontes grises ferritiques à graphite lamellaire, cette influence du silicium peut être masquée par celle du graphite. L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite apparaissent sur les figures I.9 et figure I.10.

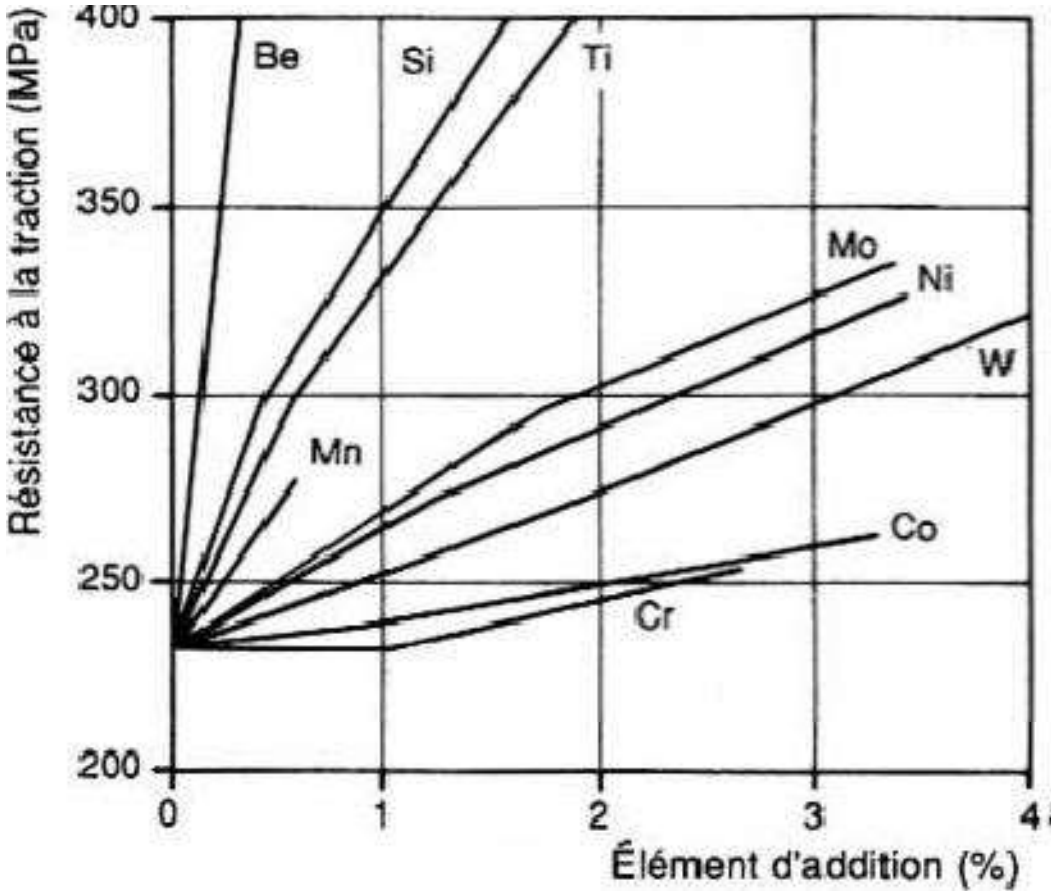



**Figure I.9. Influence de quelques éléments d'addition sur la résistance à la traction de la ferrite [10].**

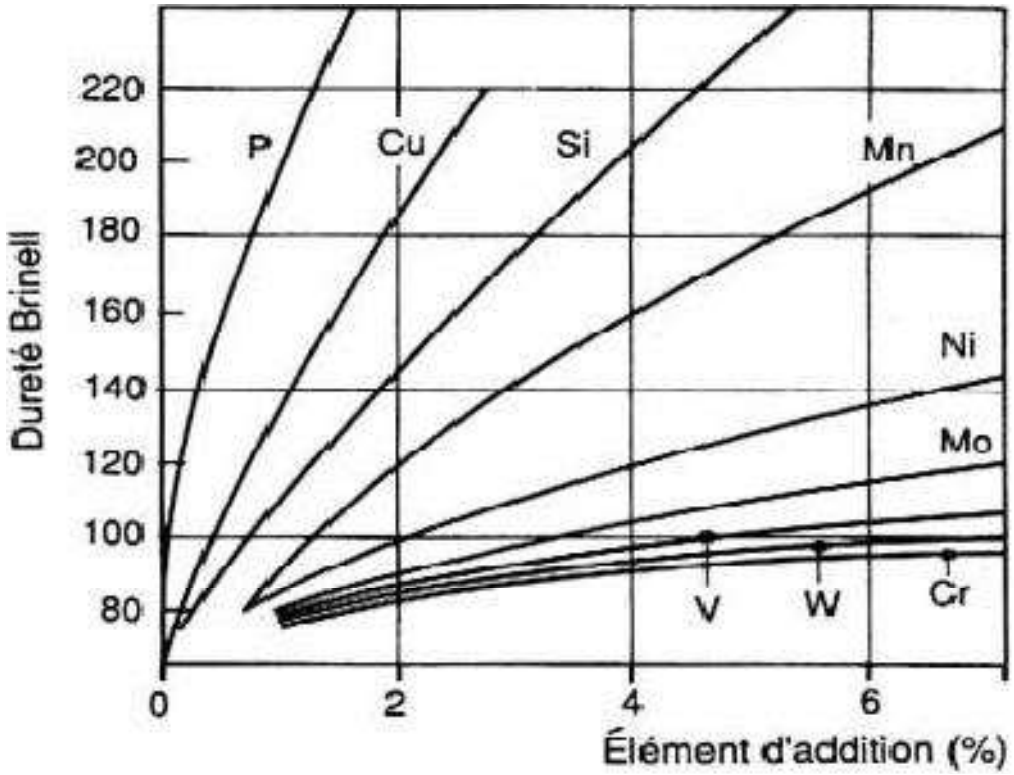



**Figure I.10.Influence de quelques éléments d'addition sur la dureté de la la ferrite [11].**

**b) Austénite :**

Solution solide d'insertion de carbone dans le fer (système cubique à face centrée) dont la solubilité du carbone décroît avec la température. En dessous de la ligne GS du diagramme fer-c l'austénite donne différents produits de transformation, stables ou hors d'équilibre selon la vitesse de refroidissement de la pièce dans le moule, ou de la pièce traitée thermiquement. Des éléments d'alliage déforment le domaine austénitique Fe-C théorique. Ses Propriétés sont les suivantes: R= 900 MPa ; dureté : 300 HB [12].

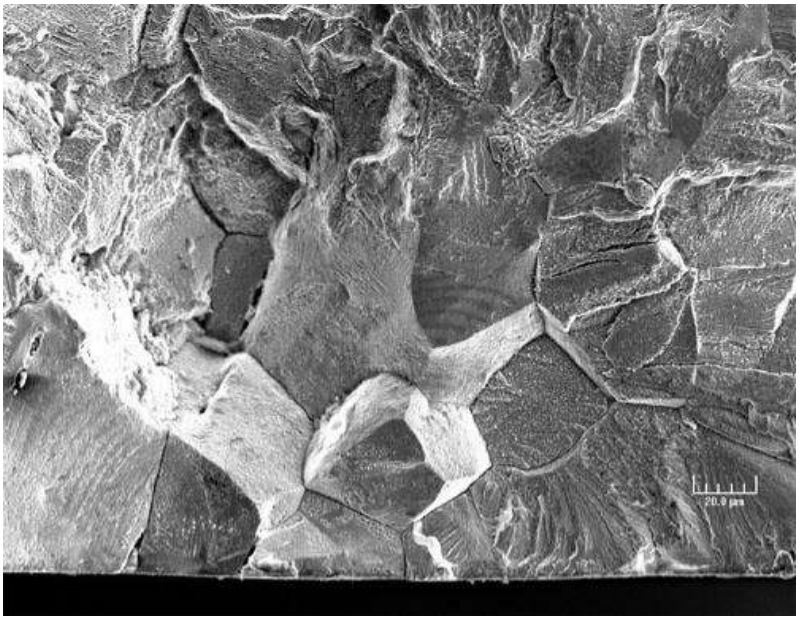


**Figure I.11.Structure d'Austénite.**

**c) Cémentite** :

C'est un carbure de fer (de formule chimique Fe3C) contenant 6,66% de carbone. Sa dureté très élevée (correspondant à HB=800-1000) en interdit, pour l'usinage, l'utilisation d'outils coupants et impose l'emploi de la meule. Elle est fragile, cassante. Sa densité est de l'ordre de7, 8. Elle est magnétique jusqu'à 212°C. Sa couleur est blanche d'aspect brillant. Comme nous l'avons dit plus haut, elle peut se décomposer en fer et graphite si les conditions de températures et de durée de maintien à celles-ci sont respectées [7].

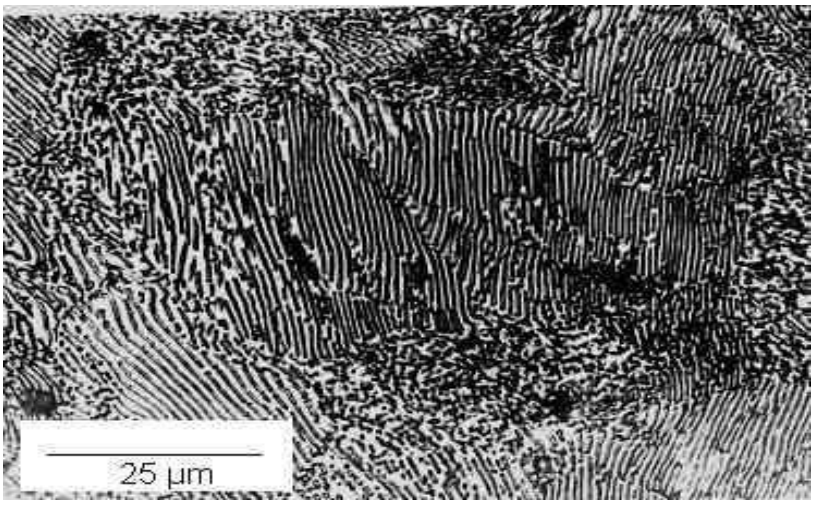



**Figure I.12.Structure de cémentite.**

**d) Perlite** :

C'est un agrégat se présentant sous l'aspect de paquets formés de lamelles alternées (sensiblement parallèles) de ferrite et de cémentite. Ces lamelles sont extrêmement minces, celles de cémentite surtout, la proportion ferrite/cémentite est égale à 87/13. La perlite est d'autant plus fine (lamelles d'autant plus minces) que sa formation a eu lieu plus rapidement. Elle présente des caractéristiques mécaniques dont les valeurs sont comprises entre celles de ses deux constituants ; dureté Brinell HB=200 à 250, résistance à la traction : 80 daN/mm² environ, allongement % :de l'ordre de 8 à 10. La perlite, malgré la présence de cémentite, constituant pourtant extrêmement dur et inattaquable par les outils coupants, est facilement usinée avec ceux-ci. Cela est du à la structure en lamelles alternées de ferrite et de cémentite et à la finesse des lamelles de cémentite, lesquelles, sous l'action de l'outil ne sont pas coupées, mais cassées. La coupe proprement dite- c'est-à-dire l'action de détachement de matière par le tranchement de l'outil- ne s'exerce alors, réellement, que sur la ferrite [7].

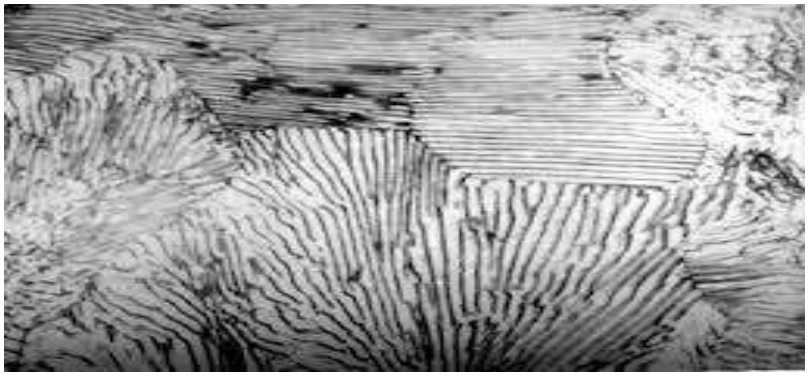


**Figure I.13.Structure de perlite.**

**e) Graphite :**

C'est du carbone cristallisé, de couleur noire. Sa densité est faible (de l'ordre de2.2). Tendre et de faible résistance mécanique à la traction (2 dan/mm2), le graphite s'effrite facilement sous l'action de l'outil coupant, et il possède d'excellentes qualités lubrifiantes (il facilite grandement l'usinage des fontes dans lesquelles il est présent). 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 lesquelles il y a du graphite ont un retrait beaucoup plus faible que celles qui n'en contiennent pas[7] .Pour caractériser le graphite il sera fait mention en principe :

- de sa forme,

- de sa répartition,
- de sa dimension.

Il convient de noter que plusieurs formes et surtout plusieurs répartitions de graphite peuvent coexister dans un même échantillon et parfois dans un seul champ micrographique [13]. Selon les conditions dans lesquelles il prend naissance dans les fontes, le graphite se présente dans celles-ci sous les divers aspects suivants [7]:

**e.1.Graphite lamellaire :**

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

Les fontes moulées dans lesquelles il y a du graphite en paillette sont dites "fontes lamellaires". Le graphite lamellaire peut se présenter sous divers aspects (ou types) dont l'allure dépend de la composition de la fonte et des conditions de refroidissement de celui-ci. Les principaux types de
graphite lamellaire sont les suivants[7] :

- **Graphite type A :** En lamelles séparées de dimensions à peu près semblables, distribués uniformément dans la masse de la fonte, et orientées sans ordre défini. Ces lamelles ont la forme d'une selle de cheval, aux bords effilés, et dont l'épaisseur maximale à la partie centrale, est comprise, entre 0,001 et 0,05 mm (Figure I.14).

Ce type de graphite est celui que l'on rencontre le plus généralement dans les fontes grises lamellaires [7].



**Figure I.14.Graphite en lamelles (type A) [2].**

- **Graphite type A'. - En pseudo- lamelles** ou lamelles très courtes, (longueur comprise entre 1/100 de mm et quelques 1/10 de mm) compactes, à bords arrondis, se présentant, en coupe, à l'examen au microscope comme schématisé (Figure I.15).

Cette forme particulière du graphite en pseudo lamelles (les quelles sont disséminées dans la masse de la fonte) apparaît dans certaines fontes alliées (fontes ou titane, en particulier) [7].



**Figure I.15.Graphite en pseudo-lamelles [13].**

**- Graphite type B. -En rosettes,** lesquelles sont formées par plusieurs lamelles qui s'interpénètrent, et dont l'allure rappelle celle d'une hélice à plusieurs pales. Il apparaît au microscope sous la forme schématisée (Figure I.16). Ce type de graphite se rencontre dans les parties minces des moulages (et plus généralement, dans les portions de pièces solidifiées rapidement) et également dans les pièces coulées avec une fonte dont la température est relativement basse, et la teneur en carbone (CT) élevée [7].



**Figure I.16.Graphite en rosettes [2].**

**-Graphite type C. –En lamelles de dimensions nettement différentes** (également dit: en lamelles superposées). Au microscope ce type de graphite se présente, comme schématisé (Figure I.17) :

lamelles sensiblement identiques, de fortes dimensions (0,3mm < L < 0,5mm) orientées en tous sens, entre lesquelles sont disséminées un grand nombre de lamelles de petites dimensions (0,01mm < L <0,08.. Ce type de graphite apparaît surtout dans les fontes à haute teneur en carbone (CT élevé).



**Figure I.17. Graphite type C (lamelles superposées) [13].**

**- Graphite type D. –Interdendritique.** Les lamelles de graphite sont très petites dont la répartition fait apparaître généralement les cristaux de solidification primaire (dendrites) (Figure I.18). Cette répartition voisine souvent avec la forme I, répartition A (type A). Elle s'observe dans les fontes à haute teneur en silicium refroidies rapidement et également dans les fontes fortement désulfurées, coulée sous vide, etc. Ce graphite voisine souvent avec des zones de fontes blanches [13].

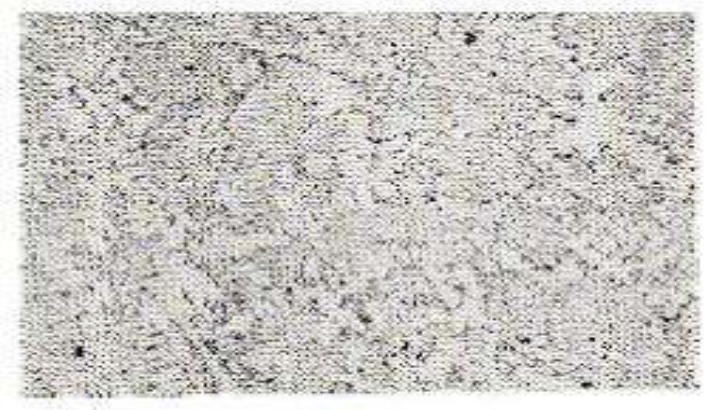


**Figure I.18.Graphite inter-dendritique de surfusion (type D) [13].**

**e.2- Graphite en nodules:**

Il est réparti dans la fonte sous forme d'amas ou nodules (inscrits dans des cercles de 0,005 à 0,2mm de diamètre) aux contours plus ou moins déchiquetés, distants entre eux de quelques dixièmes de millimètres, apparaissant à l'examen au microscope comme schématisé (Figure I.19).



**Figure I.19. Graphite en nodules [2].**

Ce type de graphite résulte de la décomposition de la cémentite dans des fontes. Le graphite en nodules est celui que l'on trouve dans les fontes "malléables à cœur noir" [7].

**e.3- Graphite sphéroïdal:**

Il se présente dans la fonte sous forme de petites sphères aux contours bien lisses (diamètres variables : de 0,01 mm à 0,10 mm environ) distantes entre elles de quelques dixièmes de millimètres, et se rencontre dans les fontes dites **à graphite sphéroïdal** ou encore **fontes GS** [7]**.**

Le graphite sphéroïdal apparaît à l'examen au microscope comme schématisé (Figure I.20).

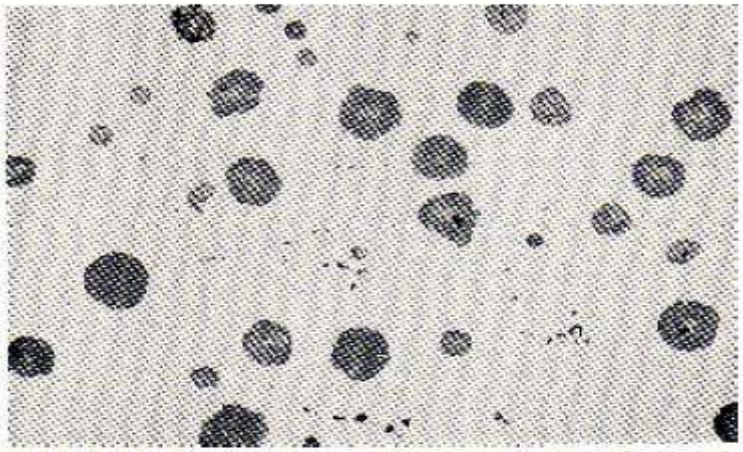


**Figure I.20.Graphite sphéroïdal [13].**

## I.6. Facteurs influençant la constitution et la microstructure des fontes :

### I.6.1.Température du métal (degré de surchauffe):

La température à laquelle est porté le métal au dessus du liquidus caractérise la surchauffe. L'augmentation du degré de surchauffe accroît le phénomène de surfusion. Une conséquence importante de l'augmentation de la surchauffe est un affinement progressif du graphite et, même le passage à une fonte truitée puis blanche [14].

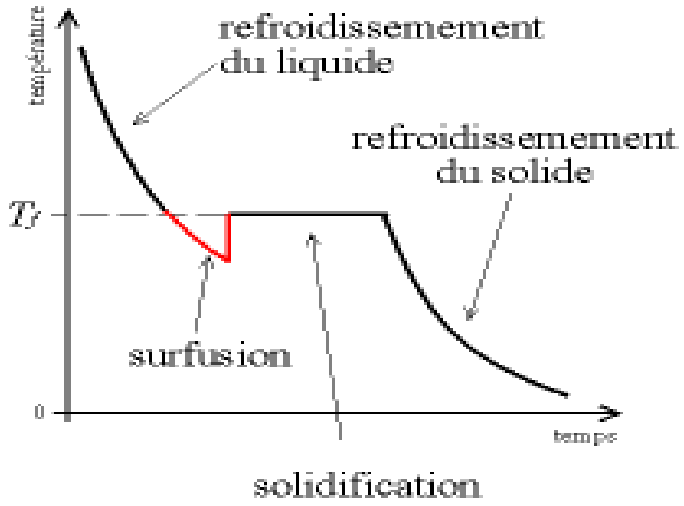



**Figure I.21.Courbe de surfusion.**

### I.6.2.Composition chimique:

Les éléments toujours contrôlés par le fondeur sont C, Mn ; Si, P et S. Les deux éléments :

carbone et silicium exercent une influence directrice essentielle sur le passage du système métastable au système stable. Le silicium est l'élément graphitisant de base. Il convient cependant de modérer les teneurs en C et Si pour éviter les structures ferritiques à graphite grossier.

Le manganèse est un élément antigraphitisant comme tous les éléments qui forment des carbures plus stables que $Fe_3C$ : sa teneur est généralement limitée à 1%. Il forme

avec le soufre des inclusions de MnS dont le rôle est négligeable. La teneur en soufre dépasse rarement 0,12%.

Bien que graphitisant, le phosphore provoque la formation de $Fe_3C$ dans l'eutectique ternaire Fe- $Fe_3C$ - $Fe_3P$ [14].

## I.6.3.Conditions de refroidissement:

Elles sont fixées par :

- le métal : température de coulée.
- le moule : nature du moule, conductivité thermique.
- la pièce : massivité (épaisseur), forme.

De manière générale, une diminution de la vitesse de refroidissement favorise la graphitisation et donne des constituants plus grossiers (graphite et perlite). La figure I.22 donne un exemple de l'influence de la massivité. La sensibilité à l'épaisseur, c'est-à-dire la variation de la constitution de la microstructure en fonction de celle-là, est une caractéristique originale des fontes parmi les alliages de fonderie. Cette hétérogénéité de structure, et donc des propriétés mécaniques, peut se manifester entre des sections différentes d'une même pièce ou même entre la surface et le Cœur d'une section importante [14].

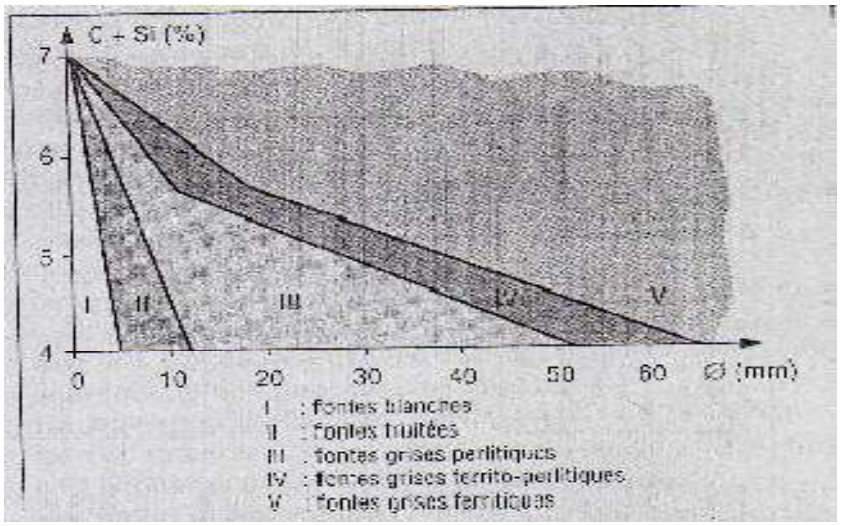



**Figure I.22.Relation constitution-composition-massivité sur barres (moulage en sable) [14].**

## I.6.4.Traitements divers:

La fonte grise est élaborée au cubilot, au four électrique. Ces divers engins de fusion absorbent, pour certaines raisons techniques et économiques, des charges différentes ; ils produisent des fontes liquides qui, pour une composition déterminée,

n'ont pas exactement les mêmes propriétés et qui appellent, plus ou moins nécessairement, des traitements métallurgiques correctifs. On peut encore agir sur la structure et les propriétés des fontes moulées par des traitements divers, postérieurs à la solidification dans le moule. D'abord, les conditions normales du refroidissement dans le moule peuvent être modifiées volontairement par le fondeur. Ainsi, en décochant au rouge et en laissant à l'aire libre des pièces moulées, on accélère leur refroidissement et on limite ainsi l'apparition de ferrite ; au contraire en les entassant les unes au contact des autres, on peut ralentir le refroidissement et favoriser la décomposition des carbures par une sorte d'auto-recuit .

#### I.6.4.1.Inoculation :

L'inoculation des fontes a été inventée pour mieux contrôler la solidification et la structure du graphite des fontes grises à graphite lamellaire ; on cherche la plupart du temps à éviter le graphite de surfusion (type D).

Le principe est de mélanger vivement au métal liquide, peu de temps avant la coulée, une quantité minime d'une substance qui son action déterminante sur la composition chimique globale réduit la surfusion et provoque ainsi la formation complète de graphite lamellaire (types A, B ou E).

Les substances appropriées dites agents d'inoculation ou inoculant sont soit des ferro-alliages, soit des mélanges complexes ou les alcalino-terreux [15].

Ces additions ne modifient pas directement la matrice mais modifient d'une façon sensible le graphite et la dimension des cellules eutectiques, et augmentent la résistance. De même, ce traitement diminue considérablement la profondeur de trempe, favorisant l'obtention d'une fonte grise. Il est alors possible de réaliser ainsi des pièces en fonte grise à graphite lamellaire très fin (type D exclu) possédant des résistances élevées, alors que, d'après les diagrammes de structure, la fonte devrait être blanche ou tout au moins truitée, compte tenu de l'épaisseur des pièces et de leur composition chimique [16].

## I.7.Influence des éléments sur la structure des fontes :

## I.7.1. Influence des éléments normaux :

## I.7.1. 1.Carbone:

Sa teneur est comprise entre 2,8 et 3,5% en masse. Le carbone augmente la coulabilité car le graphite formé dans le métal liquide a une capacité thermique élevée, permettant au mélange de rester fluide lors de la coulée en empêchant un refroidissement trop rapide [7]. Il abaisse la température de fusion. De 1537°C pour un fer pur, elle peut décroître jusqu'à1150°C à l'eutectique (correspondant à 4,3% de C). En contrepartie, le carbone provoque aussi la baisse de la température de transformation allotropique (727°C au lieu de 912°C pour un fer pur), ce qui rend délicat l'emploi de pièces en fonte à température élevée [17].

### I.7.1. 2.Silicium:

Le silicium qui est présent à des taux plus au moins élevés dans toutes les fontes, se dissout dans le fer γ avec plus de facilité que le carbone [7].Le silicium devient élément d'addition au dessus d'une teneur de 3%. Le silicium est un élément alpha-gène, il joue un rôle fondamental en métallurgie des fontes, car, aux teneurs considérées il oriente la solidification des alliages Fe-C-Si vers le système stable (graphite-ferrite), c'est un graphitisant puissant. Le silicium est un élément très important dans la composition des fontes. Ces avantages sont multiples :

- En favorisant la graphitisation, il permet d'adoucir la matrice et d'obtenir des nuances entièrement ferritiques. On évite ainsi l'apparition de perlite qui pourrait se décomposer si la température dépassait 450°C. Par contre, l'ajout de silicium dans une fonte déjà ferritique augmente sa dureté au
détriment de sa ductilité.
- Il accroît la température de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ permettant d'élever la température d'utilisation des pièces.
- Il améliore la tenue à l'oxydation de par la formation de silicates FeSiO4 qui favorisent l'adhérence de la couche d'oxydes.

L'influence du silicium sur la graphitisation est telle, que pour contrôler la quantité de graphite dans une fonte, on introduit la notion de carbone équivalent définie par : $Ceq = C + 1/3(Si+P)$ [17].

### I.7.1. 3.Phosphore:

Le phosphore, qui, à des taux plus au moins élevés, est présent dans toutes les fontes, se combine facilement au fer de celles-ci pour donner un phosphure de fer, de formule chimique $Fe_3P$, lequel forme :

- avec le fer, un eutectique phosphoreux $Fe_3P$- Fe , appelé steadite, qui fond à 1050°C environ.
- avec le fer et la cémentite, un eutectique phosphoreux ternaire $Fe_3P$- $Fe_3C$ - Fe , dont la température de fusion est voisine de 950°C. L'eutectique phosphoreux, qui est dans les fontes, réparti, le plus généralement en plages Séparées (figure I.22) est caractérisé par :
- Une expansion accompagne sa solidification.
- Une température de fusion, relativement basse.
- Une très grande dureté.
- Une très grande fragilité.
- Un coefficient de dilatation relativement élevé [7].

L'influence du phosphore dans les fontes ordinaires est complexe, car la répartition de l'eutectique phosphoreux varie considérablement suivant la vitesse de refroidissement. Lorsque celle-ci est grande (épaisseur des pièces voisine de 10 mm dans la coulée en sable), l'eutectique phosphoreux est réparti en un réseau continu délimitant complètement les cellules eutectiques dès que la teneur en phosphore atteint 0,4%. L'existence d'un tel réseau contribue à diminuer sensiblement la résistance à la traction [18].

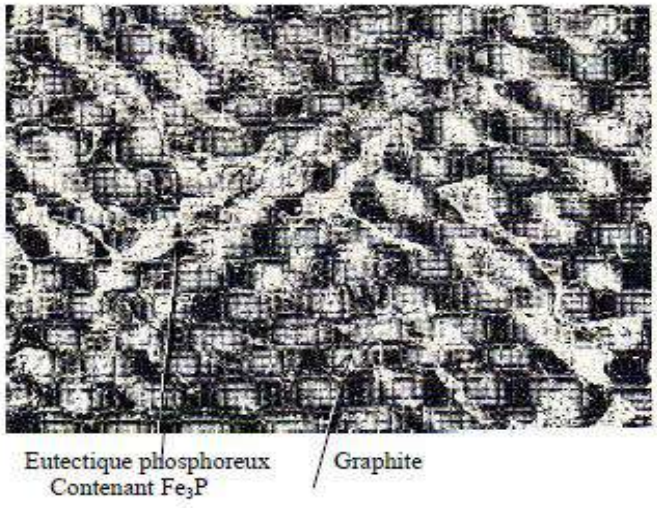



**Figure I.23. Fonte à matrice perlitique et eutectique phosphoreux. X 250 [13].**

## I.7.1. 4.Soufre:

La teneur en soufre dans la fonte de moulage est pratiquement inférieure à 0,1 %. Le soufre se combine facilement au fer des fontes pour donner le sulfure de fer FeS,

qui est nuisible aux moulages. Le soufre ayant pour le manganèse plus d'affinité que pour le fer, il y a, quand le sulfure de fer est mis en présence de manganèse, « déplacement » du soufre, suivant la réaction chimique :

$$FeS + Mn = MnS + Fe$$

Le sulfure de manganèse MnS formé, n'a pratiquement pas d'action gênante sur la fonte [7].

### I.7.1. 5.Manganèse:

Aux faibles teneurs, dans la fonte, le manganèse a essentiellement pour rôle de détruire le sulfure de fer. A partir de teneurs de l'ordre de 0,8 à 1%, le manganèse tend à s'opposer à la graphitisation [7].

### I.7.2. Influence des éléments d'addition:

### I.7.2. 1.Molybdène:

Elément antigraphitisant, le molybdène est, par ailleurs, soluble dans la ferrite, qu'il durcit. Ces deux propriétés ont pour résultat, que, même à faible teneur dans la fonte (0,25 à 0,6%) le molybdène est un affinant de la perlite, qu'il tend à transformer en troostite. Comme il a, également,
une action affinante sur le graphite, le molybdène, en définitive, confère aux fontes auxquelles il est ajouté, une bonne résistance à la rupture [7].

### I.7.2. 2.Nickel:

Le nickel est un graphitisant, toutefois, son action à cet égard est nettement moins efficace que celle du silicium. Il a la propriété remarquable d'homogénéiser la structure des pièces moulées en fonte, car il régularise la précipitation du graphite et la grosseur de celui-ci. Le nickel affine la perlite, ce qui a pour effet d'augmenter les caractéristiques mécaniques de la fonte. Il modifie la nature de l'austénite qui se transforme en :

- Perlite très fine (teneur en nickel de la fonte : 0,5 à 2%).
- Troostite (teneur en nickel de la fonte : 2 à 4%).
- Martensite (teneur en nickel de la fonte : 4 à 6%) [7].

### I.7.2. 3.Chrome:

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

de la résistance à la rupture des pièces coulées. Au-delà de 0,2%, dans une fonte grise normale, le chrome forme des carbures très stables à chaud mais très durs, et dès qu'elle contient plus de 0,7% de chrome, la fonte devient très difficile à usiner à l'outil coupant [7].

Le chrome donne à la fonte une grande résistance à l'oxydation. Il augmente la température de transformation allotropique (élément alpha-gène).

### I.7.2. 4.Vanadium :

Le vanadium est un élément qui a pour effet de stabiliser les carbures. Il est également un élément désoxydant, ce qui le fait utiliser dans le but d'obtenir des fontes très saines. Cet élément, étant donné son activité sur la fonte, est toujours employé à un très faible pourcentage (0,2 à 0,3%) [7].

### I.7.2. 5.Titane :

Le titane, ajouté à la fonte, même à dose extrêmement faible, a un effet très sensible sur le graphite, qu'il rend très fin. Le titane- dont la teneur dans la fonte doit être toujours très faible (0,10 à 0,30%)- est un élément légèrement graphitisant, dont l'action, à ce point de vue peut être neutralisée par une faible addition de vanadium [7].

L'augmentation du titane dans la fonte amène simultanément :

- Une baisse de la résistance à la traction et de la dureté.
- Une baisse du module de Young [22].

### I.7.2. 6.Cuivre :

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

caractéristiques mécaniques de la perlite et, toutes choses égales par ailleurs, celle de la fonte. Mais, comme le cuivre affine également le graphite, son addition à une fonte se traduit, par des résultats supérieurs à ceux que son action sur la perlite seule, Laisseraient supposer. Le cuivre peut, en partie, remplacer le nickel, ses effets étant comparables.

Toutefois, dans la fonte, la teneur en cuivre ne doit pas dépasser 7% (car, au-delà de cette valeur, le cuivre ne se dissout plus dans le fer) [7] .

## I.8.Caractéristiques mécaniques fondamentales des fontes grises :

Nous appellerons caractéristiques mécaniques fondamentales celles qui, étant aisément mesurables, ont fait l'objet d'études nombreuses et approfondies, et à partir des quelles on peut se faire une bonne idée du comportement mécanique général de la fonte ; ce sont :

- La résistance à la traction
- La dureté
- Le module d'élasticité.

### I.8.1.Résistance à la traction :

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

### I.8.2.Dureté :

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

- Fontes blanches : 400 à 550 HB suivant la teneur en carbone.
- Fontes grises perlitiques : 170 à 270 HB suivant la finesse de la perlite.
- Fontes grises ferritiques : 100 à 150 HB.
- Fontes grises martensitiques : 400 à 500 HB.
- Fontes grises bainitiques : 300 à 400 HB [5].

### I.8.3.Module d'élasticité :

Même dans le cas des fontes non alliées, le module d'élasticité est susceptible de varier de façon considérable : il est compris entre 80 et 150 GPa dans le cas des fontes à graphite lamellaire, atteint 160 à 180 GPa dans les fontes malléables à cœur noir et à graphite sphéroïdal et il a une valeur voisine de celle de l'acier, 200 à 210 GPa dans les fontes blanches.

La valeur du module d'élasticité des fontes grises est liée, d'une part à la quantité de graphite, d'autre part à la forme du graphite et à ses dimensions. Le tableau 4 montre la relation entre les principales caractéristiques mécaniques des fontes grises [5].

**Tableau I .2.Correspondances approximatives entre les principales caractéristiques mécaniques des fontes grises.**

| |
|---|
| - Résistance à la traction……Rm |
| - Limite conventionnelle d'élasticité à 0,2%....(0,8 à 0,9) Rm |
| - Résistance à la flexion…… (1,5 à 2,5) Rm |
| - Résistance au cisaillement (MPa)…… Rm + (40 à 100) |
| - Résistance à la compression…… (2,5 à 4) Rm |
| - Résistance à la torsion……(0,9 à 1,5) Rm |
| - Limite de fatigue (flexion rotative)…… (0,3 à 0,5) Rm |
| - Résistance aux chocs…… augmente avec Rm |

## I.9.Conclusion:

Dans cette étude bibliographique, nous avons montré les différents types des fontes, la solidification et les transformations à l'état solide des fontes.

sont présentés aussi l'influence des éléments d'addition sur la structure des fontes et enfin les caractéristique mécanique des fontes grise Sur la base des sources bibliographiques nous relevons les conclusions suivantes :

L'addition dans les fontes de divers éléments d'alliages (molybdène, titane, niobium, vanadium, chrome..) permet d'agir sur leurs structures et d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques, chimiques ou leurs aptitudes à répondre aux traitements thermiques.

L’inoculation de la fonte grise lamellaire par le Fe-Si à 75% par exemple a pour but, de combattre la tendance de cette fonte à la solidification blanche, d’augmenter le nombre de lamelles de graphite et de diminuer la grosseur de celles-ci.

Les propriétés mécaniques de la fonte grise sont déterminées par sa structure, surtout par son composant graphitique. Lorsque la structure et les inclusions de graphite sont fines, les propriétés de la fonte sont meilleures.

**II.1.Introduction :**

Les traitements thermiques se définissent comme étant « l'ensemble des opérations de chauffage et de refroidissement contrôlé » appliqués à des métaux et alliages. De manière générale, les traitements thermiques agissent au niveau microstructural des métaux (matrice, précipités, distribution, etc.). Ils permettent de modifier les propriétés mécaniques (en les augmentant ou en les diminuant), les propriétés physiques (par exemple, les conductibilités thermiques et électriques) et les propriétés chimiques (par exemple, la résistance en corrosion). En somme, les traitements thermiques sont des opérations qui consistent à faire varier la température des métaux qui reste néanmoins à l'état solide. La variation de la température en fonction du temps est appelée cycle thermique (chauffage, maintien et refroidissement).voir (figure. II.1).

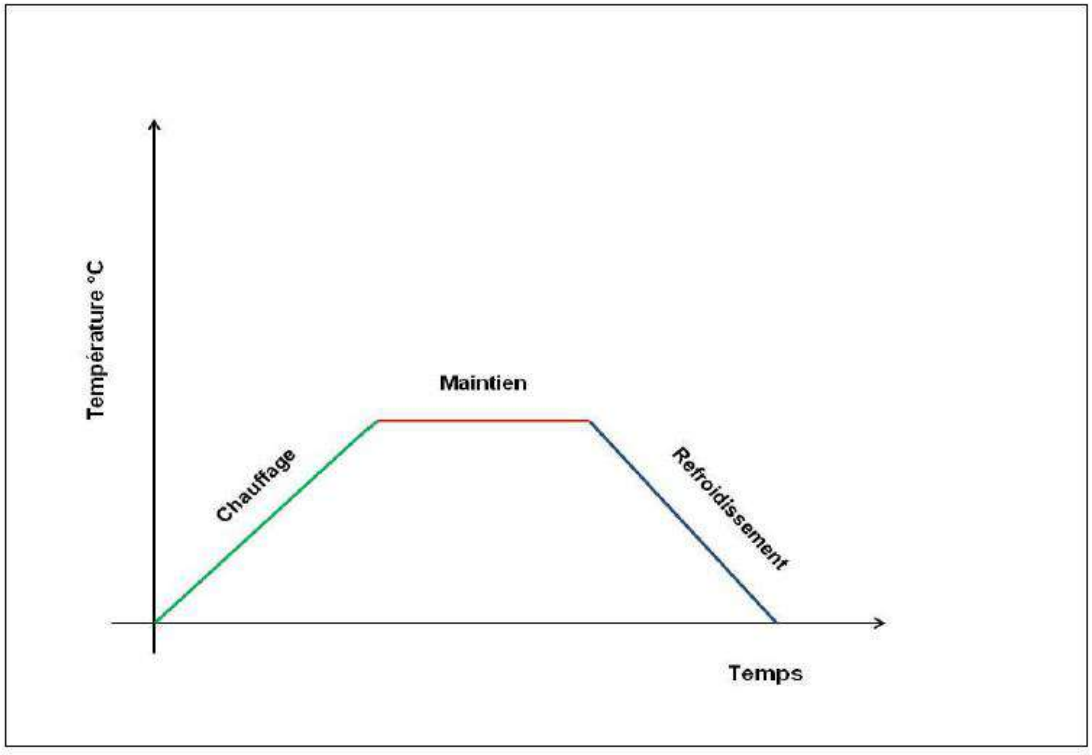



**Figure. II.1 – Le cycle thermique.**

## II.*2.*Traitement thermique des fontes :

L'univers des fonderies d'acier est directement concerné par le recours à divers procédés de traitements thermiques. C'est donc pourquoi nous y consacrons un chapitre complet.

## II.2.1.Les recuits :

Les recuits relatifs à la fonte comportent un chauffage et un maintien à une température voisine ou supérieur à Ac1 (phase d'austénitisation), suivi d'un refroidissement dont la nature et la vitesse varient selon les résultats recherchés.

### II.2.1.1. Le recuit d'adoucissement :

**RECUIT D'ADOUCISSEMENT**

**But du traitement :**

Le recuit d'adoucissement permet d'obtenir une usinabilité optimale.

**Champ d'application :**

⇨ Fonte grise;
⇨ Fonte G.S.

**Cycle thermique :**

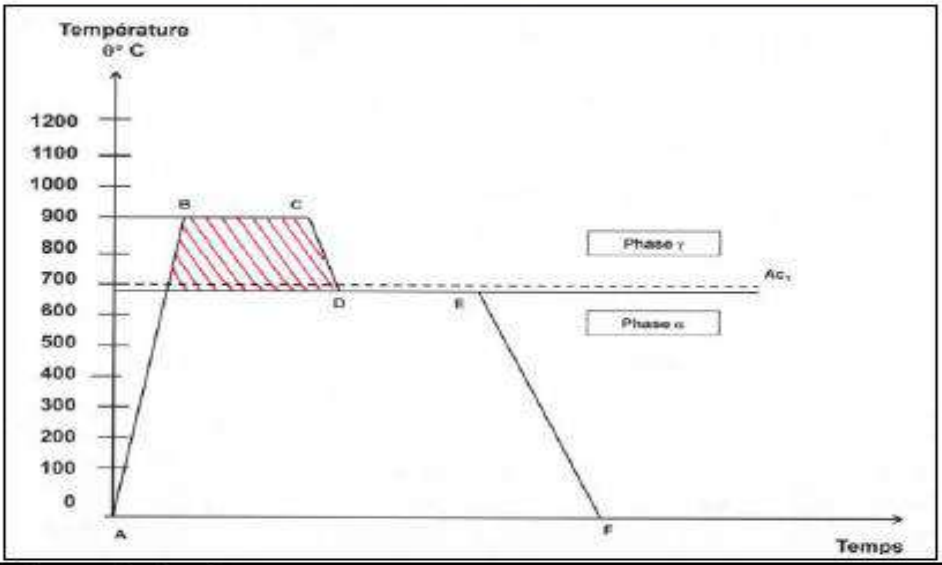
**A → B :** Chauffage;

**B → C :** Maintien à une température de 900 °C pendant une durée de 24 heures;

**C → D :** Refroidissement jusqu'à 690 °C;

**D → E :** Maintien à une température de 690 °C pendant une durée de 48 heures, selon la grosseur de la pièce.

**E → F :** Refroidissement lent et uniforme afin d'éviter la formation de contraintes internes.




**Technologies de chauffe :**

Four à l'air;
Four sous vide;
Four à atmosphère contrôlée;
Four à bain de sel.

### II.2.1.2.Le recuit de malléabilisation :

Les recuits de malléabilisation donnent aux fontes traitées des caractéristiques qui s'approchent de celles des aciers. Ils augmentent :

- la résistance maximale en traction;
- la limite d'élasticité;
- la malléabilité;
- l'usinabilité;
- la résilience.

Par contre, ils diminuent la dureté. Ils existent trois types de traitements de malléabilisation :

- par décarburation partielle ou totale de la fonte blanche;
- par graphitisation du carbone de la fonte blanche;
- par graphitisation partielle du carbone de la fonte blanche.

### II.2.1.3.recuit de stabilisation :

La production d'une pièce sans tensions internes est pratiquement impossible par suite des circonstances de sa fabrication. par rapport aux autres alliages fer-carbone de fonderie ,les tensions internes sont minimales dans le cas de la fonte ,car celle-ci n'a qu'un faible retrait pendant et après solidification par suite des ségrégations de graphe Les mesures en vue de diminuer les tensions de coulée ne s'étendent par seulement à une conception correcte et au choix de l'alliage convenable ,mais également à une influence adéquater sur la vitesse de refroidicement des déférentes épaisseurs par des mesures propres à la fonderie ,comme par exemple le mise en place de refroidisseurs .pour diminuer les tensions de coulée ,le traitement thermique est la méthode la plus sure .Par ce moyen ,les tensions sont éliminées à haute température par suite de faible limite d'élasticité. Les déformations plastiques qui se produisent alors (fluage) ont pour conséquence une détente pratiquement totale des pièces moulées.

### II.2.2. Les traitements genre recuit :

Il existe quelques traitements genre recuit comme :

- la maturation des fontes spéciales;
- le traitement de relaxation;

- le traitement de normalisation;
- le traitement d'homogénéisation.

### II.2.2.1.La maturation des fontes spéciales :

La maturation a pour but de détruire les anomalies de la coulée dans les pièces en fontes spéciales. Le refroidissement de ces pièces dans leur moule est irrégulier et il entraîne une hétérogénéité de la fonte qui empêche une uniformisation du coefficient de dilatation. Lors des variations ultérieures de la température des pièces, ceci se traduit par des déformations néfastes de ces dernières.

La maturation entraîne :

- une homogénéisation de la fonte qui supprime toute déformation ultérieure des pièces sous effet thermique;
- une relaxation des pièces par une réduction importante des contraintes résiduelles dues aux conditions de refroidissement (transformation des déformations élastiques en déformations plastiques permanentes).

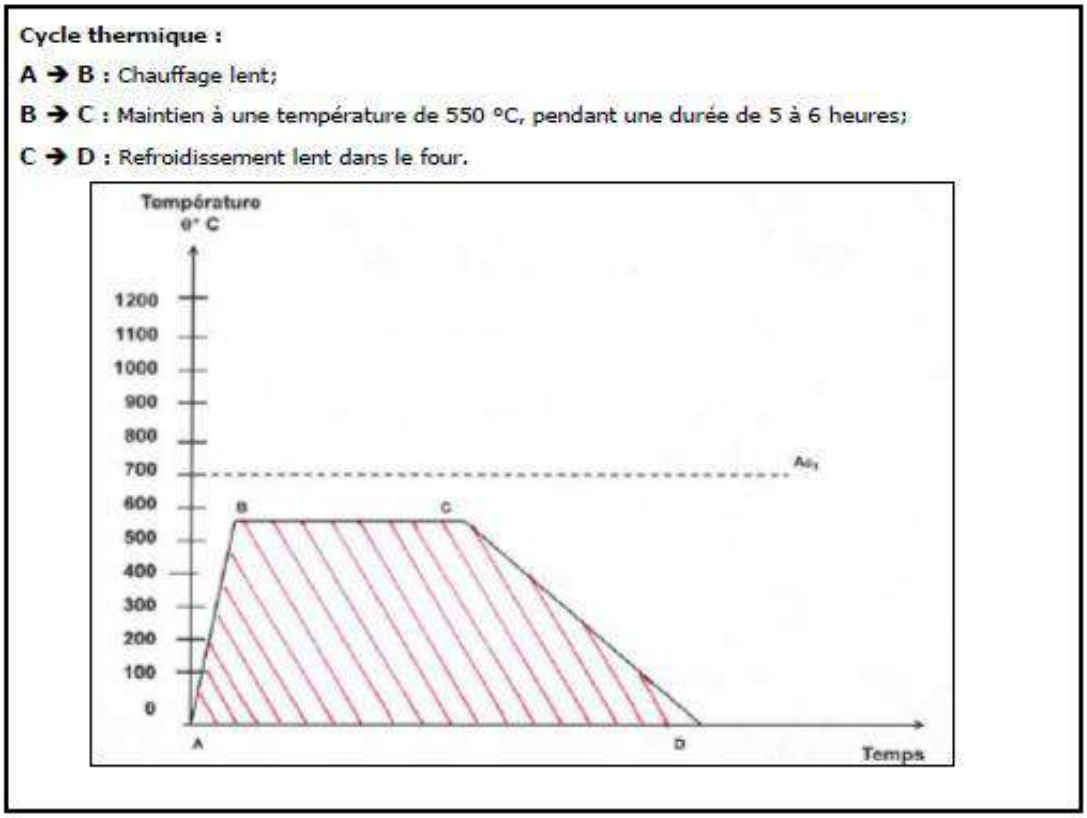



**Figure. II.2.Le cycle thermique de la maturation des fontes spécial.**

## II.2.2.2 .Le traitement de relaxation :

Appelé également traitement de stabilisation ou de détente, le traitement de relaxation réduit les contraintes résiduelles provoquées par :

- un refroidissement irrégulier des pièces dans leur moule;
- un usinage des pièces lors des opérations d'ébauche.

Cette réduction des contraintes résiduelles se réalise par transformation des déformations élastiques en déformations plastiques permanentes. Ce traitement s'applique aux pièces brutes ou ébauchées par usinage, en fonte grise, en fonte spéciale ou en fonte G.S.

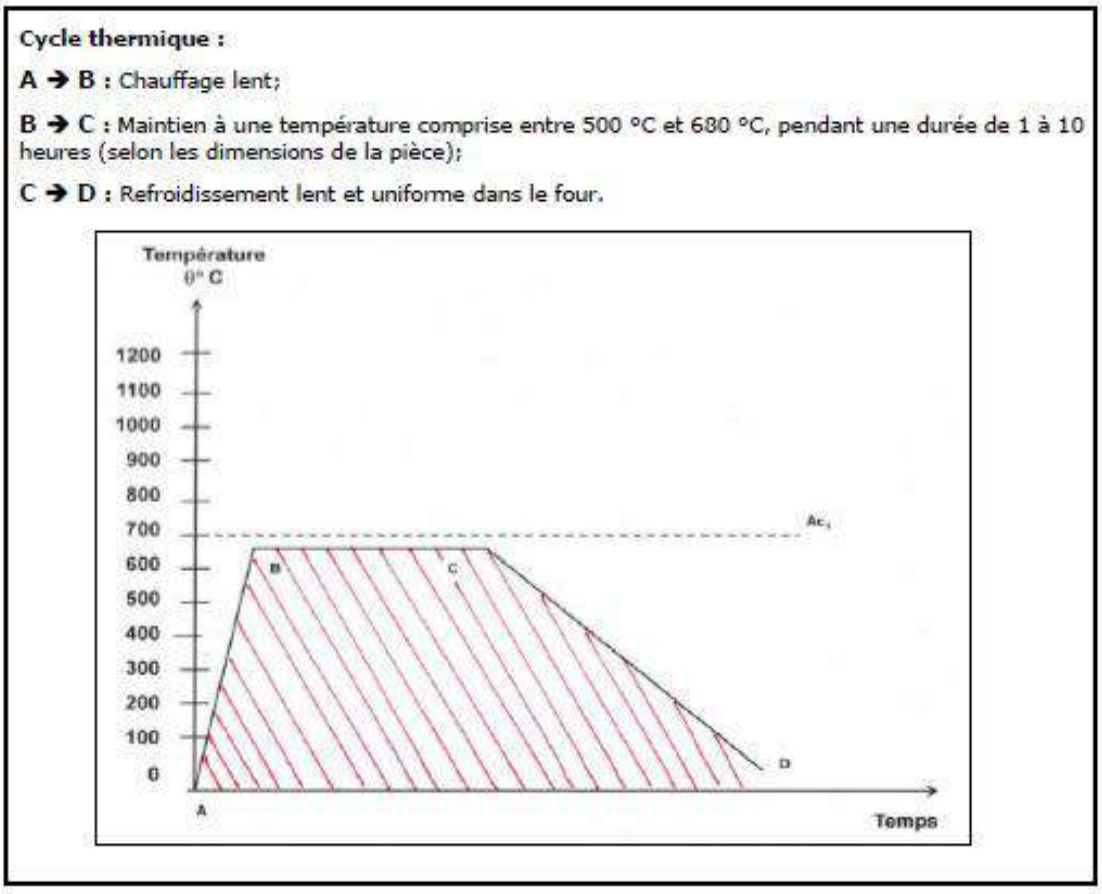



**Figure. II.3.Le cycle thermique du traitement de relaxation.**

### II.2.2.3. Le traitement de normalisation :

Le traitement de normalisation a pour but de donner aux fontes G.S. une structure de perlite fine.

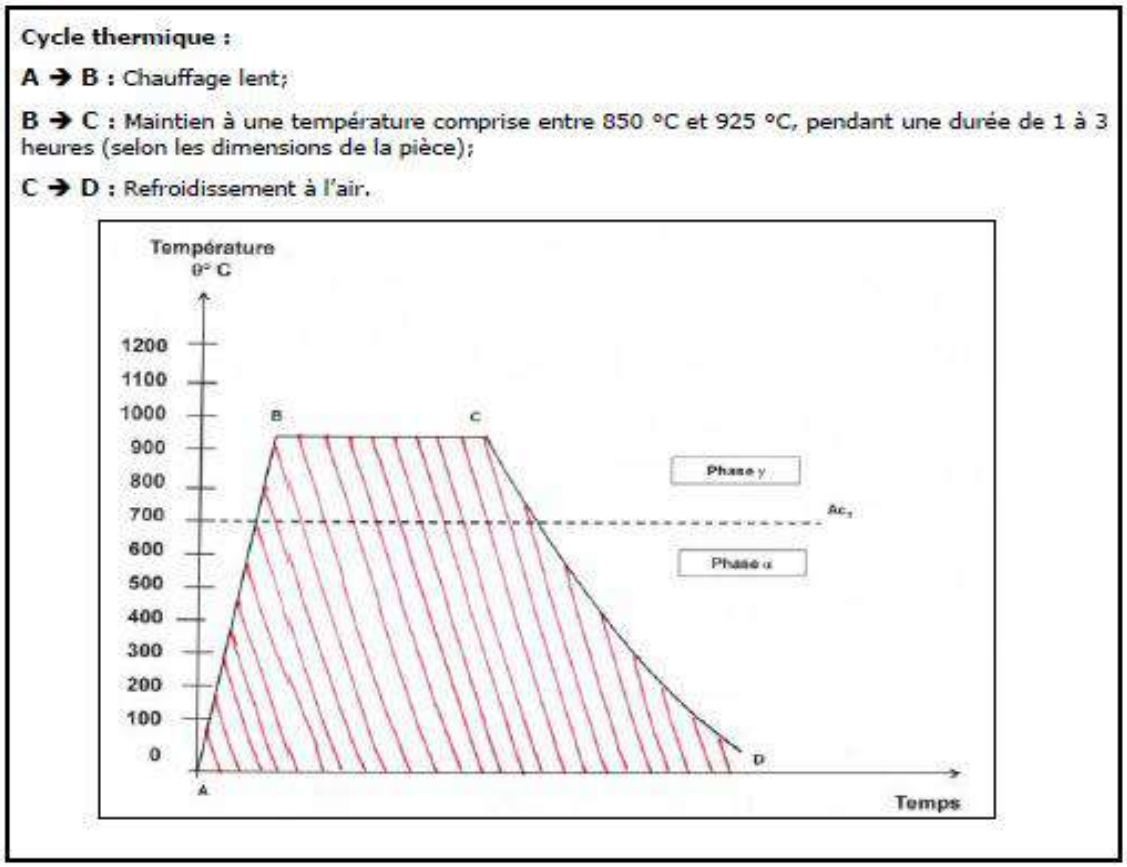



**Figure. II.4.Le cycle thermique du traitement de normalisation.**

### II.2.3.4. Le traitement d'homogénéisation :

Les recuits de malléabilisation, nécessitant un maintien de la longue durée de la fonte à une température supérieure à Ac1, favorisent le grossissement des grains d'austénite. Après refroidissement, ceci se traduit par la présence de gros grains de ferrite et de perlite qui confère à la fonte une fragilité. Cette fragilité est efficacement combattue par le traitement d'homogénéisation.

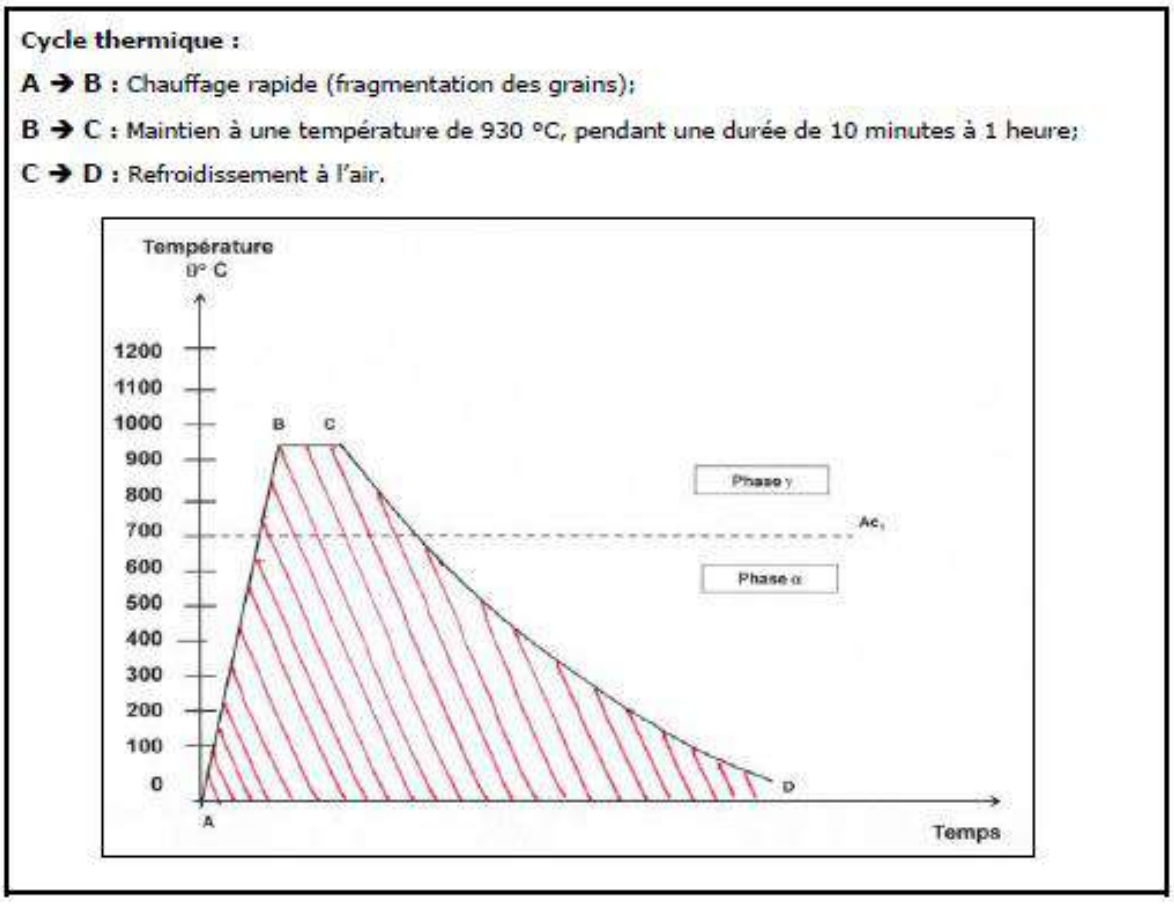



**Figure. II.5.Le cycle thermique du traitement d'homogénéisation.**

## II.2.3.La trempe :

Ce traitement consiste à refroidir rapidement la fonte dont la température est supérieure à Ac1 (température d'austénitisation). On augmente de façon considérable la dureté et la résistance à la traction. Lorsque la trempe peut s'opérer à l'issue de la coulée, on réalise alors une trempe primaire. Si l'opération nécessite au préalable un chauffage, on réalise une trempe secondaire. Dans les deux cas, le refroidissement rapide favorise la formation de martensite et de bainite.

## II.2.3.1. La trempe primaire :

Le refroidissement des pièces de fonte moulées est favorisé par l'emploi de moules métalliques. La bonne conductibilité thermique de ces moules permet un refroidissement assez rapide pour obtenir une trempe d'une couche superficielle de 5 à 20 mm d'épaisseur. On obtient donc une couche superficielle dure et hautement résistante et une excellente ténacité au cœur de la pièce.

## II.2.3.2 .La trempe secondaire :

La trempe à refroidissement continu favorise une certaines hétérogénéité de la fonte (présence simultanée de divers constituants inégalement répartis : austénite résiduelle, martensite, bainite, perlite et graphite ou cémentite). Ce traitement est généralement suivi d'un revenu qui a pour but :

- de réduire les contraintes internes produites par la trempe (revenu de détente);
- d'homogénéiser la structure de la fonte.

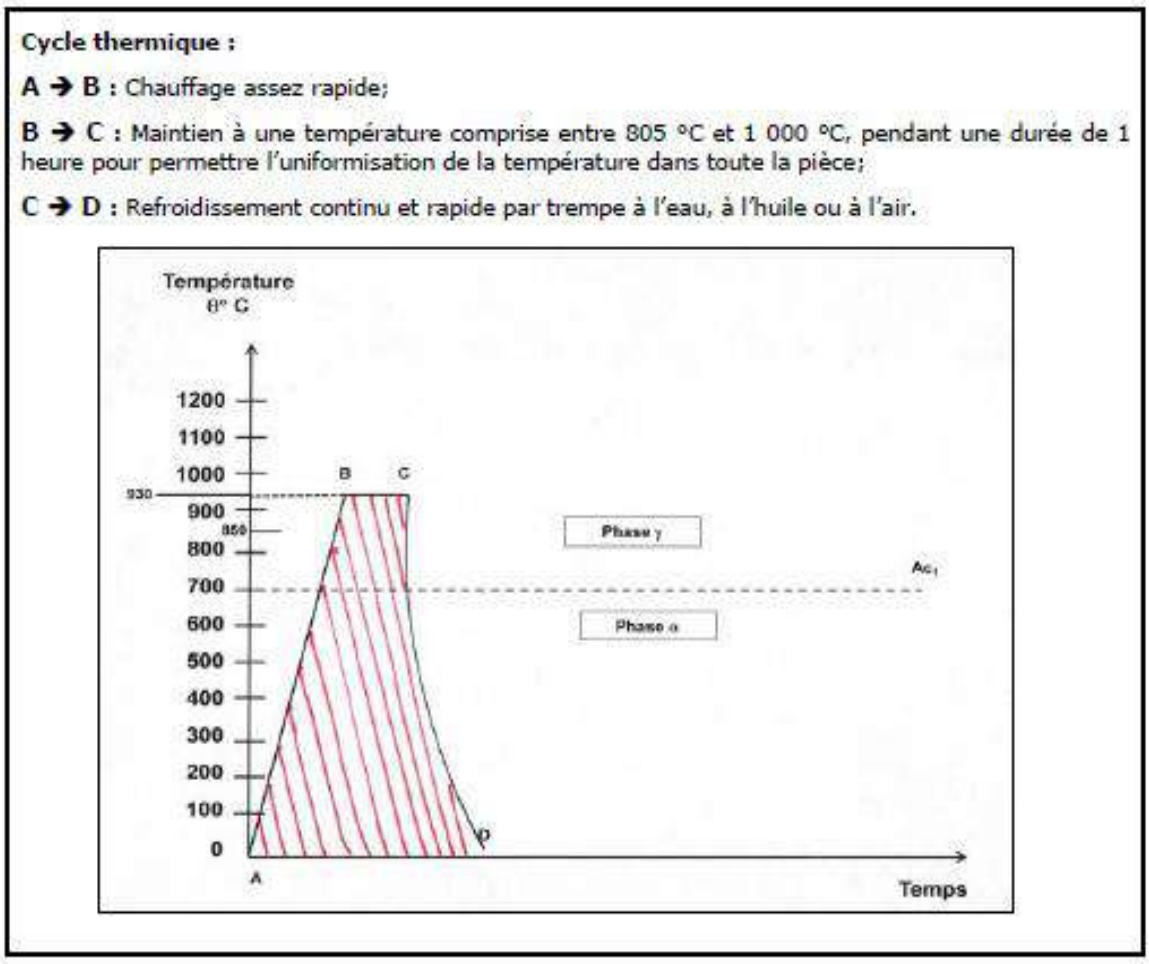



**Figure II.6.Le cycle thermique de la trempe secondaire.**

### II.2.3.3.La trempe étagée :

La trempe étagée de la fonte est identique à celle des aciers. On applique ce traitement aux fontes grises et aux fontes G.S. En interrompant le refroidissement entre 230 °C et 500 °C, on favorise la transformation d'austénite en bainite (trempe étagée bainitique) et en interrompant le refroidissement entre 230 °C et 350 °C, on favorise la transformation d'austénite en martensite (trempe étagée martensitique).

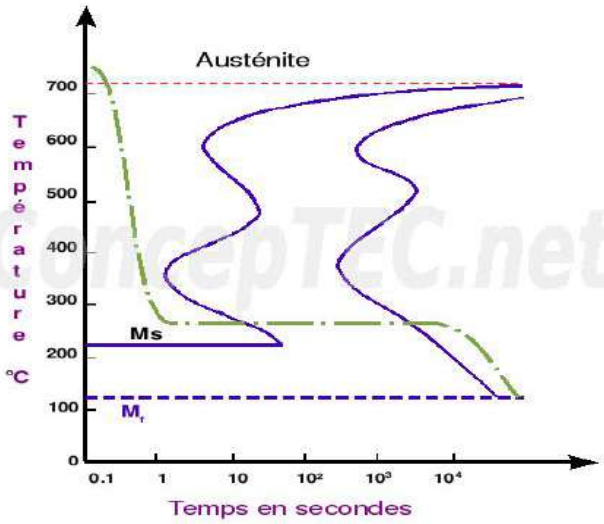



**Figure II.7.graphe de La trempe étagée.**

### II.2.3.4.La trempe superficielle :

La trempe superficielle permet de modifier les caractéristiques mécaniques de la couche superficielle d'une pièce en fonte grise, en fonte spéciale, en fonte malléable perlitique ou en fonte G.S. Ce traitement permet d'obtenir simultanément deux caractéristiques opposées :

- une grande dureté en surface;
- une grande résilience de la pièce.

Comme pour les aciers, il existe trois types de trempe superficielle :

- au chalumeau oxyacéthylénique;
- par induction;
- par immersion.

## II.2.4.Les revenus :

Le revenu est un traitement complémentaire à la trempe. Il permet de supprimer les defaults que présentent les pièces de fonte trempées, en l'occurrence :

- la grande fragilité procurée par la martensite;
- les tensions internes élevées dues à l'hétérogénéité de la structure produite par un refroidissement irrégulier des pièces.

Le prochain graphique présente le cycle thermique des revenus liés à la fonte, soit celui d'homogénéisation et de détente.

**Cycle thermique du revenu d'homogénéisation :**

**A → B :** Chauffage lent;

**B → C :** Maintien à une température comprise entre 200 °C et 650 °C, pendant une durée de 30 minutes à 3 heures;

**C → D :** Refroidissement à l'air.

**Cycle thermique du revenu de détente :**

**A → E :** Chauffage assez rapide;

**E → F :** Maintien à une température comprise entre 170 °C et 200 °C, pendant une durée de 30 minutes à 1 heure;

**F → G :** Refroidissement à l'air.

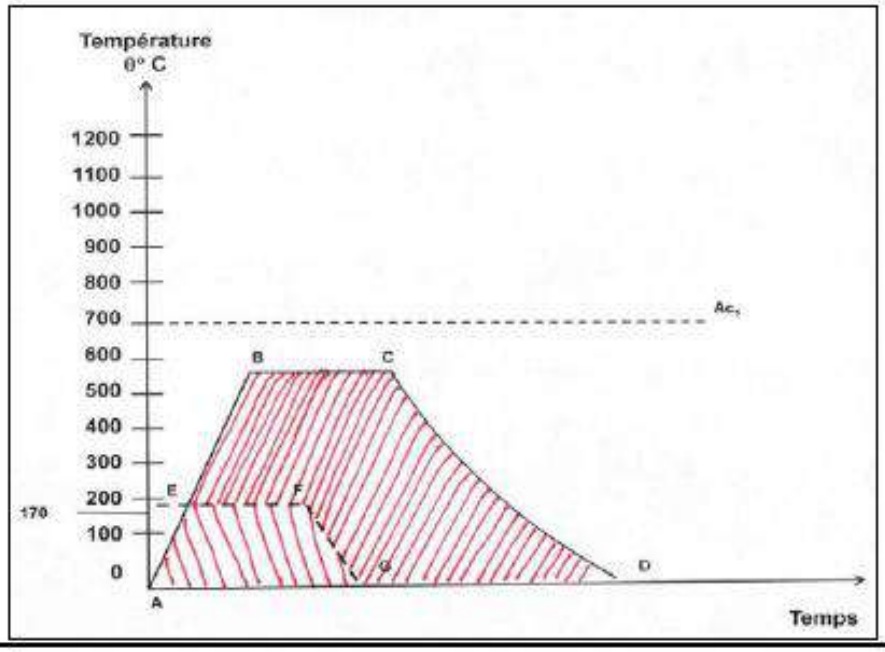



**Figure. II.8.Le cycle thermique des revenus liés à la fonte.**

## II.2.5. La nitruration ou la cémentation à l'azote :

La nitruration des fontes est similaire à la nitruration des aciers. On la fait subir à des pièces en fonte blanche, en fonte grise, en fonte spéciale, contenant entre 0,8 à 1,5 % d'aluminium et dont la teneur en carbone est légèrement inférieure à 3 %.

Avant la nitruration, les pièces subissent une trempe suivie d'un revenu d'homogénéisation, afin d'obtenir une structure bainitique fine qui favorise la diffusion des atomes d'azote dans la fonte. La couche nitrurée, épaisse de 0,2 à 0,5 mm, a une dureté de 800 à 1100 HV.

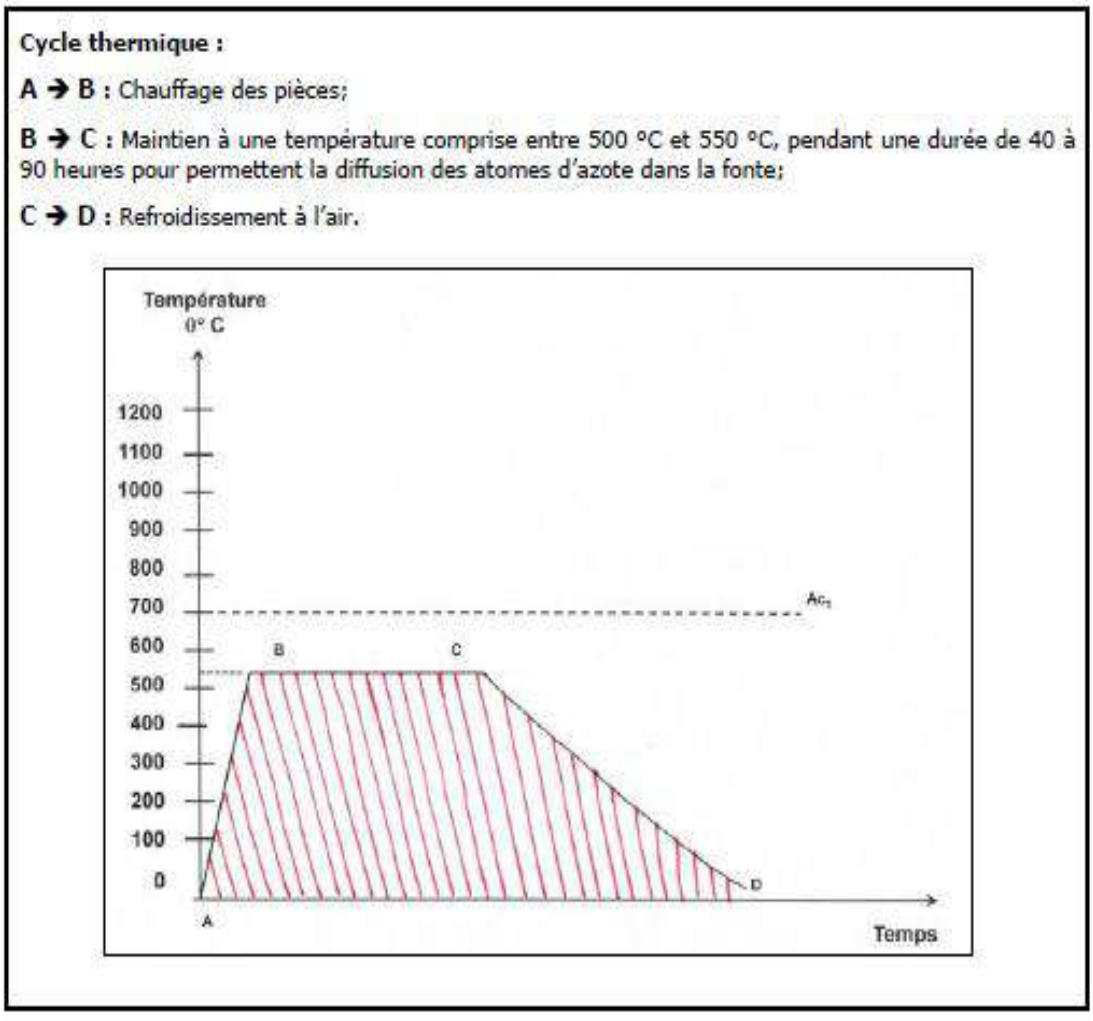



**Figure. II.9.Le cycle thermique de la nitruration.**

## III.1 .Un peu d'Histoire de la tribologie :

Si l'usure est principalement le sujet de cette étude, elle se trouve souvent corrélée à des notions de frottement ou de lubrification. Ce phénomène s'inscrit dans une science plus vaste : la tribologie. La tribologie (du grec « tribos », frottement) fut tout d'abord définie comme « la science des surfaces en contact animées d'un mouvement relatif » (G. Salomon,1968).[21]

Plus récemment, Godet dira à son sujet : « Si la mécanique est la science du mouvement, la tribologie est la science qui contrôle le mouvement ».

On retrouvera la tribologie dans les applications industrielles les plus pointues (adhérence du contact roue / rail [20], impact de tubes dans les centrales nucléaires) [20] comme dans la vie de tous les jours (l'essuie-glace qui laisse une pellicule d'eau non homogène sur le pare-brise d'une voiture, la craie qui crisse sur un tableau, etc.). Ce qui explique combien l'histoire de l'humanité et celle de la tribologie sont liées [21].

La maîtrise du feu (vers 200000 av. JC) a été réalisée par la rotation d'une baguette de bois dure dans un morceau de bois tendre. L'industrie de la pierre polie s'est développée en contrôlant le frottement et l'abrasion.

Les plus anciennes civilisations, de la Mésopotamie jusqu'en Chine, se posaient déjà la question de, par exemple, déplacer des objets lourds d'un point à un autre avec le moins d'efforts possible. On citera à ce propos un fameux bas-relief d'une grotte de El-Bersheh, datant de l'Egypte des pharaons (1880 avant J.C.), montrant le rôle clef du tribologie de l'époque qui verse un lubrifiant lors du passage d'un convoi traînant un colosse de pierre.[21]

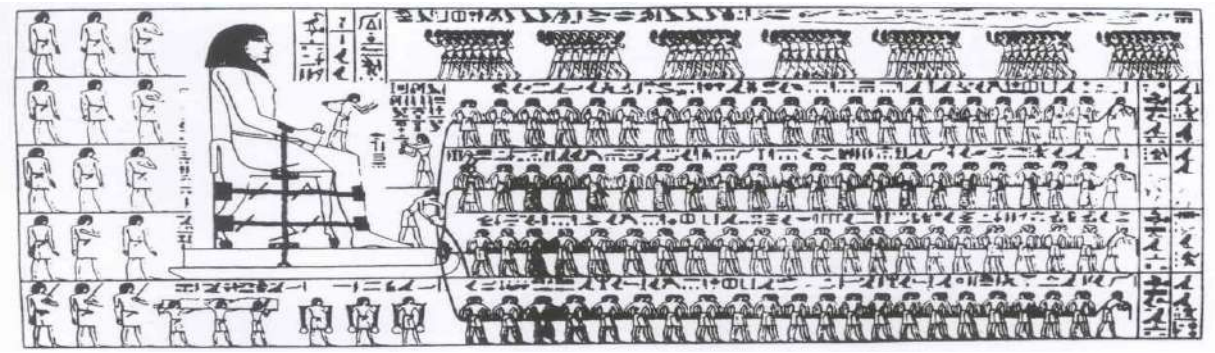


***Figure* III.1*: Bas relief de la tombe de Tehuti-Hetep, El-Bersheh (1880 av. J.C.) [21].***

On doit à Léonard de Vinci (XVe siècle) les premiers travaux sérieux de la tribologie « moderne », et en particulier les premiers efforts pour caractériser le frottement en fonction de la charge appliquée ou de la surface de contact, mais également l'usure suivant la direction de la charge appliquée.

Dans les siècles qui suivirent, la tribologie devient une science dans laquelle les français excellent : on citera les travaux marquants d'Amontons, menant à la définition du coefficient de frottement (rapport de la force résistante au mouvement sur la charge appliquée au contact), ainsi que ceux de Bélidor et Coulomb (XVIIIe siècle).

L'histoire de la lubrification (à l'aide d'un film fluide) se sépare de celle du frottement, de l'usure et de la lubrification solide , lorsque Reynolds (1882) concentre tout ses efforts (avec succès !) dans l'établissement d'un modèle analytique pour la lubrification, fondé sur les équations de la mécanique des fluides. On trouve donc aujourd'hui des modèles pertinent et éprouvés pour la lubrification [22],[23].

L'étude du frottement et de l'usure est alors largement laissée aux spécialistes des sciences des matériaux. Ceux-ci développe des îlots de connaissance (en réalisant des essays de frottement et d'usure au besoin, sur des cas particuliers), plutôt qu'une compréhension globale du phénomène d'usure.

Pour le frottement, Bowden et Tabor [24], ont développé cependant une approche originale du glissement entre surfaces rugueuses en prenant en compte les interactions entre rugosités, ainsi que leur comportement élasto-plastique.

On citera également les travaux de plusieurs auteurs [25],[26],qui mirent en évidence les instabilités de frottement (stick-slip).

En termes d'usure, les principales avancées concernent l'identification et l'établissement d'une liste de différents phénomènes suivant les conditions d'essais utilisées.

## III.2 .Mécanismes d'usure :

Une liste non exhaustive de mécanismes d'usure peut être dressée. Ces phénomènes, repérés dans des cas différents de contacts, peuvent en théorie s'appliquer tous en même temps, certains étant prépondérants par rapport à d'autres en fonction des conditions imposées.

## III .3.Les types d’usure :

### III .3.1.L’usure abrasive :

L’usure abrasive est un phénomène mécanique qui représente l’endommagement des surfaces par des aspérités (abrasion à deux corps) ou des particules « dures » (abrasion à trios corps). On différenciera le labourage (déplacement de matière et formation de bourrelets), prédominant pour les matériaux ductiles, de la coupe (enlèvement de matière), particulièrement repérée pour des matériaux fragiles [27].

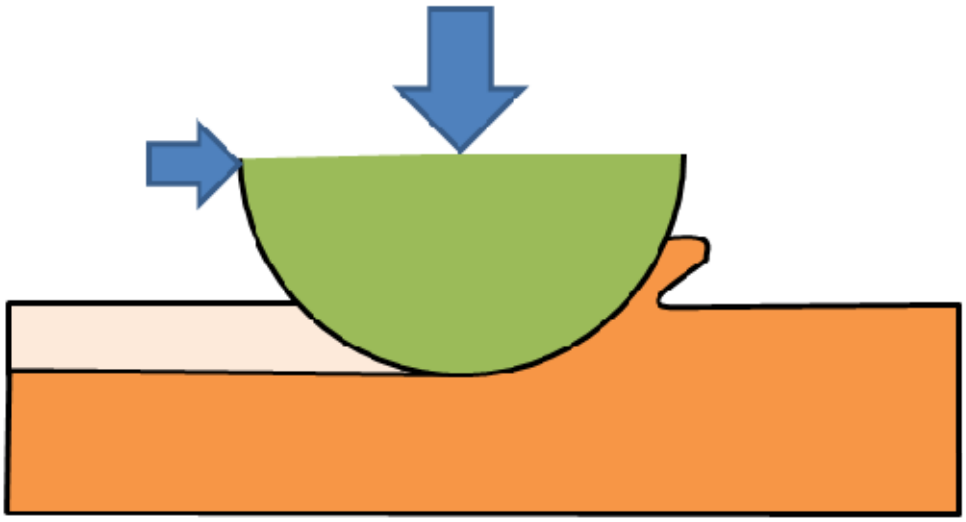


**Figure III.2 .Mécanisme de l’usure abrasive.**

### III .3.2.Usure adhésive :

L’usure adhésive fait appel à des notions de physico-chimie. Il y a formation de liaisons (intermoléculaires, interatomiques) à l’interface. On parle d’usure douce lorsqu’on a cisaillement de ces liaisons. L’usure sévère (aussi appelée « grippage ») apparaît lorsqu’il y a arrachement de matière de l’une des surfaces. D’où la formation d’un « film de transfert », collée à la surface Antagoniste [28].

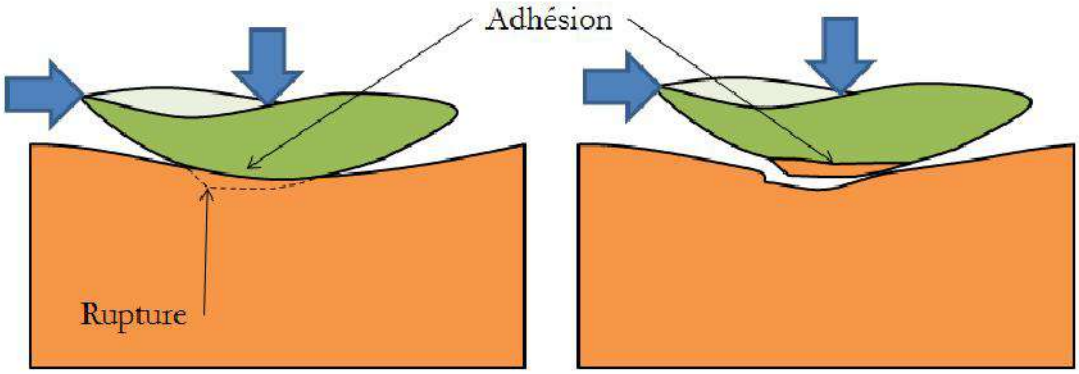



**Figure III.3. Mécanisme de l'usure adhésive.**

## III .3.3.Usure corrosive (ou tribochimique) :

L'endommagement est ici dominé par des réactions chimiques, et les produits de corrosion sont enlevés par action mécanique. Il y a formation de films inter-faciaux compactés.



**Figure III .4.usure corrosive.**

## III .3.4.Usure par fatigue :

Il y a formation de fissures dans les matériaux en présence, sous l'effet de gradients de contraintes cycliques. Les fissures se propagent vers la surface et il y a détachement de « grosses » particules dont la taille peut atteindre le millimètre.

On parlera particulièrement d'égrènement lorsqu'il y a formation de trous correspondant à la microstructure initiale des matériaux. Il y a « déchaussement » au niveau des joints de grains d'un métal par exemple.

On parle de délamination lorsque les déformations plastiques répétées des premiers corps conduisent à des fissures en sous-surface, parallèles à la surface. Il y a propagation des fissures le long du plan de cisaillement maximum [29],[30].

Malgré une somme importante de travaux sur l'usure, peu d'entre eux abordent le problème dans sa globalité.



**Figure III .5.usure par fatigue.**

## III.4. Lois d'usure :

Si l'usure est un phénomène bien identifié, elle n'a en revanche pas d'unité légale puisque ce n'est pas une grandeur physique, mais un phénomène. Elle représente la dégradation d'un contact, entraînant, dans un certain nombre de cas, une perte de fonction.

Une étude, datant du XVIIe siècle, sur l'usure des pièces de monnaies écossaises [21] établit une équivalence directe entre perte de masse et perte de fonction.

Mais à partir de cette date, très peu de réflexions globales ont été menées sur l'usure, jusqu'au milieu du XXe siècle, date à laquelle Archard [31] proposa une loi d'usure (portant son nom).

Plusieurs formes de la loi d'Archard peuvent être évoquées. La première (originale, issue de l'expérimentation), indique que le volume usé $V_u$ (c'est à dire le volume

perdu par un matériau qui glisse sur un autre) est proportionnel au produit de la distance parcourue *L* et de la force normale $F_n$ appliquée au contact :

$$Vu = a.Fn.L\ldots\ldots(\text{ III.1})$$

Une seconde forme fait intervenir la nature du matériau le plus mou par l'intermédiaire de sa contrainte d'écoulement $\sigma y$ et la surface *S* du contact :

$$Vu = b\frac{Fn.S}{\sigma y}\ldots\ldots\ldots(\text{ III.2})$$

Une forme dérivée de la première loi fait intervenir l'énergie dissipée dans le contact par le biais du produit *PV* (pression x vitesse de glissement), proportionnel à la vitesse d'usure *dh/dt* (*h* étant la profondeur de la piste d'usure).

$$\frac{dh}{dt} = c.P.V\ldots\ldots(\text{ III.3})$$

où *a*, *b* et *c* sont des coefficients de calage.

Mais cette loi plus générale, essentiellement théorique, s'applique difficilement à la réalité des contacts dans leur diversité.

La loi d'Archard sera par la suite adaptée de diverses façons par différents expérimentateurs pour coller aux expériences particulières qui les concernent.

Meng et Ludema citent plus d'une centaine de lois d'usure dont une grande partie sont adaptées de la loi d'Archard. On peut être frappé par la grande variété de ces lois, mais aussi par le nombre de variables en présence :

on en recense près de 600, dont une centaine apparaissent comme des paramètres réellement indépendants. Certains même, comme le module d'Young d'un matériau, apparaissent d'une loi à l'autre tantôt au nominateur tantôt au dénominateur.

Après un test d'usure, il est toujours possible de trouver une fonction qui corrèle plusieurs paramètres. Mais les paramètres utilisés sont fonction des moyens d'investigations disponibles et de la culture des chercheurs :

• la définition d'une surface de contact n'a pas de sens tant que l'on ne différencie pas une surface apparente (au sens de Hertz ) [33], et une surface réelle (puisque ce sont souvent

les débris d'usure qui supportent effectivement la charge),

• l'évaluation du « volume usé » pour caractériser l'usure est entièrement dépendante de la façon dont on nettoie la piste de frottement après un essai, etc.

Ce qui peut expliquer que la tribométrie ait donnée lieu à des corrélations entre paramètres qui ne sont « ni généralisables ni prédictives » [34].

Pour Meng et Ludema, ces lois apparaissent « si confuses que peu de concepteurs peuvent utiliser l'une ou l'autre […] avec confiance » [32]. Parmi celles-ci, on distinguera les lois théoriques (dérivées directement de la mécanique des contacts et de la loi d'Archard) et les lois empiriques (comme celle de Barwell ) [35], qui sont bien plus précises que les équations théoriques pour un type de test donné, mais qui sont valables seulement pour ce type de test.

## III.5.cartes d'usure :

Pour être plus général et surtout plus prédictif que toutes ces lois, Lim et Ashby ont dressé des cartes d'usure, représentations de résultats d'essais de type « pion-disque », pour définir des domaines de comportements identiques et des transitions entre différents régimes d'usure.

Le but étant ici de construire une base de données équivalente, par exemple, aux catalogues existants pour les caractéristiques d'élasticité des matériaux. Pour faciliter l'extrapolation à d'autres types de contacts, les résultats, donnés en terme de dégradation (usure douce, usure sévère, délamination, grippage), sont fournis en fonction d'une vitesse et d'une pression de contact adimensionnées.

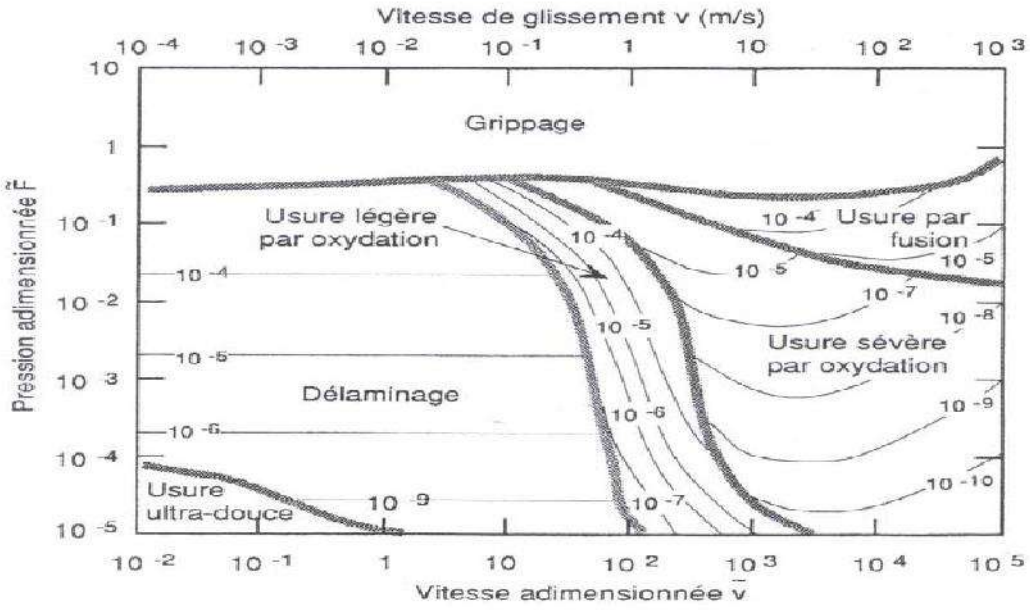



**Figure III.6.Carte d'usure pour un contact acier-fonte à sec pour une configuration pion-disque, d'après Lim et Ashy [36].**

Cette démarche prend vite une ampleur internationale, mais elle finit pourtant par être abandonnée, suite à de nombreux problèmes d'exploitations. Des paramètres non pris en compte jusque là apparaissent comme très importants : la raideur du contact imposée par le banc d'essai (tribomètre), la géométrie du contact (horizontale ou verticale, c'est-à-dire favorisant ou non la perte des particules d'usure), etc.

## III.6.Les outils pour advancer :

Ce partie regroupe trois étapes distinctes dans la construction d'une démarche pour l'analyse de l'usure, qui sera à la base de ce travail. Tout d'abord le concept de troisième corps fut proposé dans le but de mener une étude plus globale sur le frottement et l'usure. Des outils conceptuels ont ensuite pu voir le jour. Enfin, vu les difficultés pour appréhender l'usure expérimentalement, le développement d'outils numérique d'investigation est apparu comme une nécessité.

### III.6.1 Le concept de troisième corps :

Historiquement, l'étude des contacts secs est l'étude du frottement d'un matériau A sur un matériau B. On s'est ensuite intéressé aux propriétés des surfaces en contact (avec les notions de rugosité [24] puis d'énergie de surface [37]). Il faudra attendre les années 1970 pour que les contacts secs ne soient plus étudiés à travers des notions de volume ou de surface, mais à travers la notion d'interface.

C'est à cette époque que Godet [38],[39],[40],propose le concept de troisième corps pour réunir en une même approche les théories bien connues de la lubrification et les problèmes de frottement et d'usure qui peinent à être modélisés en lubrification solide. Dans le cas de la lubrification (fluide), on intercale effectivement un milieu à l'interface entre deux solides en contact, qu'on appellera les deux « premiers corps ». Ce milieu fluide est essentiellement artificiel : on impose généralement un film d'huile ou de graisse.Dans le cas d'un contact sec, on peut aussi trouver des exemples industriels (comme les paliers à poudres [41],[42],[43], où l'on impose un film inter-facial : cette fois-ci c'est un lit de particules solides.

Mais bien souvent aucun milieu artificiel n'est apporté. Pourtant, si l'on analyse les surfaces de contact après leur fonctionnement, on pourra y trouver des particules détachées de l'une des surfaces en contact (et bien souvent des deux surfaces à la fois). Ces particules sont appelées généralement particules d'usure. Le milieu à l'interface entre les deux solides en contact (premiers corps) est cette fois-ci un

ensemble de particules de tailles et de formes diverses, voir une pâte suivant la nature des premiers corps, les sollicitations mécaniques et l'action physico-chimique dû au milieu extérieur qu'il a subi. On parlera alors de troisième corps solide.

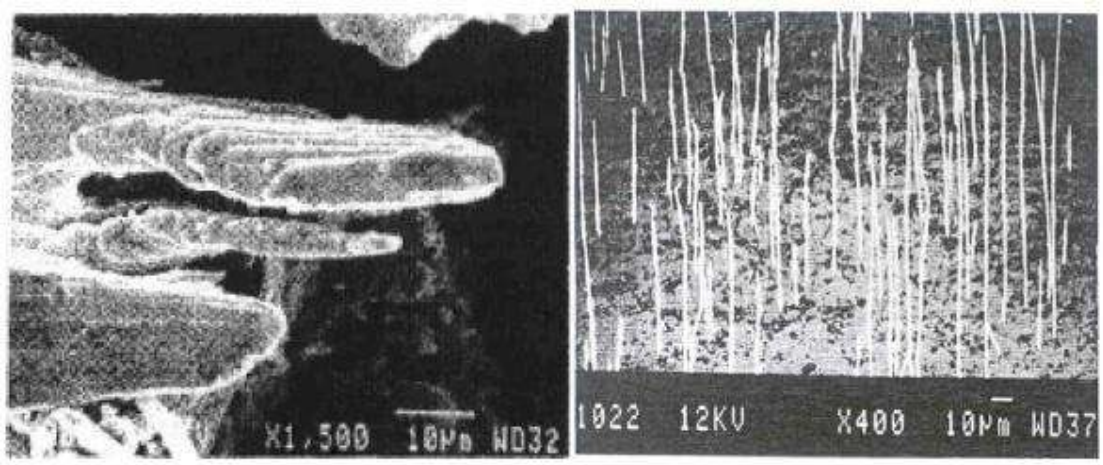



**Figure III.7. Deux types de particules de troisième corps - à gauche sous forme de plaquettes , à droite sous forme de rouleaux [44].**

Le troisième corps (fluide ou solide) a essentiellement trois fonctions [39] :

- IL transmet la charge appliquée au contact,
- IL participe à l'accommodation des vitesses entre les deux premier's corps,
- IL sépare les corps en contact, réduisant leurs interactions.

Le troisième corps pourra également permettre l'évacuation de la chaleur et empêcher par exemple l'oxydation des surfaces.

## III.6.2 Les outils conceptuels pour la lubrification solide :

Après un bilan des difficultés rencontrées avec les troisièmes corps solides, nous présenterons une démarche appropriée mettant en jeu des outils conceptuels.

## III .7.Les difficultés liées aux troisièmes corps solides :

On remarque que si les deux premiers corps doivent avoir de bonnes propriétés mécaniques pour la tenue du système (comme une bonne résistance au cisaillement), le troisième corps, en revanche, doit pouvoir être cisaillé facilement (pour accommoder la différence de vitesse des premiers corps). Si la lubrification fluide permet naturellement cette situation, le problème devient plus compliqué dans le

cadre des contacts secs. A part quelques exceptions (comme les paliers à poudre, voir plus haut), le troisième corps est fourni par les matériaux premiers corps en contact. Pour éviter « l'usure », l'approche naturelle d'un concepteur de matériaux serait de munir les surfaces en contact d'un revêtement « anti-dégradation », dont la fonction serait de protéger les volumes. En revanche, pour un tribologue, la fonction principale d'un revêtement est d'avoir une dégradation contrôlée qui fournisse un troisième corps de propriétés adéquates.

Dans certaines applications industrielles (spatiales par exemple), l'embarquement d'un système de lubrification fluide (pompes,…) des paliers ou des butées n'est pas permis. On dépose alors sur les surfaces un revêtement qui en se dégradant fournit le lubrifiant solide souhaité [45].

Un troisième corps solide représente cependant un certain nombre de particularités par rapport aux systèmes fluides.

Tout d'abord, son aspect discret, ou discontinu, implique une répartition de la pression appliquée au sein du contact qui est bien différente de la pression hertzienne habituellement employée en mécanique des contacts. La charge est supportée en effet par des îlots de particules ou de pâte qui sont soumis à des pressions de l'ordre du Giga Pascal (plutôt que du Méga Pascal dans les applications fluides traditionnelles).

Les particules détachées ainsi que les surfaces dégradées sont réactives au sens physicochimique et reçoivent l'effet du milieu ambiant, extérieur au contact. La lubrification solide est donc extrêmement sensible aux aspects d'oxydation ou d'humidité.

Comme indiqué plus haut, la nature et les propriétés du troisième corps sont bien souvent subies. D'où une grande difficulté pour déterminer la rhéologie de ce milieu. Si, comme en lubrification fluide, on peut considérer les lois de la dynamique et l'équilibre des masses dans le contact, en revanche le manque de lois de comportement pour les troisième corps solides empêche l'obtention d'équations analytiques générales régissant le contact, comme c'est le cas avec l'équation de Reynolds en fluide.

## III .8.Une démarche appropriée :

Pour palier à ce manque de formalisme, Berthier [46] propose une approche globale des problèmes de frottements, d'usure et de lubrification solide en considérant le « Triplet Tribologique » composé à la fois par :

• l'étude du mécanisme qui agit sur les conditions de contact (allant de la rigidité du contact, à sa géométrie dynamique),

• l'étude des matériaux premiers corps qui subissent les sollicitations tribologiques : ils se fissurent [29] ou se déforment [47], déterminant des zones élémentaires de contact et changent de phase ou de structure localement (TTS) [48],[49], avant de générer le troisième corps,

• et l'étude du troisième corps qui circule dans le contact et dont les fonctions sont présentées plus haut [50],[51],[52]. On remarquera que l'échelle d'investigation d'un contact s'étend de plusieurs mètres à quelques micromètres.

Pour étudier plus particulièrement la circulation de matière à l'intérieur et à l'extérieur du contact, Berthier propose le « Circuit Tribologique » (voir la Figure III .8) [53], qui est une représentation en deux dimensions des débits (massiques par exemple) de troisième corps sur un contact élémentaire. Outre le cadre de la lubrification solide, cette notion de circuit tribologique s'adaptera naturellement à la lubrification fluide.

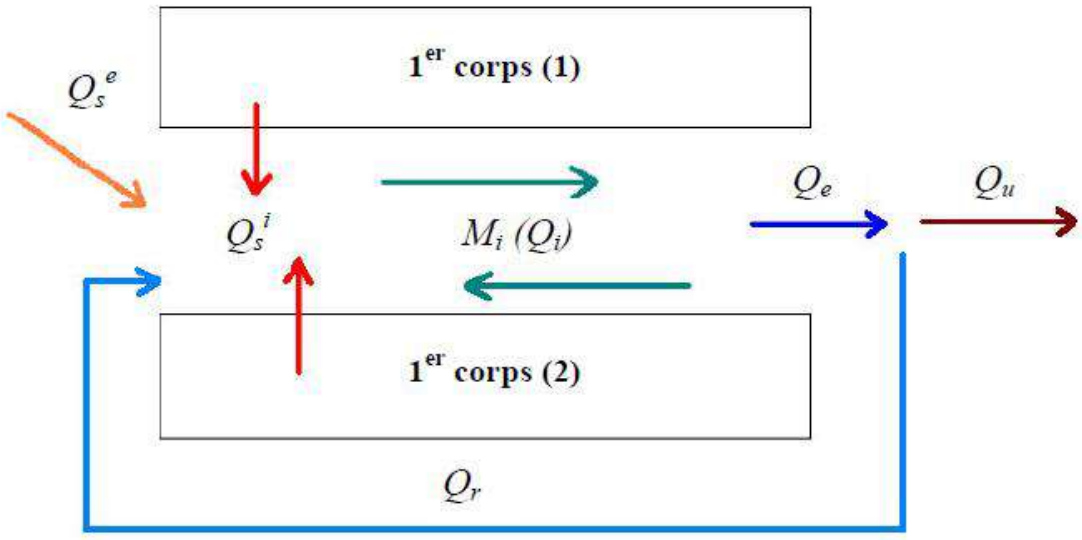



**Figure III .8.Le Circuit Tribologique.**

Le débit source interne $Q_s^i$ représente le détachement de particules causé par les TTS (Transformations Tribologiques de Surface [48],[49],la fissuration, etc. Il représente la formation d'un troisième corps naturel due à la dégradation des matériaux.

Le débit source externe $Q_s^e$ symbolise l'introduction d'un troisième corps artificiel dans le contact. Ce débit est rarement rencontré dans la réalité des troisièmes corps solides. Nous ne le considérerons donc pas dans cette étude. La notation *Qs* utilisée par la suite représente $Q_s^i$.

A la sortie du contact, le débit d'éjection *Qe* se différencie en deux composantes. Le débit de recirculation *Qr* est la partie du troisième corps éjectée qui rentre à nouveau dans le contact à un moment donné (on peut penser au cas d'un tribomètre pion-disque, où le troisième corps reste sur le disque). Le débit d'usure *Qu* représente le troisième corps qui est définitivement perdu pour le contact et qui ne peut plus participer à l'accommodation des vitesses.

A l'intérieur du contact, on peut définir un débit interne *Qi* de troisième corps. Cependant, dans cette étude, on s'intéressera plutôt à une masse globale *Mi* de troisième corps piégée dans le contact.

Le Circuit Tribologique représente l'équilibre des masses dans le contact. Cet équilibre peut être mis en équation en exprimant simplement la variation de masse à l'intérieur du contact comme la différence entre la masse des nouvelles particules de troisième corps et la masse des particules perdues :

$$\frac{dMi}{dt} = Qs - Qu \ldots\ldots\text{( III .4)}$$

Dans cette approche, on remarquera l'aspect novateur de la définition de l'usure. L'usure n'est plus représentée par une masse perdue par les matériaux premiers corps (ce qui correspondrait au débit source interne de troisième corps). Elle est maintenant représentée par la fuite des particules hors du contact, qui deviennent alors des particules d'usure. Tant que les particules restent dans le contact, elles ont un rôle actif de support de la charge, d'accommodation des vitesses, etc.

Ceci va dans le sens de Meng et Ludema [32],[40] qui proposent d'abandonner les efforts pour modéliser l'usure en une liste de mécanismes d'usure, mais plutôt de s'intéresser à une description complète des événements macroscopiques sur les surfaces de contacts, qui

inclut la description de la formation et du mouvement des particules à l'interface.

Cette approche novatrice a ouvert de nouvelles pistes pour l'analyse d'essais expérimentaux de frottement et d'usure [54],[55]. Elle a su apporter des réponses précises à un certain nombre de problèmes industriels [20],[56].

Cependant, la tribométrie, seule, donne des informations difficilement extrapolables car elle ne maîtrise pas suffisamment les conditions locales de contact. Il est encore difficile actuellement de déterminer les mécanismes d'accommodation des vitesses et de détachement de particules [34].

Des simulations numériques sont donc menées en complément des investigations expérimentales, permettant à la fois :

• de palier aux insuffisances de l'instrumentation expérimentale en fournissant une instrumentation locale qui ne perturbe pas les phénomènes (il est actuellement impossible d'instrumenter expérimentalement un contact à son échelle)

• d'isoler les paramètres pertinents, en faisant varier un seul paramètre à la fois de manière contrôlée (ce qui est également impossible expérimentalement).

## IV.1. Introduction :

L'objectif principal de notre étude est d'analyser le comportement tribologique de quatre alliages en fontes grise faiblement alliées sur un tribomètre pion-disque.
Les pièces brutes de coulée ainsi que celles traitées thermiquement, ont été soumise aux tests d'usure par frottement abrasif.
Le frottement abrasif tente à simuler l'usure des cylindres de laminoirs afin de situer la résistance à l'usure de ces nuances.

## IV.2.Dispositif expérimental : Essai d'usure par frottement

L'essai est effectué sur machine tribomètre CSM voir figure IV.1,
Appartenant à laboratoire des matériaux Bab el Zouar. le principe consiste à faire frotter une bille en acier 100Cr6 d'un diamètre déterminé en contact avec la surface de l'échantillon sous une charge prédéterminée.

Le dispositif est monté sur un bras de levier, et associé à un capteur de déplacement. Le coefficient de frottement est déterminé pendant l'essai en mesurant la flèche de cette bras élastique. Les taux d'usure des échantillons sont calculés en déterminant la perte de volume pendant le test. La formule pour déterminer le taux d'usure WS est donnée par:

$$Ws = \frac{V}{D.Fn} \text{.....( IV.1)}$$

$V$: Le volume de matière perdue.
$D$: la distance parcourue.
$Fn$: La force normale appliquée à l'échantillon ($N$).

$$V = 2\pi R[r^2 \arcsin\left(\frac{d}{2r}\right) - \left(\frac{d}{4}\right).\sqrt{4r^2 - d^2}\,] \text{..... ( IV.2)}$$

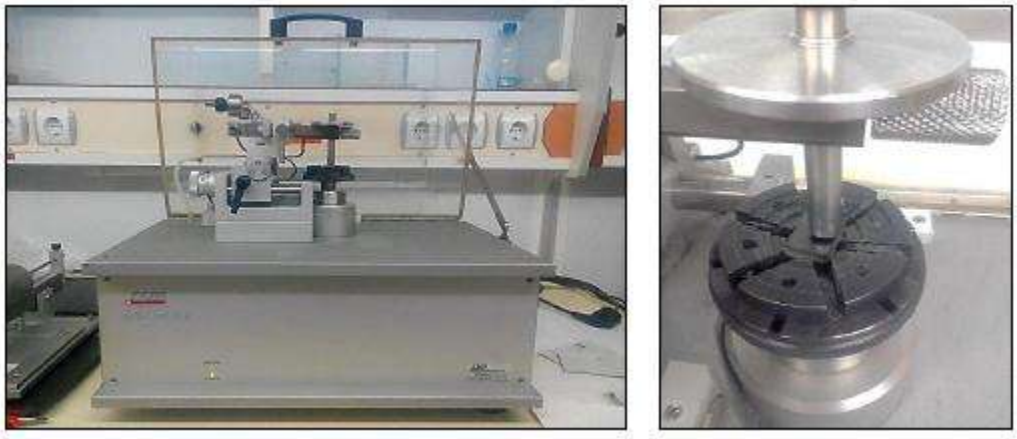


**Figure IV.1. Tribomètre USTHB** .

$R$: rayon de la piste d'usure .

$r$: rayon de la bille .

$d$: Largeur de la piste d'usure .

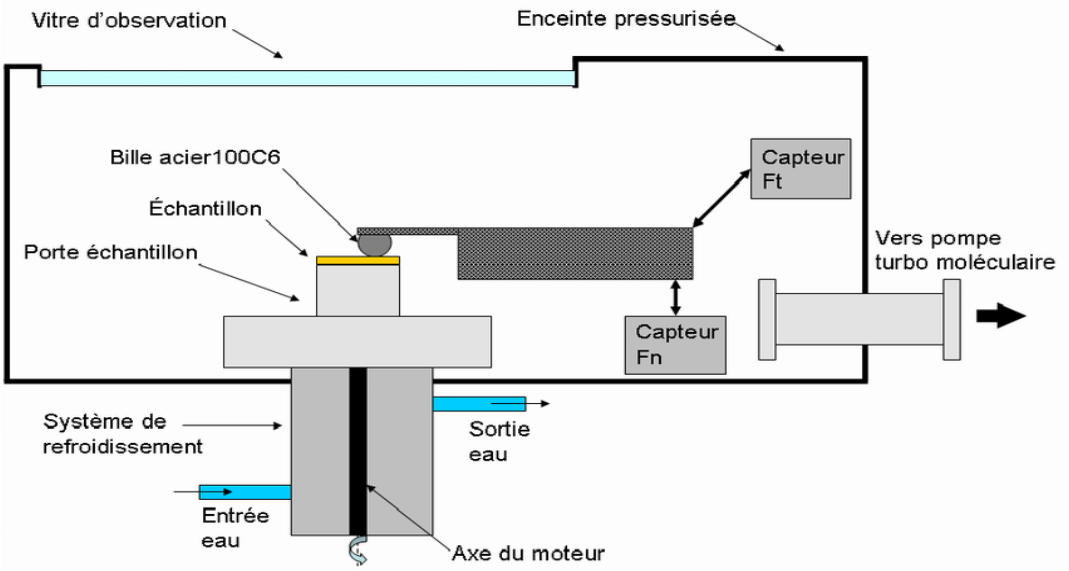
L'analyse tribométrique facilite l'étude des mécanismes de frottement pour une grande variété de matériaux couple avec ou sans agent lubrifiant. En outre, le contrôle des paramètres de test tels que la vitesse, la pression de contact, la fréquence, la durée de l'essai et les paramètres environnementaux possible de reproduire les contraintes réelles d'utilisation de ces matériaux. Les instruments peuvent fournir un mouvement de rotation ou alternatif de l'échantillon. Un point particulier de ces instruments est basé sur la possibilité d'interrompre l'essai dès que le coefficient de frottement atteint une valeur prédéfinie ou lorsque plusieurs cycles sont réalisés. De plus, Le tribomètre est équipé d'une enceinte de confinement afin d'utiliser l'instrument sous conditions de température atmosphérique contrôlées.

Les tests effectués par tribomètre conforme aux normes ASTM G99 et DIN 50324.

Les spécifications du tribomètre CSM sont:

**Tableau IV.1. Les spécifications du tribomètre CSM .**

| | Nano | Micro |
|---|---|---|
| Gamme de force normale | 50 µN − 1 N | jusqu'à 60 N |
| Force tangentielle maximale | 10 µN − 1 N | 10 N |
| Température maximale | − | 1000 °C |
| Vitesse de rotation | 1 − 100 rpm | 0.3 − 500 rpm |
| Rayon de test en rotation | 30 µm − 10 mm | 30 mm |
| Vitesse de déplacement linéaire | 10 − 500 µm | 60 mm |
| Longueur du déplacement linéaire | jusqu'à 10 mm / s | jusqu'à 100 mm / s |
| La fréquence | 0.1 − 10 Hz | 1.6 Hz |
| Mesure de profondeur | 20 nm − 50 µm | jusqu'à 1,2 nm |




**IV.2.Dispositif expérimental du tribomètre.**

**IV.3.paramètres tribologiques :**

Tribomètre module / Version 4.4.U

**Acquisition :**

- Rayon : 9,00 [mm]
- Vitesse lin. : 20,00 [cm/s]
- Force normale : 10,00 [N]
- Condition d'arrêt : 180,16 [m]

Ou $\mu > 1,00$

- Arrêt effectif : Mètres
- Taux d'acquisition : 40,0 [Hz]

**Echantillon :**

- Couche :
- Substrat : PMMA
- Fournisseur : USHB

**Partenaire statique :**

- Dimension : 6,00 [mm]
- Géométrie : Bille

**Environnement**

- Température : 20,00 °C
- Humidité : 40,00 [%]

## IV.3.1.Les caractéristique de notre travail :

- Géométrie de la pointe : bille.
- Matériaux de la pointe acier 100Cr6.
- Rayon : 3mm.
- Vitesse : 20 cm\s.
- Distance : 180 m.
- Température : 20°C.

## IV.4.Elaboration et composition chimique :

### IV.4.1.Elaboration :

A l'aide d'un four à induction de 100 kg ,on a élaboré les fontes dant les composition obtenues sont données dans le tableaux IV.2 .

Pour chaque nuance, on a coulé une éprouvette pour analyse spectrométrique et des jets de diamètre 50mm et longueur de 400mm pour essais mécaniques, tribologiques et métallographiques. L'inoculation a été réalisé avec 0,2% de Ferro-silicium (à 65% Si ) . la fonte en fusion a été versé à 1450°C directement dans un petit moule en sable.

les charges enfournées dans le four sont constitue de matières premières commerciaux :fonte neuve et ferro-alliages.

- fonte hématite de composition moyenne : 3.2 à 3.8 % de C , 3 à 3.5 % de Si ,0.6 à 0.75 % de Mn , <0.04 % de S ,<0.1 % de P .

- Ferro-chrome à bas carbone : 70%Cr, 0.25%Si, O.025%C

-Ferro-manganèse :(76%Mn)
-Ferro-silicium : (75% si )

-Cuivre (pur à 99%)

Après fusion, le métal liquide est porté à 1500°C avant d'être transféré dans une poche de coulée préalablement préchauffée par bruleur à gaz.

Lorsque la température redescendue vers 1400°C, le métal est coulé dans des moules en sables, chaque moule permet l'obtention de quatre échantillons pour test d'usure, dureté, traction,métalographie,etc ...

## IV.4.2. Composition chimique :

**Tableau IV.2. Composition chimique des différents alliages.**

| Fontes | C % | Si% | Mn% | P % | S% | Cr% | Cu% |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alliage1** | 3.26 | 2.31 | 0.33 | 0.11 | 0.04 | 1.01 | 1.23 |
| **Alliage2** | 3.24 | 1.98 | 0.23 | 0.06 | 0.03 | 0.46 | 0.97 |
| **Alliage3** | 3.34 | 2.01 | 0.28 | 0.079 | 0.021 | 0.68 | 1.09 |
| **Alliage4** | 3.23 | 2.20 | 0.21 | 0.091 | 0.023 | 0.37 | 1.21 |

### IV.5. Préparation des échantillons :

### IV.5.1. Usinage des échantillons:

Les quatres échantillons pour traction ont été réalisés à partir des barres de fonte de coulé d'une longueur de 400mm et de diamètre de 50mm. La barre de la fonte découpée sous la forme et les dimensions voulues (R=35mm, L=25mm) à l'aide d'une scie mécanique, puis elles ont été passés par les poste d'usinage (tournage et fraisage) pour test d'usure et métallographie.

### IV.5.2. Traitements thermiques des échantillons :

Les traitements étudiés sur petites échantillons, en particulier les traitements d'austénitisation suivi d'une trempe à l'air soufflé pour éviter la rupture des pièces .on a appliqué pour ces fontes le traitement thermique suivant:

-chauffage jusqu'à 910°C .

- maintien de 70 minutes suivie d'une trempe à l'air soufflé pour chaque fonte on a effectué un revenu de (100 à 500°C).

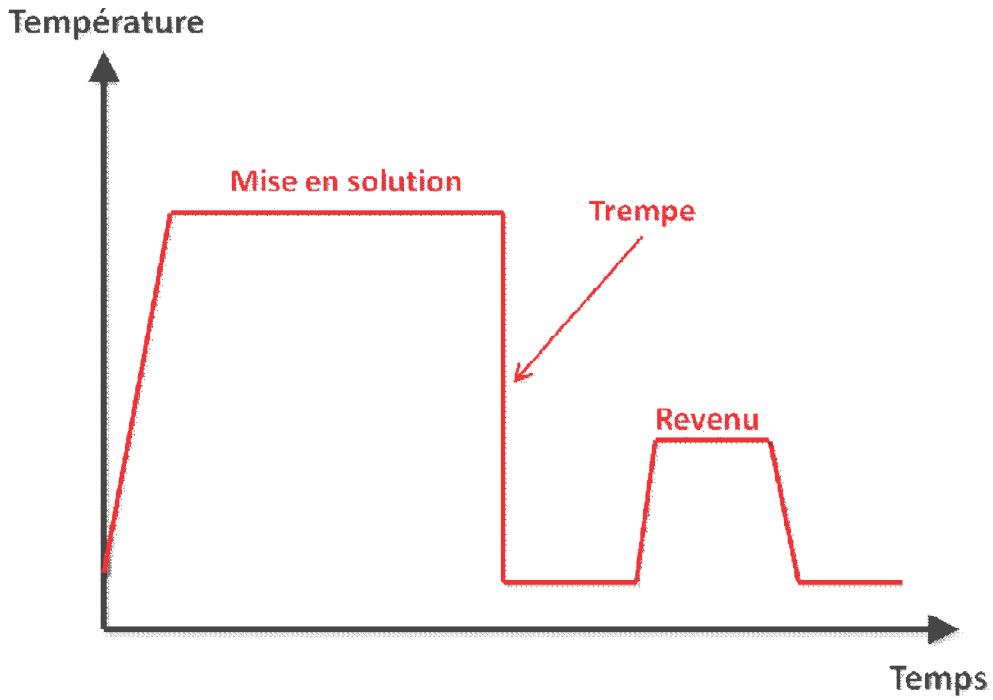



**Figure IV.3.Cycle d'un traitement thermique de trempe et revenu.**

## IV.5.2.1. Trempe :

La trempe est utilisée pour augmenter la dureté, la résistance à la rupture mais diminue la résilience et l'allongement. On a mis les échantillons dans un four électrique de type "Nabertherm" à une température de 910°C.

- Maintien en cette température pour permettre une austénitisation complète, la durée de maintien dépend de l'épaisseur de la pièce (70 minutes).
- Refroidissement brusque, en trempant les pièces par jet d'air soufflé.



**Figure IV.4.Four de traitements thermique.**

### IV.5.2.2.Revenu :

Le revenu est pratiqué après trempe pour supprimer les tensions internes qui ont pris naissance au moment de refroidissement brutal et diminuer la fragilité du métal (augmentation de la résilience K). Il a l'inconvénient d'atténuer Rm et H.

Le processus opératoire du revenu est le suivant :

. Chauffage selon les résultats souhaités (dureté).
. Maintien en température (la durée est aussi en fonction du volume de la pièce à traiter) généralement entre 1h à 2h.
. Refroidissement lent (à l'air).

## IV .6.Microstructure :

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

### IV.6.1. Le polissage :

Le polissage dans notre cas est obtenu manuellement, vise à rendre les surfaces uniformes. Il consiste à abraser la surface sous une charge constante, à l'aide de papiers revêtus de carbure de silicium (SIC) à indice de granulation progressif jusqu'à 1000 pour connaitre la structure des matériaux avant et après le traitement thermique . Des tourets de polissage dont la vitesse est de 300 tr/min, équipés d'un système d'arrosage a l'eau courante pour éviter l'échauffement des échantillons (figure IV.5.).

La diminution de la taille des grains d'abrasif d'un papier à l'autre permet d'affiner progressivement l'état de polissage et de diminuer la rugosité moyenne



**Figure IV.5. Polisseuse.**

### IV.6.2.Réactif d'attaque :

Avant l'étude micrographique, l'échantillon subi une attaque chimique au Nital, utilisé pour les examens des structures des fontes faiblement alliés et non alliés. Le Nital est une solution à 4 % d'acide nitrique ($HNO_3$ ) dans de l'éthanol ($C_2H_5OH$). La surface obtenu par polissage de la coupe est plongée 10 à 15 secondes dans cette solution, à nouveau nettoyée à l'éthanol et séchée à l'air chaud. Cette dernière opération est très délicate, car il ne faut laisser aucune trace sur la surface. Pour l'attaque du magnésium deux solutions chimiques sont utilisées. Le Nital (4% $HNO_3$+ 96% $C_2H_6O$) révèle la structure des grains alors que la deuxième à base d'acide ortho phosphorique (12% $H_3PO_4$+ 88% de $C_2H_6O$) révèle les joints de grains. Pendant et après essai, la première observation est visuelle et orientée perpendiculairement. Trois types d'observations ont été réalisés pour suivre l'évolution de la structure dans tout le volume de l'échantillon.



**Figure. IV.6.Microscope Optique.**

## IV .7.Caractéristiques mécaniques :

## IV .7.1.Dureté :

La dureté d'un matériau définit la résistance qu'oppose une surface de l'échantillon à la pénétration d'un poinçon, par exemple une bille en acier trempé (dureté Brinell) ou une pyramide en diamant (dureté Vickers). S'il y résiste bien, il est dit dur, sinon il est dit mou. La dureté se mesure sur différentes échelles selon le type de matériau considéré.

### IV.7.1.1.Dureté Rockwell :

Les essais de dureté Rockwell sont des essais de pénétration en mécanique. Il existe en fait plusieurs types de pénétrateurs qui sont constitués d'un cône en diamant ou d'une bille en acier trempé polie. Pour obtenir une valeur de dureté Rockwell, on mesure une pénétration rémanente du pénétrateur sur lequel on applique une faible charge.

#### IV.7.1.1.1.principe :

L'essai se déroule en trois phases :

- application sur le pénétrateur d'une charge initiale $F_0$= 98 N(soit 10 kgf). Le pénétrateur s'enfonce d'une profondeur initiale. Cette profondeur étant l'origine qui sera utilisée pour mesurer la dureté Rockwell.
- application d'une force supplémentaire $F_1$. Le pénétrateur s'enfonce d'une profondeur de P.
- relâchement de la force $F_1$ et lecture de l'indicateur d'enfoncement.

La valeur de r étant l'enfoncement rémanent obtenu en appliquant puis en relâchant la force $F_1$.

La valeur de dureté est alors donnée par la formule suivante :

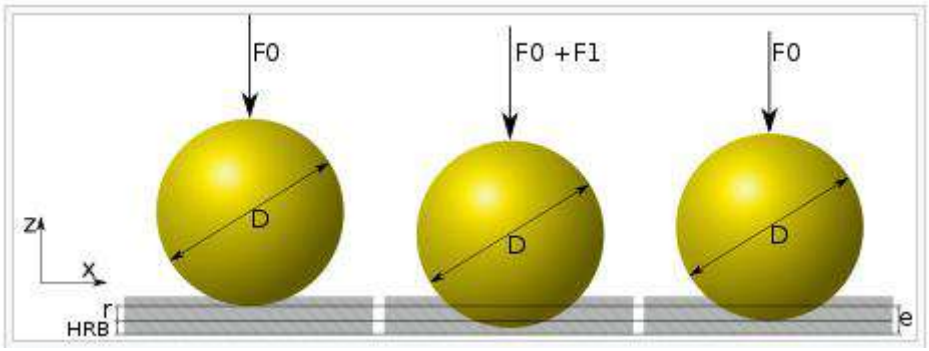
- Échelle B

$$HRB = 130 - r \ldots\ldots (\text{IV.3})$$

- Échelle C

$$HRB = 100 - r \ldots\ldots (\text{IV.4})$$

Une unité de dureté Rockwell correspondant à une pénétration de 0,002 mm.




**IV.7.Principe de la dureté Rockwell (échelle B, bille en acier).**

### IV.7.1.2Dureté Brinell :

L'échelle de Brinell mesure la dureté de matériaux, par la compression d'une bille, généralement en acier sur le matériau que l'on désire tester.

#### IV.7.1.2.1.Principe :

La méthode consiste à appliquer sur la surface du matériau dont on veut mesurer la dureté une bille en matériau dur d'un certain diamètre **D** avec une force **m** donnée, mesurée en kilogramme-force selon les conventions de notation pendant une durée **t**. Après retrait, on mesure la taille de l'empreinte laissée, une calotte sphérique de diamètre **d**.

La dureté Brinell ou nombre de Brinell est notée *HB* ou *BH*, le sigle complet est BHN pour *Brinell Hardness Number*.

Les formules permettant d'obtenir une valeur sur l'échelle de Brinell sont les suivantes :

$$HB \approx 0.0649.\frac{F}{D.(D-\sqrt{D^2-d^2}} \text{.....( IV.5)}$$

$$HB = \frac{2.F}{g.\pi.D.(D-\sqrt{D^2-D^2}} \text{.....( IV.6)}$$

**HB** = Dureté Brinell.

**F** = Force appliquée [N]

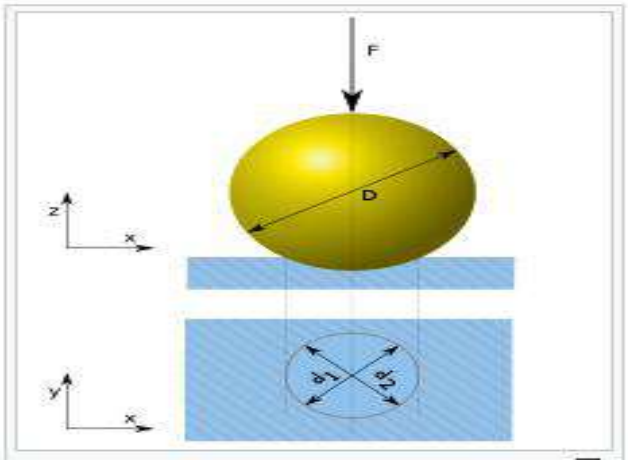
**D** = Diamètre de la bille. [mm]

**d** = Diamètre de l'empreinte laissée par la bille. [mm]

**g** = Accélération terrestre [-] (9,80665)

La dimension de HB est celle d'une pression : F/S une force divisée par une surface. C'est la force appliquée rapportée à la surface de la calotte sphérique de la déformée, c'est-à-dire la pression de contact hors déformation élastique comme dans les autres essais comme Rockwell (HRB ou HRC) ou Vickers (HV). Les différents essais donnent les valeurs approchantes les uns des autres, à l'influence près, de la forme du pénétrateur.

Bien qu'homogène à une 'contrainte de résistance à la pénétration', la dureté doit être exprimée, selon les normes, comme un nombre sans dimension.




**IV.8.Schéma de principe du dureté Brinell.**

## IV.7.2.Résistance a la traction :

Un **essai de traction** est une expérience de physique qui permet de :

- déterminer le comportement élastique d'un matériau ;
- mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau;

et ce dans un état de contrainte uniaxiale.

Certains objets manufacturés doivent avoir un minimum de solidité pour pouvoir supporter les charges, le poids et bien d'autres efforts. L'essai de traction permet de caractériser les matériaux, indépendamment de la forme de l'objet sollicité, ou la performance d'un assemblage mécanique. Comme tout essai mécanique, l'essai de traction reproduit une sollicitation simple, donc éloignée des sollicitations réelles, mais facilement maîtrisable et reproductible. Cet essai ou expérience consiste à placer une petite barre du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur la barre jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force appliquée, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte. Une variante moderne des essais de traction consiste à utiliser la force centrifuge sur un assemblage pour générer une contrainte de traction. Lorsque la valeur limite de résistance à la traction (exprimée en MPa ou N) d'un assemblage ou d'un collage est égale à la force centrifuge appliquée, on génère la rupture de ceux-ci et enregistre la limite de rupture. L'avantage consiste à réaliser des tests en batterie sur plusieurs éprouvettes soumises à une contrainte strictement identique lors de l'essai.

L'essai de traction donne plusieurs valeurs importantes :

- le module de Young, $E$, ou module d'élasticité longitudinale, exprimé en mégapascals (MPa) ou en gigapascals (GPa) ;
- la limite d'élasticité (lorsqu'elle existe), $R_e$, $\sigma_e$, $\sigma_y$ ou $f_y$ (*yield stress*), qui sert à caractériser un domaine conventionnel de réversibilité ;
- la résistance à la traction $R_m$, $\sigma_m$ ou $f_u$ (limite ultime), qui définit la limite à la rupture ;
- l'allongement à la rupture $A\%$, qui mesure la capacité d'un matériau à s'allonger sous charge avant sa rupture, propriété intéressante dans certaines applications ;
- le coefficient de Poisson $\nu$, qui correspond à la proportion entre la déformation transversale (diminution de section) et la déformation longitudinale (allongement relatif) de la pièce dans le domaine élastique.



**IV.9.Essai de traction terminé**.

## IV.8.Test d'usure :

### IV.8.1.Déroulement des essais :

Chaque essai est fait sur un trajectoire circulaire d'un longueur 180 mètres et de rayant de R=9mm entre le centre de l'échantillon et le centre de trajectoire de la bille à une vitesse uniforme de 20cm\s , dans une atmosphère ambiante.

### IV.8.2.Charge normale appliqué :

Une charge normale *N* est appliquée à l'aide des masses directement sur les surfaces des échantillons . Elle est constante (10N).

**IV.9.Mesure des dimensions de la piste :**

L'usure est déterminée par le calcul de la dimension du trace de bille sur les échantillons tel que :

La surface et la profondeur à l'aide d'un logiciel qui traite les images "image type"

Ce logiciel est intégré au microscope à force atomique de laboratoire de l'université de Médéa Voici quelque exemple pour mesure des dimensions de la piste :

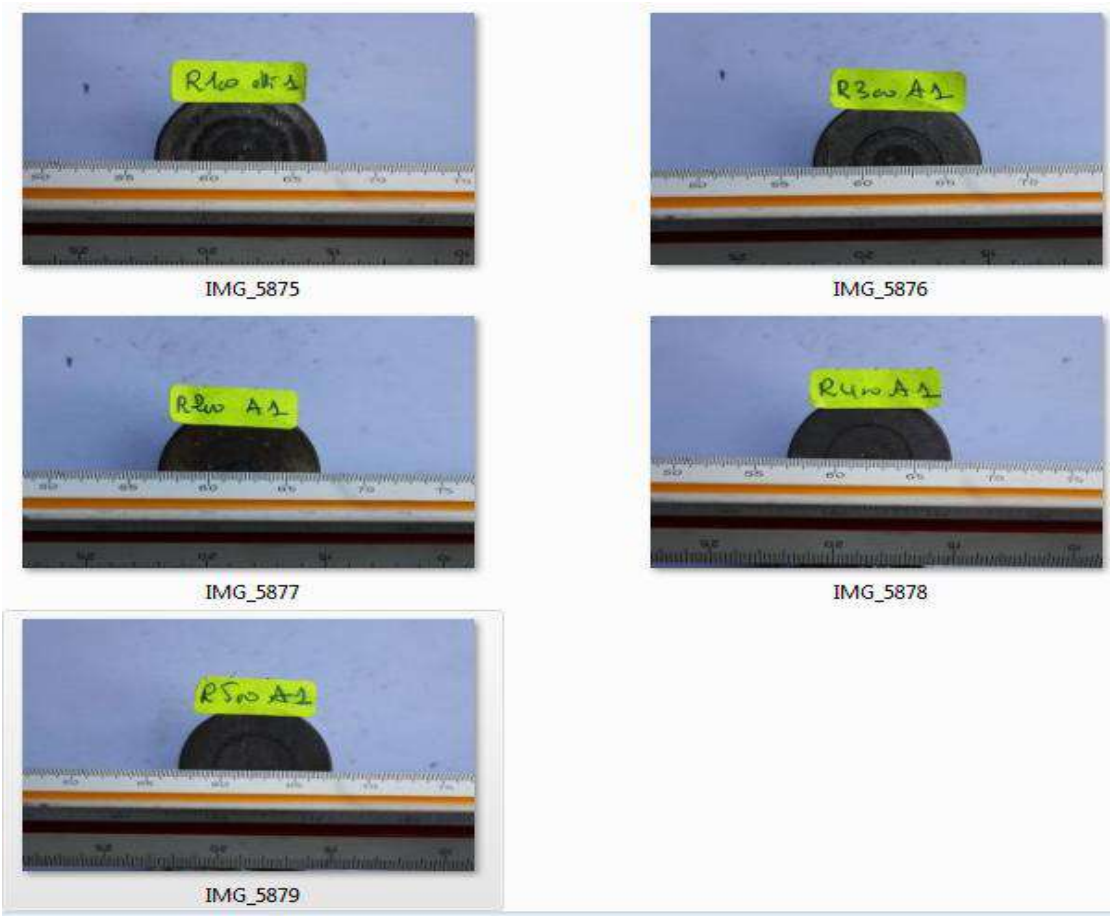



**Figure IV.10. Mesure de différentes dimensions de la piste pour l'alliage1 à l'aide de logiciel d'image type**

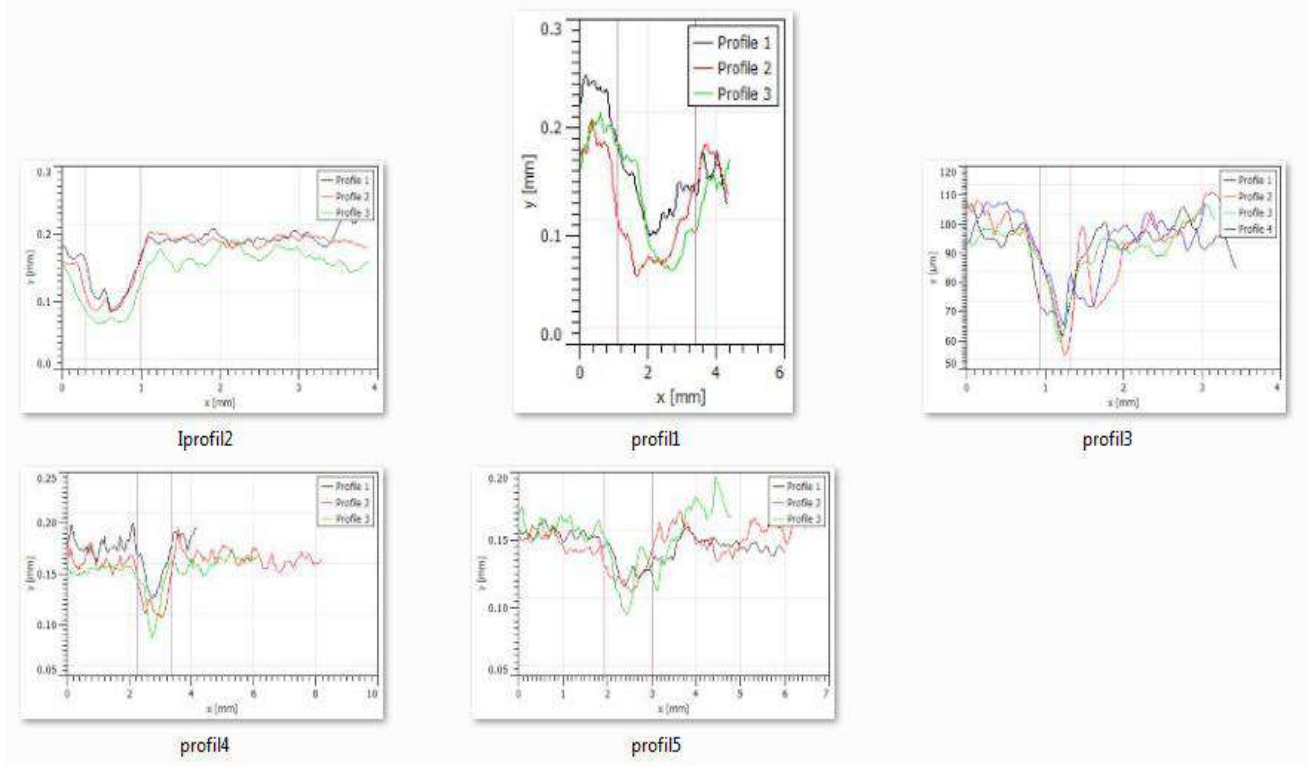



**Figure IV.11. Mesure des différentes dimensions de la piste pour l'alliage1.**

**Tableau IV.3.exemple de calcul des dimensions de la piste.**

| | Température de revenu ( °C) | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Alliage1 | 100 | 200 | 300 | 400 | 500 |
| Epaisseur (mm) | 1.66 | 0.684 | 0.726 | 1.10 | 1.10 |
| Profondeur (µm) | 3.8 | 0.1 | 4.69 | 9.7 | 10.1 |

## IV.9.Résultats d'usure après les traitements thermiques appliqués :

**Tableau. IV.4.Résultats d'usure après les traitements thermiques appliqués.**

| Les alliages | numéro | Largeur de la couronne (mm) | profondeur de la couronne en µm | S | V ($mm^3$) | W ($mm^3/N\cdot m$) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Alliage1 | 5875 | 1,66 | 3,8 | 7.34 | 0.027892 | 1.54956E-05 |
| | 5876 | 0,684 | 0,1 | 8.316 | 0.0008316 | 0.000000462 |
| | 5877 | 0,726 | 4,69 | 8.274 | 0.03880506 | 2.15584E-05 |
| | 5877 | 1,10 | 9,7 | 7.9 | 0.07663 | 4.25722E-05 |
| | 5879 | 1,10 | 10,1 | 7.9 | 0.07979 | 4.43278E-05 |
| Alliage2 | 5860 | 2,15 | 15,3 | 6.85 | 0.104805 | 0.000058225 |
| | 5861 | 3,3 | 22,9 | 5.7 | 0.13053 | 7.25167E-05 |
| | 5862 | 2,28 | 8,5 | 6.72 | 0.05712 | 3.17333E-05 |
| | 5863 | 2,48 | 4,8 | 2.48 | 0.011904 | 6.61333E-06 |
| | 5864 | 1,95 | 9,3 | 7.05 | 0.065565 | 0.000036425 |
| Alliage3 | 5870 | 2,32 | 19,4 | 6.68 | 0.129592 | 7.19956E-05 |
| | 5871 | 1,95 | 24,3 | 7.05 | 0.171315 | 0.000095175 |
| | 5872 | 2,01 | 16,2 | 6.99 | 0.113238 | 0.00006291 |
| | 5873 | 2,24 | 1,4 | 6.76 | 0.009464 | 5.25778E-06 |
| | 5874 | 1,76 | 5,5 | 7.24 | 0.03982 | 2.21222E-05 |
| Alliage4 | 5865 | 1,14 | 11,5 | 7.86 | 0.09039 | 5.02167E-05 |
| | 5866 | 0,85 | 23,9 | 8.15 | 0.194785 | 0.000108214 |
| | 5867 | 1,01 | 3,3 | 7.99 | 0.026367 | 1.46483E-05 |
| | 5868 | 0,959 | 0,1 | 8.041 | 0.0008041 | 4.46722E-07 |
| | 5869 | 1,18 | 16,9 | 7.82 | 0.132158 | 7.34211E-05 |

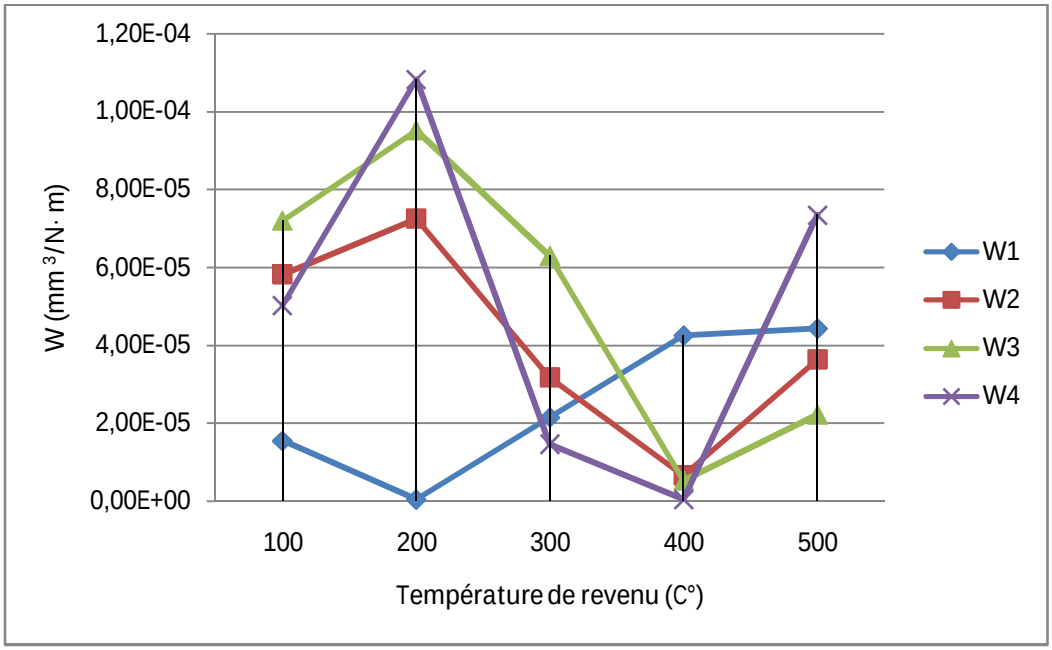



**Figure IV.12. Taux d'usure W en fonction de température de revenu (C°).**

La formule de calcule de taux d'usure (Wear rate) W (mm $^3$/N· m

$$W = \frac{V}{N.L} \text{.....(IV.7)}$$

V : Volume d'usure (mm$^3$) ;

N : La charge normale (N) :10N

L : La distance parcourue (m) :180m

$$V = Pr.S \text{.....(IV.8)}$$

Pr : Profondeur de la couronne (mm) ;

$S$ : Section de la couronne (mm$^2$)

$$S = \pi.(R^2 - (R-1)^2) \text{.....( IV.9)}$$

R : Rayon du centre de l'éprouvette 9(mm)

$l$ : Largeur de la couronne (mm).

## Interprétation :

D'après le graphe du taux d'usure en fonction de la température de revenu des quatre nuances on peut conclure que :

-La variation de taux d'usure en fonction de la température de revenu de chaque alliage sont représenté graphiquement sur la figure IV.12.

-La perte d'usure augmente graduellement avec l'augmentation de la température de revenu.

-La perte d'usure est plus bas à 100 °C.

-La perte d'usure présente un pic à la température de revenu 400°C, qui se traduite à faible taux d'usure.

-L'augmentation du taux l'usure à la température de 500°C peut être attribué à l'adoucissement de la matrice ferittique associé la coalescence de carbures de fer.

-à 400°C le taux d'usure est chuté à une valeur minimale cette tendance est observé dans toute les alliages examinés. Ceci est probablement du à une température de revenu optimal ou la dureté est modérée et le taux d'usure est plus bas.

-Faible taux d'usure est enregistré pour température de revenu à 400°C, et ce probablement due au durcissement par précipitation des carbures dans la matrice .

-En fait la comparaison entre les quatre nuances en terme du taux d'usure, on peut signaler que l'alliage1 à le moins taux d'usure parmi les quatre nuances, et ce éventuellement par la présence d'un pourcentage de Cr élevé.

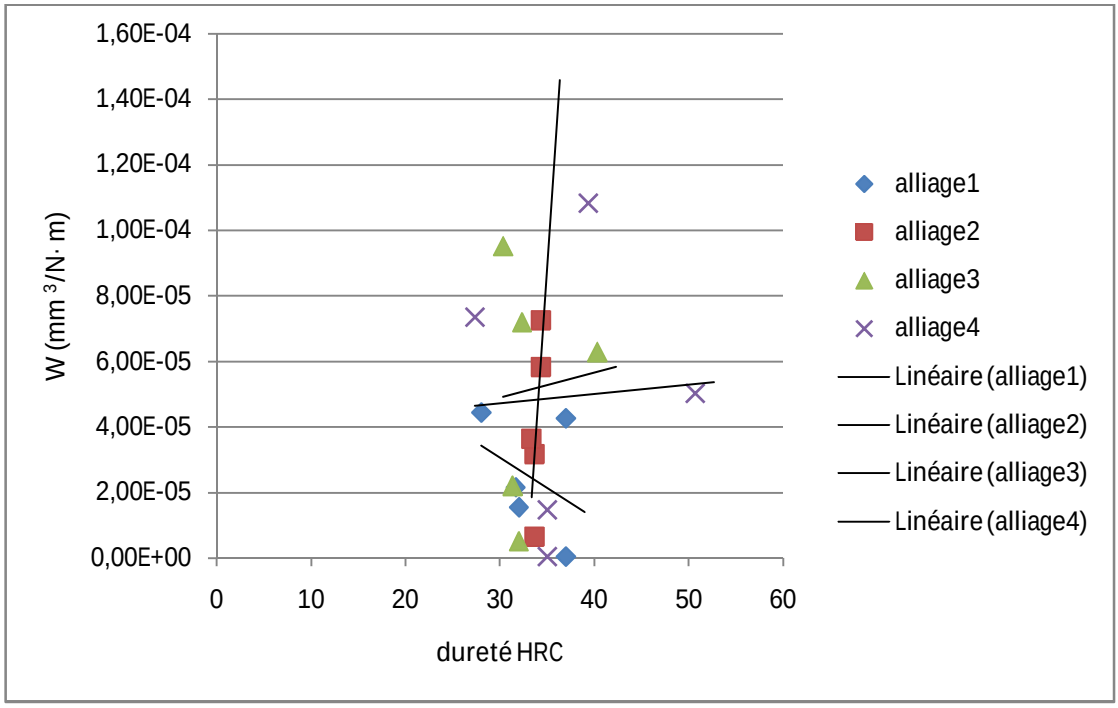



**Figure IV.13.taux d'usure W en fonction de dureté.**

## IV.10.Coefficient de frottement :

Le coefficient de frottement n'est pas une propriété intrinsèque pour un seul matériau, mais une valeur qui dépend de quelques matériaux.

Les figures suivantes montrent la variation du coefficient de frottement.

Les tableaux suivant présentent les résultats statistiques du coefficient de frottement obtenu.

$$\mu = \frac{Ft}{Fn} \quad \ldots\ldots. \text{(IV.10)}$$

Ft : force tangentiel

Fn : force normale

µ:coefficient de frottement

## IV.11.Enregistrement de résultat de coefficient de frottement :

**Pour l'alliage1 :**

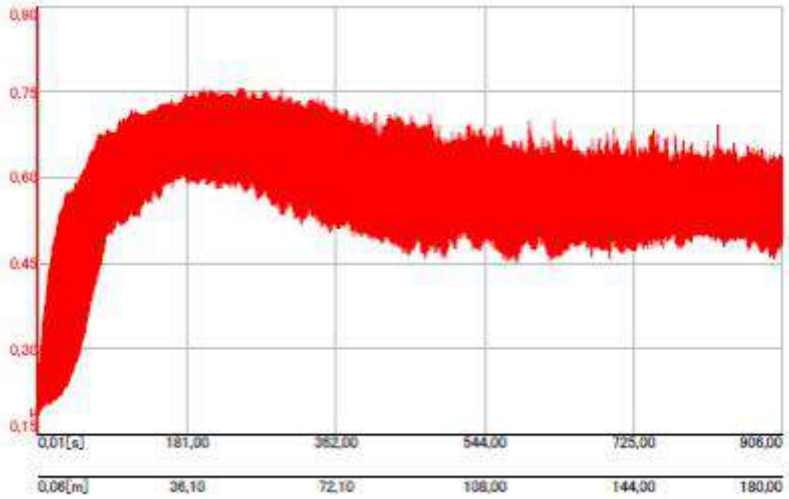



**Figure IV.14. coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage1 à température de revenu 100°C.**

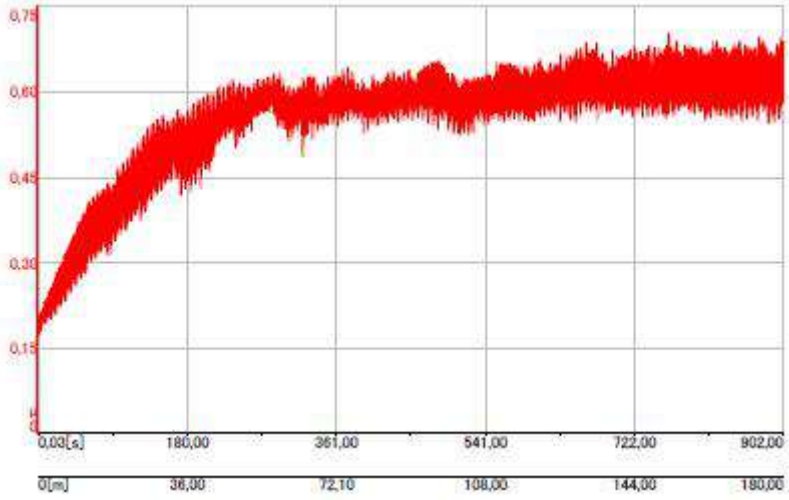



**Figure IV.15.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage1 à température de revenu 200°C.**

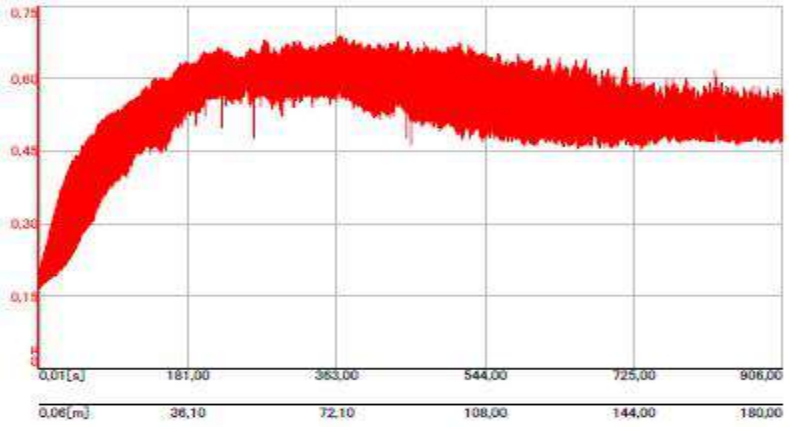



**Figure IV.16.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage1 à température de revenu 300°C.**

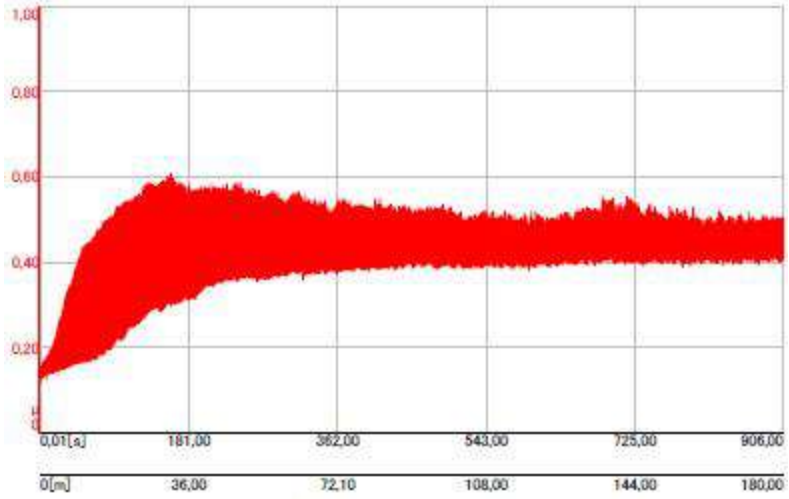



**Figure IV.17.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage1 à température de revenu 400°C.**

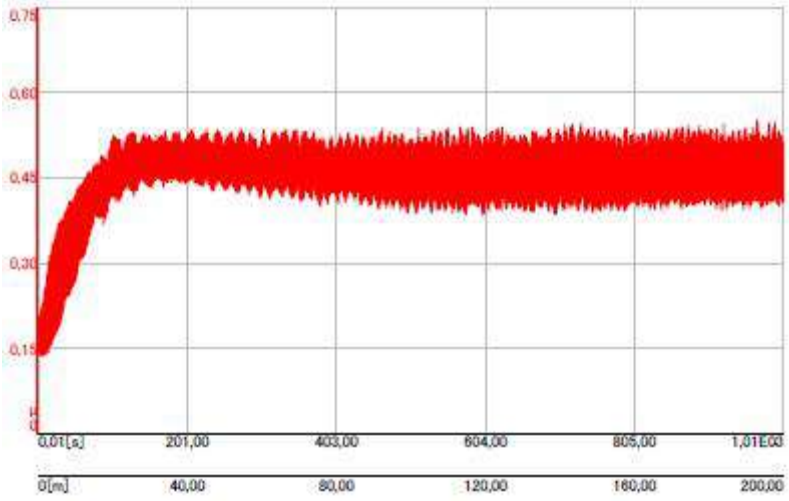



**Figure IV.18..coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage1 à température de revenu 500°C.**

**IV.5.Coefficient de frottement d'alliage1 en différent température de revenu.**

| Alliage 1 | Différent température de revenu | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | 100°C | 200°C | 300°C | 400°C | 500°C |
| $\mu\ min$ | 0.17 | 0.20 | 0.16 | 0.13 | 0.13 |
| $\mu\ max$ | O.75 | 0.69 | 0.67 | 0.60 | 0.52 |
| $\mu\ moyen$ | 0.46 | 0.446 | 0.415 | 0.365 | 0.325 |

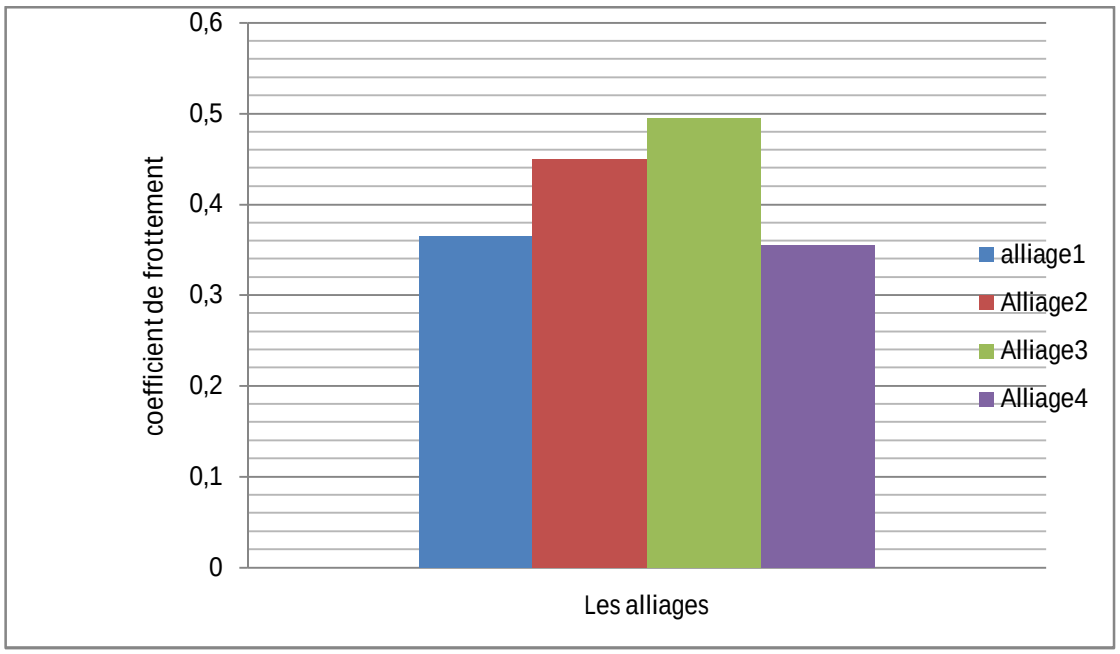



**Figure IV.19.déférent coefficient de frottement a température 400 °C.**

D'après le graphe le coefficient de frottement montre tendance à la baisse avec l'augmentation de la température de revenu pour chaque alliage

**Pour l'alliage2 :**

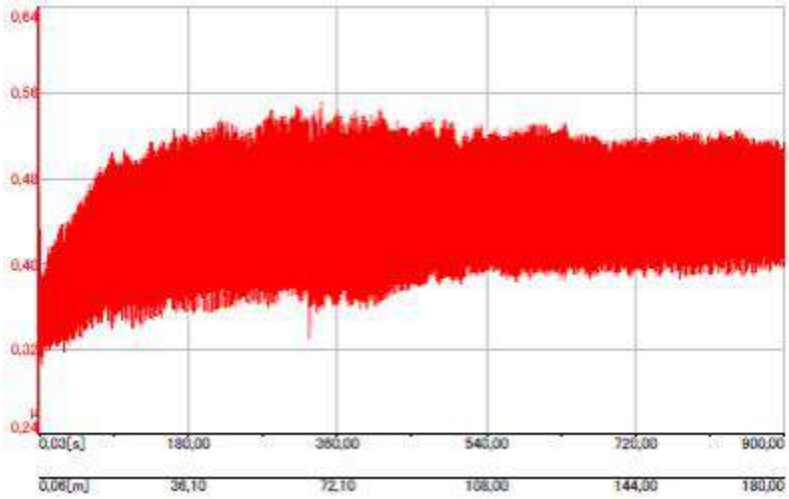



**Figure IV.20.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage2 à température de revenu 100°C.**

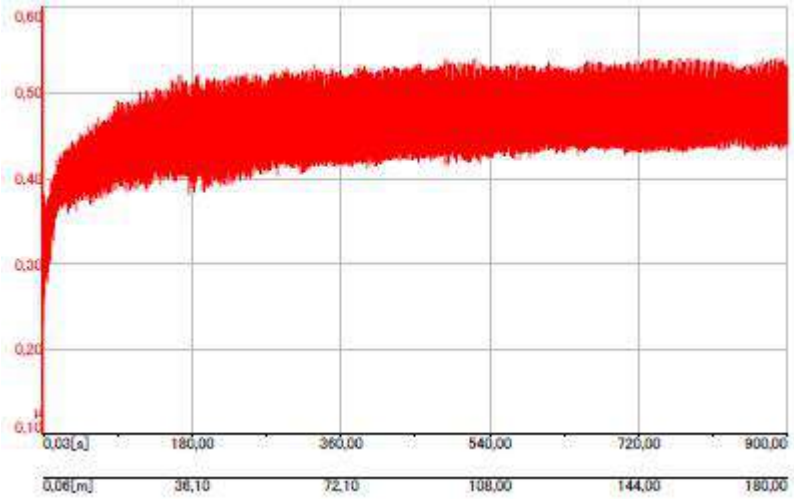



**Figure IV.21.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage2 à température de revenu 200°C.**

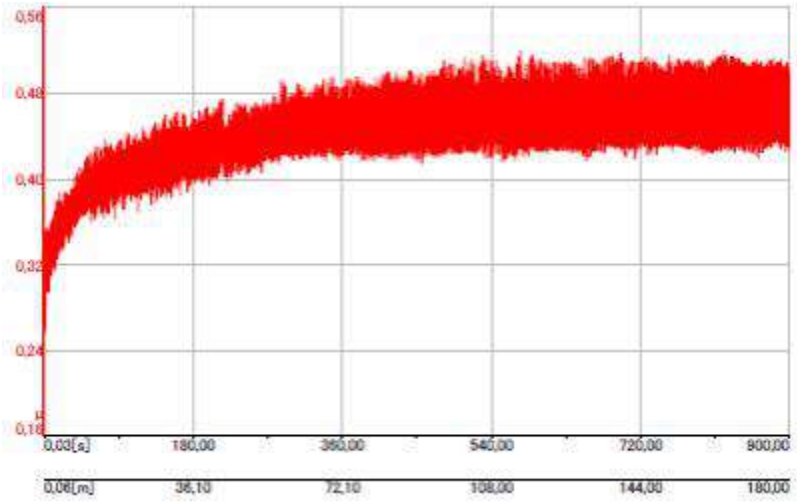



**Figure IV.22.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage2 à température de revenu 300°C.**

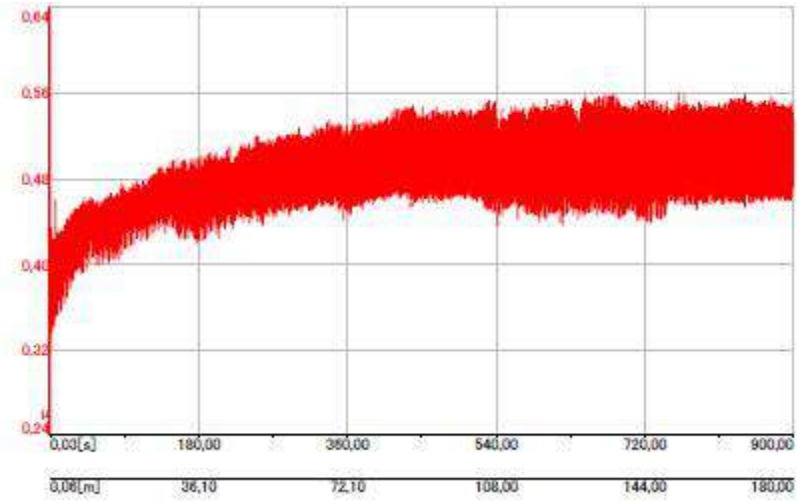



**Figure IV.23.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage2 à température de revenu 400°C.**

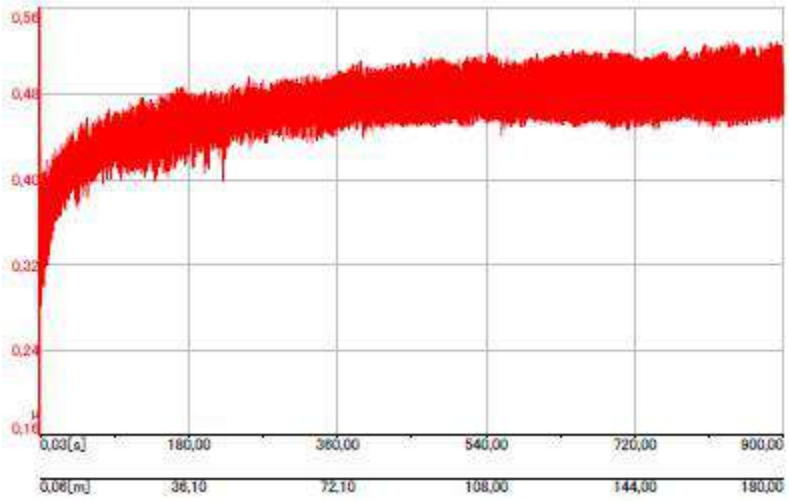



**Figure IV.24.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage1 à température de revenu 500°C.**

## IV.6.Coefficient de frottement d'alliage2 en différent température de revenu.

| Alliage 2 | Différent température de revenu | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | 100°C | 200°C | 300°C | 400°C | 500°C |
| $\mu\, min$ | 0.3 | 0.25 | 0.27 | 0.34 | 0.28 |
| $\mu\, max$ | 0.54 | 0.53 | 0.51 | 0.56 | 0.52 |
| $\mu\, moyen$ | 0.42 | 0.39 | 0.38 | 0.45 | 0.4 |

**Pour l'alliage3 :**

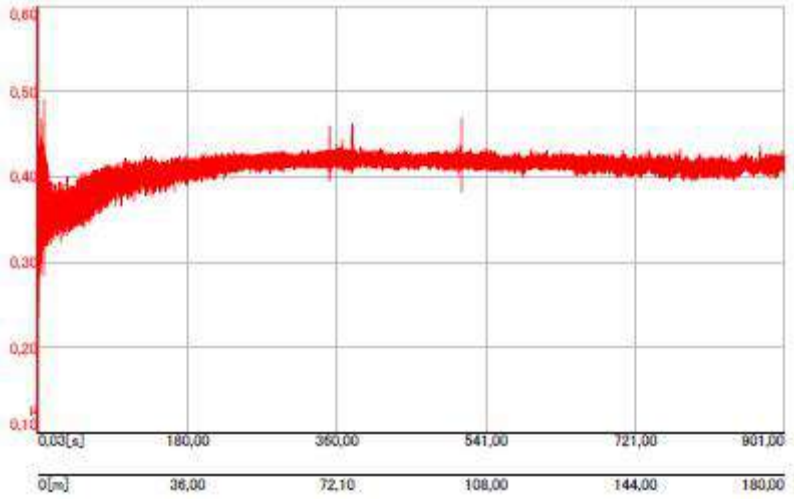



**Figure IV.25.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage3 à température de revenu 100°C.**

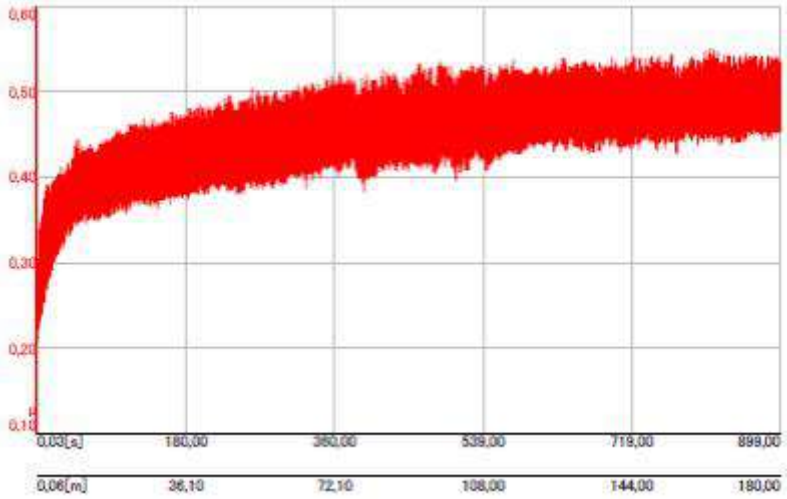



**Figure IV.26.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage3 à température de revenu 200°C.**

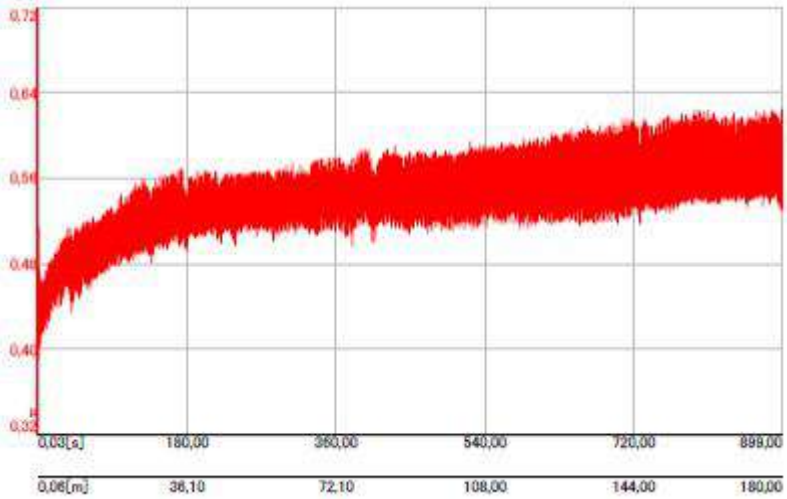



**Figure IV.27.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage3 à température de revenu 300°C.**

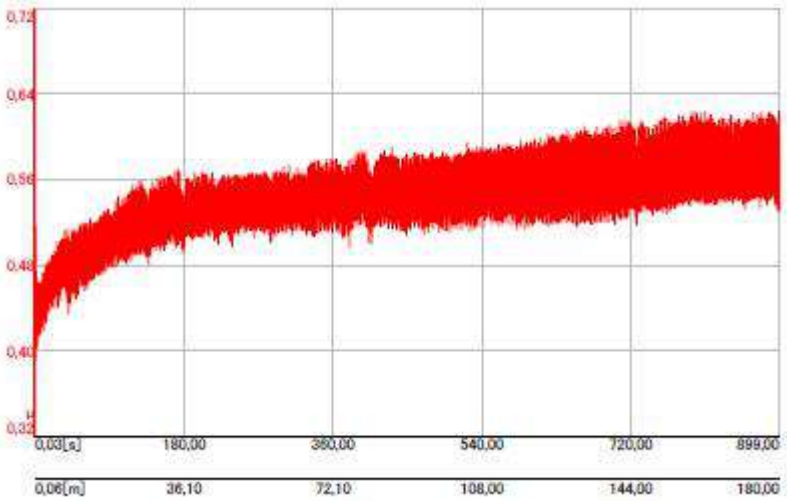



**Figure IV.28.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage3 à température de revenu 400°C.**

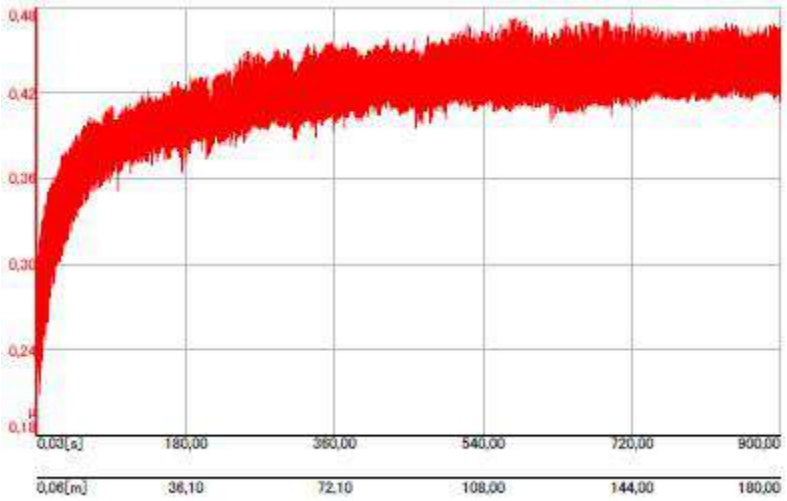



**Figure IV.29.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage3 à température de revenu 500°C.**

**IV.7.Coefficient de frottement d'alliage3 en différent température de revenu.**

| Alliage 3 | Différent température de revenu | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | 100°C | 200°C | 300°C | 400°C | 500°C |
| $\mu\ min$ | 0.25 | 0.26 | 0.21 | 0.38 | 0.21 |
| $\mu\ max$ | 0.48 | 0.51 | 0.53 | 0.61 | 0.46 |
| $\mu\ moyen$ | 0.365 | 0.385 | 0.37 | 0.495 | 0.335 |

**Pour l'alliage4**

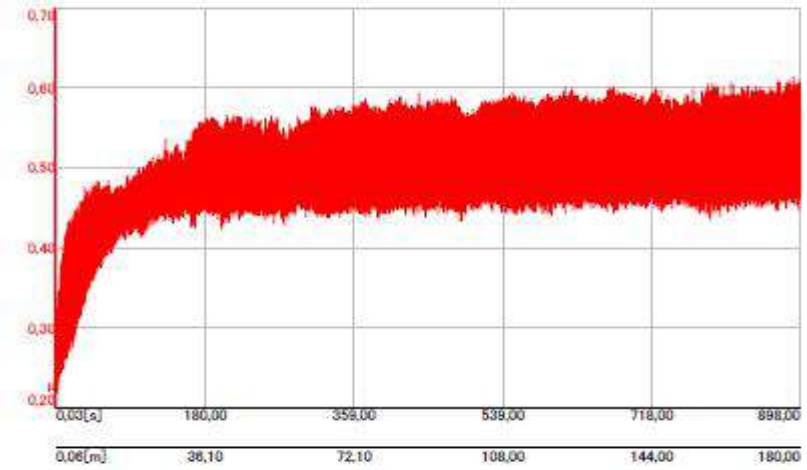



**Figure IV.30.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 100°C.**

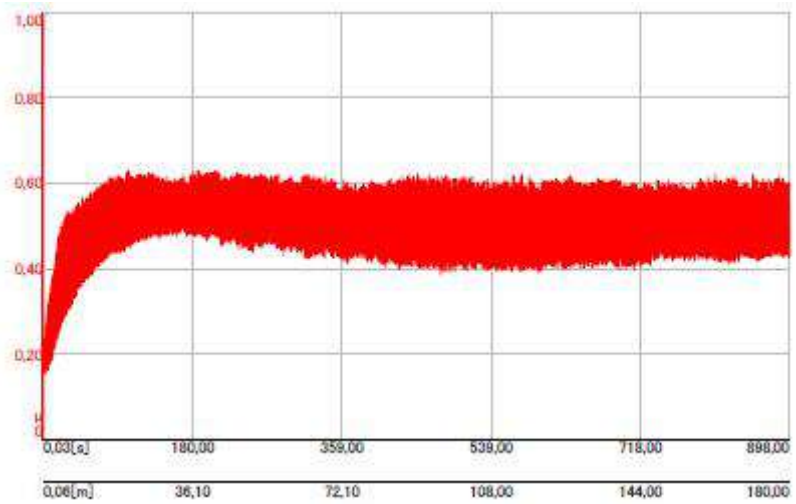



**Figure IV.31.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 200°C.**

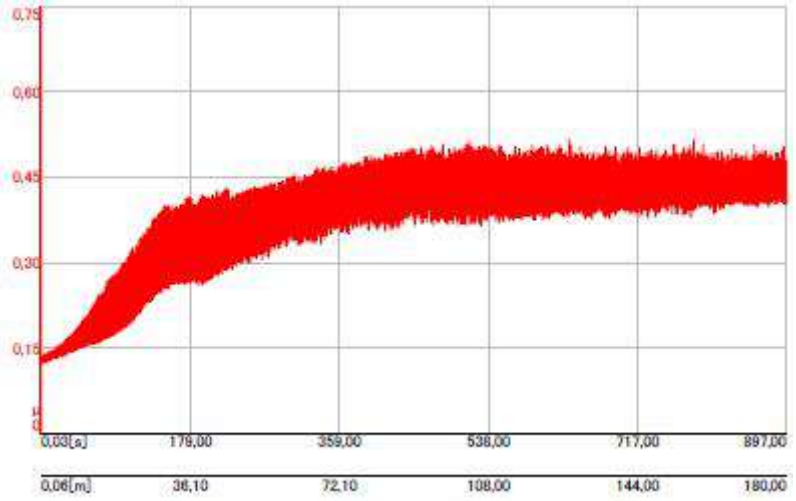



**Figure IV.32.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 300°C.**

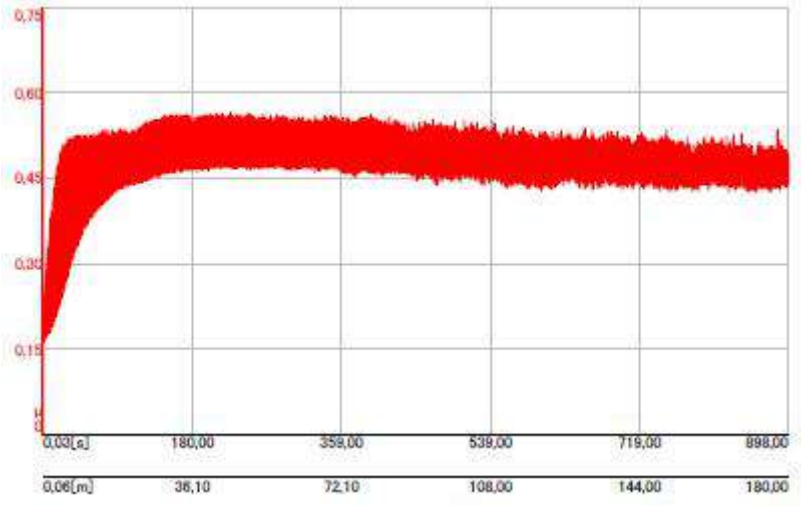



**Figure IV.33.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 400°C.**

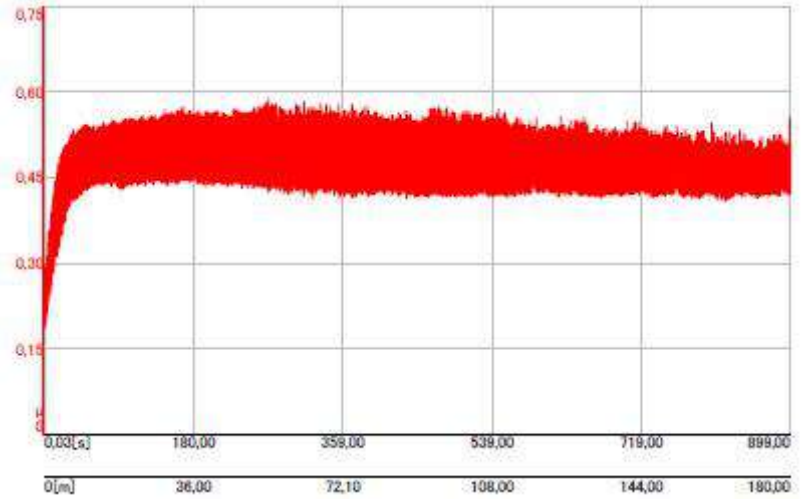



**Figure IV.34.coefficient de frottement en fonction de la distance pour l'alliage4 à température de revenu 500°C.**

**IV.8.Coefficient de frottement d'alliage4 en différent température de revenu.**

| Alliage 4 | Différent température de revenu | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | 100°C | 200°C | 300°C | 400°C | 500°C |
| $\mu\ min$ | 0.22 | 0.17 | 0.13 | 0.16 | 0.18 |
| $\mu\ max$ | 0.62 | 0.62 | 0.50 | 0.55 | 0.59 |
| $\mu\ moyen$ | 0.42 | 0.39 | 0.315 | 0.355 | 0.385 |

## IV.12.Résultats globaux des caractéristiques mécaniques et microstructure des alliages à l'état brut de coulée :

**Tableau IV.9. Résultats globaux de caractéristique mécanique et microstructure des alliages à l'état brut de coulée.**

| nuance | Rm(kg.f\mm²) | HB Ø5 P750kg A l'état brut | CE | Type de graphite | Taille moyenne des lamelles de graphite (µm) | Fraction de graphite eq % | Hyper\ hypo\ eutectique |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alliage1** | 27.70 | 207,204,206 Moy=205.33 | 4.06 | A et D | A=38.82 D=18.30 | 6.862 | hypo |
| **Alliage2** | 26.11 | 229,229,229 Moy=229 | 3.92 | A et peut de D | A=110 | 5.68 | hypo |
| **Alliage3** | 27.70 | 217,207,206 Moy=210 | 4.03 | D et peu de A | D=26.62 | 7.763 | hypo |
| **Alliage4** | 29.29 | 206,207,209 Moy=207.33 | 4.08 | A | A=191.56 | 3.683 | hypo |

- d'après le tableau en remarque que la résistance à la traction se situé entre 26.11 à 22.29 ,qui est proche de l'alliage de base sans ajout d'élément d'alliage, et qui est de l'ordre de 30kg.f/mm².

- les fontes grises faiblement allié ont montré un graphite de type A et D ,et qui sont normalement trouver dans les fontes hypo-eutectique .

- On remarque aussi que la dureté HB est proche de l'alliage de base ,et qui se situe entre 205.33 à 229 HB .

- d'après le calcul de carbone équivalent les quatres alliages sont de type hypo-eutectique .

- la longueur moyenne de graphite pour les quatre alliage des fontes grises se situé entre : - graphite type A (de 38 à 191 µm )

- graphite type D (de 18 à 26 µm )

**Tableau IV.10. Microstructure brut de coulée.**

| Nuance | Structure brut de coulée | % de carbure |
|---|---|---|
| Alliage 1 | Perlitique | 0.648 |
| Alliage 2 | Perlitique | 0.859 |
| Alliage 3 | Perlitique | 0.598 |
| Alliage 4 | Perlitique | 0.73 |

**Interprétation:**

d'après le tableau et la microstructure observé sur le microscope optique révèle une structure enterrement perlitique avec un peut de carbure ,cette structure perlitique est obtenue par la présence de cuivre ( élément perlitisant ) .

Tout les fontes hypo-eutectique à l'état brut de coulée ont un pourcentage réduit des lamelles de graphite de l'ordre de 5 à 7 % de morphologie de type A et D.

Les carbures apparaissant comme phase brillante au tour des cellules eutectique.

## IV.13.Résultat globuleux des caractéristiques mécaniques des alliages après traitement thermique :

**Tableau IV.11. Dureté HRC des alliages trempes et revenu a des différent température du revenu.**

| **Nuance** | **Dureté HRC des alliages trempes et revenu a des différent température du revenu** | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | **100°C** | **200°C** | **300°C** | **400°C** | **500°C** |
| **Alliage1** | 32,30,34<br>Moy=32 | 36,37,38<br>Moy=37 | 29,32,34<br>Moy=31.66 | 39,35,37<br>Moy=37 | 28,28,28<br>Moy=28 |
| **Alliage2** | 33,35,35<br>Moy=34.33 | 35,33,35<br>Moy=34.33 | 34,33,34<br>Moy=33.66 | 33,34,34<br>Moy=33.66 | 33,33,34<br>Moy=33.33 |
| **Alliage3** | 31,34,32<br>Moy=32.33 | 30,29,32<br>Moy=30.33 | 40,40,41<br>Moy=40.33 | 31,33,32<br>Moy=32 | 32,30,32<br>Moy=31.33 |
| **Alliage4** | 50,52,50<br>Moy=50.66 | 41,41,36<br>Moy=39.33 | 35,32,38<br>Moy=35 | 34,35,36<br>Moy=35 | 26,27,29<br>Moy=27.33 |

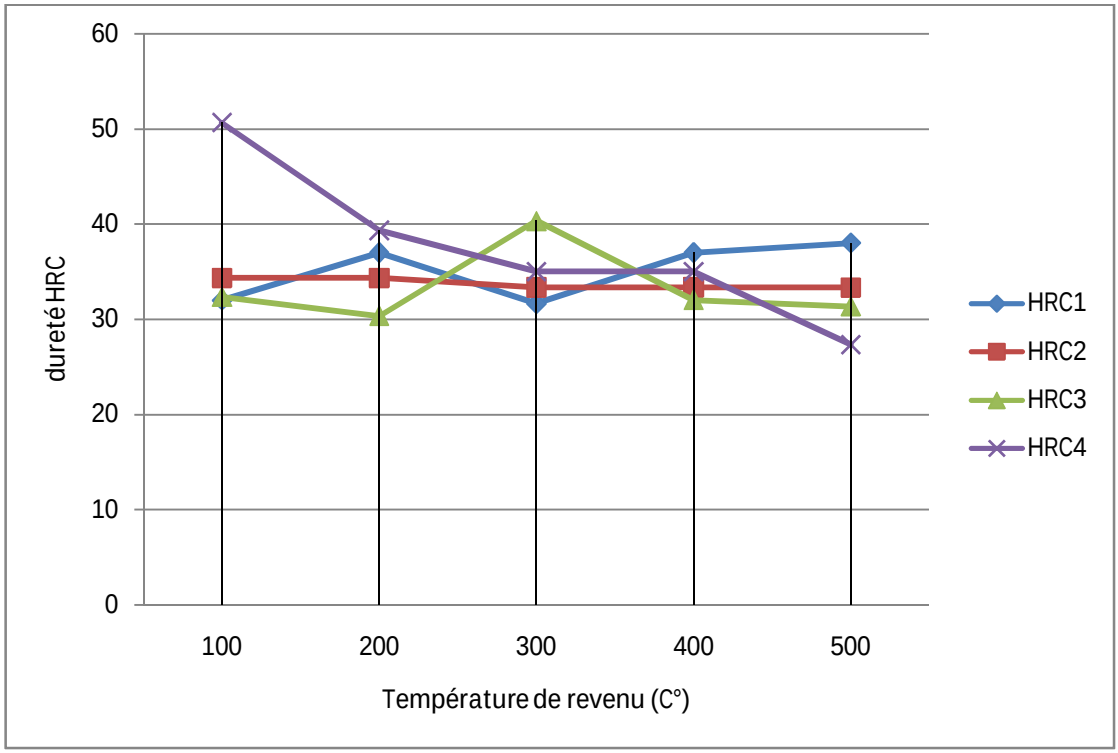



**Figure IV.35. La dureté HRC en fonction de température de revenu.**

**Interprétation de la figure :**

La dureté des différent fontes étudie à différent températures de revenu sont indique ou tableau IV.5.

La variation de la dureté à l'égard de la température de revenu est graphiquement représenté sur la figure IV.11, ce graphe montre une tendance décroissante de la dureté avec l'augmentation de la température de revenu.

-La déférence de la dureté entre les alliages à des températures de revenu similaire est due à une combinaison de plusieurs facteurs :

Le durcissement contribué par un élément d'alliage en solution solide dans la ferrite d'équilibre de revenu (comme le Cu) .

-quantité de carbure dur formé (comme le Cr) .

-Les éléments d'alliages comme le Cr provoque le durcissement par précipitation lors de revenu.

on remarque d'après le graphe ,que la dureté HRC se situé dans un intervalle de 33 à 34 HRC pour les température de revenu entre 100 et 300 °C .

tandis que, on note une augmentation de la dureté HRC pour l'alliage1 qui correspond à un pique dans le graphe, et on remarque un chute de dureté presque pour les quatre alliages pour une température de revenu de 500°C.

## Conclusion générale :

- Les fontes grises hypo-eutectiques faiblement ont montré un taux d'usure réduit comparées à la fonte de base et ce par la présence de volume de graphite bas et des carbures durs plus élevé au sein de la matrice.

- résistance à la traction et taux d'usure spécifique montre tendance à la baisse avec l'augmentation du volume de graphite. Taux d'usure spécifique montre relation inverse avec la fraction de volume de carbure dur et la dureté des alliages.

On observe que la dureté montre une tendance à la baisse avec l'augmentation de la température de revenu. Et ses alliages avec une teneur plus élevée en élément d'alliage montrent 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 en carbures de l'alliage et la distribution et des éléments en solution solide dans la ferrite de la matrice.

Étude d'usure par glissement indiquent que la température de revenu (400° C) est une température optimale pour une dureté moyenne et de résistance à l'usure plus faible.

## Les références :

[1] -MICHEL GEIER. Métallurgie de fonderie. Tome 2. Editions. Eyrolles 1978.

[2] -L. Giai-Bruer. Fonderie. Eléments fondamentaux, DUNOD, 1983.

[3]-Gilles Dour. Aide-mémoire Fonderie. Alliages. Procédés. Propriétés d'usage. Défauts. 2éme édition, DUNOD ,2009.

[4] -HECHT (M.).- Les eutectiques des alliages à base de fer et de carbone, éditions techniques des industries de la fonderie 1969.

[5]-Jean-Claude MARGERIE. Centre français d'exploitation. Techniques de l'ingénieur, traité matériaux métalliques. M 380.

[6]-MICHEL GEIER. Métallurgie de fonderie. Tome 1. Editions Eyrolles 1976.

[7]-H.Le Breton. Manuel pratique du fondeur de fonte, DUNOD, 1962.

[8] -Alloy cast irons [Fontes alliées].280 p . Am. Foundrymen's Assoc. 1944.

[9]- Cast metal handbook[Alliages de fonderie].710 p.Am. Foudrymen's Assoc. 1944.

[10]-LACY(C.E) et GENSAMER (M.). –Tran. Am. Metals, 88, p.32 (1944).

[11]-BAIN. –Alloying elements in steel (Elements d'alliage dans l'acier). Am. Soc. Metals.

[12]-G. FACY. M. POMPIDOU. Précis de fonderie, méthodologie. Production et normalisation. 2e édition. AFNOR ,1992.

[13]-Atlas Métallographique des fontes, éditions techniques des industries de la fonderie 1980.

[14]-Jean Barralis. Gérard Maeder. Précis Métallurgie. Elaboration, structures-propriétés, normalisation. Édition NATHAN. Paris 2004.

[15]-Jean-Claude MARGERIE. Centre français d'exploitation.Technique de l'ingénieur. M760-14.

[16] -Inoculation des fontes à graphite lamellaire. Notice FO 101, centre techn. Indust. Fonderie.

[17]-Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur. Propriétés des fontes à graphite sphéroïdal- métallurgie, propriétés des alliages M392, 393,396.

[18]- BALLY(M.), CHAVY(R.) et GRILLAT (J.).-Etude de quelques propriétés de fontes à graphite sphéroïdal. Fonderie, n° 68, p. 2589-604, août- sept.1951 ; n° 69, p. 2636-52, oct.1951.

[19]-F.ARNAUD , P.GODINOT. Fonderie-Fondeur D'aujourd'hui 183-Mars 1999.
[20] NICCOLINI E. Adhérence du contact roue / rail en traction. Réalité tribologique en condition de démarrage. Thèse de Mécanique, Villeurbanne : INSA de Lyon, 2001, 244 p.
[21] DOWSON D. History of Tribology. 2nd édition. Londres et Bury St Edmonds, UK :Professional Engineering Publishing, 1998.
[22] FRÊNE J., NICOLAS D., DEGUEURCE B., BERTHE D., GODET M. Hydrodynamic lubrication – bearings and thrust bearings. Dowson D. ed. Amsterdam :Elsevier, 1990 (Tribology Series, n°33).
[23] DOWSON D., HIGGINSON G.R. Elastohydrodynamic Lubrication, the fundamentals of roller and gear lubrication. Oxford, UK : Pergamon Press, 1966.
[24] BOWDEN F.P., TABOR D. Friction and Lubrication of Solids. Oxford : Clarendon press, 1950, 372 p.
[25] RICE J.R., RUINA A.L. Stability of Steady Frictional Slipping. ASME Journal of Applied Mechanics, 1983, vol. 50, pp. 343-349.
[26] RABINOWICZ E. Friction and wear of materials. New York : Wiley, 1965.
[27] GEORGES J.-M. Frottement, usure et lubrification. Paris : Eyrolles et CNRS Editions,2000, 424 p. (Sciences et techniques de l'ingénieur)
[28] BOWDEN F.P., TABOR D. Friction and Lubrication of Solids, Part II. Oxford : Clarendon press, 1964, 544 p.
[29] DUBOURG M.-C., BERTHIER Y., VINCENT L. Cracking under fretting fatigue : damage prediction under multiaxial fatigue. Journal of Strain Analysis, 2002, vol 37 (special issue), n°6, pp. 519-533.
[30] LEMAITRE J., CHABOCHE J.-L. Mécanique des matériaux solides. 2nd ed. Paris : Dunod Bordas, 1988, 544 p.
[31] ARCHARD J.F. Contact and rubbing of flat surfaces. J. Appl. Phys., 1953, vol. 24, pp. 981-988.
[32] MENG H.C., LUDEMA K.C. Wear models and predictive equations: their form and content. Wear, 1995, vol. 181-183, pp. 443-457.
[33] JOHNSON K.L. Contact Mechanics. Cambridge : Cambridge University Press, 1985.
[34] BERTHIER Y. Third Body reality. Consequences and use of the third body to solve the friction and wear problem. **In** : Stachowiak G. Wear, Material, Mechanisms and Practice. Sous press, sortie octobre 2004.

[35] BARWELL F.T. Wear of metals. Wear, 1957, vol. 1, pp. 317-332.
[36] LIM S.C., ASHBY M.F. Wear mechanism maps. Actu Metall., 1987, vol. 35, n° 1, pp. 1-24.
[37] JOHNSON K.L., KENDALL K., ROBERTS A.D. Surface energy and the contact of elastic solids. Proc. R. Soc. London Ser. A, 1971, vol. 324, pp. 301-313.
[38] GODET M. The third body approach: a mechanical view of wear. Wear, 1984, vol. 100, pp. 437-452.
[39] GODET M. Third-bodies in tribology. Wear, 1990, vol. 136, pp. 29-45.
[40] LUDEMA K.C. Third bodies: perspectives on modeling in lubricated contacts, in close fitting contacts, etc: following on the concepts of Dr. Maurice Godet. In : Dowson D. ed. Proc. of 22nd Leeds-Lyon Symposium on Tribology : The third body concept : Interpretation of tribological phenomena, 5-8 septembre 1995, Lyon. Amsterdam : Elsevier Tribology series, 1996, vol. 31, pp. 3-19.
[41] HESHMAT H. The quasi-hydrodynamic mechanism of powder lubrication, part i: Lubricant flow visualisation. Lubrication Engineering, 1992, vol. 48, n° 2, pp. 96-104.
[42] HESHMAT H. The quasi-hydrodynamic mechanism of powder lubrication, part ii: Lubricant film profile. Lubrication Engineering, 1992, vol. 48, n° 5, pp. 373-383.
[43] HESHMAT H. The quasi-hydrodynamic mechanism of powder lubrication, part iii: on theory and rheology of triboparticles. Tribol. Trans., 1995, vol. 38, n° 2, pp. 269-276.
[44] LE MOGNE T., MARTIN J.-M., PLATON F., BERTHIER Y. Rolls formation with triboceramics : which parameters and what mechanisms ? **In** : Dowson D. ed. Proc. of the 18th Leeds-Lyon Symposium on Tribology : Wear particles : From the cradle to the grave, 3-6 septembre 1991, Lyon. Amsterdam : Elsevier Tribology Series, 1992, vol. 21, pp. 285-292.
[45] DESCARTES S., BERTHIER Y. Competition between mechanical and physicochemical actions: consequence on friction. The case of a contact lubricated by a third body stemming from a coating of MoS1.6. **In** : F. Franek, W.J. Bartz, A. Pauschitz, eds. Proc. of the Second World Tribology Congress : Scientific achievements, industrial applications, future challenges, 2001, Vienne. Vienne : The Austrian Tribology Society, 2001, pp. 67-71.
[46] BERTHIER Y. Mécanismes et tribologie. Thèse d'état es-sciences. Villeurbanne :INSA de Lyon, 1988, 156 p.

[47] LINCK V. BAILLET L. BERTHIER Y. Modeling the consequences of local kinetics of the first body on friction and on third body sources in wear. Wear, 2003, vol. 255, pp. 299-308.
[48] ELEOD A., OUCHERIF F., DEVECZ J., BERTHIER Y. Conception of numerical and experimental tools for study of the Tribological Transformation of Surface TTS. **In** : Dowson D. ed. Proccedings of the 25th Leeds-Lyon Symposium on Tribology : Lubrication at the frontier, 8-11 septembre 1998, Lyon. Amsterdam : Elsevier. Tribology Series, 1999, vol. 36, pp. 673-682.
[49] SAUGER E., FOUVRY S. PONSONNET L. KAPSA Ph., MARTIN J.-M., VINCENT L. Tribologically Transformed Structure in fretting. Wear, 2000, vol. 245, pp. 39- 52.
[50] DESCARTES S., BERTHIER Y. Frottement et usure étudiés à partir de la rhéologie et des débits de 3e corps solide : cas d'un 3e corps issu d'un revêtement de MoSx. Matériaux & Techniques, 2001, vol. 1-2, pp. 3-14.
[51] DESCARTES S., BERTHIER Y. Rheology and flows of solid third bodies: background and application to an MoS1.6 coating, Wear, 2002, vol. 252, pp. 546-556.
[52] IORDANOFF I., BERTHIER Y., DESCARTES S., HESHMAT H. A Review of Recent Approaches for Modeling Third Bodies. ASME Journal of Tribology, 2002, vol. 124, pp.725-735.
[53] BERTHIER Y. Maurice Godet's third body. **In** : DOWSON D. ed. Proc. of the 22nd Leeds-Lyon Symposium on Tribology : The third body concept, 5-8 septembre 1995, Lyon. Amsterdam : Elsevier. Tribology Series, 1996, vol. 31, pp. 21-30.
[54] NOLL N. Conception et naissance d'un contact tribologique. Thèse de Mécanique, Villeurbanne : INSA de Lyon, 1997, 250 p.
[55] DESCARTES S. Lubrification solide à partir d'un revêtement de MoSx: conséquences de la réologie et des débits de troisième corps sur le frottement. Thèse de Mécanique, Villeurbanne : INSA de Lyon, 1997, 279 p.
[56] MAHE L. Usure du polytétrafluoréthylène (PTFE) chargé : approche par les débits de troisième corps solide. Application aux segments de piston de compresseur. Thèse de Mécanique, Villeurbanne : INSA de Lyon, 2000, 269 p.