

**UNIVERSITE DE SAAD DAHLEB DE BLIDA1**

**Faculté deTechnologie**

Département de Mécanique

**THESE DE DOCTORAT**

En Génie Mécanique

Spécialité : Science des Matériaux

**Etude de Fabrication ou de Rénovation de Pièces Frettes  
pour les Briqueteries d'Algérie**

Présenté par :

**HABIRECHE Mohamed**

Devant le jury composé de :

<b>SemmarDjaffar</b>	Professeur, USDB 1	Président
<b>Abdi Said</b>	Professeur, USTHB	Examineur
<b>Djerdjare Boubaker</b>	Professeur, USTHB	Examineur
<b>El Mohri Abdenour</b>	MCA, U de Médéa	Examineur
<b>Bacha Nacer Eddine</b>	Professeur, USDB 1	Rapporteur

Blida, juillet 2022.

## ملخص

في صناعة الطوب ، غالبًا ما يؤدي استخدام الطين الكاشط جنبًا إلى جنب مع التشغيل تحت ضغط عالٍ إلى تقليل عمر لفة حديد الزهر. تعتبر حلقة مطحنة الأسطوانة الملساء أهم مكون في عملية صنع الطوب. الضرر الأساسي الذي يصيب سطح الحلقة هو التآكل الكاشط. اليوم هناك العديد من الحلول التقنية لتقليل التآكل الكاشط لهذا القاطع الحيوي. وبالتالي، يتم استخدام حديد الزهر ذا الجرافيت الكروي وحديد الزهر الأبيض المخلوط وحتى الفولاذ المخلوط لصب الحلقة. ومع ذلك ، فإن هذه الحلول إما مكلفة للغاية أو يصعب تنفيذها. لذلك، من الضروري البحث عن المواد شديدة المقاومة للتآكل والتي يسهل صبها في المسابك الجزائرية.

يعتبر حدي الزهر الرمادي من الفئة 25 هو المرشح المثالي لهذا التطبيق. هذا الحديد سوف يخلط مع النحاس والكروم بشكل أساسي من أجل دراسة تأثيرهما على قابليته للصب، وخصائصه الميكانيكية ومقاومته للتآكل. تم اختيار حديد الزهر الرمادي مع كاربون مكافئ بحوالي 4 لتصنيع هذه المطاحن. تم تسخين العينات المصبوبة إلى 900 درجة مئوية وتبريدها بالهواء القسري. وبعد حصولنا على العينات تم دراستها وذلك باستعمال عدة تقنيات: التحليل الكيميائي، مطياف الأشعة السينية ، المجهر الضوئي، مجهر القوة الذرية (AFM) ، انكسار الأشعة السينية (DRX) ، جهاز اختبار التآكل، الاختبارات الميكانيكية (الصلادة والجر) ، وقياس الصلادة الداخلية للبنية الميكروسكوبية. جميع حديد الزهر المصبوب من نوع hypoeutectic حيث يتكون أساسًا من الجرافيت داخل مصفوفة البرليت. تم تقليل حساسية الحديد الزهر لتأثير الكتلة بشكل كبير من خلال الإضافات المناسبة والاقتصادية للنحاس والكروم. معالجة المعادلة، سرعة التبريد العالي من خلال اجتياز الفاصل لدرجة حرارة التحول eutectoide مع إضافات النحاس والكروم تعزز تكوين بيرلايت أدق وأصلد. تساهم كل هذه العوامل في زيادة قوة وصلادة حديد الزهر الرمادي hypoeutectic المخلوط. أوضحت النتائج أنه تم الحصول على أفضل مقاومة للتآكل باستخدام حديد الزهر الرمادي المعالج حرارياً والمسترجع عند 400 درجة مئوية، الذي يحتوي على 0.62% منغنيز ، 0.37% كروم ، 1.21% نحاس ، 0.12% ملبدان.

**الكلمات المفتاحية:** الحديد الزهر الرمادي ، الخواص الميكانيكية ، البنية المجهرية ، سباكة الحديد الزهر ، المعالجة الحرارية.

## RESUME

Dans l'industrie de la briqueterie, L'emploi d'argiles abrasives combinées au fonctionnement sous haute pression conduit souvent à la diminution de la durée de vie des frettes en fonte. La frette de broyeur à cylindres lisses est l'organe le plus important dans le processus de la fabrication des briques. Le principal dommage causé à la surface de la frette est l'usure par abrasion. Aujourd'hui, il existe beaucoup de solutions techniques pour diminuer l'usure abrasive de cet organe vital. Ainsi il y a l'emploi de fontes à graphite sphéroïdale alliées, des fontes blanches alliées et même des aciers alliés pour la coulée des frettes. Cependant, ces solutions sont soit très coûteuses ou difficiles à mettre en œuvre.

Par conséquent, il est essentiel de rechercher des matériaux hautement résistants à l'usure et qui soient faciles à couler dans les fonderies algériennes.

La fonte grise de classe 25 est le candidat parfait pour cette application. Cette fonte sera alliée au cuivre et au chrome principalement afin d'étudier leurs effets sur sa coulabilité, ses propriétés mécaniques et sa résistance à l'usure. Selon la littérature un CE autour de 4,0 pour notre fonte a été choisi pour la fabrication de ces broyeurs à rouleaux lisses. Les éprouvettes coulées ont été chauffées à 900°C et trempées à l'air forcé. La microscopie optique et électronique, la spectrométrie ainsi que la diffraction aux rayons X ont été utilisées pour caractériser l'analyse chimique et la microstructure. Les essais de traction et de dureté Brinell ont été réalisés pour déterminer les propriétés mécaniques. Toutes les fontes fabriquées étaient hypoeutectoïdes avec une microstructure constituée principalement de graphite de type classe A dans une matrice perlitique. La sensibilité de la fonte à l'effet de masse a été fortement réduite par des ajouts appropriés et économiques de cuivre et de chrome. Le traitement de normalisation, la vitesse de refroidissement élevée à travers l'intervalle de température de transformation eutectoïde et les ajouts de Cu et Cr favorisent la formation d'une perlite plus fine et plus dure. Tous ces facteurs contribuent à augmenter la résistance et la dureté de la fonte grise hypoeutectique alliée. Les résultats ont montré que la meilleure résistance à l'usure a été obtenue avec la fonte trempée et revenue à 400°C contenant (0,62 % Mn, 0,37 % Cr, 1,21 % Cu et 0,12 % Mo).

**Mots clés :** Fonte grise, propriétés mécaniques, microstructure, fonderie fonte, traitement thermique.

## Abstract

In the brick industry, the use of abrasive clays combined with operation under high pressure often leads to a reduction in the life of cast iron rings. The smooth roll crusher is the most critical component in the brick making process. The main damage to the surface of the roll crusher comes from abrasion wear. Today, there are many technical solutions to reduce the abrasive wear of this vital organ. Thus there is the use of alloyed spheroidal graphite cast irons, alloyed white cast irons and even alloyed steels for the casting of the cylinders. However, these solutions are either very expensive or difficult to implement. Therefore, it is essential to look for materials that are highly resistant to wear and that are easy to cast in Algerian foundries.

Class 25 grey cast iron is the perfect candidate for this application. This cast iron will be alloyed with copper and chromium mainly in order to study their effects on its castability, its mechanical properties and its resistance to wear. According to the literature a CE around 4.0 for our cast iron was chosen for the manufacture of these smooth roller crushers. The casting parts were heated to 900°C and forced air quenched. Optical and electronic microscopy, spectrometry as well as X-ray diffraction were used to characterize the chemical analysis and the microstructure. Tensile and Brinell hardness tests were performed to determine the mechanical properties. All the cast irons made were hypoeutectoid with a microstructure consisting mainly of class A type graphite in a pearlitic matrix. The sensitivity of cast iron to the mass effect has been greatly reduced by appropriate and economical additions of copper and chromium. Normalization treatment, high cooling rate through the eutectoid transformation temperature interval and additions of Cu and Cr promote the formation of a finer and harder pearlite. All these factors contribute to increase the strength and hardness of alloyed hypoeutectic grey cast iron.

The results showed that the quenched and tempered alloys had best wear resistance at 400°C for alloyed grey cast iron (containing 0.62%Mn, 0.37%Cr, 1.21% Cu and 0.12%Mo).

**Key words:** Grey Iron, Mechanical Properties, Microstructure, Casting, heat treating.

## REMERCIEMENT

J'adresse en premier lieu, une reconnaissance particulière ainsi mes plus profonds respect et remerciements à mon directeur de thèse, professeur **Nacer-Eddine BACHA**, directeur du laboratoire de Matériaux et de Surface, Université Saad Dahleb de Blida, pour avoir dirigé ce travail et qui n'a ménagé aucun effort pour m'orienter tout au long de la réalisation de cette thèse, par son immense savoir, savoir-faire et savoir être. Je le remercie plus particulièrement pour la confiance qu'il m'a accordée en me confiant ce sujet de thèse, pour les discussions fructueuses, pour sa très grande disponibilité et tous ses précieux conseils sur le plan scientifique et le plan personnel.

Je présente aussi mes profonds respect et remerciements au professeur **Djaffar SEMMAR**, qui malgré ses responsabilités a bien voulu s'intéresser à notre travail et présider le jury de cette thèse. Comme Je présente aussi mes profonds respect et remerciements au Professeur **Saïd ABDI**, professeur à l'USTHB, pour avoir accepté de juger ce travail et pour nous avoir autorisé à réaliser les essais tribologiques au sein de son laboratoire.

J'adresse mes remerciements au professeur **Boubaker DJERDJARE** de l'USTHB et au Dr. **Abdenour EIMOHRI** pour m'avoir fait le plaisir de juger mon travail.

Je voudrais remercier mon ami le Professeur **Abdellah Abdellah Elhadj** pour son aide technique et morale et pour sa disponibilité.

Je présente aussi mes profonds respect et remerciements au Professeur **Omar AIIAOUI**, de l'université Amar TLIDJI LAGHOUAT, pour son aide et sa disponibilité concernant la microscopie électronique à balayage.

Enfin, je tiens à remercier tous ceux et celles qui ont contribué directement ou indirectement à l'aboutissement de ce travail Qu'ils sachent que je leur adresse toute ma gratitude.

## **DEDICACE**

Je dédie ce travail :

A ma très chère mère et mon très cher père.

A ma femme et mes enfants

A mes frères et mes très chères sœurs

A mes très chers amis.

Enfin, à tous ceux que j'aime

## TABLE DES MATIERS

**Résumé**

**Remerciements et Dédicaces**

**Table des Matières**

**Liste des Symboles et des Abréviations**

**Liste des Figures et Tableaux**

**Introduction Générale.....1**

### **Chapitre 1 : Etude Bibliographique**

1. 1. Introduction.....	4
1. 2. Généralités sur les fontes à graphite lamellaire.....	4
1. 3. Solidification et transformations à l'état solide des fontes.....	7
1. 4. Les différents composants des fontes.....	9
1. 4. 1. Ferrite.....	9
1. 4. 2. Perlite.....	11
1. 4. 3. Cémentite ou Carbure de fer.....	12
1. 4. 4. Carbure.....	13
1. 4. 5. Graphite Lamellaire (G.L).....	14
1. 4. 5. 1. Influence du graphite dans les fontes grises.....	16
1. 5. Influence des différents facteurs sur la Structure des fontes.....	17
1. 5. 1. Effet de la composition chimique.....	17
1. 5. 1. 1. Effet des éléments normaux.....	17
1. 5. 1. 1. 1. Carbone et Silicium.....	17
1. 5. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre.....	18
1. 5. 1. 1. 3. Phosphore.....	19
1. 5. 1. 2. Effet des éléments d'addition.....	19
1. 5. 1. 2. 1. Cuivre, Chrome et Molybdène.....	19

1. 5. 1. 2.2. Distance d'espacement interlamellaire de la structure perlitique.....	21
1. 5. 2. Carbone équivalent C E.....	23
1. 5. 3. Indice de Saturation en Carbone SC .....	24
1. 5. 4. Effet de la température de surchauffe et de temps de maintien.....	25
1. 5. 5. Inoculation.....	27
1. 5. 6. La vitesse de refroidissement à l'état brut de coulée.....	28
1. 5. 7. Réaction eutectoïde .....	29
1. 6. Traitements thermiques appliqués aux fontes GL .....	30
1. 6. 1. Généralités.....	30
1. 6. 2. Traitement thermique de type martensitique.....	31
1. 6. 3. Traitement de Normalisation.....	32
1. 6. 3. 1. Applications .....	33
1. 6. 3. 2. Chauffage et durée de l'austénitisation des fontes.....	33
1. 6. 3. 3. Vitesse de refroidissement .....	33
1. 6. 3. 4. Influence des éléments d'alliages.....	34
1. 6. 3. 5. Revenu.....	35
1. 7. Usure des surfaces de contact.....	36
1. 7. 1. Structure des surfaces.....	37
1. 7. 2. Topographie des surfaces .....	38
1. 7. 3. Rugosité.....	40
1. 7. 4. Frottements et Lubrification .....	41
1. 7. 5. Usure des fontes grises.....	42
1. 8. Fabrication de la Brique.....	43
1. 8. 1. Les matières premières .....	43
1. 8. 2. Processus de fabrication.....	43
1. 8. 2. 1. Préparation de terre .....	43
1. 8. 2. 2. Fabrication et séchage .....	45
1. 8. 2. 3. La cuisson .....	46
1. 9. Description du système de broyage .....	46



1. 9. 1. Principe de fonctionnement du broyeur à cylindres .....	46
--	----

## **Chapitre 2 : Méthodes Expérimentales**

2. 1. Introduction .....	51
2. 2. Four de fusion.....	51
2. 3. Spectrométrie .....	52
2. 4. Analyseur .....	52
2. 5. Traitements Thermiques .....	53
2. 6. Caractérisation microstructurale des matériaux.....	53
2. 6. 1. Métallographie Optique .....	53
2. 6. 2. Microscope électronique à balayage et Microanalyse X (MEB – EDS).....	54
2. 7. Diffraction des rayons X.....	55
2. 8. Microscopie à force atomique (AFM) .....	57
2. 9. Essais Mécaniques.....	57
2. 9. 1. Essai de Dureté .....	58
2. 9. 2. Essai de Micro-Dureté Vickers (HV).....	60
2. 9. 3. Essai de Traction.....	61
2. 10. Test d'usure.....	63

## **Chapitre 3 : Résultats et Discussions**

3. 1. Introduction.....	65
3. 2. Elaboration des fontes.....	65
3. 2. 1. Les charges.....	66
3. 2. 2. Addition de carbone de silicium et du manganèse.....	68
3. 2. 3. Inoculation.....	68
3. 3. Fabrication des moules de coulée des éprouvettes .....	70
3. 4. Analyse Chimique .....	70
3. 5. Microstructures et Traitements Thermiques .....	72
3. 6. Examen de diffraction aux rayons X .....	77
3. 7. Résistance à la Traction .....	77
3. 8. Dureté et Micro-dureté.....	78

3. 9. Propriétés de résistance à l'usure .....	81
3. 9. 1. Calcul de la piste de l'usure .....	83
3. 9. 2. La rugosité .....	84
3. 9. 3. Coefficient de frottement .....	84
3. 9. 4. Surface usée .....	87
<b>Conclusion</b> .....	90
<b>Recommandations</b> .....	91
<b>Références bibliographiques</b> .....	92

## LISTE DES SYMBOLES ET DES ABREVIATIONS

A	Graphite type A
Al	Aluminium
B	Graphite type B
C	Graphite type C
C	Carbone
C <sub>m</sub>	Teneur en carbone de la matrice
CE	Carbone Equivalent
Co	Cobalt
Cu	Cuivre
Cr	Chrome
D	Graphite type D
E	Graphite type E
Fe	Fer
Fe <sub>3</sub> C	Cémentite
Fe <sub>3</sub> P	Eutectique Phosphoreux
Gr	Graphite
HB	Dureté Brinell
HRC	Dureté Rockwell
M	Élément métallique
Mn	Manganèse
MEB	Microscope électronique à balayage
MnS	Sulfure de Manganèse
Mo	Molybdène
Ms	Début de Transformation Martensitique

## Liste des Symboles et des Abréviations

---

$M_f$	Fin de Transformation Martensitique
N	Azote
Nb	Niobium
Ni	Nickel
P	Phosphore
$R_a$	Rugosité
$R_m$	Résistance à la Traction en $\text{Kgf} / \text{mm}^2$
rpm	Tour /min
S	Soufre
Sc	Indice de saturation
Si	Silicium
$\text{SiO}_2$	Oxyde de silicium
Ti	Titane
V	Vanadium
W	Tungstène
Zr	Zirconium
FGL25 Traction en $\text{Kgf} / \text{mm}^2$	F: Fonte, G : grise, L : lamellaire, 25: Résistance à la
A	Ferrite
$\gamma$	Austénite
$\mu m$	Longueur moyenne du graphite
$\Delta_0 (\mu m)$	Distance entre deux lamelles consécutives de cémentite
$\Delta T$	Intervalle de surfusion
$T_E$	Température d'équilibre
$\theta_A$	Température d'austénitisation

## LISTE DES FIGURES

### Chapitre 1 : Etude Bibliographique

Figure 1. : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable. ....	6
Figure 2. : Diagramme métastable Fer – Fe <sub>3</sub> C. ....	8
Figure 3. : Diagramme stable Fer – graphite ....	9
Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite. ....	10
Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite. ....	10
Figure 6. : Fonte à graphite lamellaire après attaque Nital (3%) × 100. ....	11
Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30. ....	12
Figure 8. : Schéma d'une perlite en lamelles alternées ferrite-cémentite. ....	12
Figure 9. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital). ....	13
Figure 10. : Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chrome à l'état brut de coulée. ....	13
Figure 11. : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C. ....	14
Figure 12. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène. ....	15
Figure 13. : Précipites de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b). ....	16
Figure 14. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire. ....	16
Figure 15. : Influence de silicium sur la température eutectique. ....	18

Figure 16. : Inclusions MnS de la fonte grise FGL25 .....	19
Figure 17. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. ....	19
Figure 18. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE.....	20
Figure 19. : Effets des éléments d’alliages sur la résistance à la traction (Rm). ....	21
Figure 20. : (a) Résultats du test MEB de la fonte perlitique contenant 3 % de cuivre, (b) 4 % de cuivre 5 %, (c) Cuivre, (d) 7 % de cuivre .....	22
Figure 21. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires.....	23
Figure 22. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d’une fonte grise.....	24
Figure 23. : Diagramme de SIPP .....	25
Figure 24. : Influence de la surchauffe sur l’importance de la surfusion à la solidification. ...	26
Figure 25. : Détermination de la surchauffe de la fonte.....	27
Figure 26. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite.....	28
Figure 27. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée.....	29
Figure 28. : Schéma du traitement thermique de trempe martensitique suivie d’un revenu. ...	32
Figure 29. : Représentation schématique du recuit de perlitisation d’une fonte.....	34
Figure 30. : Espacement interlamellaire et épaisseur de coulée. ....	36
Figure 31. : Contact entre deux solides en présence de frottement.....	36
Figure 32. : Dissipation thermique due au frottement dans un disque de formule 1. ....	37
Figure 33. : Distribution des atomes au cœur du matériau et en surface.....	37
Figure 34. : Coupe théorique d’une surface.....	38
Figure 35. : Couche d’alumine en surface d’un échantillon d’aluminium. ....	38
Figure 36. : Topographie de surface.....	39

Figure 37. : Défauts géométrique d'une surface. ....	40
Figure 38. : Profil d'une surface rugueuse.....	41
Figure 39. : L'interface de contact de deux surfaces en mouvement. ....	41
Figure 40. : La lubrification de deux surfaces. ....	42
Figure 41. : Cycle préparation de terre.....	44
Figure 42. : Cycle fabrication et séchage .....	45
Figure 43. : Cycle de cuisson.....	46
Figure 44. : Broyeur à cylindres lisses. ....	47
Figure 45. : Broyeur à cylindres lisses 5RR10-SH (vue de face). ....	48
Figure 46. : Broyeur à cylindres lisses 5RR10-SH (la coupe de la vue de gauche).....	48
Figure 47. : Principe de Broyage à cylindres lisses.....	49
Figure 48. : Position des racleurs et leurs formes avant et après usure.....	50

## Chapitre 2 : Méthodes Expérimentales

Figure 49. : Four à induction.....	51
Figure 50. : Spectromètre d'analyse chimique. ....	52
Figure 51. : Analyseur de carbone / soufre.....	52
Figure 52. : Four de traitements thermiques. ....	53
Figure 53. : Microscope optique. ....	54
Figure 54. : Microscope électronique à balayage.....	55
Figure 55. : Diffractomètre utilisé pour les essais.....	56
Figure 56. : Microscope à Forces Atomiques AFM.....	57
Figure 57. : Principe de l'essai Brinell .....	59

Figure 58. : Duromètre utilisée pour l'essai de dureté HB.....	59
Figure 59. : Principe de l'essai Vickers.....	60
Figure 60. : Micro-duromètre Vickers (Modèle WOLPERT).....	61
Figure 61. : Principe de l'essai de traction. ....	61
Figure 62. : Eprouvette de traction utilisée.....	62
Figure 63. : Machine utilisée pour les essais de traction. ....	62
Figure 64. : Tribomètre CSM au niveau d'USTHB.....	64

### Chapitre 3 : Résultats et Discussions

Figure 65. : Croquis de coulée des éprouvettes. Dimensions en millimètres. ....	70
Figure 66. : Micrographie typique d'une fonte trempée (a) : Base, (b) : Alliage 1, (c) : Alliage 2, (d) : Alliage 3, (e) : Alliage 4.....	76
Figure 67. : Spectre de diffraction des rayons-X (XRD).....	77
Figure 68. : Résistance à la traction et dureté des alliages trempés. ....	80
Figure 69. : Micro-dureté des alliages trempés.....	81
Figure 70. : Schéma de principe test d'usure ....	81
Figure 71. : Taux d'usure et coefficient de frottement des alliages trempés.....	82
Figure 72. : Profil de sillon d'usure.....	83
Figure 73. : Exemple d'une courbe radiale du sillon d'usure. ....	83
Figure 74. : Représentation topographique de la surface. ....	85
Figure 75. : Coefficient de frottement pour l'alliage 1.....	85
Figure 76. : Coefficient de frottement pour l'alliage 2.....	86
Figure 77. : Coefficient de frottement pour l'alliage 3.....	86
Figure 78. : Coefficient de frottement pour l'alliage 4.....	86



Figure 79. : Micrographie MEB des surfaces usées. (a) alliage 2. (b) alliage 3. (c) alliage 1..... 88

Figure 80. : Position des grattoirs et de leurs formes avant et après usure..... 89

Figure 81. : Dégradation par usure abrasive des broyeurs à cylindres lisses après :

(a) 2 mois, (b) 4 mois, (c) 14 mois. .... 89

---

---

## LISTE DES TABLEAUX

### Chapitre 1 : Etude Bibliographique

Tableau 1. : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite.....	11
Tableau 2. : Espacement interlamellaire de la perlite à chaque variation du taux de cuivre.....	22
Tableau 3. : Influence de la composition chimique sur les caractéristiques d'une fonte grise ayant subi un traitement de normalisation. ....	35

### Chapitre 2 : Méthodes Expérimentales

Tableau 4. : Récapitulatif des paramètres des diffractions utilisées pour applications métallurgique .....	56
Tableau 5. : Les spécifications du Tribomètre CSM.....	64

### Chapitre 3 : Résultats et Discussions

Tableau 6. : Lit de fusion et composition chimique des charges solides (en %) .....	67
Tableau 7. : Type et composition des ferro-alliages utilisés (en %) .....	69
Tableau 8. : Composition chimique des alliages étudiés en (% massique) .....	69
Tableau 9. : Composition chimique, microstructures et propriétés mécaniques des alliages étudiées à l'état brut de coulée.....	72
Tableau 10. : Microstructures des alliages étudiées à l'état brut de coulée.....	75

## INTRODUCTION GENERALE

L'industrie briquetier est d'importance vitale pour tout développement économique en matière de construction d'infrastructure et de bâtiment. L'opération fondamentale pour La fabrication des briques est le broyage de l'argile. Le broyeur à cylindres lisses est le composant le plus critique du processus de production des briques. En raison de la rotation opposée en direction des cylindres, le matériau d'alimentation est pincé entre les rouleaux et écrasé par compression. Cette opération est la principale source d'arrêt de la production, car elle est assurée par 03 machines de broyage. Les cylindres de laminoirs fabriqués en fontes subissent une usure intense sous l'action des produits d'abrasion appelée abrasion à trois corps. Donc les arrêts de production qui pénalisent la productivité sont de deux ordres : la rectification bimensuelle des cylindres broyant et leurs changements. Tout apport d'amélioration de performances sur un broyeur se reflète et avec amplification sur la chaîne de production de la brique. Pendant un siècle les améliorations sont toujours portées sur le matériau des cylindres.

Donc de par ces conditions sévères de travail, les critères de sélection d'un matériau pour frette ne sont pas aisés. Les propriétés souhaitées du matériau de la frette comprennent la résistance à l'usure, une bonne usinabilité, une bonne conductivité thermique, et une bonne aptitude à l'amortissement des vibrations. Pour ces applications, les fontes grises à graphite lamellaires sont plus avantageuses que d'autres matériaux. Selon l'équivalent carbone, la fonte grise est classée en hypoeutectique ( $CE < 4,3$ ), eutectique ( $CE = 4,3$ ) ou hypereutectique ( $CE > 4,3$ ). La proportion volumique élevée de graphite lamellaire dans la fonte grise favorise une excellente conduction thermique [1, 2, 3, 4]. En raison de cette teneur en graphite conducteur de chaleur, de nombreux composants automobiles sont fabriqués en fonte grise hypereutectique, tels que les systèmes tambour/disques de frein, les disques d'embrayage, le bloc moteur, les chemises de cylindre et les segments de piston. Leurs faibles coûts ainsi que leurs bonnes propriétés de fonderie permettent leurs utilisations pour la coulée des pièces massives [5]. Aujourd'hui, de nombreuses études portent sur les fontes grises faiblement alliées. Aravind Vadiraj [6, 7] a montré que la résistance à l'usure de ces fontes est fonction de la composition chimique, de la dureté, et de la microstructure. De nombreuses études ont

montré que l'augmentation de la teneur en perlite et en graphite améliore la résistance à l'usure des fontes [8, 9, 10]. Il a été démontré que la résistance à la traction de la fonte grise d'un équivalent carbone moyen de 4% peut être augmentée jusqu'à 300-345 MPa, sans augmentation significative de la dureté grâce à l'ajout de 0,3% de titane à la fonte à faible teneur en soufre (<0,01%) [11]. L'ajout d'éléments d'alliage ou un traitement thermique pour une fonte grise permettra d'améliorer d'avantage leurs propriétés mécaniques et résistance à l'usure au-delà de celle des fontes grises conventionnelles [8]. Il a été démontré [6, 12, 13,14] que le traitement de bainitisation donne à la fonte un ensemble favorable de haute résistance et de haute résilience. En contrôlant soigneusement les ajouts d'alliage tel que Mo, Mn, Si et Cu, est facile la formation d'ausferrite. Bien que ce traitement génère à la fonte grise une excellente gamme de propriétés, il est loin d'être appliquée pour les grosses pièces, puisqu'il nécessite beaucoup d'énergie, espace de production, et peut entraîner une pollution d'environnement, ainsi que la fissuration des composants [13].

Sans faire le traitement de bainitisation, W. Xu, M. Feery [13] ont réussi à obtenir une microstructure de brut de coulée composée de 100 % ausferrite (31,9% austénite et 68,1% de bainite) pour un alliage de composition approximative 3.2% C - 2% Si - 0.55% Mn - 1% Cu 0.7% Mo. Malheureusement cette méthode ne peut être appliquée pour les grandes taille de pièces où la vitesse de refroidissement est plus faible, ne générant que les phases d'équilibre.

Ces problèmes ont limité la production généralisée de la fonte grise martensitique ou de la fonte grise bainitique, encourageant ainsi les recherches sur le développement de fontes grises hypoeutectiques alliées trempées et revenus à haute résistance à matrice perlitique.

Malheureusement les fontes à haute dureté superficielle ne sont en générale pas usinable. Les broyeurs à cylindres devant être périodiquement rectifiés par un outil fourni avec la machine, l'utilisation de fontes à très haute dureté de surface n'est pas recommandée. On peut surmonter cette difficulté en effectuant un traitement thermique durcissant, après usinage, ce qui procure trois avantages [15] :

- Il devient possible d'effectuer l'usinage des pièces pratiquement aux cotes de finition ;
- Atteindre une dureté élevée, judicieusement appropriée à l'utilisation des pièces;
- Pouvoir régler la dureté finale par un revenu, et qui en même temps atténue l'intensité des contraintes internes créées par la trempe.

Une diminution exagérée du CE abaisse la coulabilité, avec risque d'une solidification truite ou blanche de la fonte. Le CE est en rapport direct avec la coulabilité [16]. De l'autre cote, la fabrication d'une pièce massive (à faibles vitesses de refroidissement) en fonte grise à haute résistance, exige d'abaisser le CE, et de recourir à l'addition d'éléments d'alliages, sans risque d'une solidification blanche, ou d'une mauvaise coulabilité. La teneur en carbone ne devrait si possible pas dépasser 3,3 % pour la fonte à graphite lamellaire [17].

Des additions judicieuses de Cu et de Cr en combinaison peuvent diminuer considérablement la sensibilité de la fonte grise à l'effet de la masse, et peuvent accroître la résistance de la fonte grise [18].

Tous les broyeurs à rouleaux sont importés de l'extérieur de l'Algérie. Il en résulte des délais de livraison parfois très longs qui handicapent les briqueteries, notamment pour respecter les délais de livraison et honorer les commandes passées par les clients.

Sur ce, le présent travail expérimental a pour finalité d'étudier les caractéristiques mécaniques et d'usure d'une série de fontes grises hypoeutectiques alliées trempés et revenues (traitement de normalisation) destinés pour la coulée des grosses pièces (frettes) utilisées par les entreprises algériennes. Les principaux éléments d'alliages étudiés comprennent un pourcentage de Chrome variant de 0,37 à 1,01 et un pourcentage de cuivre variant de 0,97 à 1,23. On a choisi ces additions afin de comprendre l'influence du Carbone et de Chrome + Cuivre sur le comportement à l'usure des fontes.

Le document présenté ici s'articule autour de trois chapitres :

Dans le premier chapitre nous présentons une recherche bibliographique dans laquelle sont collectées et analysées les informations théoriques et pratiques, nécessaires à comprendre les détails de cematériau. Dans cette recherche bibliographique, une étude sur les fontes grises lamellaires est consacrée à une recherche détaillée sur l'effet des éléments chimiques et les traitements thermiques de type traitement de perlitisation sur la formation de structure et ses propriétés.

Une deuxième partie de cette étude, dans laquelle sont présentées les différentes méthodes expérimentales utilisées pour la caractérisation des échantillons coulés en fonte grise lamellaire faiblement alliée.

Une troisième partie de cette thèse, dans laquelle sont présentés les résultats de la caractérisation des échantillons et leur discussion.

Dans la dernière partie, sont présentées les conclusions et les recommandations.

**Chapitre 1**  
**Etude Bibliographique**

### 1.1. Introduction

Le but de ce chapitre est de présenter un bilan des connaissances sur les fontes grises en relation avec les problématiques abordées au cours de cette étude.

La place prépondérante occupée par les fontes sur le marché des matériaux métalliques est due à la large gamme de propriétés physiques et mécaniques qu'il est possible de couvrir avec ces matériaux. A cela s'ajoute un coût de fabrication très compétitif comparé aux autres matériaux issus de l'industrie métallurgique.

On appelle fonte tout alliage Fer-Carbone avec une teneur en carbone supérieure à 2,03 % en masse. Les fontes présentent des caractéristiques telles qu'une bonne contrainte à rupture en compression, une très bonne résistance à l'usure, une bonne capacité à absorber les vibrations (meilleure que celle de l'acier), des qualités autolubrifiantes et une meilleure résistance à l'oxydation que l'acier doux, qui les rendent optimales pour beaucoup d'applications dans des secteurs tels que l'automobile, la construction, les machines-outils...

Lors du refroidissement de la fonte, de l'état liquide jusqu'à l'état solide, différentes transformations interviennent et confèrent au matériau des caractéristiques microstructurales bien particulières. Comme c'est le cas pour les aciers, à partir d'une même nuance de fonte il est possible d'obtenir différentes microstructures selon les traitements thermiques appliqués. Cette faculté a l'intérêt de permettre l'obtention d'une large gamme de propriétés mécaniques.

Les frettes sont généralement conçues en fonte. Ils sont principalement sujets à l'usure. En outre, ils doivent supporter des vibrations énormes engendrées par leurs rotations.

Dans un premier temps, nous ferons une présentation générale des fontes et du graphite, et leurs différentes microstructures. Enfin, l'usure des surfaces des fontes grises énumérés et décrits, ainsi que la fabrication des briques et principe de fonctionnement du broyeur à cylindres.

### 1. 2. Généralités sur les fontes à graphite lamellaire

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

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

La croissance de nos connaissances concernant ce matériau et l'utilisation de méthodes d'élaboration et de contrôle de plus en plus performantes et précises, permettent de garantir des qualités très régulières. Il n'est donc pas étonnant que les fontes à graphite lamellaire trouvent dans l'industrie l'emploi de tonnages pratiquement aussi importants que l'ensemble de tous les autres alliages de fonderie [19].

La première caractéristique essentielle des fontes est de contenir une partie de leur carbone à l'état insoluble à l'état solide, c'est-à-dire ne se dissolvant dans le fer qu'à partir du début de sa fusion. Quand la totalité du carbone se dissout dans le fer par chauffage avant que l'on atteigne sa fusion, le métal est par définition un acier.

La seconde caractéristique essentielle des fontes réside dans le fait que la carbone (insoluble ou soluble avant fusion) peut se présenter sous deux formes bien distinctes à tous égards : à l'état de carbone pur libre, cristallisé, qui constitue le graphite ; et à l'état combiné au fer, formant alors le carbure de fer ou cémentite [20].

En ajoutant un élément dans la fonte liquide, l'effet de ce dernier dépend de type de liaison avec les autres éléments qui se trouve dans la fonte. Plusieurs cas peuvent être envisagés selon la figure 1. [21] :

- ❖ Liaison de l'élément d'alliage avec le fer : Dans ce cas, il n'existe pas de liaison avec le carbone, ce qui entraîne la formation du graphite ;
- ❖ Liaison de l'élément d'alliage avec le carbone : Ceci entraîne la formation des carbures. Ces éléments sont antigrahitisants et tout le carbone se lie avec l'élément d'alliage, dans ce cas le carbone ne se cristallise pas en graphite ;
- ❖ L'élément ne se lie ni avec le fer, ni avec le carbone : Dans ce cas, il ne favorise pas la graphitisation, mais favorise la liaison entre le fer et le carbone (formation



des carbures). Ces éléments influent sur l'intervalle stable-métastable. Cette influence est expliquée pendant la transition du stable au métastable et le contraire en fonction de la température ;

- ❖ Liaison de l'élément avec le fer et le carbone en même temps : dans ce cas, empêche la graphitisation et favorise la formation des carbures complexes.

L'addition dans les fontes de divers éléments d'alliages permet d'agir sur leurs structures et d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques, chimiques ou leurs aptitudes à répondre aux traitements thermiques. Suivant leur influence sur la structure, on peut distinguer [16] :

- ❖ Les éléments alphagènes qui stabilisent la ferrite et réduisent le domaine de l'austénite et accroissent le domaine de la ferrite du diagramme  $Fe_3C$ . Citons : Cr, W, Mo, V, Ti, Si, Al, P et Cu. Ils forment une ferrite alliée dure et résistante.
- ❖ les éléments gammagènes qui stabilisent l'austénite et augmentent son domaine dans le diagramme  $Fe_3C$ . Citons : Ni, Mn et Co.

Suivant leur affinité pour le carbone, on peut distinguer :

- Les éléments carburigènes qui donnent avec le fer des aciers et des fontes des carbures complexes, stables, durs ou de la cémentite alliée  $(Fe, X)_3C$ . Ce sont presque tous des éléments alphagènes. Ce sont des éléments antigrahitisants. Citons : Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Zr, Nb, B et N.
- Les éléments graphitisants ou anticarburigènes, c'est-à-dire qui ont une faible affinité pour le carbone. Citons : Si, Ni, Al et Cu.

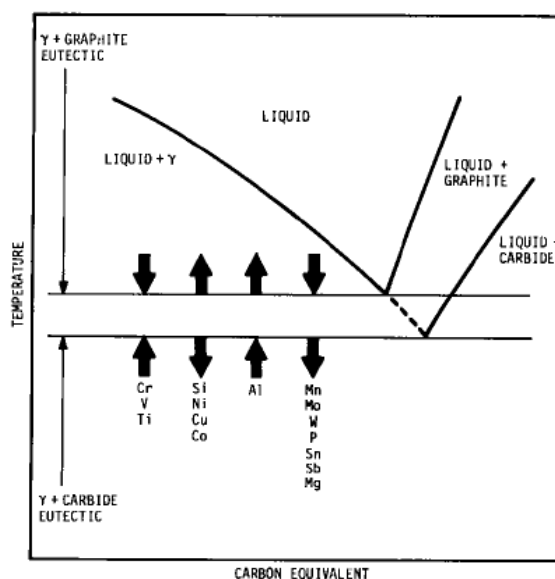


Figure 1. : Influence des éléments d'alliages sur la température de transformation eutectique à l'état stable et métastable [16].

Les propriétés mécaniques de la fonte sont déterminées par sa structure, surtout par son composant graphitique. La fonte peut être envisagée comme un acier transpercé par du graphite. Le graphite enfoncé dans la matrice de la fonte lubrifie sa surface pour offrir de meilleures caractéristiques d'usure et de frottement [7]. Les propriétés mécaniques dépendent de la quantité, de la grandeur et de la distribution des inclusions de graphite. La résistance de la fonte est d'autant plus grande que la quantité des inclusions graphitiques est plus petite, qu'elles sont plus fines et plus isolées. Fraction de graphite lamellaire plus élevée et bien réparti peut conduire la chaleur de friction plus rapidement et réduire la distorsion thermique de la fonte grise [8]. La structure (matrice et inclusion graphitique) dépend de la composition chimique, température de coulée, inoculant et les conditions de refroidissements [13].

### 1. 3. Solidification et transformations à l'état solide des fontes

La solidification des fontes grises est un phénomène complexe qu'il faut étudier en détail. Selon la quantité de carbone ajouté, la fonte sera hypoeutectique ( $2,03\% < C \% < 4,3\%$ ), eutectique ( $C = 4,3\%$ ) ou hypereutectique ( $C > 4,3\%$ ) [22].

Le refroidissement d'une fonte hypoeutectique avec une composition  $X_c$  (exemple d'une fonte à 3% de carbone représentée par la verticale du diagramme fer carbone (voir figure 2 et 3) peut être décrit à partir de  $1400^\circ\text{C}$  (le point  $m_0$ ).

La solidification débute en  $m_1$  ( $1300^\circ\text{C}$ ) par transformation :

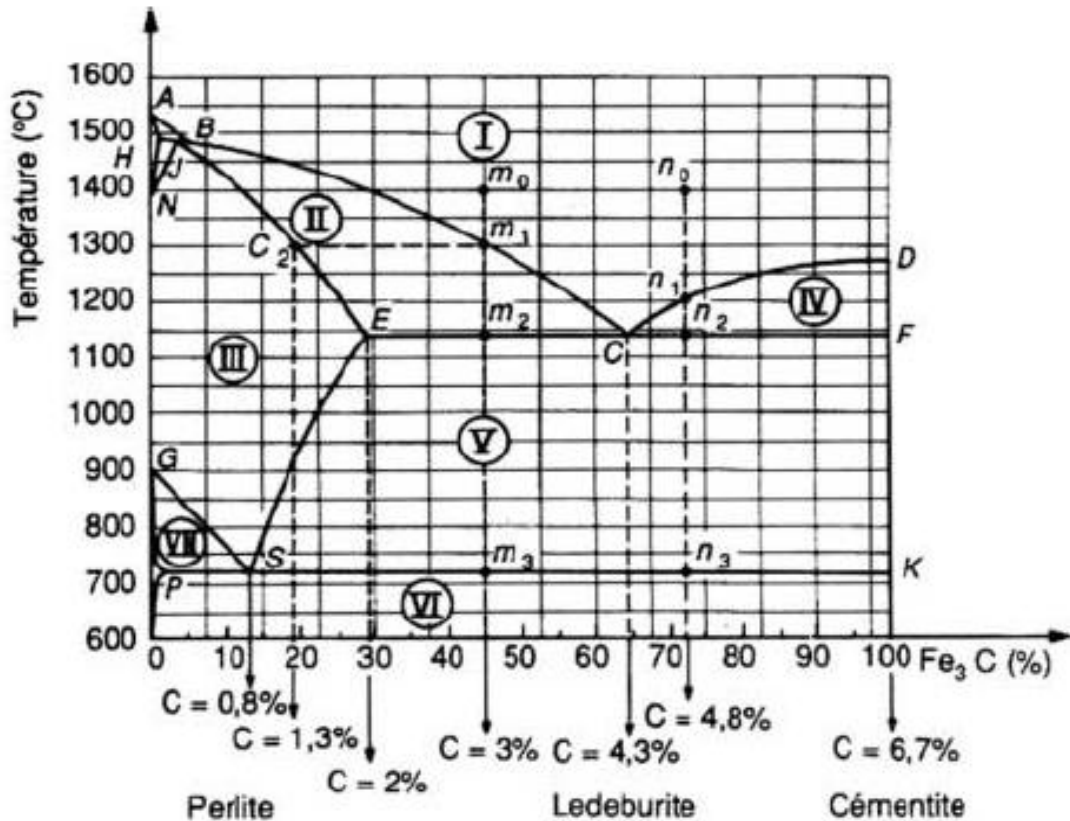
- de liquide en austénite primaire et se termine en  $m_2$  ( $1147^\circ\text{C}$ ) par la transformation eutectique au cours de laquelle le liquide résiduelle se transforme en lédéburite (austénite + cémentite) pour l'équilibre métastable.
- de liquide en austénite primaire et se termine en  $m_2$  ( $1153^\circ\text{C}$ ) par la transformation eutectique au cours de laquelle le liquide résiduelle se transforme en graphite (lamelles, nodules ou vermicules) et en solution solide  $\gamma$  à 2% C, formant le constituant eutectique ( $\gamma + \text{Gr}$ ) pour l'équilibre stable.

L'alliage continue sa solidification de  $m_2$  à  $m_3$ :

- pour le diagramme métastable, de  $m_2$  à  $m_3$  ( $727^\circ\text{C}$ ) l'austénite  $\gamma$  s'appauvrit en carbone jusqu'à 0,8 % C qu'elle laisse déposer de la cémentite secondaire. En  $m_3$  c'est la transformation eutectoïde où la solution solide  $\gamma$  se transforme en constituant eutectoïde appelé la perlite ( $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ ).

➤ pour le diagramme stable, de  $m_2$  à  $m_3$  (727°C) l'austénite  $\gamma$  s'appauvrit en carbone jusqu'à 0,8 % C qu'elle laisse déposer de carbone dit proeutectoïde sur les précipités de graphite déjà existants. En  $m_3$  c'est toujours la même transformation eutectoïde.

De  $m_3$  à l'ambiante, la ferrite laisse déposer une petite quantité de cémentite appelé cémentite tertiaire pour l'alliage métastable et une petite quantité de graphite pour l'alliage stable.



- I liquide
  - II liquide +  $\gamma$
  - III solution solide  $\gamma$
  - IV liquide + cémentite
  - V dendrites  $\gamma$  ; fond ledeburite
  - VI perlite (ferrite + cémentite eutectoïde + cémentite proeutectoïde + cémentite eutectique)
  - VII  $\gamma + a$
- { cémentite eutectique  
 phase  $\gamma$

Figure 2. : Diagramme Métastable Fer – Fe<sub>3</sub>C [23].

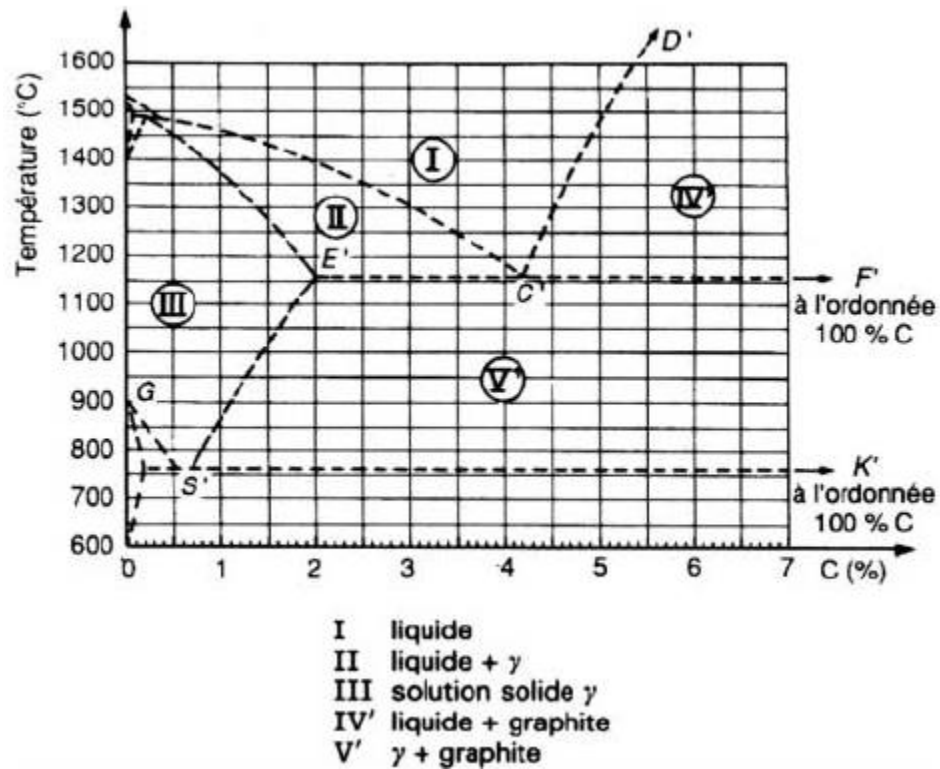


Figure 3. : Diagramme stable Fer - graphite [23].

## 1. 4. Les différents composants des fontes

Les constituants qui vont être cités ici sont ceux que l'on peut rencontrer sur le matériau brut de coulée. Dans cette partie, on présentera les composants en évoquant leur dureté. En effet, l'essai de dureté, facile à mettre en œuvre, permet d'évaluer la charge à rupture ( $R_m$ ) du matériau, laquelle variera en fonction des éléments d'alliage [24].

### 1. 4. 1. Ferrite

C'est le principal constituant de la matrice. Ce constituant est une solution solide de fer sous sa forme allotropique cubique centré. Elle apparaît dans les fontes au cours du refroidissement sous les formes proeutectoïde et eutectoïde [25]. Elle ne dissout pratiquement pas de carbone (0,02% en masse). Par contre, la ferrite contient en solution solide du manganèse et une quantité appréciable de silicium. D'autres éléments d'alliage peuvent être dissous dans la ferrite, tels que le cuivre ou le nickel. La ferrite des fontes est usinable malgré une teneur en silicium dissous importante, modifie les caractéristiques de la fonte.

Si on compare une ferrite pure à une ferrite contenant 3,4% de Si, on peut remarquer que la dureté passe de 75 à 150 HB, la résistance à la traction augmente de 257 à 530 MPa,

tandis que l'allongement à rupture diminue de 61% à 28 % [23]. L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite apparaissent sur les figures 4 et 5.

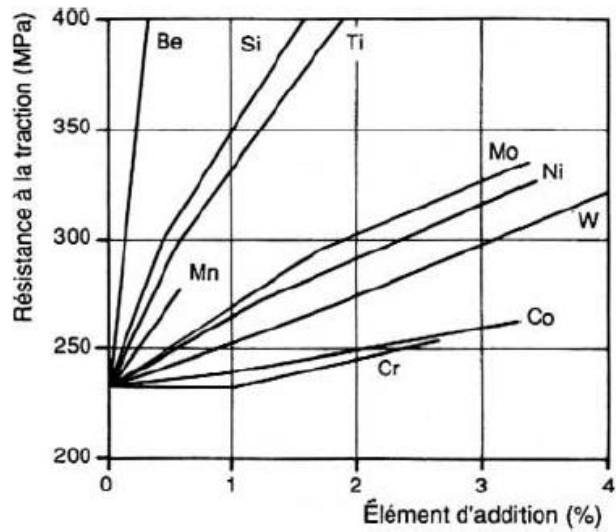


Figure 4. : Influence de quelques éléments d'additions sur la résistance à la traction de la ferrite [23].

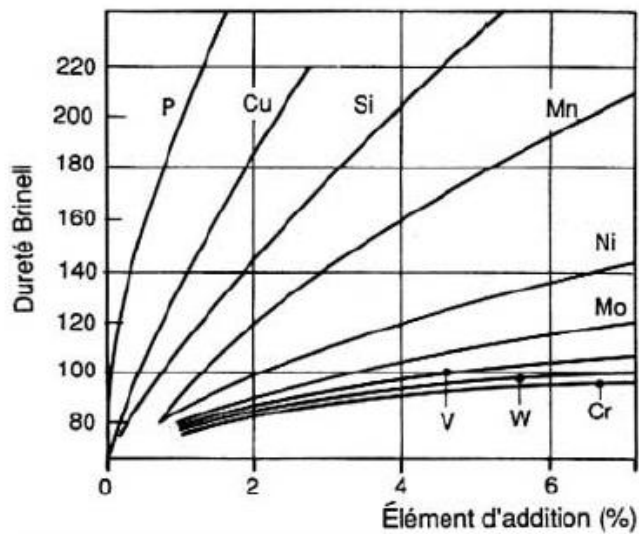


Figure 5. : Influence de quelques éléments d'additions sur la dureté de la ferrite [23].

La ferrite représentée sur la figure 6 n'est pas colorée par les produits métallographiques usuels. Mais si on fait une attaque oxydante avec du Nital, on peut distinguer les contours des grains de ferrite [25]. Cela permet de distinguer la ferrite de la cémentite.

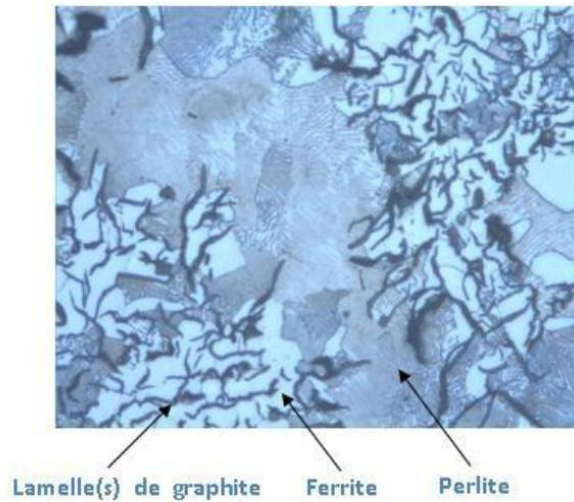


Figure 6. : Fonte à graphite lamellaire après attaque Nital (3%)  $\times 100$  [25].

#### 1. 4. 2. Perlite

Cet agrégat est formé par la juxtaposition de lamelles de ferrite et de cémentite (voir figure 7). Ces lamelles sont d'autant plus fines que la vitesse de refroidissement est élevée. C'est de cette finesse  $\Delta_0$  ( $\mu\text{m}$ ) que vont dépendre les caractéristiques mécaniques de la perlite. En effet, dureté et finesse sont liées par la formule de Belaieff :

$$\text{HB} \cdot \Delta_0 = 80$$

$\Delta_0$  ( $\mu\text{m}$ ) : distance entre deux lamelles consécutives de cémentite (voir figure 8).

Dans les fontes, on obtient les résultats suivants (Tableau.1).

Tableau 1. : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite.

Structure	Perlite	Sorbite	Troostite
$\Delta_0$ ( $\mu\text{m}$ )	0,6 à 1	0,25 à 0,3	0,1 à 0,15
HB	180 à 250	250 à 350	350 à 450

Le Cu, Ni, Cr, Mo, V et Mn affinent la perlite.

Après attaque par un réactif oxydant (comme le Nital) qui ne colore ni la cémentite, ni la ferrite, on voit tout de même apparaître à l'observation micrographique. C'est l'ombre portée par de la cémentite sur la ferrite qui provoque cette différence de coloration.

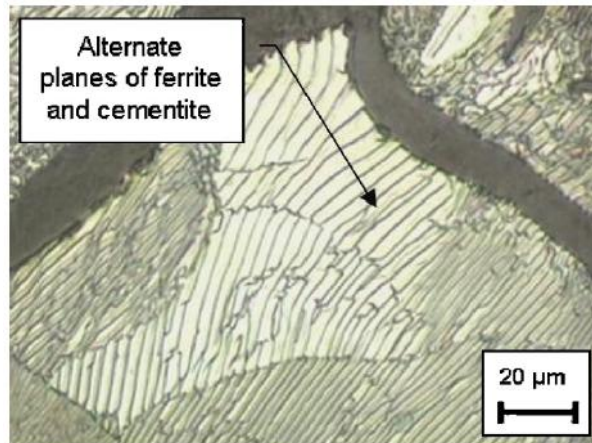


Figure 7. : Perlite présente dans une fonte grise lamellaire FGL30 [10].

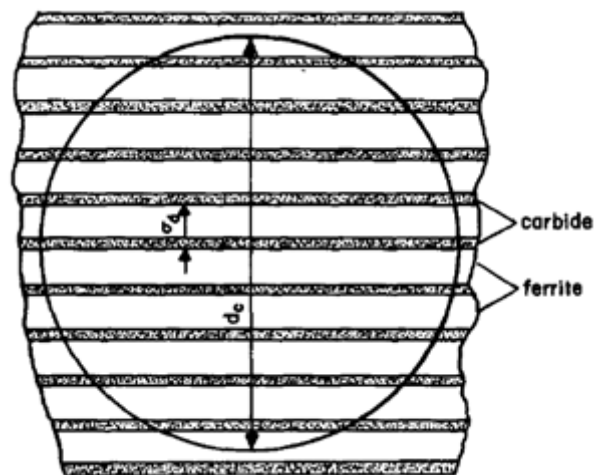


Figure 8. : Schéma d'une perlite en lamelles alternées ferrite-cémentite [26].

### 1. 4. 3. Cémentite ou Carbure de fer

La cémentite est un carbure de fer. Sa formule de composition chimique  $Fe_3C$  correspond à un pourcentage massique de carbone égal à 6,67 %. Ce composé défini, de type interstitiel, a une structure cristalline orthorhombique. La maille élémentaire contient 4 atomes de carbone pour 12 atomes de fer à des distances non identiques.

La caractéristique essentielle de la cémentite est sa dureté très élevée (HB de l'ordre de 700 à 800). Celle-ci peut être augmentée par addition d'éléments d'alliages tels que comme exemple le chrome  $Fe_3C \rightarrow (Fe, Cr)_3C$ . Elle se décompose au-delà de  $500^\circ C$  pour former de la ferrite et du graphite. La présence de Si dans la matrice facilite cette décomposition. Elle peut être retardée par l'ajout d'éléments d'alliages (Cr, Mn, Mo, Cu) qui stabilisent la cémentite [24]. Dans les fontes GL elle est présente sous forme de perlite et sous forme de carbures.

La cémentite n'est pas attaquée par les réactifs acides comme le Nital, mais elle est attaquée et colorée par le picrate de soude bouillant (voir figure 9).

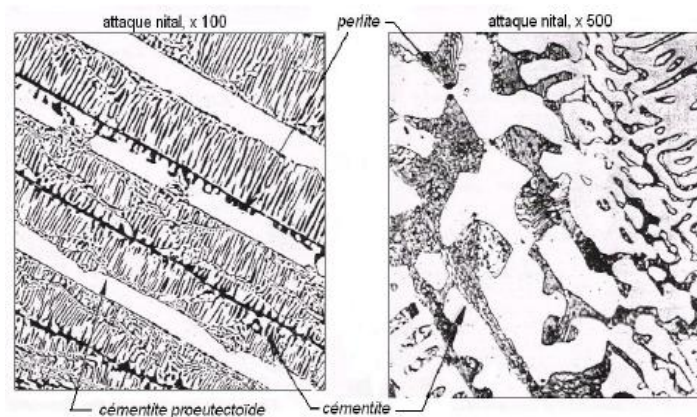


Figure 9. : Illustration des différents types de cémentite (attaque au Nital) [24].

### 1. 4. 4. Carbure

Les fontes à carbures s'identifient par leurs carbures massifs. De tels carbures peuvent se retrouver dans la matrice, soit en raison d'un refroidissement particulièrement rapide à la fin de la solidification, soit par suite de la présence d'éléments stabilisant les carbures tels que le Cr, Mo, Mn, V etc. La haute résistance des pièces en fonte est obtenue par la présence des carbures libres. Les fontes grises à haute résistance sont difficiles à usiner, donc le taux de carbures toléré dans la fonderie de fonte grise est de l'ordre de 5 % [16].

Le type des carbures présents dans les fontes à l'état brut de coulée dépend de la teneur en éléments d'alliage de ces derniers, comme s'est présentée dans la figure 10 où apparaissent des carbures durs en phases blanches brillantes dans la microstructure des fontes alliées au chrome à l'état brut de coulée [27].

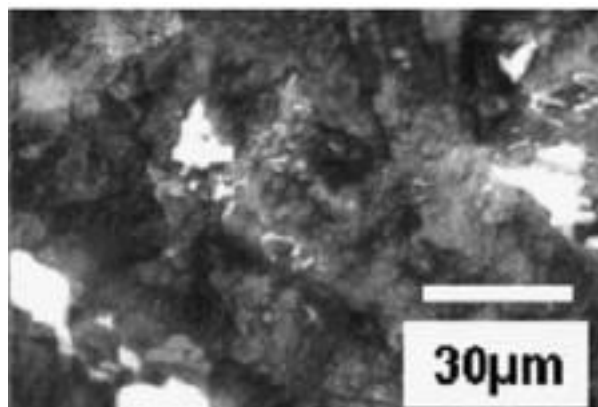


Figure 10. : Présence des carbures en phases blanches dans la microstructure des fontes grises lamellaires alliées au chrome à l'état brut de coulée [27].



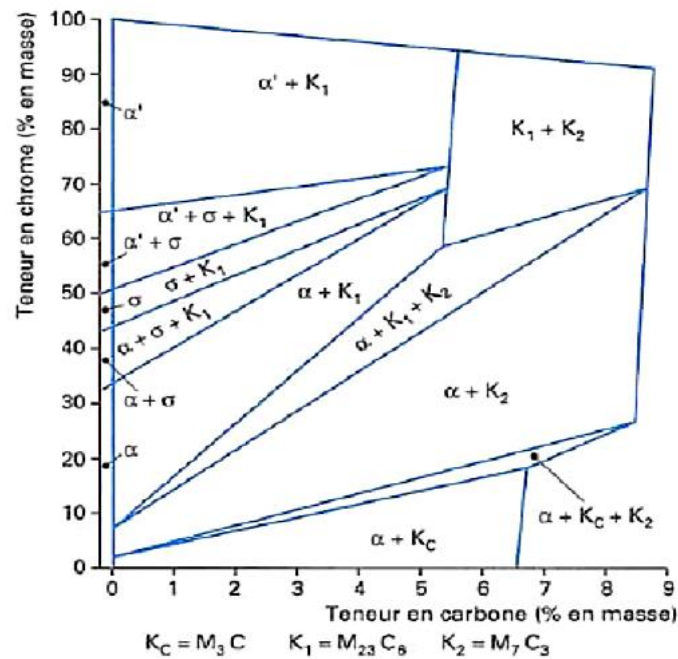


Figure 11. : Coupe isotherme du diagramme Fe – Cr – C à 700°C [28].

En présence de chrome, quand le pourcentage massique en carbone croit, apparaissent tout d’abord les carbures du type  $K_c$  ( $M_3C$ ) ou cémentite substituée, puis le carbure du type  $M_7C_3$ , puis le carbure du type  $M_{23}C_6$  dans lequel l’élément métallique M est constitué par l’ensemble (Fe + Cr). La figure 11 présente une coupe du diagramme ternaire fer - carbone - chrome) [28].

Le diagramme montre que les fontes à faibles teneurs en chrome et en carbone sont constituées à l’état brut de coulée par un agrégat de ferrite et de carbures du type  $M_3C$ .

#### 1. 4. 5. Graphite Lamellaire (G.L)

C’est un constituant de grande importance dans les fontes grises qui prend plusieurs formes : lamelles, sphéroïdes, nodules, vermiculaire. C’est un corps très stable qui ne se dissocie qu’à 3650°C par sublimation. En conséquence, aucun traitement thermique ne peut altérer l’aspect du graphite [25].

Le graphite est l’une des formes allotropiques naturelles du carbone. Il est composé d’un empilement de feuillets de graphène au sein desquels les atomes de carbone sont liés par des liaisons covalentes de type  $sp^2$ . La cohésion entre les feuillets est assurée par des liaisons de Van der Waals plus faibles. Cette structure entraîne une très forte anisotropie des propriétés avec, par exemple, une conduction thermique et électrique qui est beaucoup

plus forte dans le plan des feuillets de graphène que dans la direction normale ; à l'inverse, le clivage de la structure est très aisé entre les feuillets.

L'empilement des feuillets de graphène peut se faire selon deux séquences qui aboutissent à des structures cristallographiques différentes : un empilement A-B-A-B engendre une structure hexagonale tandis qu'un empilement A-B-C-A-B-C forme une structure rhomboédrique. Cette dernière est thermodynamiquement moins stable et est souvent considérée comme une structure hexagonale présentant un défaut d'empilement [29].

La figure 12 présente la structure hexagonale du graphite avec un empilement de type A-B-A-B. les paramètres de maille ont des valeurs de  $a = 0,246 \text{ nm}$  et  $c = 0,671 \text{ nm}$  (ce qui correspond à deux fois l'écart entre deux plans de graphène).

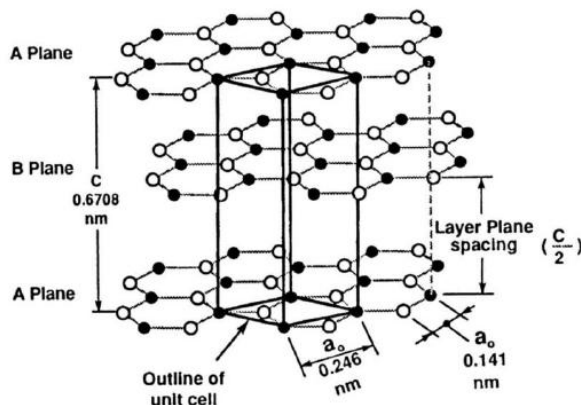


Figure 12. : Structure cristallographique hexagonale du graphite présentant un empilement A-B-A-B des feuillets de graphène [29].

Sur une section métallographique, le graphite apparaît sous forme de lamelles plus ou moins épaisses qui présentent des branchements fréquents et forment un réseau tridimensionnel. Dans les fontes hypereutectiques des lamelles de graphite primaires se forment par croissance libre dans le liquide puis sont entourées par l'austénite (voir figure 13. a). Dans le cas des fontes hypoeutectiques, la formation d'austénite précède la croissance des lamelles de graphite eutectiques. Une structure constituée de dendrites d'austénite et de graphite fin dit de surfusion est observée suite à la réaction eutectique. La figure 13.b montre un réseau de lamelles de graphite eutectique après une attaque profonde [30].

Les propriétés mécaniques et physiques de la fonte GL sont en partie gouvernées par la taille, la forme, la quantité et la distribution des lamelles de graphite [22]. Et celles-ci sont classées selon la norme ASTM-A-247 (voir la figure 14).

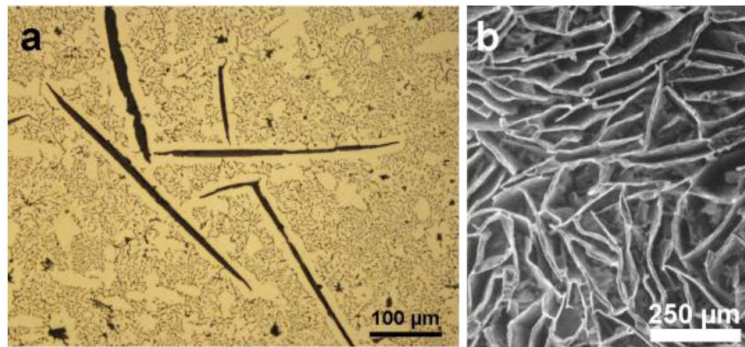


Figure 13. : Précipités de graphite lamellaire et eutectique fin (a) et attaque profonde montrant le réseau interconnecté de lamelles (b) [30].

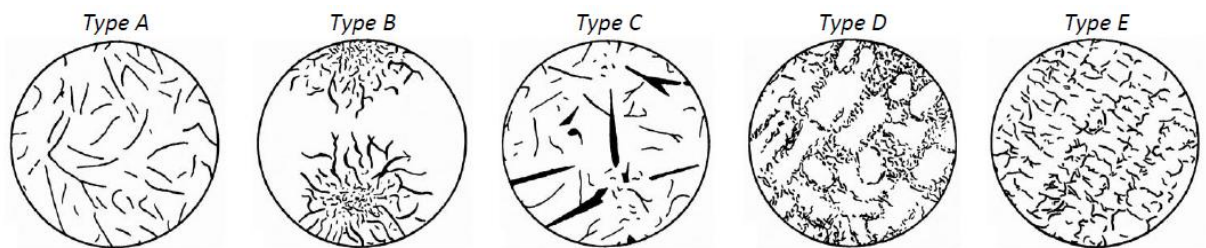


Figure 14. : Représentation schématique des différentes classes de graphite lamellaire [29].

Le graphite de type A est distribué aléatoirement et orienté au sein de la matrice. Il confère au matériau des propriétés physiques et mécaniques optimales. C'est ce type de graphite qui est obtenu avec une surfusion minimale.

Le graphite de type B est obtenu pour des alliages proches des compositions eutectiques, se solidifiant avec une surfusion supérieure à celle du graphite de type A.

Le graphite de type C est observé dans les fontes hypereutectiques refroidies assez lentement. Il est possible de distinguer les grandes lames de graphite proeutectique et les amas de graphite.

Le graphite de type D, interdendritique sans orientation préférentielle, est observé dans les pièces refroidies très rapidement, au voisinage de la surface dans le cas de pièces coulées en coquille.

Enfin, le graphite de type E, interdendritique orienté, apparaît quand la surfusion est élevée, mais pas assez pour créer des carbures. La matrice associée à ce type de structure est de type ferritique.

#### 1. 4. 5. 1. Influence du graphite dans les fontes grises

Le graphite lamellaire confère aux fontes grises :

- ✓ une grande capacité d'amortissement des vibrations dans des applications telles que les cylindres de broyeur ou les bâtis de machines-outils ;
- ✓ une très bonne usinabilité ;
- ✓ les conditions de frottement (cavités superficielles du graphite jouant le rôle du "coin d'huile") ;
- ✓ une augmentation de la conductibilité calorifique lorsqu'on demande une résistance aux chocs thermiques ; comme par exemple pour des tambours de freins et des disques d'embrayage ;
- ✓ une meilleure coulabilité [31].

### 1. 5. Influence des différents facteurs sur la structure des fontes

Les propriétés des fontes sont déterminées avant tout par leur structure, laquelle dépend d'une série de facteurs de fabrication.

#### 1. 5. 1. Effet de la composition chimique

##### 1. 5. 1. 1. Effet des éléments normaux

##### 1. 5. 1. 1. 1. Carbone et Silicium

Le carbone est compris entre 2,8 et 4,5% 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. Il abaisse la température de fusion. De 1537°C pour un fer pur, elle peut décroître jusqu'à 1150°C à l'eutectique (correspondant à 4,3% de C) [24].

L'effet du Si est particulièrement important car sa teneur dans l'alliage (environ 2 à 3%) est comparable à celle du carbone. Le Si abaisse la T°C de transformation eutectique à l'état métastable, et augmente simultanément la T°C de transformation eutectique à l'état stable (voir la figure 15). Cette augmentation d'écart de température permet d'éviter la précipitation de fonte blanche au cas où la surfusion est un peu trop profond [32].

Le Si se dissout dans le fer  $\gamma$  avec plus de facilité que la carbone. Pour cette raison, on dit que le Si diminue la solubilité du carbone dans le fer  $\gamma$ . Donc il y a d'autant de graphite que la teneur est plus élevée, et pour cette raison encore le Si est dit élément graphitisant.

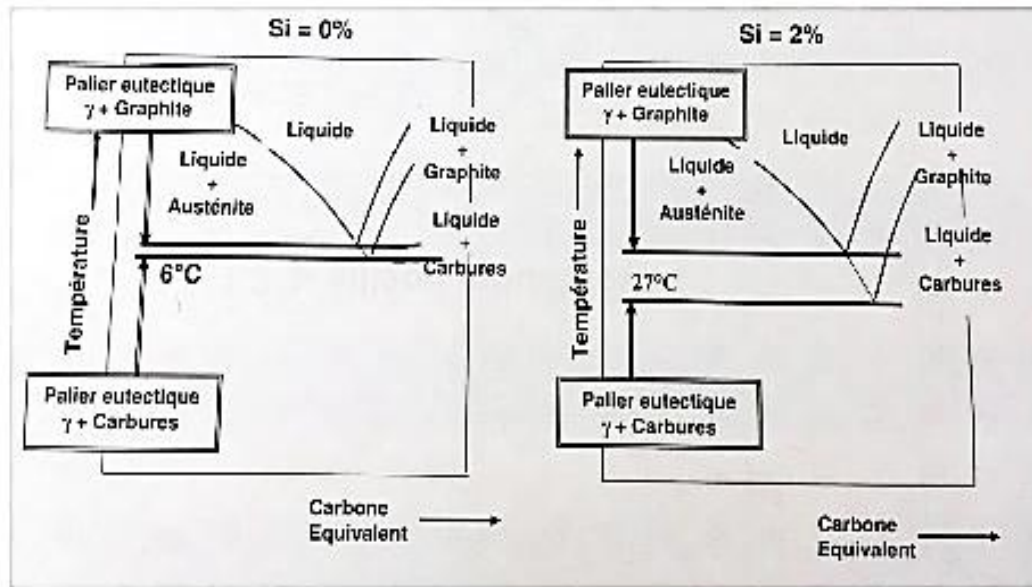


Figure 15. : Influence de silicium sur la température eutectique [33].

Il est conseillé de limiter les valeurs à 3,3% C et 2% Si dans les fontes à graphite lamellaire, le graphite devrait si possible être présent sous forme finement lamellaire [17].

### 1. 5. 1. 1. 2. Manganèse et Soufre

Pour garantir des propriétés optimales, la fonte à graphite lamellaire doit contenir, outre une quantité minimale de soufre, une teneur optimale en manganèse.

Plusieurs études ont démontré que la teneur optimale en manganèse est déterminée par la formule suivante [19] :

$$\%Mn = 1,72 \%S + 0,2 \text{ à } 0,3$$

Tout écart par rapport à cette teneur optimale aura une influence sur la profondeur de trempe et les propriétés mécaniques de la fonte. Il est en effet logique que lorsque le manganèse et le soufre atteignent des teneurs très élevées, la fonte contiendra une quantité considérable de sulfures de manganèse (MnS). La morphologie des inclusions MnS de la fonte grise FGL25 est montrée dans la figure 16 [34].

Une augmentation de la quantité de ces sulfures (MnS) abaisse progressivement le point de fusion du laitier et des crasses. Cela signifie qu'à partir d'un certain taux de MnS les crasses et le laitier demeurent liquide à la température de coulée ce qui les rend pratiquement impossible à piéger, même en utilisant des filtres céramiques. Le risque d'avoir apparaître des défauts d'inclusions de crasses dans les pièces devient donc très grand. Pour éviter ces défauts, la teneur en Mn ne doit pas être supérieure à 0,7% et la

teneur en S ne peut excéder 0,12%. A partir de teneurs de l'ordre de 0,8 à 1%, le Mn tend à s'opposer à la graphitisation.

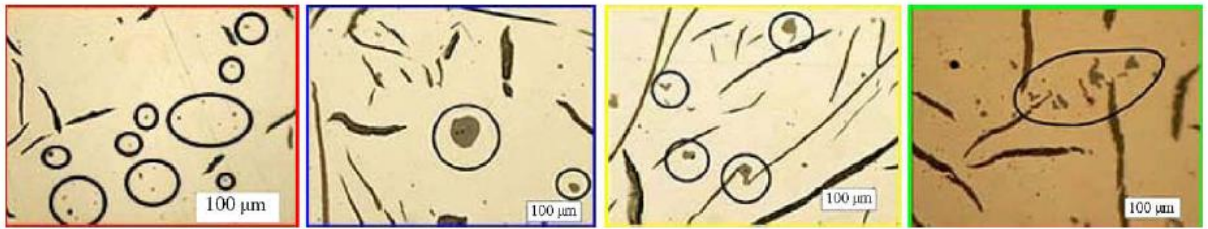


Figure 16. : Inclusions MnS de la fonte FGL25 pour 0.065S, 0,12S, 0,15S, et 0,18%S [34].

### 1. 5. 1. 1. Phosphore

Le phosphore est un élément graphitassent, qui se trouve toujours présent dans les fontes grises. Il se combine facilement avec le fer en formant un eutectique de type  $Fe_3P$ -Fe. Avec le fer et la cémentite, il forme un eutectique phosphoreux ternaire  $Fe_3P$ -  $Fe_3C$ - Fe, dont la température de fusion est voisine de  $950^{\circ}C$  qui provoque la fragilité à froid comme s'est montré sur la figure 17. Cet eutectique élargit les criques et les soufflures [21].

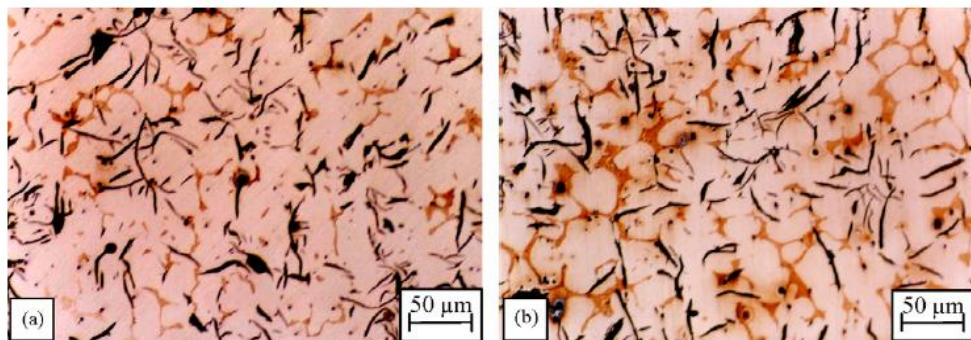


Figure 17. : Eutectique phosphoreux dans une fonte grise lamellaire. (a) 0,45%P, (b) 1,05%P [21].

### 1. 5. 1. 2. Effet des éléments d'addition

#### 1. 5. 1. 2. 1. Cuivre, Chrome et Molybdène

Le Cu est incontestablement l'élément d'alliage le plus efficace en rapport avec [18] :

- ❖ l'obtention de la matrice perlitique intégrale ;
- ❖ l'augmentation de la résistance à la traction, et l'augmentation de la dureté Brinell, sans nuire à l'usinabilité. Cette influence bénéfique résulte des quatre effets fondamentaux du cuivre dans les alliages Fe-C :
- ❖ le durcissement très important de la phase ferrite ;
- ❖ affinement de la phase perlite ;

- ❖ l'effet graphitissant à la solidification ;
- ❖ l'effet antiferritisant à la transformation eutectoïde.

Comme il conduit à un affinage du graphite et un arrondissement des bords des lamelles de graphite.

Le Cr qui est un puissant carburigène, améliore la résistance et la dureté grâce à son influence sur la structure de la matrice (il affine la perlite) et son effet d'augmentation du nombre de cellules eutectiques [35].

- Avec 0,2% de Cr, apparition de carbures plus stables et plus durs ;
- Avec 0,7% de Cr, la fonte devient difficile à usiner ;
- Avec 1,5% de Cr, la fonte devient blanche.

Le Mo améliore la résistance mécanique et la dureté grâce à son effet stimulant la formation d'une perlite plus fine. Il forme moins de carbures qui augmenteraient la fragilité et les difficultés d'usinages. Des teneurs jusqu'à 0,5% sont plus efficaces que des additions correspondantes de chrome pour produire une structure aciculaire [21].

Des additions judicieuses de Cu et de Cr ou de Cu et Mo en combinaison peuvent diminuer considérablement la sensibilité de la fonte grise à l'effet de la masse, et peuvent accroître la résistance de la fonte grise. Les figures 18 et 19 illustrent l'influence des éléments d'alliages sur les caractéristiques mécaniques de la fonte grise [35].

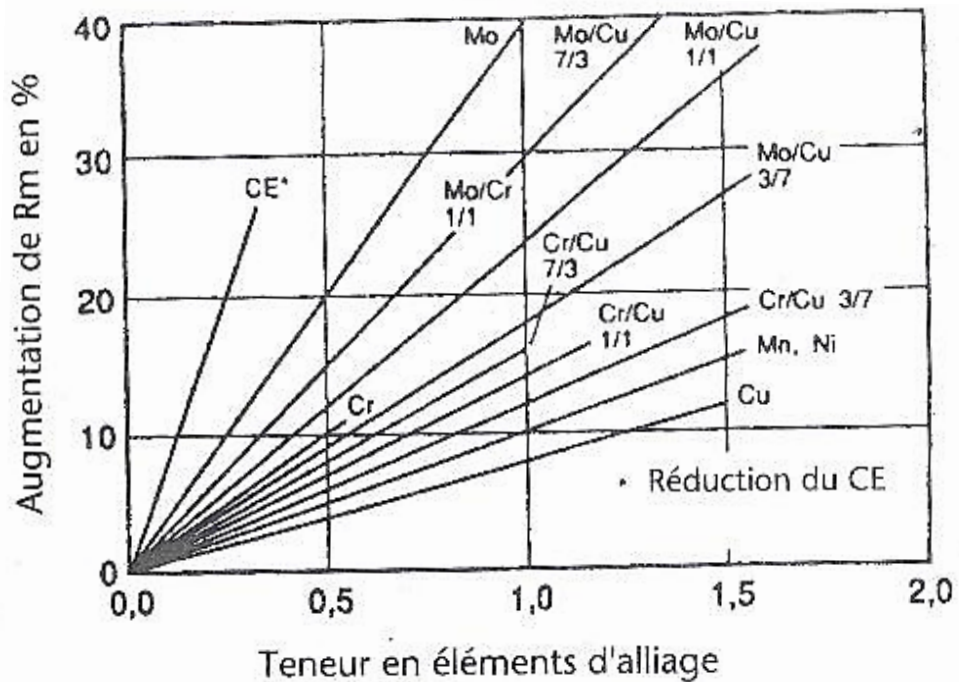


Figure 18. : Effet du chrome, molybdène et de cuivre sur la résistance à la traction des fontes à bas CE [35].

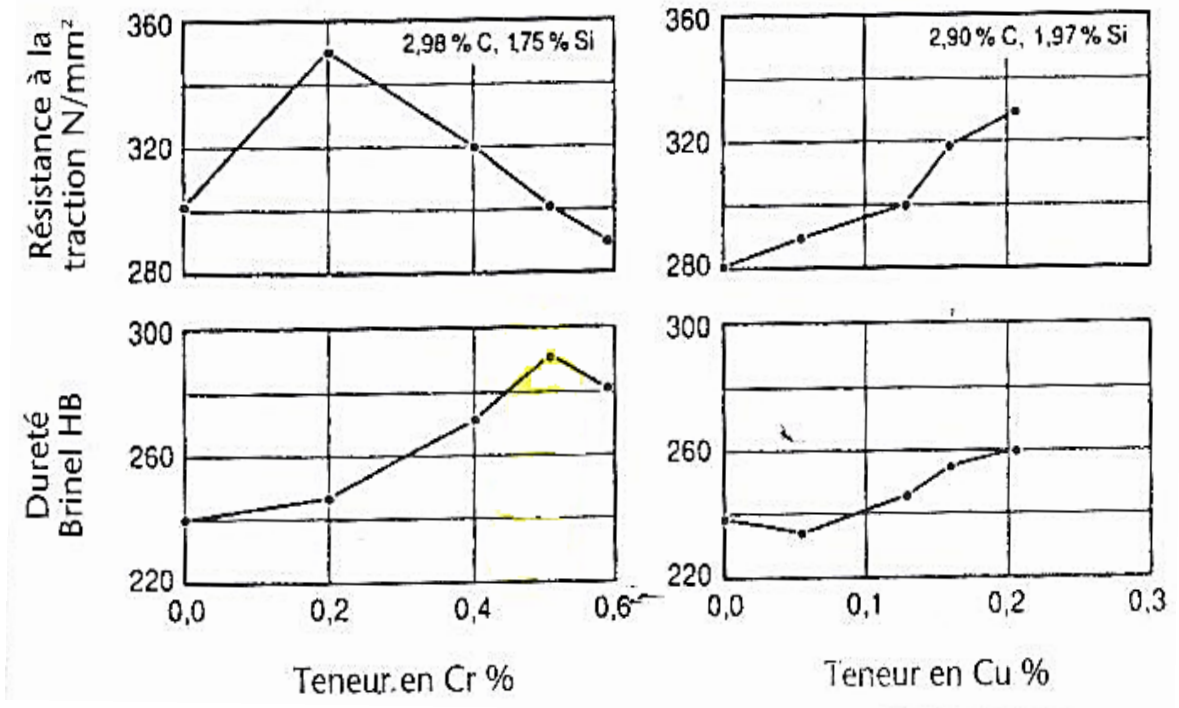


Figure 19. : Effets des éléments d'alliages sur la résistance à la traction (Rm). Addition simultanée de Cr/Cu = 7/3 : 0.7 %Cr + 0.3 %Cu, addition total 1% [35].

**1. 5. 1. 2. 2. Distance d'espace interlamellaire de la structure perlitique**

Comme exemple : pour observer les différences d'espace interlamellaire qui se produisent après l'ajout de l'élément Cuivre, avec des variations de 0,3 à 0,7%, les résultats des tests MEB (Microscope électronique à balayage) peuvent être vus dans la figure 20. Des tests SEM sont effectués pour obtenir des valeurs quantitatives de l'ajout de cuivre dans la fonte grise. Les tests MEB sont effectués à deux emplacements différents dans chaque variation de cuivre et cinq points de mesure pour chaque emplacement [36].

Les résultats du test MEB, tels que décrits dans la figure 20 avec un grossissement de 15 000 à 20 000 fois, révèlent l'effet du cuivre ajouté à la fonte grise sur le plan morphologique. On peut voir qualitativement que l'augmentation de l'élément d'alliage de cuivre favorise des grains de perlite plus denses, alors que dans les données quantitatives de la distance interlamellaire de la perlite peut être mesurée à l'aide de MEB.

Le tableau 2 montre l'espace interlamellaire de la perlite obtenu à 2 endroits pour chaque variation de cuivre où chaque variation a été mesurée à 5 points.



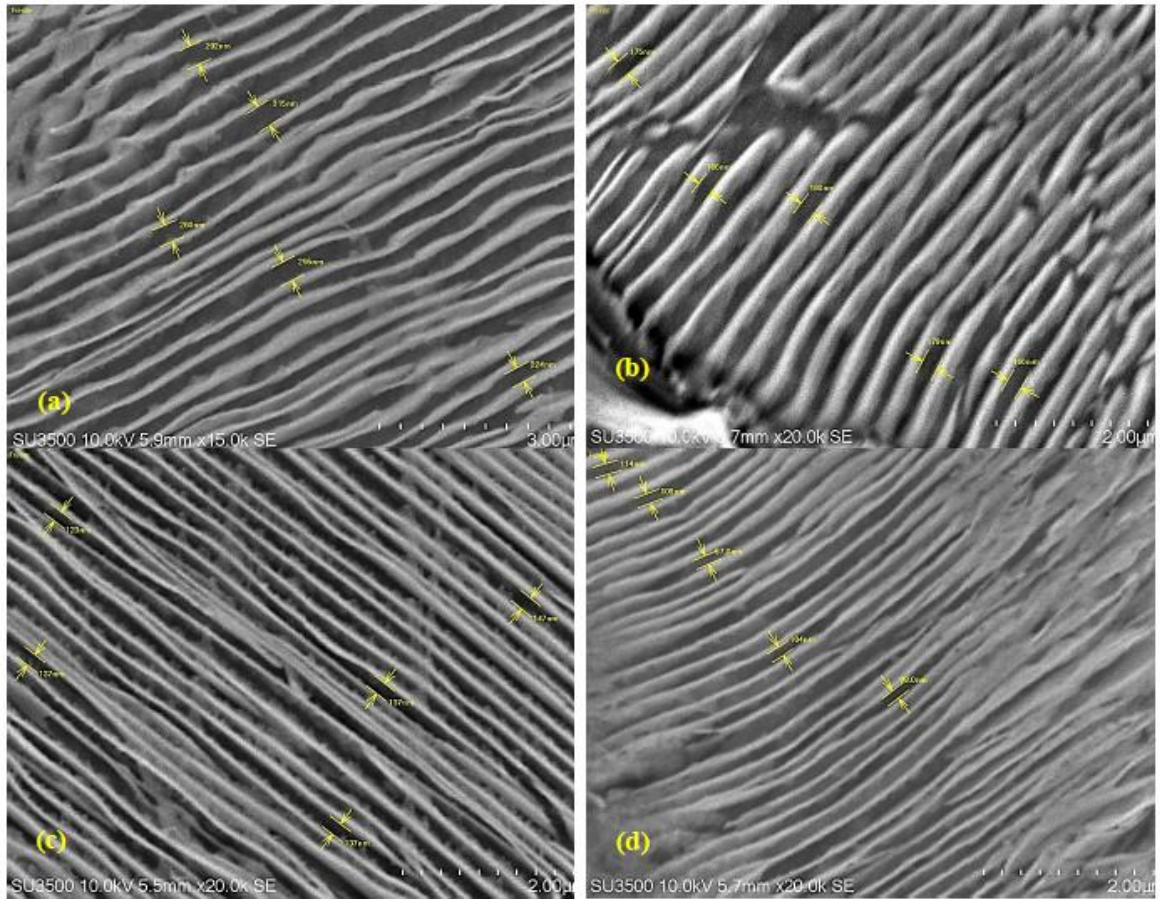


Figure 20. : (a) Résultats du test MEB de la fonte perlitique contenant 3 % de cuivre, (b) 4 % de cuivre 5 %, (c) Cuivre, (d) 7 % de cuivre [36].

Tableau 2. : Espacement interlamellaire de la perlite à chaque variation du taux de cuivre.

Teneur en cuivre	Espacement interlamellaire (nm)					Moyenne
0.30%	129	134	128	126	133	203.6
	292	315	260	295	224	
0.40%	175	166	180	179	166	169.2
	155	161	173	168	169	
0.50%	128	145	135	126	115	133
	123	137	137	137	147	
0.70%	108	104	107	112	112	106.3
	114	106	97	104	99	

### 1. 5. 2. Carbone équivalent C E

Le carbone équivalent d'une fonte normale (fonte liquide) est la teneur en carbone total, que devrait avoir une fonte théorique pour que, les conditions de refroidissement des deux fontes considérées étant les mêmes, elles présentent à froid des structures identiques.

$$C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3}$$

Le fondeur utilise cette relation très fréquemment pour garantir les propriétés mécaniques des pièces coulées. Une mesure parfaite de la valeur de l'équivalent de carbone est donc indispensable.

Le domaine des fontes grises à faible résistance à la traction présente des teneurs élevées en C et Si et par conséquent des valeurs élevées du CE, alors que dans le domaine des résistances élevées, on a affaire à des teneurs plus basses en C et Si, c'est-à-dire à des CE plus faibles. Cela est dû au fait que lorsque le CE augmente, la proportion de graphite croît également, accompagnée d'une diminution correspondante de la taille de chaque "pont matriciel" [31]. La figure 21 montre comment la réduction du CE améliore la résistance à la traction [19]. Et La figure 22 montre comment la réduction du CE améliore la dureté HB [35].

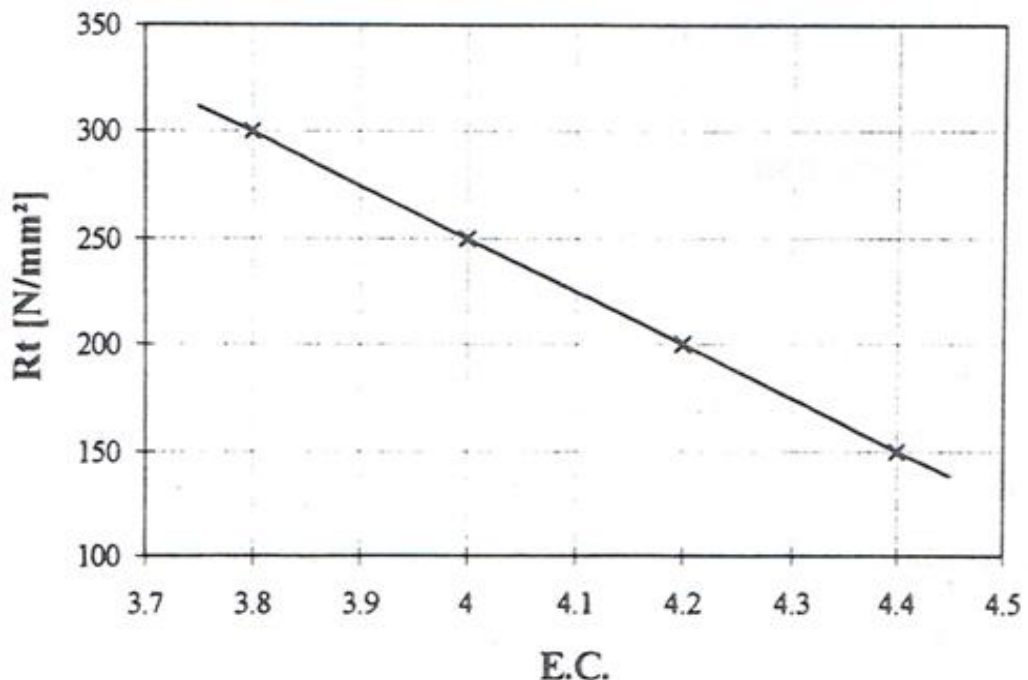


Figure 21. : Relation entre le CE et la résistance à la traction des fontes lamellaires [19].

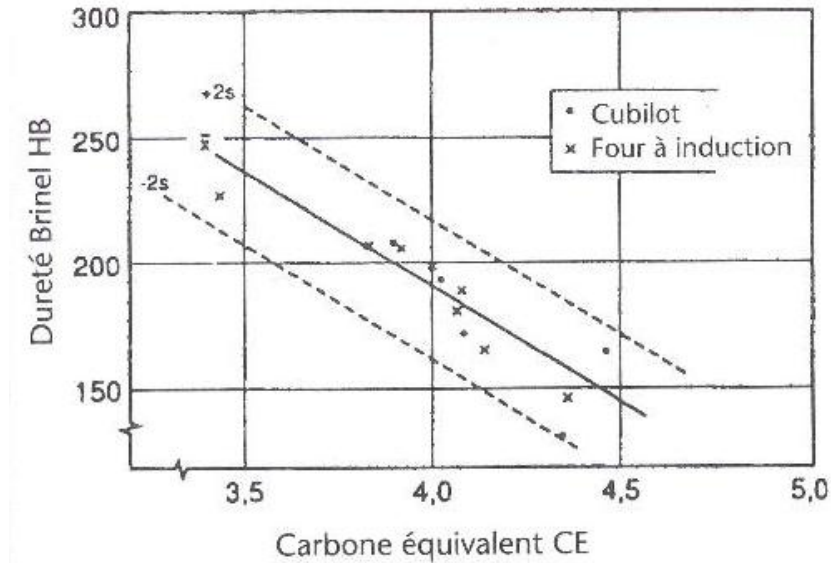


Figure 22. : Corrélation entre le CE et la dureté HB d'une fonte grise [35].

Une diminution exagérée du CE abaisse la coulabilité, avec le risque d'une solidification truitée ou blanche de la fonte. Ceci est la base de la déclaration dans la note de l'ASTM que les fontes grises à haute résistance sont difficiles à fabriquer [16].

En conséquence, en cas d'exigence d'une fonte grise à haute résistance, il faut soit diminuer le CE, avec tout le risque, soit ajouter des éléments d'alliage à la fonte [31].

### 1. 5. 3. Indice de Saturation en Carbone $S_C$

La comparaison de la teneur en carbone total ( $C_t$ ) d'une fonte et de son carbone eutectique modifié par la teneur en silicium et en phosphore permet de situer cette fonte par rapport à l'eutectique.

Cette comparaison se traduit par un nombre, appelé indice de saturation en carbone ( $S_C$ ) ou le degré d'eutecticité.

Ce dernier peut être calculé d'après la formule suivante :

$$S_C = C_t - C_{E'} / C_{C'} - C_{E'}$$

Pour les deux états (stables et métastables) dont :

$C_t$  : Teneur du carbone de la fonte donnée.

$C_{E(E')}$  : Teneur du carbone au point E et E' du diagramme.

Métastable :  $C_E = 2,14 - 0,3 (Si + P)$ ; Stable :  $C_{E'} = 2,11 - 0,15 Si - 0,3 P$

$C_{C(C)}$  : Teneur du carbone au point eutectique du diagramme.

Métastable :  $C_C = 4,3 - 0,3 (Si + P)$ ; Stable :  $C_{C'} = 4,26 - 0,3 (Si + P)$

- hypo eutectique si son  $S_C < 1$
- eutectique si son  $S_C = 1$
- hyper eutectique si son  $S_C > 1$ .

La relation entre  $S_c$ , structure et épaisseur de la pièce est donnée par le diagramme de SIPP [37]. Ce diagramme est utilisé pour guider le choix de la composition de l'alliage (voir figure 23).

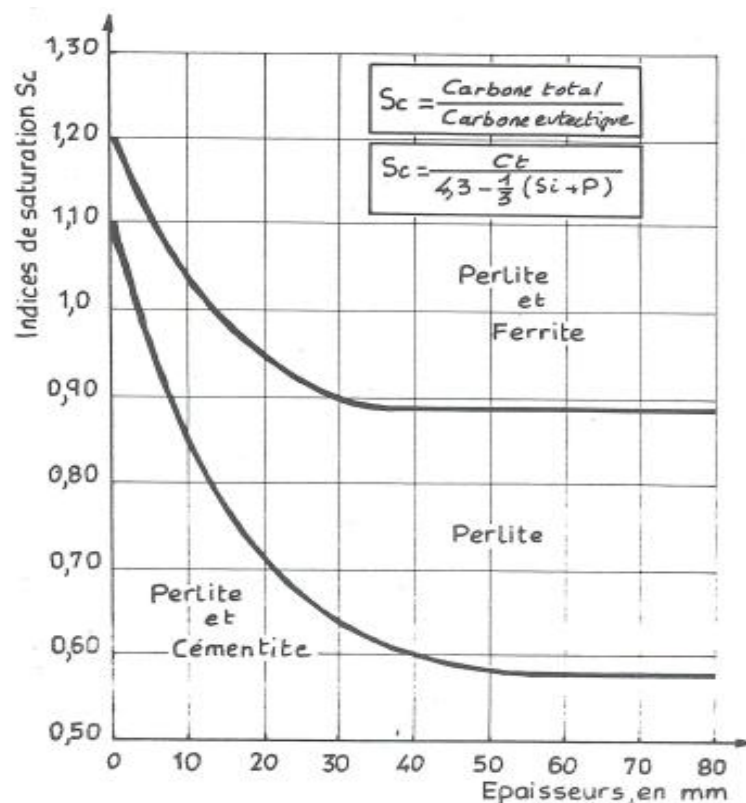


Figure 23. : Diagramme de SIPP [37].

#### 1. 5. 4. Effet de la température de surchauffe et de temps de maintien

Au-dessus du liquidus, le métal peut être porté à plus ou moins haute température (c'est ce qu'on appelle la surchauffe) et plus ou moins longtemps.

La figure 24, d'après E. Piwowarsky [23] montre que l'élévation de cette température accroît le phénomène de surfusion.

Lorsqu'on refroidit un métal liquide, il arrive souvent que celui-ci soit encore à l'état liquide en dessous de sa température de solidification. Ce phénomène de retard au changement d'état est appelé : la surfusion.

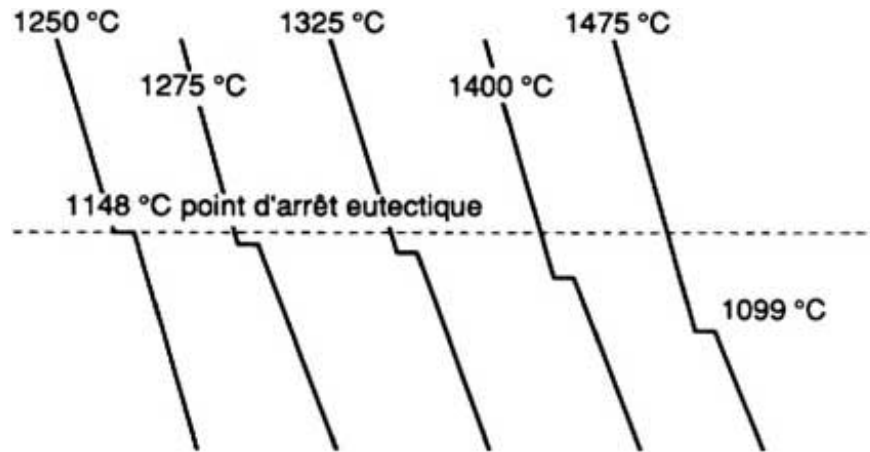
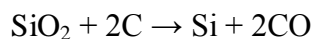


Figure 24. : Influence de la surchauffe sur la surfusion à la solidification [23].

On peut résumer ainsi l'action de la surchauffe sur la structure des fontes grises : la surchauffe provoque d'abord un affinement du graphite qui, de grossier, devient moyen, puis fin ; en augmentant la surchauffe, le graphite continue à s'affiner, mais il prend la forme D généralement défavorable. En l'augmentant encore, la fonte devient truitée, puis blanche.

Les fontes liquides contiennent en effet suffisamment de germes naturels ( $\text{SiO}_2$ ) pour que le graphite se cristallise sous la forme du type A. Ces germes en effet sont détruits pendant la surchauffe à des températures au-delà de la température d'équilibre de la réaction :



L'élévation de la surchauffe et le temps de maintien favorisent le changement de la composition chimique de la fonte, et l'augmentation de la quantité de carbone combinée.

La tendance à la formation du graphite interdendritique et d'autant plus grand que la teneur en carbone est plus basse, et la surchauffe élevée.

L'abaque de la figure 25 permettant de calculer la température de surchauffe souhaitée d'un bain liquide en fonction de sa composition chimique.

Exemple (choisis) : pour  $\text{Si} = 1,7\%$  et  $\text{C} = 3,2\%$ , la température d'équilibre est de  $1417^\circ\text{C}$  et la température minimale de surchauffe est de  $1467^\circ\text{C}$ . C'est-à-dire que, au-delà de cette température minimale de surchauffe, il y a risque de destruction des germes de silice, qui sont responsables de la cristallisation du graphite.

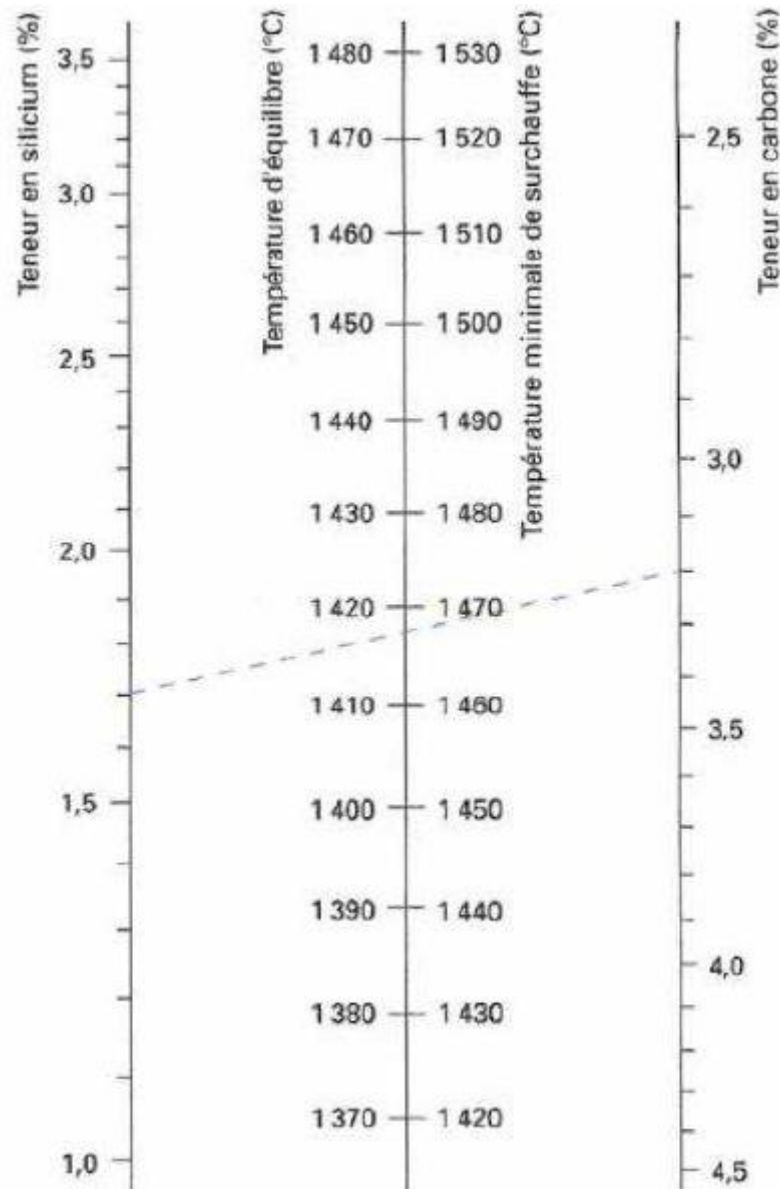


Figure 25. : Détermination de la surchauffe de la fonte [23].

### 1. 5. 5. Inoculation

L'inoculation de la fonte grise consiste à ajouter tardivement au métal liquide une faible quantité (généralement quelques dixièmes de pour-cent) d'un produit, appelé inoculant, au moment du remplissage de la poche de coulée ou au moment du remplissage du moule, dans le but de modifier la morphologie de la solidification de telle sorte qu'une ou plusieurs propriétés de la fonte soient améliorées.

Du point de vue métallurgique l'effet inoculant s'explique par l'augmentation du nombre de germes pour la précipitation du graphite dans la fonte liquide. La surfusion devient minimale et par le dégagement de la chaleur de cristallisation, la température est

très rapidement atteinte (voir figure 26). Les lamelles de graphite ainsi obtenu sont du type A.

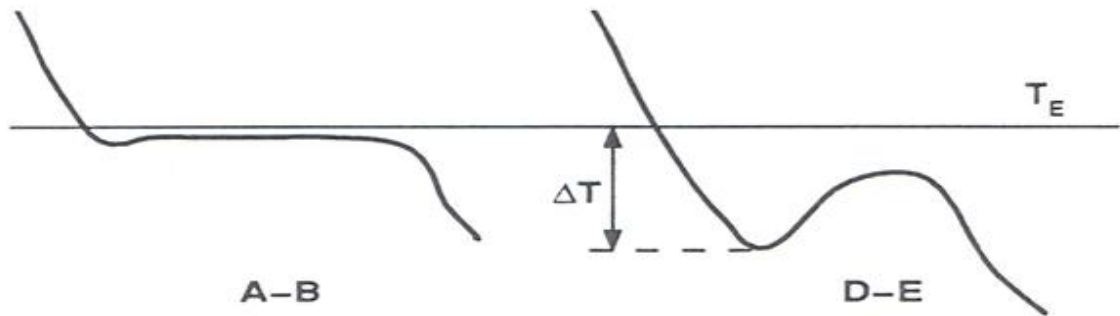


Figure 26. : Courbes de refroidissement caractéristiques correspondant aux différents types de graphite [19].

Le traitement d'inoculation permet d'obtenir une fonte graphitique. Cette inoculation se fait par addition d'un produit graphitisant, en général du ferro-silicium. La forte concentration locale en Si conduit à la formation de composés (de type carbures de silicium) qui vont constituer par la suite des sites préférentiels de germination du graphite et permettre de combattre ainsi la tendance naturelle de la fonte à solidifier dans le système métastable [32].

### 1. 5. 6. La vitesse de refroidissement à l'état brut de coulée.

La vitesse de refroidissement dépend de plusieurs facteurs :

- masse et épaisseur des pièces coulées.
- Pouvoir thermo absorbant du moule (nature du moule)
- Température de coulée, densité, chaleur latente de solidification pour l'alliage.

Le diagramme de Laplanche de la figure 27 constitue à présent le meilleur graphe de prédiction de la structure d'une fonte connaissant [38] :

- le diamètre ou l'épaisseur de la pièce moulée ;
- les titres en C et Si.

Une section carée de surface se comporte à peu près au refroidissement comme une section de diamètre et de surface :  $\pi \times D^2/4$

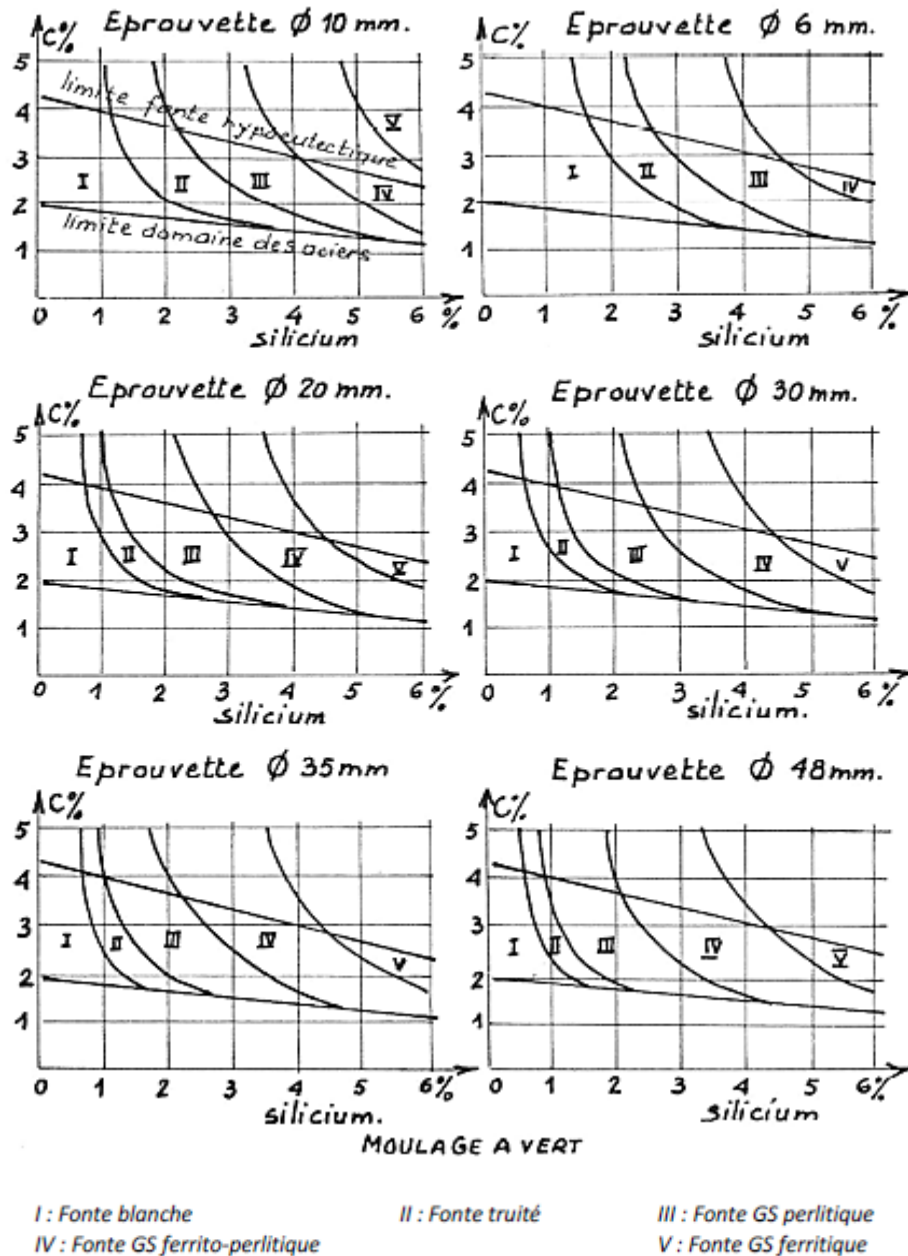


Figure 27. : Relation structure-composition- massivité de la pièce moulée (Diagramme de Laplanche) [38].

### 1. 5. 7. Réaction eutectoïde

Lorsque la température de transformation eutectoïde est atteinte, il est difficile de ne pas basculer dans le diagramme métastable et donc d'éviter la formation de la perlite. La formation de la perlite est plus facile que celle de la ferrite car le carbone doit alors diffuser sur de plus petites distances (au maximum la moitié de l'espace interlamellaire) [32]. Un refroidissement lent autour de la température eutectoïde et une teneur élevée en Si doivent permettre d'obtenir une matrice entièrement ferritique. Toutefois, une structure



complètement ferritique ou complètement perlitique est difficilement, ou même non réalisable, à l'état brut de coulée dans des pièces coulées en sable. L'augmentation de la teneur en Si pourrait permettre d'obtenir une structure totalement ferritique, et l'augmentation de la teneur en Cu pourrait permettre d'obtenir une structure totalement perlitique.

En résumé, le pourcentage de ferrite ou de la perlite est donc fonction de la composition chimique, de la vitesse de refroidissement  $V_r$  autour de la température eutectoïde.

## 1. 6. Traitements thermiques appliqués aux fontes GL

### 1. 6. 1. Généralités

Le domaine d'utilisation des fontes, aussi bien alliées que non alliées, peut être considérablement étendu par un traitement thermique. Car il est ainsi entre autres possible de modifier dans de larges limites la structure, de sorte que l'on peut conférer à chaque pièce les caractéristiques optimales pour son cas particulier d'utilisation. L'objectif d'un traitement thermique peut être par exemple :

- une absence poussée de tensions internes ;
- une bonne usinabilité ;
- des caractéristiques mécaniques élevées ;
- une bonne résilience dans le cas des fontes ductiles ;
- une haute résistance à l'usure.

On distingue fondamentalement 04 types de traitement thermique :

1. Le traitement de stabilisation : chauffage pour diminuer les tensions internes de la pièce ;
2. Le recuit d'adoucissement : chauffage pour diminuer la dureté ou pour améliorer la résilience ;
3. Trempe et revenu : montée en température et maintien au-dessus de la température critique, suivi d'un refroidissement rapide à la température ambiante, ce qui augmente la dureté et la résistance, on peut ensuite effectuer un revenu pour améliorer la résilience ;
4. La trempe bainitique : traitement d'austénitisation suivi d'une trempe dans le domaine bainitique et maintien à cette température.

En présence d'éléments d'alliages, le traitement thermique est généralement plus facile à effectuer, bien que le domaine de température nécessaire pour un certain traitement thermique soit plus élevé que pour une fonte non alliée [17].

### 1. 6. 2. Traitement thermique de type martensitique

Les caractéristiques mécaniques et la résistance à l'usure des fontes peuvent être améliorées de façon déterminante par trempe et revenu. La trempe n'est possible que parce que le fer est présent en deux formes cristallines dépendantes de la température.

Au-dessus du domaine de température critique (au-dessus de 760°C pour la fonte grise), le fer est composé de cristaux d'austénite, dont la solubilité de carbone passe d'environ 0,8 à 2%. Au-dessous du domaine de température critique, le fer se transforme en cristaux de ferrite, lesquels ne peuvent pratiquement dissoudre aucun carbone. Si le refroidissement s'effectue rapidement par immersion de la fonte dans l'huile ou à eau, on parvient à empêcher la transformation d'austénite en ferrite. La plus grande partie de l'austénite se transforme en martensite (structure aciculaire de trempe) ayant la même composition que l'austénite.

Pour obtenir une martensite de dureté maximale après trempe, il faut tenir compte des paramètres suivants [39] :

- La dureté intrinsèque de la martensite liée à sa teneur en carbone : plus celle-ci est élevée, plus la martensite est dure.
- Pour obtenir le maximum de dureté, il faut que l'intervalle  $M_s - M_f$  soit au-dessus de la température ambiante, puisque nous voulons éviter un traitement par le froid. La position de cet intervalle varie avec la composition de l'austénite de haute température et dépend surtout de la teneur en carbone.
- La teneur en carbone de l'austénite dépend de la mise en solution des carbures de la matrice.

Est donc primordiale, la remise en solution des carbures, laquelle est fonction des facteurs suivants :

- La température d'austénitisation ou facteur principal.
- Le temps d'austénitisation, qui influe sur l'homogénéisation de l'austénite.
- L'état structural en phase et en morphologie.
- La vitesse de chauffage, qui influe sur le passage à l'état stable de certains carbures.

Le schéma de la figure 28 présente le cycle thermique correspondant.

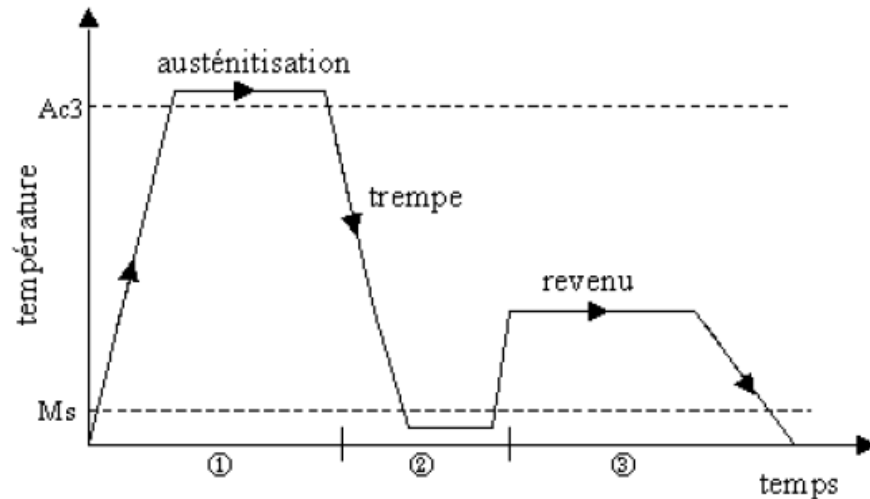


Figure 28. : Schéma du traitement de trempe martensitique suivie d'un revenu [39].

### 1. 6. 3. Traitement de Normalisation

Le traitement de normalisation consiste à refroidir une fonte à l'air, à partir d'une température supérieure à son intervalle de transformation ( $Ac_1$ ). Le traitement de normalisation est appliqué aux pièces en fonte grise, pour obtenir une dureté et une résistance mécanique plus élevées que celles obtenues à l'état brut de coulée [40]. La vitesse de refroidissement de la pièce est plus rapide qu'à l'intérieur du moule, la normalisation produit une matrice perlitique fine, qui combine une bonne résistance à l'usure avec une usinabilité raisonnable.

La microstructure de l'eutectoïde qui est refroidi à travers la température eutectoïde (PSK), est constituée de couches ou lamelles des deux phases alternées ( $\alpha$ - $Fe_3C$ ), qui se forme simultanément au cours de la transformation [41].

L'augmentation de la vitesse de refroidissement par le traitement de normalisation contribue à la diminution de l'espacement interlamellaire de la perlite. Car cela contrôle dans une large mesure les propriétés mécaniques résultantes.

L'espacement interlamellaire de la perlite (ES) fonction de la vitesse de refroidissement (VR) et de la composition chimique est donné par la formule suivante:

$$ES = 229.8 - 20.3.\%Cu - 97.7.\%Cr - 51.4.VR. [42].$$

### **1. 6. 3. 1 Applications**

Les pièces en fonte peuvent subir une normalisation de trois manières différentes. Les deux premières s'insèrent dans un traitement thermique proprement dit, alors que la troisième fait partie intégrante du procédé de fonderie:

- ❖ la normalisation est effectuée en tant que traitement thermique séparé, dont le but est d'accroître la dureté de pièces refroidies en moules de sable et dont la dureté est trop faible;
- ❖ la normalisation est appliquée à la suite d'un traitement thermique à haute température, destiné à éliminer les carbures en excès (cémentite libre), par un refroidissement à l'air qui donne une microstructure perlitique;
- ❖ la normalisation est faite par un décochage des pièces avant que leur température n'atteigne l'intervalle de transformation. Cette manière de procédé donne une dureté plus élevée que si elles étaient refroidies en moule, mais les pièces complexes peuvent exiger ensuite un traitement de détente.

### **1. 6. 3. 2. Chauffage et durée de l'austénitisation des fontes**

Le chauffage à la température de trempe devrait se faire lentement, surtout pour des pièces volumineuses et dans le cas de grandes différences d'épaisseur, afin de garantir une montée de température uniforme [17].

Ainsi, pendant tout le chauffage, il existe un gradient de température entre la surface et le cœur de la pièce, gradient d'autant plus important que le chauffage est plus rapide et la pièce de plus forte section. Ce gradient engendre des hétérogénéités de dilatation. Ces écarts de dilatation peuvent, à l'instant où ils apparaissent, engendrer des fissures surtout pour des pièces de forme compliquée. On recommande des vitesses de chauffage de 10 à 25°C/min.

Le temps de maintien à la température de trempe doit suffire pour une austénitisation complète (saturation en carbone) ; en général il suffit pour la fonte d'une heure, augmentée d'une heure par 25 mm d'épaisseur.

### **1. 6. 3. 3. Vitesse de refroidissement**

Un refroidissement accéléré doit s'effectuer de façon suffisamment rapide pour ne favoriser aucune formation de ferrite, mais d'autre part ne doit pas être si rapide qu'il puisse

former une structure de trempe [17]. L'évolution de la température dans le traitement de normalisation est représentée sur la figure 29. La vitesse de refroidissement après austénitisation est déterminée par la quantité de chaleur absorbée par les pièces; pour réaliser une structure perlitique, des pièces lourdes et épaisses doivent la plupart du temps être refroidies en air agité. Comme on le montre ci-après, la vitesse de refroidissement nécessaire ne peut fréquemment être réalisée que par addition d'éléments d'alliage, comme par exemple le cuivre, le nickel et le molybdène pour des pièces minces, il suffit normalement en air calme.

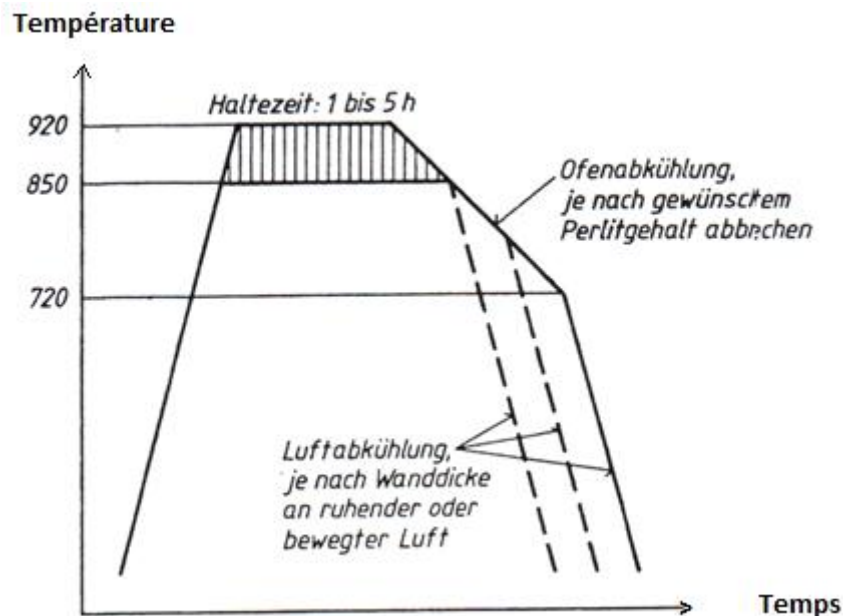


Figure 29. : Représentation schématique du recuit de perlisation d'une fonte [17].

**Ofenabkühlung** : Refroidissement dans le four, à interrompre suivant la teneur en perlite désirée.

**Luftabkühlung** : Refroidissement à l'air calme ou agité suivant l'épaisseur.

### 1. 6. 3. 4. Influence des éléments d'alliages

A l'état normalisé, les fontes alliées ont des caractéristiques mécaniques élevées, puisque, pour la plupart d'entre elles, le refroidissement à l'air, ou trempe à l'air, qu'elles subissent au cours de la normalisation, provoque un effet de durcissement très important.

Le tableau 3 montre l'influence des teneurs en éléments d'alliage sur la résistance à la traction et la dureté de plusieurs fontes grises alliées, soit à l'état brut de coulée, soit après normalisation à 900°C.

Tableau 3. : Influence de la composition chimique sur les caractéristiques d'une fonte grise ayant subi un traitement de normalisation à 900°C (barreau de 30mm de diamètre) [40].

Barreau N°	Résistance à la traction en MPa		Dureté Brinell HB		Analyse chimique en %						
	Brute de coulée en MPa	Normalisée en MPa	Brute de coulée en MPa	Normalisée en MPa	Si	Mn	Ni	Mo	Cu	Cr	C
1	378	428	241	255	2.03	0.67	0.8	0.3	0.22	0.08	3.25
2	250	403	248	311	2.16	0.84	1.21	0.5	0.10	0.39	3.45
3	367	305	212	217	2.27	0.72	0.36	0.28	-	0.44	3.33
4	224	263	187	223	1.87	0.82	-	-	-	-	3.35
5	286	334	217	232	2.10	0.87	-	-	-	-	3.10

Henrik et al [43] ont étudié l'effet de la vitesse de refroidissement de l'alliage sur la formation de la matrice dans la fonte grise perlitique. Ils concluent que Cr a une influence plus élevée que Cu sur la diminution de l'espacement inter lamellaire de la perlite.

Il est également rapporté que la distance inter-lamellaire est constante pour des vitesses de refroidissement d'une magnitude supérieure à 0,75°C /s. Il est également important de noter que la relation entre les vitesses de refroidissement des eutectoïdes et l'espacement interlamellaire n'est pas linéaire. Outre la vitesse de refroidissement de l'eutectoïde, l'épaisseur de la pièce moulée influence l'espacement lamellaire. Étant donné que la formation de la perlite dépend de la diffusion des atomes de carbone, les alliages plus épais offrent un temps de diffusion plus long et donc une distance plus longue pour les atomes de carbone. Par conséquent, les alliages plus épais ont des distances inter-lamellaires plus grandes, comme le montre la figure 30.

### 1. 6. 3. 5. Revenu

Puisque les fontes alliées subissent un durcissement important lors de la normalisation, celle-ci est fréquemment suivie d'un revenu dont le but est de diminuer la dureté et de relaxer les contraintes résiduelles dues aux variations de la vitesse du refroidissement à l'air dans les différentes parties de la même pièce. Le revenu après

normalisation est généralement réalisé à une température comprise entre 500°C et 650°C, avec une durée d'une heure par 25 mm d'épaisseur. Ce traitement peut provoquer une diminution notable de la dureté Brinell. L'importance de cette diminution dépend de la teneur en éléments d'alliage, ainsi que de la température et de la durée de revenu. Les pièces ont fontes alliées qui ont acquis, par normalisation, une matrice perlitique exigent, pour la même dureté finale, une température de revenu appliquée à une matrice martensitique obtenue par trempe.

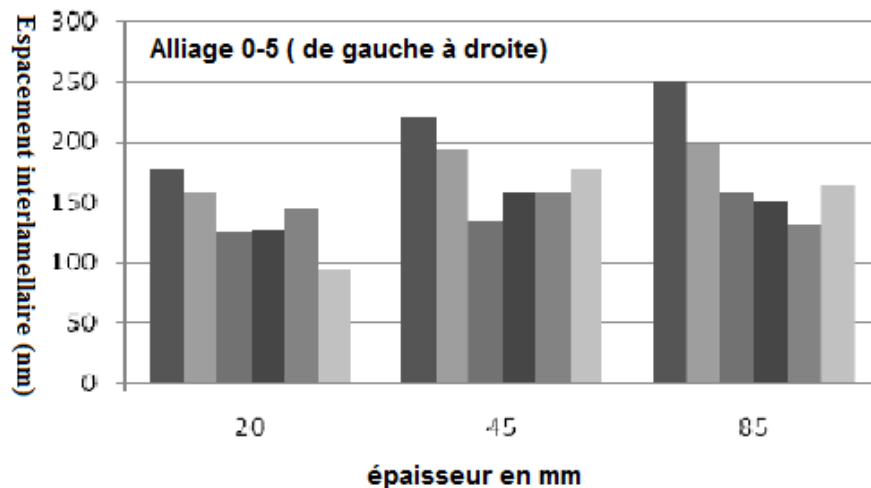


Figure 30. : Espace interlamellaire (nm) et épaisseur de coulée (mm) [43].

### 1. 7. Usure des surfaces de contact

Une définition plus précise de la tribologie est " l'étude des interactions entre surfaces solides en mouvement relatif " [44].

Lorsque deux solides sont mis en contact sous l'action d'une force normale  $F$ , une force tangentielle  $T$  apparaît et s'oppose au déplacement relatif des deux solides (figure 31). Le frottement est très utile lorsque l'on recherche à immobiliser deux solides l'un par rapport à l'autre.

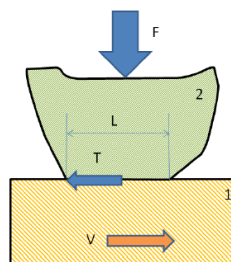


Figure 31. : Contact entre deux solides en présence de frottement [44].

La présence de frottement dans un contact glissant conduit à une perte d'énergie mécanique qui est transformée en chaleur (voir figure 32 a). D'autre part, il conduit à une détérioration des surfaces par usure, fissuration thermique, fatigue comme le montre la figure 32 b).



Figure 32. : a) Dissipation thermique due au frottement dans un disque de formule 1  
 b) Disque de frein usé par frottement [44].

### 1. 7. 1. Structure des surfaces

Les solides présentent généralement des propriétés physiques différentes en surface de ce qu'elles sont au cœur du matériau. Un atome situé à l'intérieur de la matière est en équilibre sous l'action des forces exercées par ses voisins (figure 33). Lorsqu'un atome se situe en surface, il n'est plus soumis aux forces d'atomes qui seraient situés de l'autre côté de la surface. Ceci se traduit généralement par une réduction des distances interatomiques près de la surface. Par suite les propriétés mécaniques du matériau sont affectées en surface. D'autre part, les atomes en surface sont susceptibles d'interagir avec l'environnement.

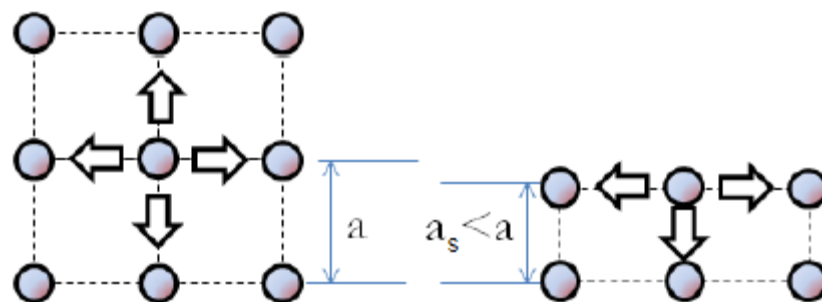


Figure 33. : Distribution des atomes au cœur du matériau et en surface [45].



En examinant les surfaces de matériaux métalliques, il est possible d'identifier différentes couches localisées plus ou moins profondément dans la matière. La figure 34 présente une description des couches usuellement observées en surface.

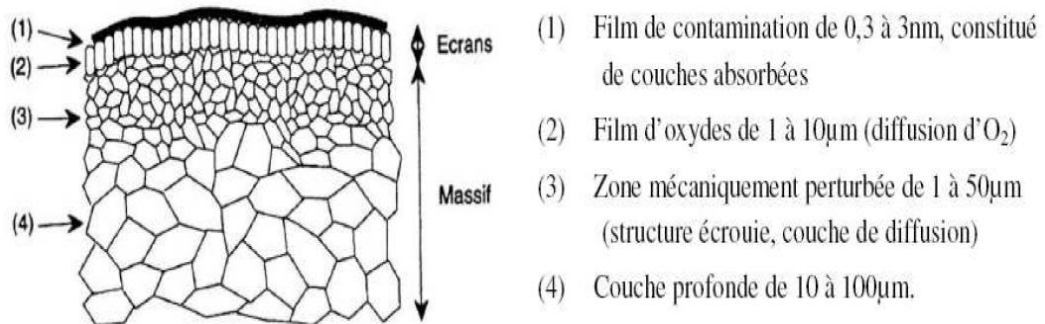


Figure 34. : Coupe théorique d'une surface [45].

Lorsque l'usure se limite à l'enlèvement des films de surface, elle est qualifiée d'usure "douce". Une fois détruits, ces écrans peuvent se reconstituer par réaction avec l'environnement. Quand l'usure s'étend au massif, elle est qualifiée d'usure destructrice ou sévère.

Ces couches ne sont pas un handicap mais constituent généralement une protection pour le solide (meilleure résistance mécanique, meilleure tenue à la corrosion). Comme s'est montrée dans la figure 35.

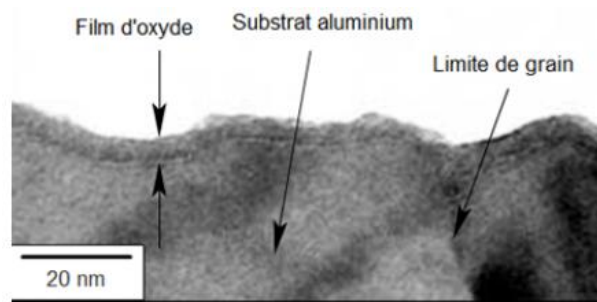


Figure 35. : Couche d'alumine en surface d'un échantillon d'aluminium [45].

### I. 7. 2. Topographie des surfaces

La topographie agit sur la plus part des facteurs qui gouvernent le comportement au frottement et à l'usure notamment :

- Le mode de contact

- Comportement du milieu inter facial (3ème corps).

Elle doit prendre en compte toutes les caractéristiques des irrégularités de surface dimensionnelles (hauteur des pics) géométriques (forme, acuité, des aspérités ou cavité), mais aussi la répartition et l'orientation (préférentielle, aléatoire). La topographie des surfaces influe énormément sur les propriétés d'un système mécanique.

Une surface métallique typique est caractérisée par une topographie définissant un profil avec des bosses et des creux (figure 36), le contact se fait à la pointe des bosses les plus élevées, donc la surface réelle de contact est faible.

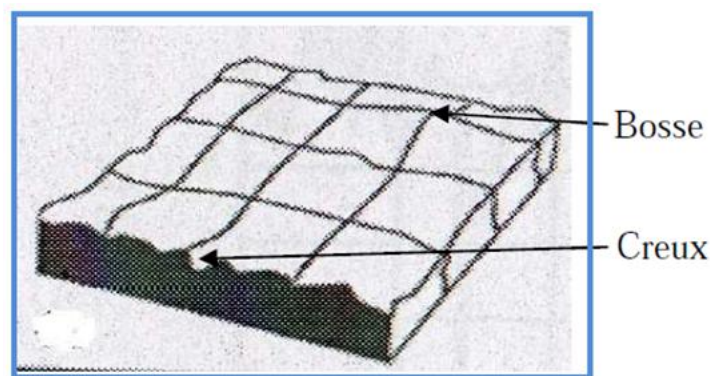


Figure 36. : Topographie de surface [46].

La caractérisation d'une surface d'un échantillon est obtenue par des mesures profilométriques d'une zone de cette surface.

- ❖ La microrugosité : elle caractérise à l'échelle micrométrique les bosses et les creux résultant du procédé de mise en forme de la surface.
- ❖ L'ondulation de la surface (macro rugosité) ayant une longueur d'onde des variations du profil plus grande que celle de la microrugosité.

La rugosité est l'un des paramètres qui caractérise la topographie, et joue un rôle important dans la lubrification d'un système mécanique.

Quel que soit le moyen de mise en œuvre utilisé, les surfaces présentent des écarts géométriques par rapport à leur forme théorique. Ces défauts jouent un rôle primordial en tribologie. On peut classer les défauts en fonction de leur longueur d'onde  $L$  (figure 37) :

- si  $L$  est de l'ordre de la taille de la surface, on parle de défaut de forme ;
- Lorsque  $0,001\text{m} < L < 0,01\text{m}$ , on parle de défaut d'ondulation ;

- les défauts de longueur d'onde inférieure sont appelés rugosité.

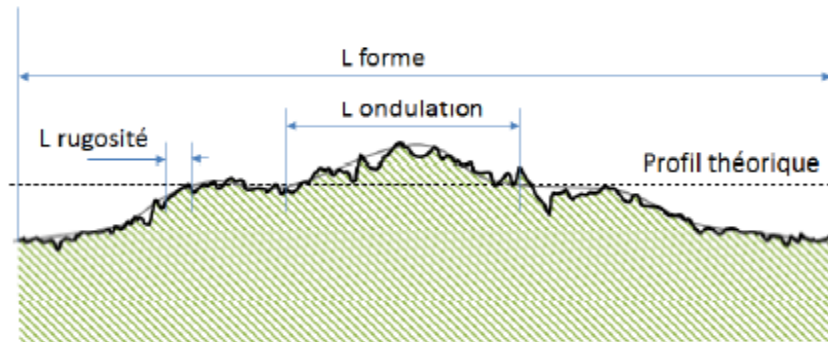


Figure 37. : Défauts géométriques d'une surface [46].

### I. 7. 3. Rugosité

En générale le contact entre deux corps aux surfaces rugueuses provoque une grande force de frottement qui joue le rôle d'obstacle, et freine le mouvement relatif entre les deux surfaces. La force de frottement ( $F$ ) est égale à la somme de la force existante pour rompre les adhérences ( $F_R$ ) et la force de déformation nécessaire pour labourer les aspérités ( $F_L$ ) [46]. Cette dernière varie avec la variation de la rugosité, c'est-à-dire plus la rugosité de surface est faible plus la force ( $F_L$ ) est faible, ce qui a pour conséquence la diminution de la force de frottement et le mouvement entre les deux corps se fait avec moins d'obstacles et de résistances.

La rugosité est l'ensemble des irrégularités d'une surface à caractère micrographique et macrographique. Les surfaces usinées ne sont pas parfaites, elles présentent des irrégularités dues aux procédés d'usinage, aux outils, à la matière [47]. L'augmentation de la rugosité de surface provoque une élévation des frottements, ce qui va nuire aux surfaces de contact, diminuant ainsi la tenue en service des systèmes mécaniques.

Les profils de rugosité (figure 38) mesurés sont généralement une série de  $n$  points de hauteur  $z_i$  espacés d'un intervalle latéral  $|\Delta x|$ . Cet intervalle représente l'échantillonnage latéral de l'appareil de mesure. A partir de cette série, on peut calculer des paramètres d'amplitude. Le plus utilisé dans la communauté des mécaniciens est le  $R_a$  : Ecart moyen, c'est la moyenne arithmétique des valeurs absolues des écarts, entre les pics et les creux. " $R_a$ " mesure la distance entre cette moyenne et la ligne centrale. On admet couramment que cette notion synthétise approximativement les différents paramètres intéressés dans la rugosité.

$$Ra = \frac{1}{n} \sum_{1}^n |z_i|$$

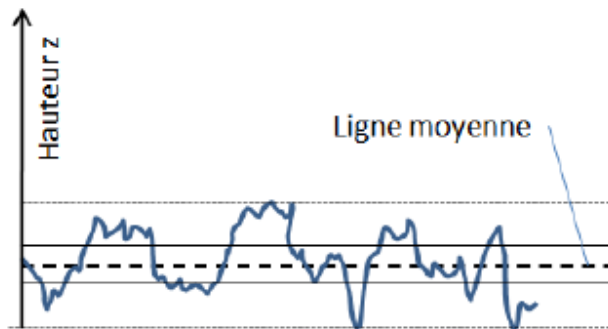


Figure 38. : Profil d'une surface rugueuse [47].

#### I. 7. 4. Frottements et Lubrification

Un système tribologique est un système mécanique constitué de deux solides en contact qui se déplacent l'un sur l'autre (figure 39). Ces deux solides en contact peuvent être séparés par un film appelé troisième corps. Ce dernier peut être introduit dans le contact par entrainement cinématique (lubrifiants solides ou liquides) ou par formation in situ (particules détachées) [45]. Dans tous les cas, le frottement engendre une résistance au mouvement provoquant la création de contraintes mécaniques superficielles et la dissipation de chaleur. En général, il entraîne l'usure plus ou moins rapide des corps en contact, et par conséquent la modification de leurs surfaces [47].

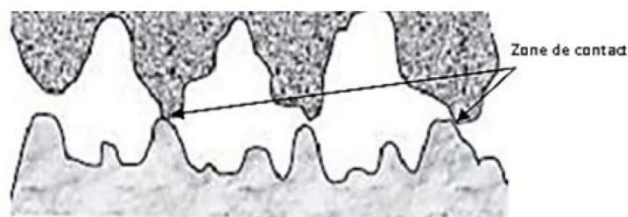


Figure 39. : L'interface de contact de deux surfaces en mouvement [47].

La lubrification est certainement le moyen le plus efficace et le plus utilisé pour limiter le frottement et ses conséquences (figure 40). Dans certains environnements, il n'est pas possible d'utiliser des lubrifiants fluides. On fait alors appel à des lubrifiants solides.

Ils sont déposés en couches entre les solides en frottement et jouent le rôle d'un troisième corps qui peut se cisailer facilement pour réduire le frottement et limiter l'usure.

Les lubrifiants peuvent avoir une structure lamellaire comme le graphite dont les couches glissent facilement l'une sur l'autre.

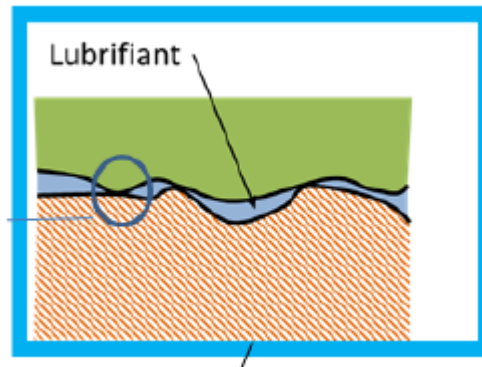


Figure 40. : La lubrification de deux surfaces [47].

### I. 7. 5. Usure des fontes grises

Par rapport aux fontes à graphite sphéroïdale (GS). Les fontes grises lamellaires (GL) sont connues depuis longtemps par leur résistance à l'usure et au frottement lubrifié ou à sec. Cette excellente résistance à l'usure est attribuée à l'alimentation de la surface de contact par des lamelles de graphite. En effet, l'usure des fontes grises lamellaire produit des couches superficielles dures, riches en graphite et en oxydes.

La microstructure la mieux adaptée pour les fontes grises possédant une bonne résistance à l'usure est celle constituée de graphite avec une matrice de perlite fine qui ne contient pas plus de quelque pour cent de ferrite ou de carbure de fer. Le graphite lamellaire relativement fin, notamment celui du type D est moins favorable que le graphite du type A. généralement une répartition aléatoire des lamelles conduit à une usure moindre qu'une structure ordonnée.

La détermination de la résistance à l'usure des fontes en général se trouve par ailleurs compliquée par le fait qu'elles contiennent toutes, dans leur microstructure, au moins deux constituants qui ont des propriétés très différents. L'un d'entre eux est le graphite, qui est tendre et se laisse facilement arraché de la surface [48].

Le mécanisme d'usure des fontes grises dépend de :

- La microstructure et les éléments d'alliage qui déterminent les caractéristiques d'usure ;

- La taille, la position et la distribution du graphite libre qui agissent sur le mode de l'enlèvement du graphite et les paramètres des stries ;
- Les propriétés corrosives de la fonte grise influençant la tendance de la création des particules d'usure et leur développement.

### **I. 8. Fabrication de la Brique**

#### **I. 8. 1. Les matières premières**

Les argiles constituent la matière de base utilisée pour la fabrication des productions de terre cuite. On englobe sous le nom d'argile un grand nombre de roches présentant la propriété de donner, en mélange avec de l'eau, des pâtes plus ou moins plastiques susceptibles de prendre et de conserver des formes déterminées en cours de façonnage et d'acquies après séchage, sous l'effet d'une cuisson, une excellente cohésion définitive.

#### **I. 8. 2. Processus de fabrication**

Dans une briqueterie le processus de production de la terre cuite se compose de trois étapes : préparation, fabrication et la cuisson. Chaque étape est illustrée par un schéma technologique.

##### **I. 8. 2. 1. Préparation de terre**

Le but de la préparation est d'obtenir une pâte suffisamment plastique et homogène pour permettre de façonner, de sécher et cuire les produits dans des conditions optimales.

Pour obtenir une pâte adéquate, un certain nombre d'opérations sont nécessaires : dosage des constituants, fragmentation et broyage de l'argile avec élimination éventuelle d'impuretés.

La préparation a un rôle très important pour la suite des opérations de fabrication et peut, de ce fait avoir une incidence sur la qualité finale des produits.

Les étapes de la réparation de la terre sont illustrées par la figure 41.

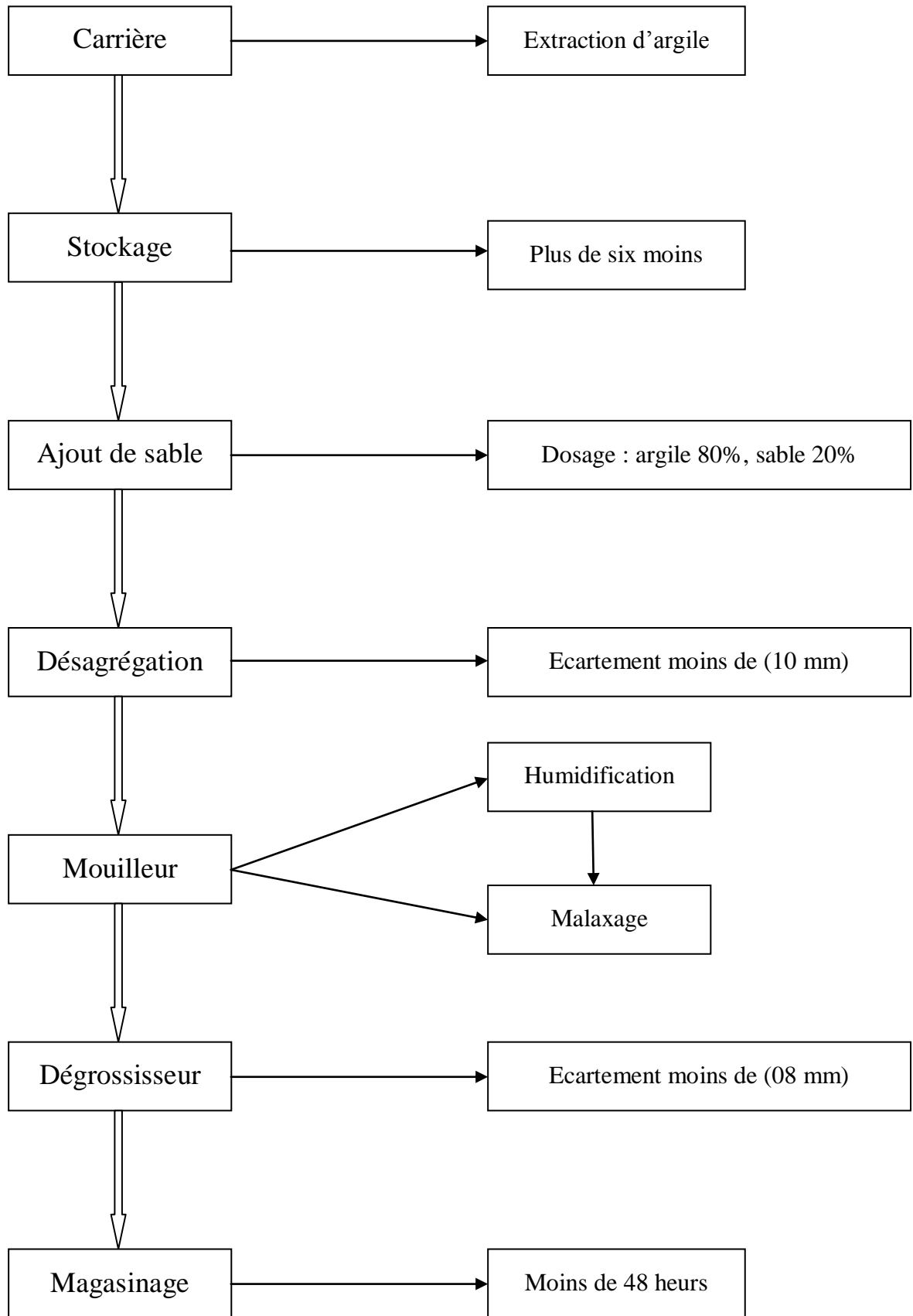


Figure 41. : Cycle préparation de terre [49].

I. 8. 2. 2. Fabrication et séchage

La figure 42, donne un aperçu sur les étapes de fabrication et séchage.

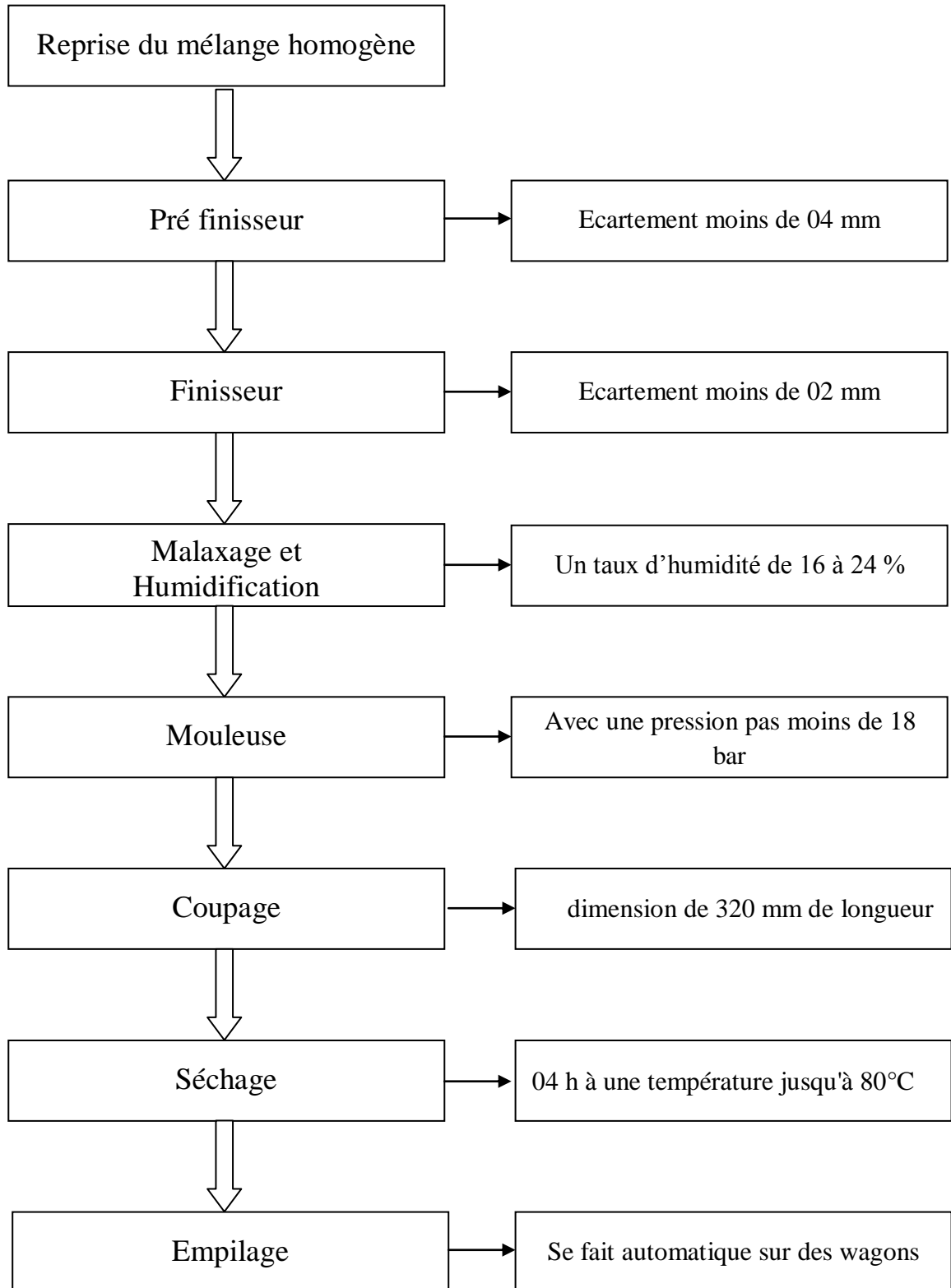


Figure 42. : Cycle fabrication et séchage [49].



### I. 8. 2. 3. La cuisson

La tâche de cuisson est présentée par la figure 43.

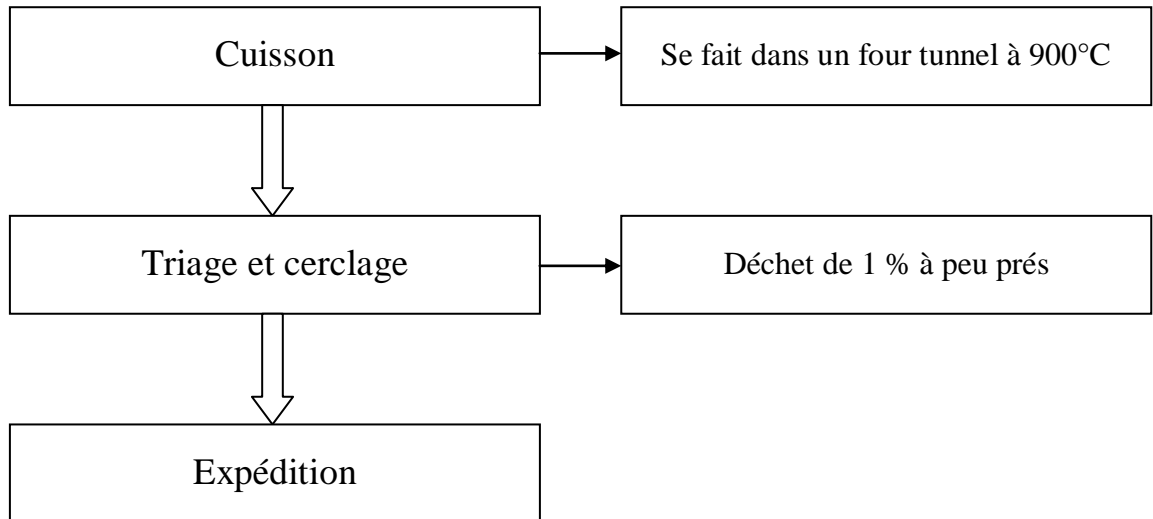


Figure 43. : Cycle de cuisson [49].

## I. 9. Description du système de broyage

### I. 9. 1. Principe de fonctionnement du broyeur à cylindres

Le broyage de l'argile se fait par différentes machines, parmi lesquelles on trouve le broyeur à cylindres lisses (voir figure 44, 45, 46) [49]. Ces cylindres lisses (frettes) ont des diamètres variant de 0.6 à 1m et d'un poids d'environ une tonne. Neutraliser par écrasement entre 2 cylindres les impuretés contenues dans les argiles, puis laminer et homogénéiser ces dernières grâce aux vitesses différentielles des cylindres (voir figure 47). La vitesse du cylindre rapide est 250 Tr /min et la vitesse du cylindre lent est 224 Tr /min.

L'appareil se compose de deux bâtis fixes reliés par quatre entretoises et destiné à recevoir dans les logements prévus à cet effet les boîtes de palier à roulement dont deux supportent l'arbre de cylindre rapide, et les deux autres l'arbre de cylindre lent. Chaque cylindre est entraîné par l'intermédiaire d'une poulie clavetée sur une extrémité de l'arbre.

Au cours du fonctionnement, les cylindres fabriquées en fonte trempée au Nickel - Chrome - Molybdène subissent une usure intense soit : - Par la formation de rainures dues au passage d'éléments durs et abrasifs ; - Par usure au milieu du cylindre lorsque la chute d'argile est mal répartie sur la longueur du cylindre. Cette usure provoque la diminution du diamètre des cylindres. Il est alors indispensable dans ce cas, que l'équipement subisse

l'entretien nécessaire (la rectification). Cette opération peut être effectuée par un dispositif avec pastilles en diamant. La rectification éliminer toute trace et toute rayure résultante du broyage de l'argile. Et rendre l'état de surface de frette bien poli, pour permettre un écartement régulier entre les cylindres. Puisque la coaxialité est nécessaire pour faciliter l'alimentation en argile, éviter le colmatage, et donc l'arrêt des cylindres. Et évidemment pour un mélange de qualité. La frette du broyeur est d'épaisseur 75 mm à l'état neuf. Après un certain temps de fonctionnement, et plusieurs opérations de rectification son épaisseur diminue. La limite donnée par le constructeur est de 40 mm. Au-delà de cette épaisseur le risque de son éclatement est possible à tout instant. La durée de vie moyenne de la frette est environ cinq ans. Cette période dépend de la nature de l'argile et l'écartement des cylindres. C'est l'écartement entre les deux cylindres, qui conditionne la finesse du broyage. L'écartement trop serré provoque une usure prématurée de la frette. D'une façon générale le changement de la frette se fait après qu'elle atteinte une épaisseur inférieure à 40 mm.

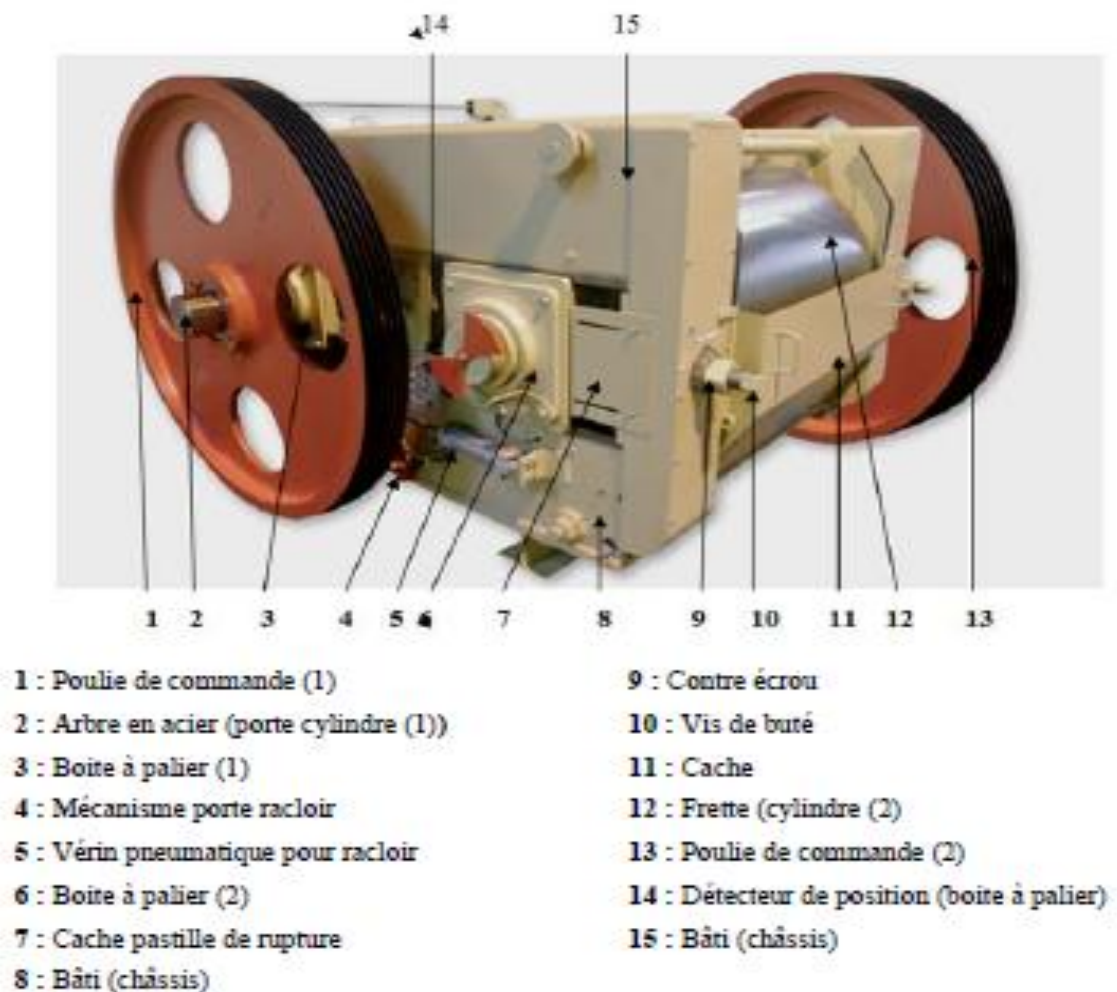


Figure 44. : Broyeur à cylindres lisses [49].

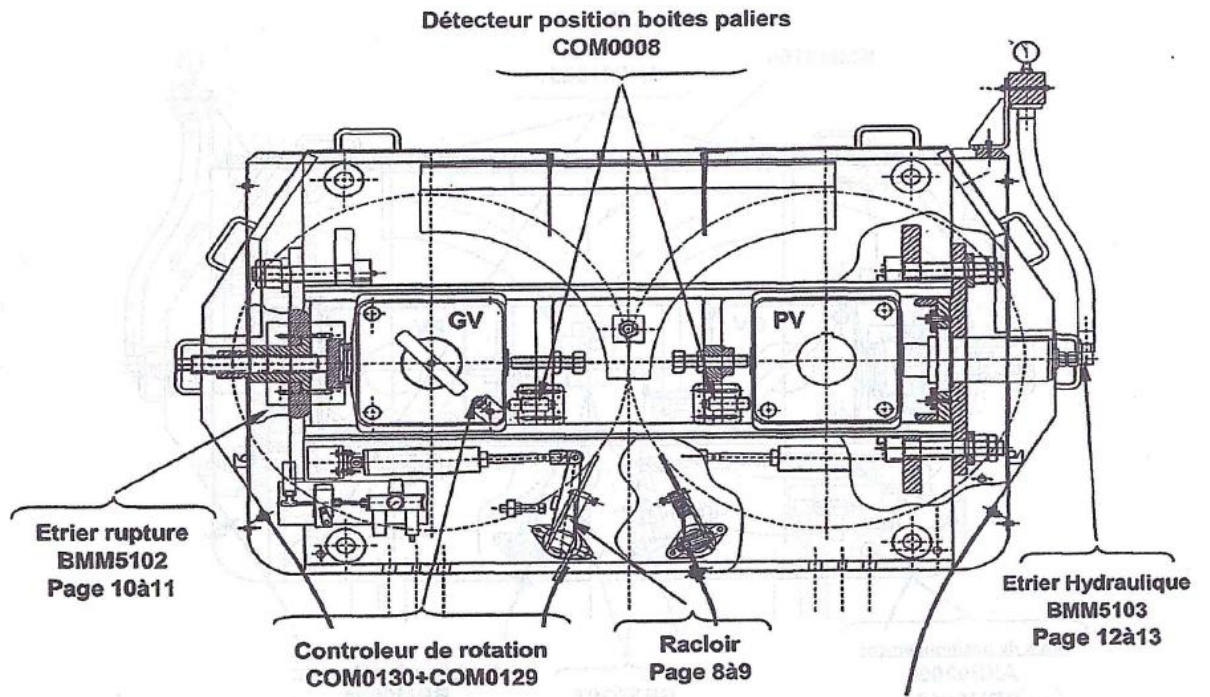


Figure 45. : Broyeur à cylindres lisses 5RR10-SH (vue de face [49]).

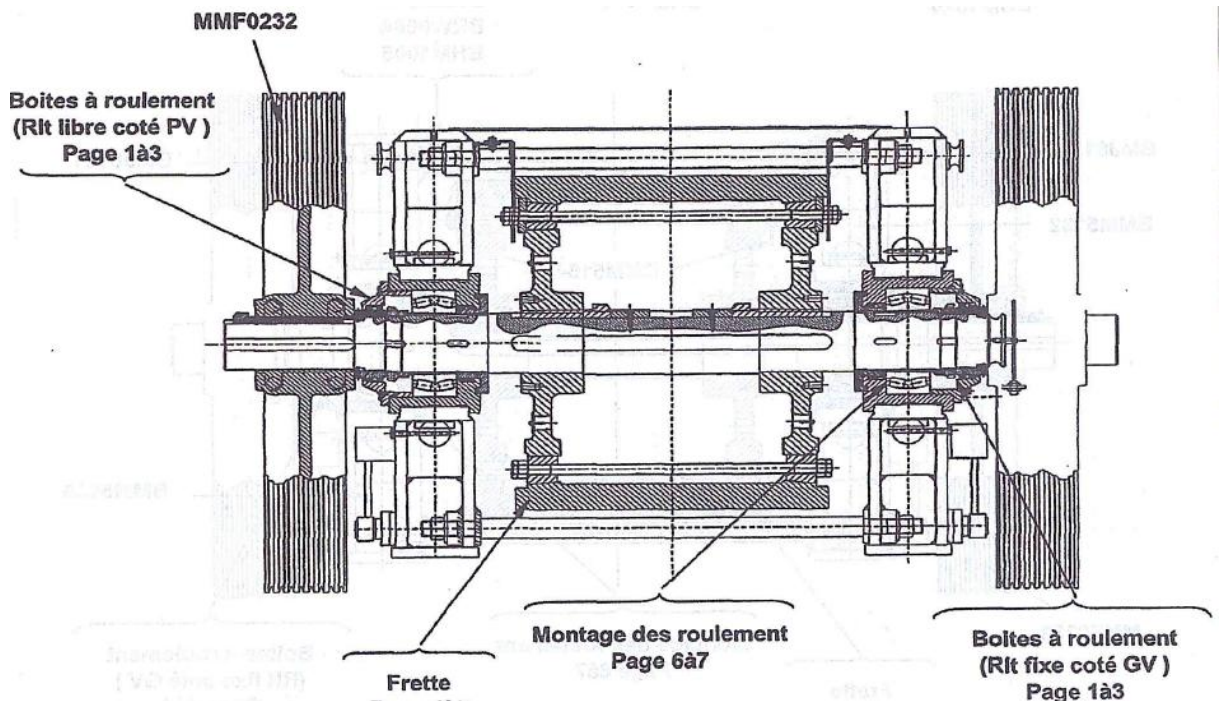


Figure 46. : Broyeur à cylindres lisses 5RR10-SH (la coupe de la vue de gauche) [49].

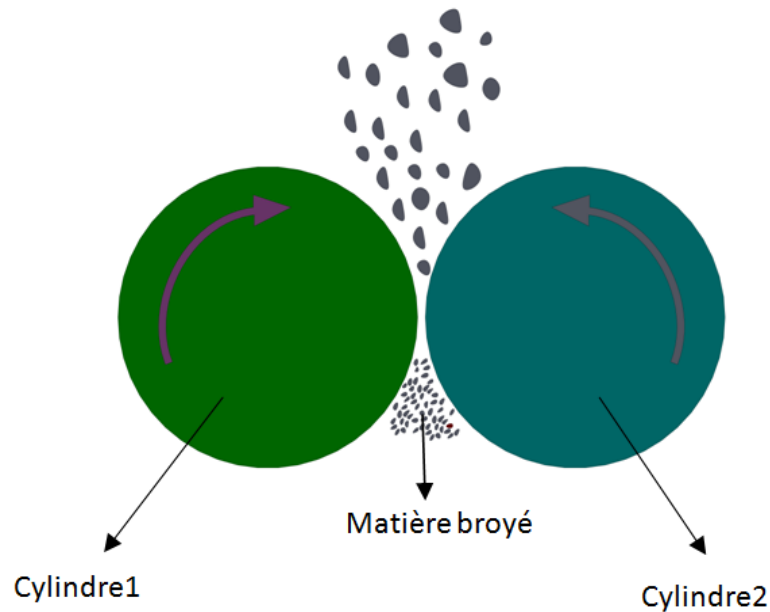


Figure 47. : Principe de Broyage à cylindres lisses.

Dans une briqueterie trois broyeurs sont généralement installés en série avec des puissances motrices différentes :

- Un broyeur assure le dégrossissage ;
- Un broyeur assure la préfinissions ;
- Un broyeur assure la finition.

L'écartement des cylindres est de :

- 6 mm pour le dégrossisseur ;
- 4 mm pour le préfinisseur ;
- Moins de 2mm pour le finisseur.

Chaque cylindre est nettoyé par un dispositif racleur composé chacun d'une lame en acier, fixé sur un axe articulé et maintenu en pression sur le cylindre par l'intermédiaire de vérins pneumatique, avec une pression de 6 bars (figure 48).

Le racloir c'est une tole en acier ordinaire d'épaisseur 10 mm et de longueur 1000 mm (longueur du cylindre à racler) et de largeur 150 mm. Le racloir en frottement avec le cylindre (frette) pour nettoyer de l'argile collée (argile est humide). Cette tole s'use, sa limite de changement est 50 mm de largeur. Pour les grattoirs est appliquée une maintenance préventive systématique d'une durée de 3 jours et l'intervention dure 20 minutes environ. Comme amélioration, nous pourrions proposer l'amélioration de la

qualité des fers plats. Actuellement, ils utilisent la tôle noire. Elle pourrait être remplacée par la tôle rechargée en carbure Tungstène et 27% de chrome.

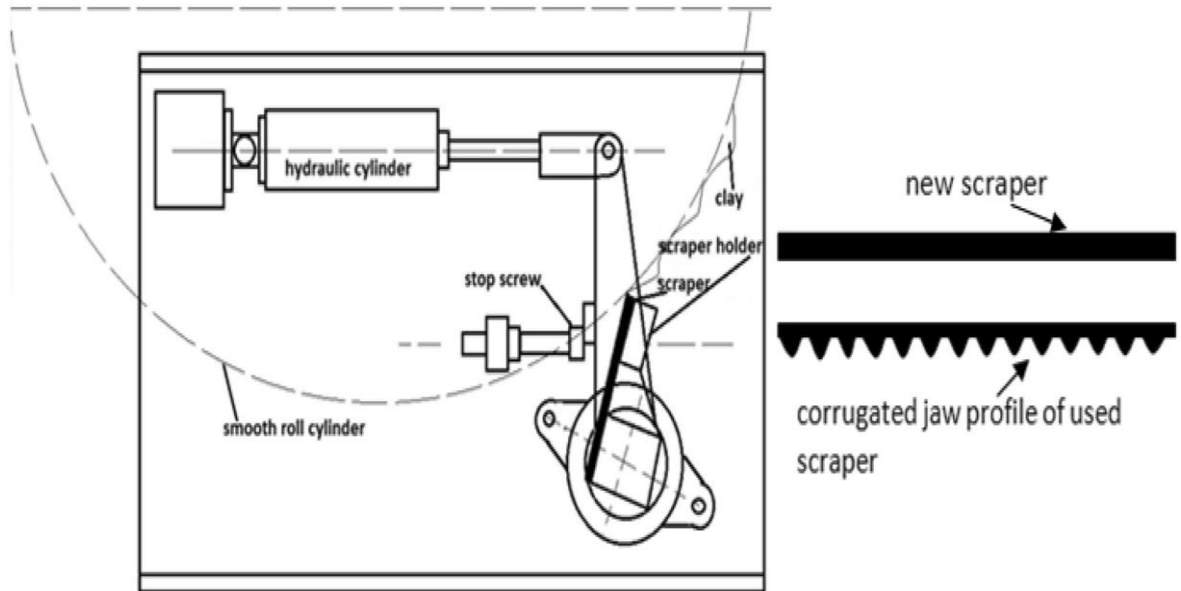


Figure 48. : Position des racleurs et leurs formes avant et après usure.

## **Chapitre 2**

### **Méthodes Expérimentales**

### 2. 1. Introduction

Ce chapitre décrit les matériaux étudiés, leur élaboration, les expériences effectuées et les techniques expérimentales utilisées pour caractériser les échantillons.

Nous présenterons tout d'abord les différents moyens et techniques permettant l'élaboration et la caractérisation de la fonte grise, afin d'optimiser la composition chimique et déterminer l'alliage idéale à détenir. Ce chapitre est divisé en trois parties. Tout d'abord, Les moyens d'élaboration, de traitement et de contrôle chimique, puis nous traiterons les méthodes d'analyses et d'observation. La caractérisation microstructurale de la fonte grise à l'état brut de coulée, ainsi qu'à l'état traité commence par l'observation métallographique au microscope optique, au microscope électronique à balayage et au diffractomètre par rayons X. Les constituants et phases de la fonte seront identifiés. L'analyse des caractéristiques géométriques et des fractions surfaciques des lamelles de graphite sera faite grâce au microscope optique au travers d'un analyseur d'image et à travers d'une méthode de mesure par comparaison d'images (Norme TGL 2354). Puis nous traiterons des techniques de caractérisation mécanique et, finalement, les méthodes de la caractérisation des tests d'usure par frottement abrasif seront présentées.

### 2. 2. Four de fusion

Le four à induction à basse fréquence est constitué par une enveloppe cylindrique extérieure, dite "virole" en tôle d'acier. Cette enveloppe métallique est revêtue intérieurement d'un garnissage réfractaire, obtenu soit au moyen de brique réfractaire, soit par damage énergétique d'un pisé réfractaire.

Le four à basse fréquence est alimenté en courant électrique avec une fréquence de 50Hz (voir Figure 49).



Figure 49. : Four à induction.

### 2. 3. Spectrométrie

Afin de connaître la composition chimique de la fonte, la spectrométrie étincelle a été utilisée. Cette technique de caractérisation est une des plus courantes dans les fonderies. Elle nécessite tout de même de couler une médaille en fonte blanche afin de pouvoir créer l'étincelle nécessaire à la mesure.

Tous les éléments étaient analysés à l'aide d'un spectromètre d'analyse chimique de marque PHILIPS spectrométrie émission PV8050 (figure 50), à l'exception du carbone.



Figure 50. : Spectromètre d'analyse chimique.

### 2. 4. Analyseur

Le carbone libre sous forme de graphite ne peut être mesuré par spectromètre d'analyse chimique pour lequel nous utilisons l'appareil analyseur de carbone / soufre ELEMENTRAC CS-i (figure 51).



Figure 51. : Analyseur de carbone / soufre.



### 2. 5. Traitements Thermiques

La trempe est un procédé de durcissement qui consiste à chauffer la fonte au-dessus de sa température de transformation, puis à la refroidir rapidement en la trempant dans un bain liquide ou dans un fluide gazeux. On l'utilise pour durcir les pièces mécaniques lorsque leur fonction exige une dureté accrue pour résister à l'usure.

Les éprouvettes de l'usure ont subi des traitements thermiques dans un four à moufle de type Héraeus type KS 120 (figure 52), muni d'une série de 24 résistances en silice (carbure de silicium). Cet équipement permet le chauffage jusqu'à des températures de 1200°C.

Une fois les échantillons installés dans le four, on doit maintenir la température suffisamment longtemps pour permettre à la chaleur de se distribuer à travers toute la pièce. Donc, le temps de chauffage nécessaire varie en fonction des dimensions de l'échantillon à tremper.

On a appliqué pour ces éprouvettes en fonte le cycle thermique suivant :

- Maintien de 1h à 900°C, suivie d'une trempe à l'air soufflé.
- Revenu pendant 1h à 400°C.



Figure 52. : Four de traitements thermiques.

### 2. 6. Caractérisation microstructurale des matériaux

La microstructure a été étudiée par différentes techniques de microscopie et d'analyse élémentaire.

#### 2. 6. 1. Métallographie Optique

L'examen métallographique a pour but la mise en évidence des structures métallographiques. Les échantillons destinés à l'observation sont polis successivement sous eau par meulage mécanique sur papiers abrasifs de granulométrie décroissante, puis suivis d'un polissage de finition par une suspension l'alumine sur un drap fine. On évite les

rayures et la dégradation du graphite en polissant selon deux directions perpendiculaires pour chaque papier. Les différentes structures sont révélées par une attaque chimique au Nital à 4% pendant 5 s à 10 s puis pendant 10 secondes dans de l'eau avant d'être séché et observé. Ces échantillons sont utilisés pour les différentes caractérisations (métallographie optique, MEB, DRX, dureté).

L'observation microscopique est réalisée avant et après traitement thermique pour chaque échantillon sous grossissement X100, à l'aide d'un microscope optique de type ZEISS AXIOVER T40 MAT équipé d'une caméra photo numérique (figure 53).



Figure 53. : Microscope optique.

L'évaluation des différents constituants de la microstructure avant et après attaque à l'état brut de coulée est réalisée en utilisant un analyseur d'images "logiciel image j" et la méthode de mesure par comparaison d'images (norme TGL 2354). Au moins cinq zones différentes ont été sélectionnées pour chaque échantillon pour l'estimation quantitative des constituants.

### **2. 6. 2. Microscope électronique à balayage et Microanalyse X (MEB – EDS)**

La microscopie électronique est réalisée pour les échantillons à l'état traité, par Le microscope électronique à balayage de type TESCAN VEGA3 SBU Easy Probe au niveau de l'université de LAGGUAT (figure 54). Piloté complètement par ordinateur travaillant en mode topographie (électrons secondaires) et en mode composition (électrons rétrodiffusés). Il est aussi équipé d'un microanalyseur EDX de type Bruker pour l'analyse chimique.



Figure 54. : Microscope électronique à balayage.

## 2. 7. Diffraction des rayons X

La diffractométrie des rayons X (DRX) est une technique d'analyse fondée sur la diffraction des rayons X sur la matière. La diffraction n'ayant lieu que sur la matière cristalline. L'analyse des spectres des diffractions obtenues, permet d'identifier les différentes phases, en particulier dans le cas des fontes, l'austénite et la ferrite.

La loi de Bragg définit la relation entre la longueur d'onde du faisceau incident ( $\lambda$ ), le paramètre réticulaire repéré par les indices de Miller ( $d_{hkl}$ ) et l'angle de diffraction ( $\theta$ ), l'entier naturel  $n$  représentant l'ordre de diffraction [50].

$$n \lambda = 2 d_{hkl} \sin (\theta)$$

La diffraction des rayons X permet l'analyse qualitative et quantitative de la matrice condensée ; la forme des pics de diffraction peut être reliée à la microstructure cristalline la connaissance des positions des pics et l'intensité du faisceau diffracté permettent l'identification des phases présent, la DRX permet aussi la mesure des contraintes résiduelles, le paramètre de la maille, la taille des grains, et l'étude des textures données dans le tableau 4.

L'analyse des phases est réalisée après traitement thermique de trempe et revenu en utilisant la méthode de diffraction DRX. Pour cette analyse, un diffractomètre au niveau du centre de recherche nucléaire CRNB de BIRINE de type « X'PERT PRO MPD » de Philips en mode  $\theta$ - $\theta$  est utilisé (figure 55), avec une anode monochromatique "Cu- $K_{\alpha}$  radiation" de longueur d'onde  $\lambda = 0.15406$  nm. Le voltage d'accélération du tube et le

courant utilisés sont de 40 KV et de 40 Ma respectivement. La ferrite et l'austénite sont déterminées par la méthode de comparaison directe en utilisant les intensités intégrées de  $\{110\}$ ,  $\{200\}$  et  $\{211\}$  plans cristallographiques de ferrite et  $\{111\}$ ,  $\{200\}$  et  $\{220\}$  plans cristallographiques d'austénite. Pour l'analyse quantitative des spectres de diffraction, le logiciel X'pert High score est utilisé.

Tableau 4. : Récapitulatif des paramètres des diffractions utilisées pour applications métallurgique.

Position de pics de diffractions ( $2\theta$ )	Nature et structure d'un métal, d'une phase ou d'un composé intermétallique, composition d'une solution solide, transformation ordre - désordre -
Variation de position d'un pic de diffraction ( $2\theta$ )	Variation de position d'un pic de diffraction ( $2\theta$ )
Contraintes résiduelle	Contraintes résiduelle
Intensités des pics de diffraction (I) Dosage de phase (concentration)	Intensités des pics de diffraction (I) Dosage de phase (concentration)

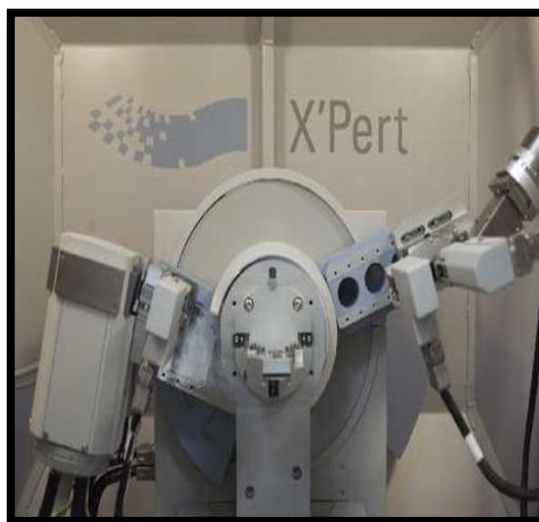


Figure 55. : Diffractomètre utilisé pour les essais.

### 2. 8. Microscopie à force atomique (AFM)

Ces microscopies ont pris une importance de plus en plus grande dans le domaine des micros et nanotechnologies. Cet essor est notamment dû à la capacité de ces techniques à imager la morphologie et la microstructure des surfaces depuis l'échelle micrométrique jusqu'à l'échelle moléculaire ou atomique [51].

Il existe un grand nombre d'instruments de mesure de topographie. Le microscope à force atomique (AFM) offre les meilleures résolutions actuellement disponibles. Elles sont inférieures au nanomètre dans les trois directions grâce à l'utilisation d'un actionneur piézo (voir figure 56). Pour cela, une pointe dont le rayon de courbure est de quelques nanomètres est mise en contact avec la surface. Enfin l'échantillon est déplacé suivant z de manière à maintenir le faisceau laser réfléchi par la pointe au centre de la cible.

Le calcul de la rugosité des échantillons se fait par un logiciel Gwyddion. Ce logiciel est intégré au microscope à force atomique A100 – AFM.



Figure 56. : Microscope à Forces Atomiques AFM (Laboratoire de recherche de l'université de MEDEA).

### 2. 9. Essais Mécaniques

Trois types d'essais mécaniques ont été menés dans le cadre de cette étude : essai de dureté, essai de microdureté et essai de traction. La méthodologie adoptée pour chacun des essais sera décrite dans les parties suivantes.

### 2. 9. 1. Essai de Dureté

La dureté a semblé être la technique de caractérisation la plus évidente. En effet, elle est non seulement un élément fondamental du cahier des charges d'élaboration fonderie mais également un des indicateurs les plus courants de l'état métallurgique permettant d'évaluer l'usinabilité d'un alliage.

La dureté d'un matériau est sa caractéristique qu'elle lui permette de garder sa surface intacte sous une charge. L'essai de dureté sert à caractériser la résistance à la déformation plastique d'un matériau non fragile à l'aide d'un essai simple et rapide. La dureté est définie comme la résistance opposée par l'éprouvette à la pénétration d'un corps plus dur.

L'essai de dureté ne fournit qu'une seule valeur H. En revanche, l'essai est très simple à réaliser, n'utilise pas de machine coûteuse et n'exige pas l'usinage d'une éprouvette, puisqu'une surface plane de quelques mm<sup>2</sup> suffit. L'essai de dureté a pour but de déterminer la dureté superficielle des métaux. Il consiste à enfoncer un pénétrateur, dont les formes et les dimensions varient en fonction du type d'essai, dans le métal à tester. La charge est constante et on mesure la surface ou la profondeur de l'empreinte laissée dans le matériau.

L'essai BRINELL consiste à imprimer dans la pièce à essayer une bille en acier de diamètre D sous une charge F, le pénétrateur, qui est une bille d'acier trempé (HBS) ou de carbure de tungstène (HBW), fait une empreinte de diamètre d dans le matériau testé après enlèvement de la charge (voir figure 57). La charge F est maintenue 15 secondes.

La dureté BRINELL est exprimée par un nombre entier sans dimension se mesure selon la formule suivante :  $H = F / S$ .

Les essais ont été réalisés en appliquant une charge de 750 Kg, et une bille de 5mm de diamètre.

La dureté Brinell est déterminée à l'aide d'un duromètre (figure 58) au niveau de l'unité fonderie de Berrouaghia.

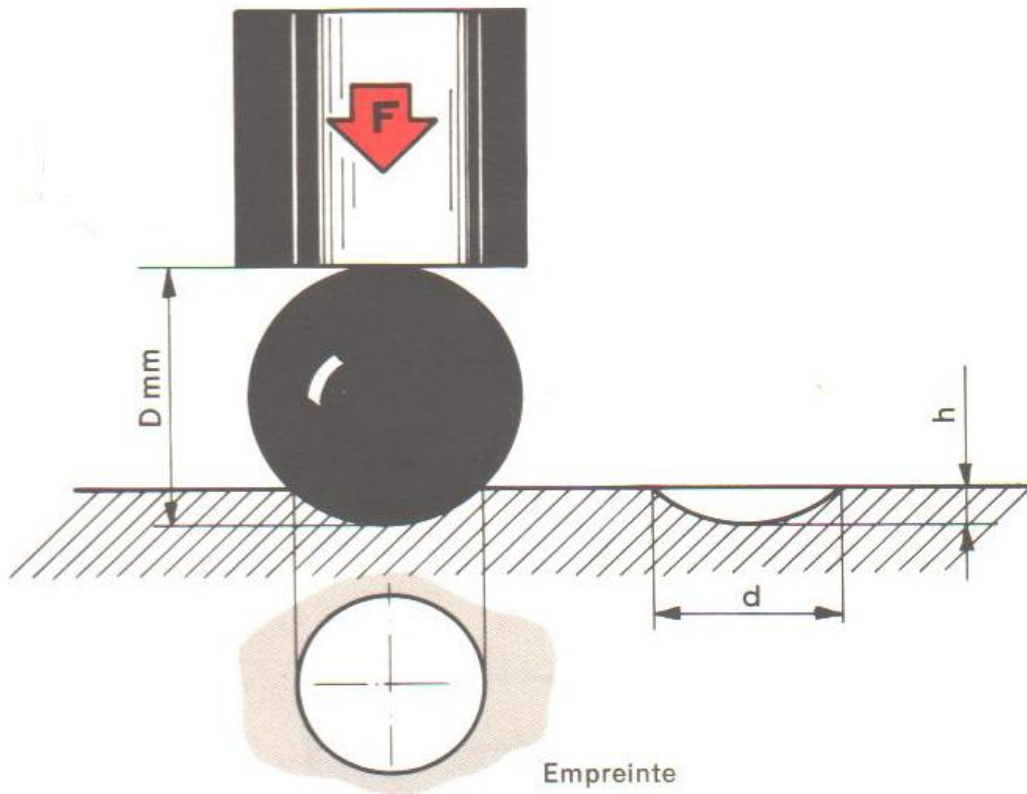


Figure 57. : Principe de l'essai Brinell [52].



Figure 58. : Duromètre utilisée pour l'essai de dureté HB.

**2. 9. 2. Essai de Micro-Dureté Vickers (HV)**

La littérature suggère en effet que la modification des caractéristiques mécaniques de la fonte se fait grâce à des changements se produisant dans la matrice ; la micro-dureté semblait alors parfaitement adaptée à la mesure des propriétés de la matrice perlitique de la fonte FGL.

L'essai consiste à imprimer, dans le métal à essayer, sous une charge  $F$ , un Pénétrateur diamant en forme de pyramide à base carrée, d'angle au sommet  $136^\circ$ , puis de mesurer la diagonale  $d$  de l'empreinte laissée sur la surface à l'aide d'un système optique approprié, après enlèvement de la charge (voir figure 59).

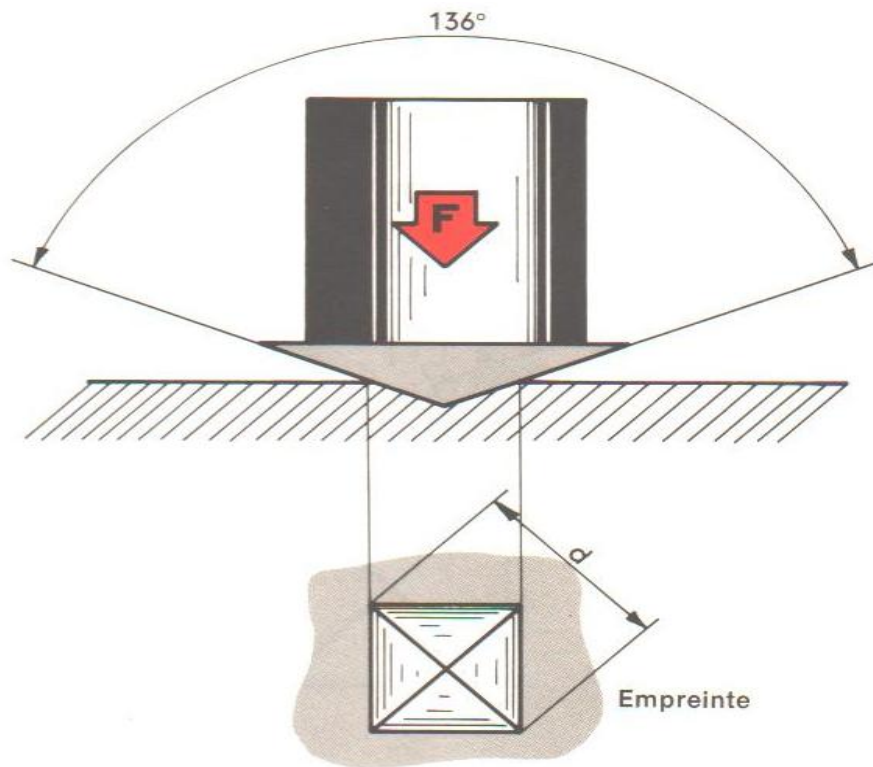


Figure 59. : Principe de l'essai Vickers [52].

La dureté Vickers est le quotient de la charge  $F$ , exprimée en kg, par l'aire de l'empreinte, exprimée en  $\text{mm}^2$ , considérée comme une pyramide droite à base carrée, de diagonale  $d$  et ayant au sommet le même angle que le pénétrateur. La dureté Vickers est exprimée par le symbole HV, complété par un indice comportant l'indication de la charge.

L'essai doit être effectué sur une surface rendue lisse, plane et exempte d'oxyde, pour permettre de déterminer avec précision la taille de l'empreinte, et en prenant garde que cette préparation n'entraîne pas d'altération par échauffement ou écrouissage.



Nous avons utilisé un micro-duremètre de Marque Controlab, model WOLPERT voir la figure 60. Les mesures de dureté ont été effectuées sous une charge de 1Kg. En effet, cette masse est suffisante pour obtenir une empreinte mesurable par la détection d'image, englobant plusieurs lamelles de perlite et pouvant se situer entre les lamelles de graphite.

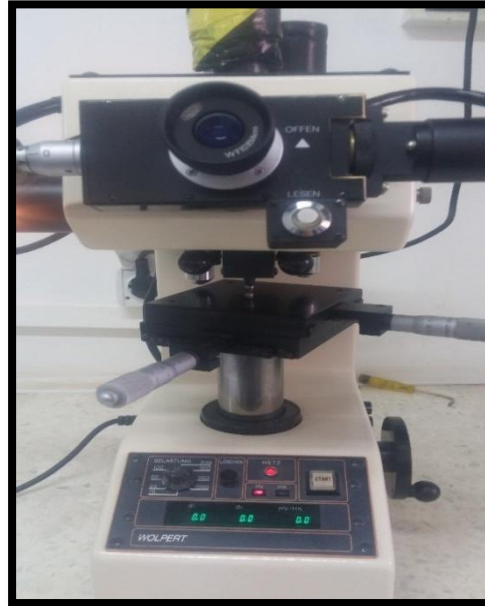


Figure 60. : Micro-duromètre Vickers (Modèle WOLPERT).

### 2. 9. 3. Essai de Traction

L'essai de traction est l'un des essais mécaniques les plus fréquents. Et la plus simple à identifier les résultats. Et il est considéré comme le test le plus important utilisé par l'ingénieur pour contrôler la qualité de la matière et ses résultats donnent une image claire du niveau de la production. Il consiste à placer une éprouvette normalisée du matériau à étudier (figure 61) entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur le matériau jusqu'à sa rupture. On enregistre la force ( $F$ ) et l'allongement ( $L-L_0$ ), que l'on peut convertir en contrainte - déformation.

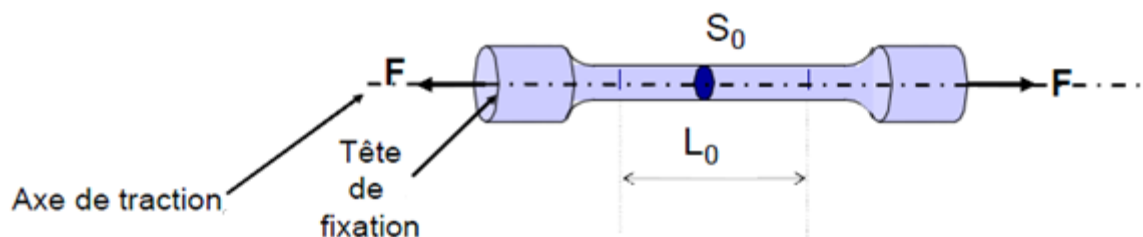


Figure 61. : Principe de l'essai de traction.

Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, L'allongement après rupture et le coefficient de striction, qui sont importantes en conception.

Pour déterminer la résistance à la traction du matériau étudié, des échantillons sont coupés à partir des barreaux coulés et les éprouvettes sont confectionnées par des opérations de tournage et fraisage au niveau de l'usine SFMO MOUSSAOUI (figure 62).



Figure 62. : Epreuve de traction utilisée.

La résistance à la traction est déterminée à l'aide d'une machine de traction (figure 63) au niveau de l'unité fonderie de Berrouaghia.



Figure 63. : Machine utilisée pour les essais de traction.

### 2. 10. Test d'usure

Les pièces brutes de coulée ainsi que celles traitées thermiquement, ont été soumises aux tests d'usure par frottement abrasif. Le frottement abrasif tente de simuler l'usure des cylindres de laminoirs afin de situer la résistance à l'usure de ces nuances. L'essai est effectué sur machine tribomètre CSM (figure 64), dont le principe consiste à faire frotter une bille en acier 100Cr6 d'un diamètre déterminé de 6 mm en contact avec la surface de l'éprouvette à étudier sous une charge prédéterminée animé d'un mouvement de rotation constant. La dureté moyenne de la bille en acier trempé est de 63 HRC. Le dispositif est monté sur un bras de levier, et associé à un capteur de déplacement. Le coefficient de frottement est déterminé durant le test en mesurant la déflexion de ce bras élastique. Le taux d'usure des échantillons est calculé en déterminant la perte de volume pendant le test. La formule pour déterminer le taux d'usure  $W_s$  (Wear rate)  $W$  ( $\text{mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ) est donnée par :

$$W_s = \frac{V}{F_n \cdot L}$$

V : Volume de la matière perdue ( $\text{mm}^3$ ) ;

$F_n$  : La charge normale appliqué à l'éprouvette (N) ;

L : La distance parcourue (m).

Le volume de la matière perdue est calculé par mesure de la dimension de la piste.

Le calcul de la dimension (largeur-profondeur) de la piste se fait par un logiciel Gwyddion qui traite les images. Ce logiciel est intégré au microscope à force atomique A100 – AFM.

Essai Pion-disque conçu selon la norme ASTM G99 a été utilisé pour des expériences de frottement et d'usure.

Le frottement caractérise la résistance du mouvement relatif entre deux surfaces en contact. Le coefficient de frottement est défini comme le rapport :  $\mu = F_T / F_N$  où  $F_T$  est la force tangentielle et  $F_N$  la force normale. Le logiciel associé au tribomètre trace l'évolution de ce rapport en fonction de la durée de l'essai (ASTM G99).

La perte à l'usure de chaque échantillon a été enregistrée pour une charge de 10N et une distance de coulissement de 180 m. la vitesse de glissement a été maintenue à 20 cm/s dans une atmosphère ambiante. Rayon de la piste d'usure est de 9mm entre le centre de l'éprouvette et le centre de la piste de la bille.

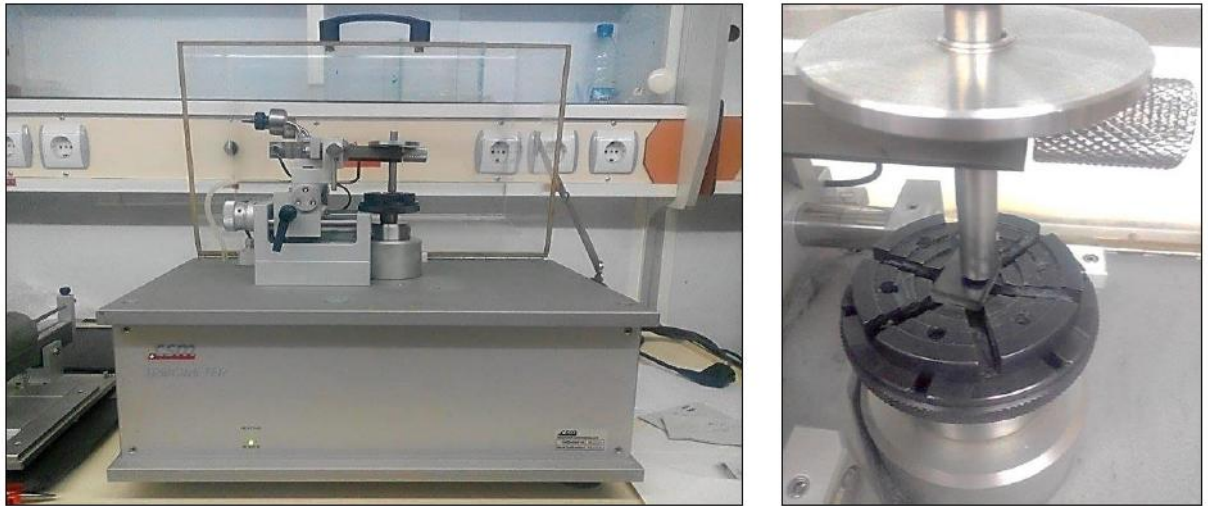


Figure 64. : Tribomètre CSM au niveau d'USTHB [53].

Tableau 5. : Les spécifications du Tribomètre CSM.

	Nano	Micro
Force normale	50 $\mu$ N – 1N	Jusqu'à 60 N
Force tangentielle maximale	10 $\mu$ N – 1N	Jusqu'à 10 N
Température ambiante	–	25°C
Vitesse de rotation	1 – 100 rpm	0.3 – 500 rpm
Rayon de test en rotation	30 $\mu$ m – 10 mm	Jusqu'à 30 mm
Longueur de course	10 – 500 $\mu$ m	Jusqu'à 60 mm
Vitesse de déplacement linéaire	Jusqu'à 10 mm/s	Jusqu'à 100 mm/s
Fréquence	0.1 – 10 HZ	1.6 HZ
Pénétration	20 nm – 50 $\mu$ m	Jusqu'à 2 mm

## **Chapitre 3 :**

### **Résultats et discussions**

### 3. 1. Introduction

Dans ce chapitre nous allons présenter les travaux réalisés de manière à déterminer la composition chimique idéale résistante à l'usure pour la fabrication de la pièce frette destinée aux briqueteries d'Algérie avec des moyens purement locaux.

Le défi majeur lors de la fabrication de cette pièce est sa grande taille qui :

- Lors de la coulée où la vitesse de refroidissement ou de solidification est plus faible, ne générant que les phases d'équilibre (effet de masse) à l'état brut de coulée, c à d que la massivité abaisse les caractéristiques mécaniques (Pas de corrélation « propriétés - massivité »).
- la grande taille de la pièce exclut l'application du traitement de bainitisation, puisque ce traitement n'est applicable que pour les pièces ne dépassant pas les 25Kg.
- la grande taille de la pièce exclut l'application de la trempe classique, puisque ce dernier engendre un gradient thermique important entre la surface et le cœur de la pièce provoquant la fissuration de la pièce.

Pour faire face au problème de la taille de la pièce, et diminuer la sensibilité de la fonte à l'effet de masse trois stratégies seront adoptées pour augmenter la résistance sans nuire à l'usinabilité et à la coulabilité :

- 1- Diminution du carbone équivalent (fonte hypoeutectique) ;
- 2- Addition des éléments comme le Cu et le Cr (ces deux éléments diminuent considérablement la sensibilité de la fonte à l'effet de masse) ;
- 3- Application d'un traitement de Normalisation (diminution de l'espacement interlamellaire de la perlite). Nous verrons les évolutions microstructurales qui interviennent lors des recuits de normalisation ce qui nous permettra d'évaluer la possibilité d'améliorer le comportement à l'usure des fontes par l'intermédiaire de ce type de traitement.

### 3. 2. Elaboration des fontes

Le matériau de base est une fonte à graphite lamellaire (G.L.) à matrice perlitique, référencée FGL 25 à partir de laquelle quatre alliages contenant respectivement des additions de Cu et Cr ont été réalisés. Les alliages ont été préparés dans un four à induction à basse fréquence (50 Hz) de capacité 06 tonnes.

### 3. 2. 1. Les charges

Les charges sont constituées de matières premières : tambour de frein comme retour de fonderie, fontes neuves, ferrailles d'aciers, ferro-alliages, et le cuivre pur.

Quatre types de charges sont employés industriellement :

- les retours : ce sont toutes les pièces rebutées en fonderie ou lors de l'usinage ainsi que tous les systèmes d'alimentation en fonte GL 25. Leur composition chimique respecte donc parfaitement la norme. Leur utilisation facilite donc l'obtention de la métallurgie souhaitée.
- ferraille d'acier : ce sont des chutes de tôles en acier provenant directement du secteur emboutissage. Leur utilisation peut paraître surprenante car elles ont une teneur en carbone très faible mais s'explique par un impératif économique. En effet, le coût de revient d'une fonte élaborée uniquement à partir de fonte recyclée est beaucoup plus élevé que celui d'une fonte faite à partir de charges recyclées, comme l'acier, auxquelles sont ajoutés des éléments d'addition.
- la fonte neuve : c'est une fonte ne provenant pas du recyclage et donc sortant directement des hauts-fourneaux. Elle est utilisée afin de régénérer l'alliage car la présence de tôles appauvrit la fonte en germes. Elle vient donc compenser ce déficit.

Le tableau 6 montre la composition chimique des charges solides enfournées avec lit de fusion. La proportion de chaque type de charges pour l'élaboration de l'alliage influera fortement sur la quantité d'éléments d'addition à ajouter. Il a donc été décidé qu'une benne de chargement servant à remplir les fours serait la base pour déterminer ce ratio. Une benne type est composée de : 25% de tôles, 53% de retours et 20% de fonte neuve.

Grâce à la définition d'un chargement type (lit de fusion), il est alors possible de peser toutes les matières premières pour chaque fusion. De plus, connaissant la masse de chaque type de charge et sa composition chimique, il est possible de calculer celle résultant de la fusion. La composition chimique du bain liquide s'obtient simplement par calcul de pourcentages massiques. L'obtention de la teneur totale en manganèse  $Mn_t$ , par exemple, pour une charge type de masse  $m_t$  est détaillée ci-dessous :

$$Mn_t = \sum_i Mn_i \qquad Mn_t = \frac{1}{m_{totale}} (\sum_i m_i * \%Mn_i)$$

Avec  $Mn_i$  la teneur totale en manganèse apportée par chaque charge de type  $i$ .

Avec  $m_i$  la masse de la charge de type  $i$  et  $\% Mn_i$  la teneur théorique en manganèse de la charge de type  $i$ . Par application numérique, avec les données du tableau 6,  $Mn_t = 0.46$ . Ce calcul est alors étendu à l'ensemble des éléments chimiques nécessaires à l'obtention d'une fonte satisfaisant la norme GL 25.

Tableau 6 : lit de fusion et composition chimique des charges solides (en %)

Lit de fusion	%C	%Si	%Mn	%S	%P
53% retour fonderie	3.25 - 3.3	1.8 - 2.1	0.45 - 0.75	≤0.030	0.1 - 0.15
20% fonte neuve	3.6 - 3.8	3 - 3.5	0.6 - 0.75	≤ 0,04	0.1 - 0.3
25% ferraille d'acier	0.17 - 0.25	0.25 - 0.35	0.2 - 0.45	≤0.05	0.03 - 0.05
0.5% Graphite	99	-	-	0.2	-
0.5% Ferro-silicium à grains gros	-	75	-	-	-
1% Cuivre pur	-	-	-	-	-

Les charges sont bennées vers le four de fusion, dont le quel elles sont versées. Elles sont introduites dans un bain résiduel de la précédente coulée. Le creuset du four n'est en effet jamais complètement vide, on laissera dans le fond d'un four de capacité 06 tonnes deux tonnes du bain liquide résultant de la précédente fusion de la sorte on :

- ✓ Assure une production plus homogène ;
- ✓ Evite les chocs thermiques et mécaniques sur le revêtement réfractaire du creuset ;
- ✓ Utilise l'inertie thermique du four ce qui diminue les temps de fusion.



### 3. 2. 2. Addition de carbone de silicium et de manganèse

Après fusion le bain d'alliage ne correspond pas exactement à l'analyse visée. Il y a eu des "pertes au feu" estimées approximativement par comparaison avec des coulées précédentes. L'alliage obtenu est coulé dans un petit moule métalliques en cuivre et refroidi brutalement par trempe à l'eau. On obtient ainsi une petite médaille qui est envoyée au laboratoire pour analyse rapide (au spectromètre). Pour passer de l'analyse approximative à l'analyse exacte souhaitée c'est nécessaire d'opérer quelques additions de fin de fusion. L'apport en carbone et en silicium se fait respectivement par l'intermédiaire de recarburant (graphite) et de ferro silicium. L'ajout de carbone et de silicium a été fait sur le bain liquide chaud (environ 1400°C) et décrassé en fin de fusion. Le brassage du four devait participer à la fusion de ces derniers. Pour le manganèse, leur addition dans le bain est assez facile car il se fond aisément durant l'élaboration de l'alliage. De plus, peu de perte au feu (diminution de la teneur durant la fusion) est observée pour ce dernier. Leur addition se fait donc directement lors du chargement du four avec les charges solides.

Après réajustement du titre en (C, Si, Mn) à la valeur souhaitée, le métal est porté à 1500°C, avant d'être transféré dans une poche de coulée préalablement préchauffée par bruleur à gaz. Cette étape permet de s'assurer de ne pas avoir d'humidité dans le réfractaire ce qui pourrait entraîner une explosion dans la fonte liquide. De plus, le fait de couler dans une poche chaude limite la perte thermique de l'alliage durant le passage du four à la poche. Ceci permet de ne pas devoir surchauffer l'alliage au four pour s'assurer d'avoir une température de coulée suffisante et donc de ne pas dégrader sa qualité métallurgique. Les éléments d'alliages sont ajoutés à la fonte de base sous forme de ferro-alliage ou à l'état pur (cas de cuivre) en granulométrie plus fine pour faciliter leur dissolution dans la fonte liquide. 0,5 à 1,5 % de ferrochrome- carburé est ajouté à la poche. Le tableau 7 montre le type et la composition des ferro-alliages utilisés.

### 3. 2. 3. Inoculation

La dernière addition lors de l'élaboration de l'alliage est le traitement d'inoculation. Celui-ci consiste à ajouter une faible quantité de ferrosilicium (à 75% massique de Si) avant coulée afin de favoriser la solidification de la fonte dans le domaine stable et la création de germe de graphite. Ce traitement se fait à la poche par l'ajout d'inoculant en granulométrie fine. En production, la quantité d'inoculant est généralement de 0.15% à 0.2% de la masse d'alliage.

L'inoculation a été réalisé dans la poche avec 0.2% de Ferro-silicium (75 % de Si, 1,4 % d'Al, 0,7 % de Ca) sous forme fine (2-10 millimètres).

A partir de la poche on coule en coquille en cuivre 02 éprouvettes destinées à l'analyse chimique l'une au début, l'autre à la fin de la coulée. Les compositions obtenues sont données dans le tableau 8.

Tableau 7. : Type et composition des ferro-alliages utilisés (en %).

Ferro-alliages	Composition (%)
Ferro-manganèse	72 Mn, reste Fe
Ferro-chrome- carburé	70 Cr, 6 C, reste Fe
Ferro-silicium	75 Si, reste Fe
Cuivre (pur)	99 Cu

Tableau 8. : Composition chimique des alliages étudiés en (% massique).

Fontes	F B	A1	A2	A3	A4
C	3.23	3.26	3.24	3.34	3.32
Si	1.90	2.31	1.98	2.01	2.20
Mn	0.61	0.73	0.60	0.57	0.62
P	0.1	0.11	0.06	0.079	0.091
S	0.026	0.04	0.03	0.021	0.023
Cr	0.11	1.01	0.46	0.68	0.37
Cu	0.19	1.23	0.97	1.09	1.21
Ni	-	0.083	0.062	0.074	0.278
Mo	-	0.028	0.013	0.014	0.12

La composition de base montrée dans le tableau 7 correspondre à un alliage de classe 25 selon la norme ASTM A-48.

Nous observons dans le tableau 7, une élimination des éléments coûteux (Ni, Mo, V) d'une part, et l'introduction à faible pourcentage d'éléments moins coûteux et disponible (Mn, Cr, Cu) d'autre part, en visant une amélioration des caractéristiques d'exploitation et des critères économiques.

### 3. 3. Fabrication des moules de coulée des éprouvettes

Les échantillons en fontes élaborées de différentes compositions chimiques, sont coulés dans des moules en sable, auto durcissant à froid à la résine furanique, sous forme de barreaux cylindriques de 50 mm de diamètre et 400 mm de longueur (figure 65).

L'objectif est d'étudier l'action de ces éléments d'alliages sur la formation de la structure et les caractéristiques mécaniques et l'usure de ces fontes.

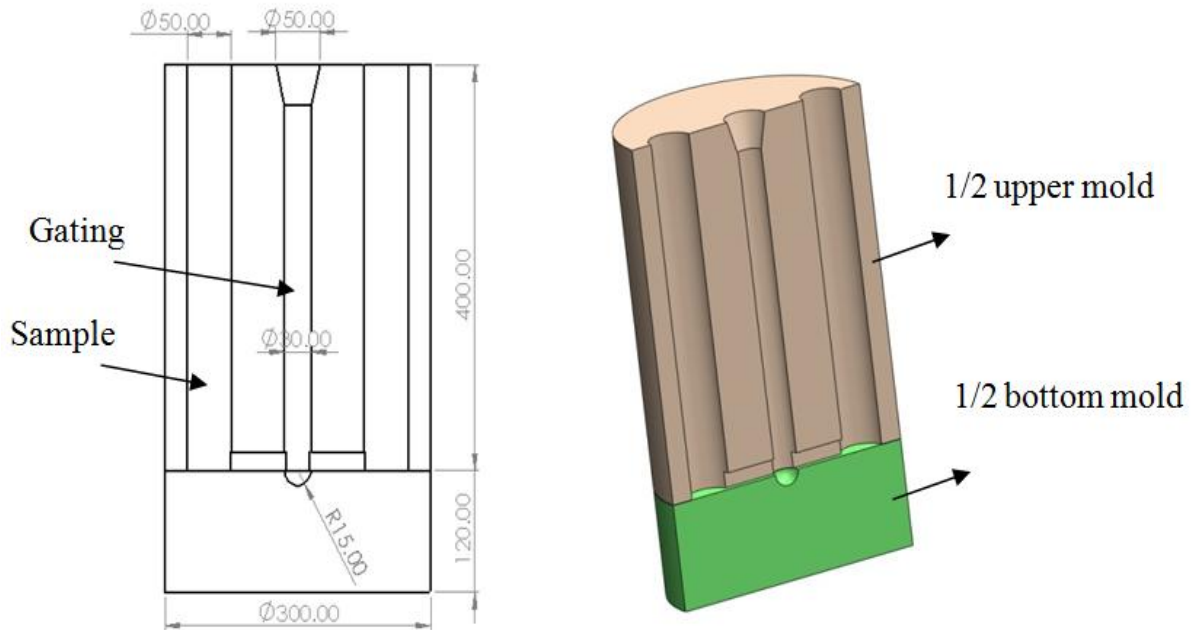


Figure 65. : Croquis de coulée des éprouvettes. Dimensions en millimètres.

Des échantillons de forme cylindrique de 35 mm de diamètre et 25 mm de hauteur pour les mesures de dureté, les tests d'usure et l'examen métallographique ont été usinés à partir des barres coulées.

### 3. 4. Analyse chimique

Il ressort du tableau 9 que tous les alliages étudiés sont des fontes grises hypoeutectiques. La teneur en carbone varie de 3.23 à 3.34%, et le CE varie de 3.92 à 4.08.

Comme on observe, on a affaire à des teneurs plus basses en C, c'est-à-dire à des CE plus faible. Donc la proportion de graphite décroît, accompagnée d'une augmentation de la matrice perlitique. En conséquence une fonte grise à haute résistance recherchée. Les additions d'alliages communs dans les fontes hypoeutectiques étaient Si (1.98 à 2.31%), Cu (0.97 à 1.23%), Cr (0.37 à 1.01%). La composition de base de tous les bains était la suivante :

$$\% \text{ Mn} = 0.67, \quad \% \text{ P} = 0.09, \quad \% \text{ S} = 0.028.$$

Les deux éléments d'alliages (Cr et Cu) ont été choisis pour augmenter la fraction de la matrice associé à une diminution du CE, pour affiner la perlite et le graphite, pour renforcer la phase de la ferrite se trouvant dans la perlite, et pour former des carbures durs.

Avec un CE bas, toute tendance à la trempe lédéburitique est pratiquement évitée par inoculation à l'aide de FeSi normal à 0.2%. Une valeur  $Sc$  plus proche de la valeur eutectique ( $Sc = 1$ ) permettra à l'état liquide de persister à une température relativement basse et la solidification se déroule sur un petit intervalle de température. Cela favoriserait des propriétés uniformes de métal coulé. Pour tous les alliages le degré de saturation eutectique  $Sc$  est de 0.77 à 0.86. C'est le domaine pratique des compositions de fonte pour grosses pièces [18].

On sait que la dureté diminue lorsque la teneur en silicium augmente [54]. Le silicium est un élément énergétiquement graphitisant, le volume des paillettes de graphite mou augmente avec l'augmentation du pourcentage de silicium. Pour cette raison, nous avons choisi le silicium dans une gamme étroite de 1,9 à 2,3.

Des quantités non négligeables de Mo et de Ni sont détectés dans l'alliage 4. Ces deux éléments sont probablement présents dans le tambour de frein utilisé et dans la ferraille d'aciers). Le molybdène est largement utilisé pour améliorer les propriétés de la fonte grise à température élevée. Notre cas d'application, la température de service est inférieure à 90°C et comme le molybdène est cher et non disponible en Algérie, nous avons évité de l'utiliser. L'alliage 4 contient une certaine quantité de Ni (0.27%) et du Mo (0.12%), ce qui pourrait avoir une influence sur les caractéristiques mécaniques et résistance à l'usure. L'ajout de cuivre à une concentration d'environ 1 % a entraîné la disparition des précipités de cémentite dans les pièces moulées, a augmenté la microdureté de la perlite [10, 55, 56,57] et a amélioré la trempabilité [58]. La teneur en P dans tous les matériaux est inférieure à 0,12 %, ce qui est négligeable et peut rester dispersé en solution solide.

Tableau 9. : Composition chimique, microstructures et propriétés mécaniques des alliages étudiées à l'état brut de coulée.

Caractéristiques	Base	Alliage 1.	Alliage 2.	Alliage 3.	Alliage 4.
Composition Chimique (%)					
C	3.23	3.26	3.24	3.34	3.32
Si	1.90	2.31	1.98	2.01	2.20
Mn	0.61	0.73	0.60	0.57	0.62
P	0.10	0.11	0.06	0.079	0.091
S	0.026	0.04	0.03	0.021	0.023
Cr	0.11	1.01	0.46	0.68	0.37
Cu	0.19	1.23	0.97	1.09	1.21
Ni	-	0.083	0.062	0.074	0.278
Mo	-	0.028	0.013	0.014	0.12
Carbone équivalent	3.90	4.06	3.92	4.03	4.08
Indice de Saturation	0.77	0.84	0.78	0.84	0.86
Inoculation du métal (%)	0.2	0.2	0.2	0.2	0.2
Type de Graphite	A	A et D	A et D	A et D	A
Longueur moyenne du graphite (µm)	A = 125 à 250	A = 25 à 40 D = 10 à 25	A = 50 à 125 D = 10 à 25	A = 60 à 100 D = 25 à 50	A = 56 à 168
Fraction de Graphite (%)	13.585	4.612	4.121	4.602	4.570
Hyper/hypo/eutectic	Hypo	Hypo	Hypo	Hypo	Hypo
Carbure (%)	0.1	0.859	0.648	0.598	0.73
Perlite (%)	86.315	94.529	95.231	94.8	94.7
Dureté HB	194±4	206±4	229±3	210±7	207±2
Microdureté HV <sub>1Kg</sub>	208±2	272±4	256±6	264±4	300±5
Résistance à la traction en MPa	235±9	277±13	261±11	277±9	292.9±11

Carbone équivalent : (CE) = % C + 0.33%Si + 0.33%P

Indice de saturation :  $S_C = C_t - C_E / C_C - C_E$

### 3. 5. Microstructures et Traitements Thermiques

Les matrices obtenues à l'état brut de coulée pour tous les alliages de cette étude sont entièrement perlitique. L'effet du Cuivre sur la stabilisation de la matrice perlitique est confirmé [6]. Cette microstructure est représentée dans le tableau 10. Cela favorise une austénitisation plus aisée lors de la trempe. L'ajout de silicium est connu pour permettre la formation du graphite plus facilement, notamment sa formation à partir du liquide [54].

Pour tous les fontes hypoeutectiques, on a observé par rapport à la fonte de base une morphologie de graphite de type A et D. Les paillettes de graphite de type A sont répartis

de manière aléatoire et orientés dans toute la matrice. Ce type de graphite se retrouve dans les fontes qui se solidifient avec un minimum de surfusion. Le type A est le graphite souhaité pour optimiser les propriétés mécaniques [11,59]. Le graphite lamellaire fin de type D est également rencontré pour ce type de fonte à composition hypoeutectique, résultant de la solidification à une température bien inférieure à la température eutectique, où la vitesse de croissance et ramification des paillettes de graphite est très rapide [16]. Les facteurs qui influencent la germination et la croissance des paillettes de graphite sont : la température de coulée, l'inoculation, la taille des sections et les éléments d'alliage [40]. Dans ce travail, ces trois paramètres sont maintenus constants. Une équation a été proposée qui donne la longueur moyenne du graphite [43] en fonction de son diamètre (mm) :

$$\text{Longueur moyenne du graphite } (\mu\text{m}) = 31.7 + 0.51 \times \text{Diamètre} + 15.2 \times \% \text{Cu} - 11.8 \times \% \text{Cr}.$$

Cette équation montre que Cu a augmenté la longueur du graphite dans la fonte grise, tandis que Cr a l'effet inverse.

Le tableau 9 montre que l'alliage de base (alliage non allié) a la plus grande longueur de lamelles de graphite. Pour les alliages (1, 2, 3, 4), l'alliage 4 avec la teneur en Cu la plus élevée (1,21%) a la plus longue longueur lamelle de graphite. La présence accidentelle du Mo dans l'alliage 4, a provoqué une précipitation plus fine et plus régulière de la phase graphite comme s'est montrée dans le tableau 10. Ce qui conduit normalement à l'amélioration de la résistance à l'usure. Les alliages 2 et 3 où les teneurs en Cu et Cr sont équilibrées ont approximativement la même longueur en lamelles de graphite.

Bien que la fonte de base ayant le CE le plus bas à 3,90%, elle contient la plus forte proportion de graphite (13,585%) par rapport aux autres fontes alliées, puisque Cr et Mo en tant qu'éléments antigrahitisants consomment une partie du carbone sous forme de carbures. On déduit aisément que l'ajout d'éléments d'alliage a conduit à une augmentation de la proportion de perlite au détriment du graphite. Sur la base de ce qui vient d'être dit, on s'attendrait à une augmentation de la résistance et de la dureté des alliages (1, 2, 3,4). Toutes les fontes alliées avaient une fraction de graphite inférieure à 5 % par rapport à la fonte de base à l'état brut fonderie. La plus élevée fraction du graphite de 4,612% est observée pour l'alliage 1. Elle est essentiellement due à la teneur élevée des deux éléments potentiellement graphitisants (Si et Cu). La plus faible proportion du graphite de 4,121% avec CE = 3,92 est observée pour l'alliage 2, dans lequel la perlitisation de la matrice est favorisée au détriment de celle du graphite. Par conséquent, le Cr est fréquemment ajouté à la fonte grise pour garantir que les exigences de résistance peuvent être satisfaites, en


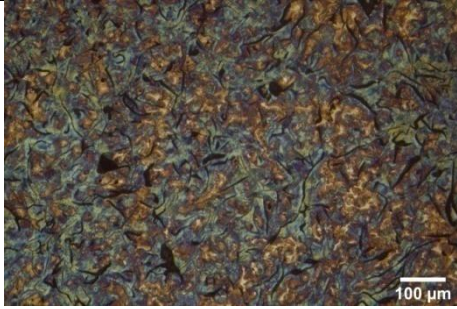
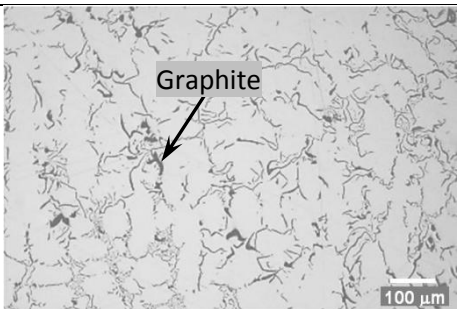
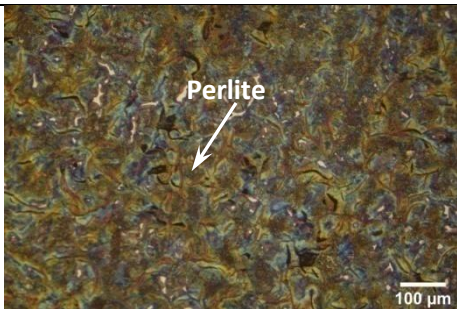
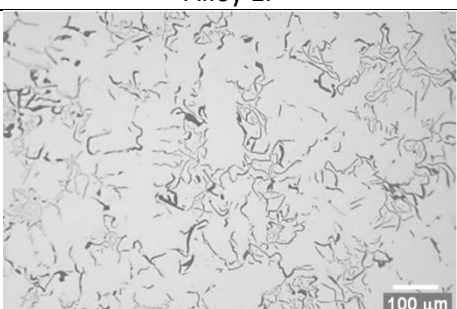
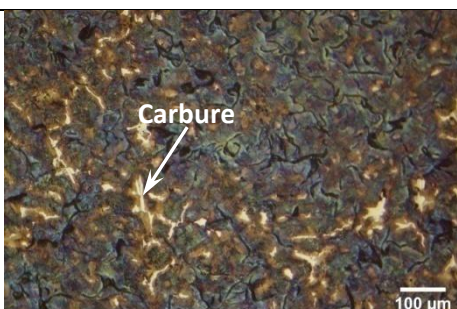
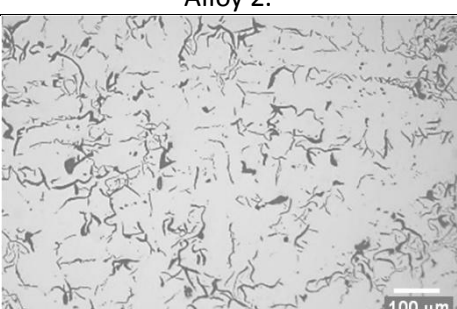
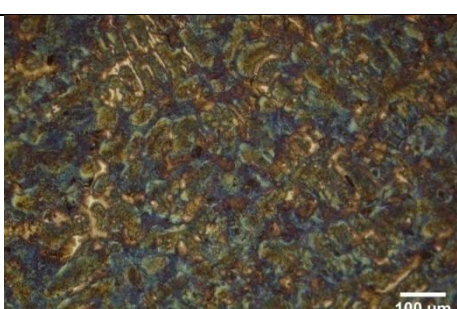

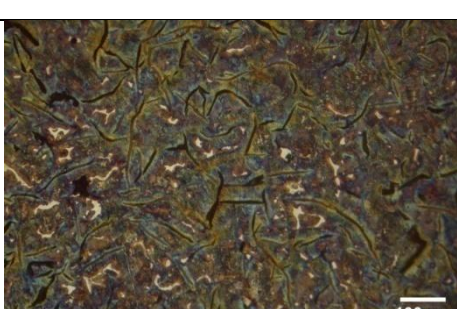
particulier dans les sections lourdes [16]. Sa contribution à la stabilisation de carbure est importante. Un ajout de Cr rend les paillettes de graphite plus courtes et plus fines et il est plus facile d'obtenir un matériau homogène [60] comme s'est montré dans le tableau 10. Des carbures durs qui apparaissent en phases blanches brillantes dans la microstructure de la fonte alliée au chrome sont quantifiés comme indiqué dans le tableau 9. Leur quantité est considérée comme élevée (0,568 à 0,859 %) par rapport à l'alliage de base (0,1 %). Ces carbures durs sont responsables de l'augmentation de la dureté des alliages 1, 2, 3,4 par rapport à l'alliage de base.

Les pièces moulées en fonte grise qui nécessitent une résistance élevée à l'usure sont soumises à un traitement de normalisation avec un revenu ultérieur. La normalisation produit une matrice de perlite fine, qui combine une bonne résistance à l'usure avec une usinabilité raisonnable [43]. Lorsque ces alliages ont été soumis à un traitement thermique de normalisation, ces fontes ont montré une microstructure composée d'une matrice de perlite et de graphite en lamelles non dissout, puisque la dissolution de ce dernier dans l'austénite est négligeable, seuls la perlite et les carbures ont tendance à se dissoudre [6].

La perlite de la fonte peut être changée en austénite lors du chauffage et, lors d'un refroidissement rapide (trempe), se transforme en martensite, bainite ou perlite, selon la taille de la section, avec austénite résiduelle et paillettes de graphite non dissoutes. La fonte grise perlitique réagit bien mieux au durcissement que les fontes grises recuites ou ferritiques, car le carbone est déjà dispersé dans la matrice sous forme de perlite, prêt à être mis en solution lorsque la transformation  $\alpha$  à  $\gamma$  se produit pour obtenir une austénite saturée en peu de temps. Pour les fontes à teneur moyenne et élevée en éléments d'alliage, la trempe à l'air pulsé est souvent la méthode de refroidissement la plus souhaitable. Dans cette étude, l'air a été préféré comme réfrigérant en raison de la simplicité de manipulation, la disponibilité, des coûts et de la sécurité, sans crainte de fissuration des composants. La disposition des tuyaux de refroidissement et l'utilisation de divers matériaux pour les refroidissements permettent une grande flexibilité pour la réalisation technique du système de refroidissement.

Les microstructures des éprouvettes normalisées sont illustrées à la figure 66. La microstructure est constituée de paillettes de graphite de type A dispersées dans une matrice perlitique plus fine. Aucune différence significative dans la microstructure n'a été observée entre l'état brut de coulée et ceux trempés. La quantité de carbone et d'éléments d'alliage dissous dans l'austénite lors de l'austénitisation a un effet décisif sur la dureté finale.

Tableau 10. : Microstructures des alliages étudiées à l'état brut de fonderie.

 <p style="text-align: center;">Base</p>	
 <p style="text-align: center;">Alloy 1.</p>	
 <p style="text-align: center;">Alloy 2.</p>	
 <p style="text-align: center;">Alloy 3.</p>	
 <p style="text-align: center;">Alloy 4.</p>	

Microstructure non attaqué.

Microstructure attaquée à 900°C.



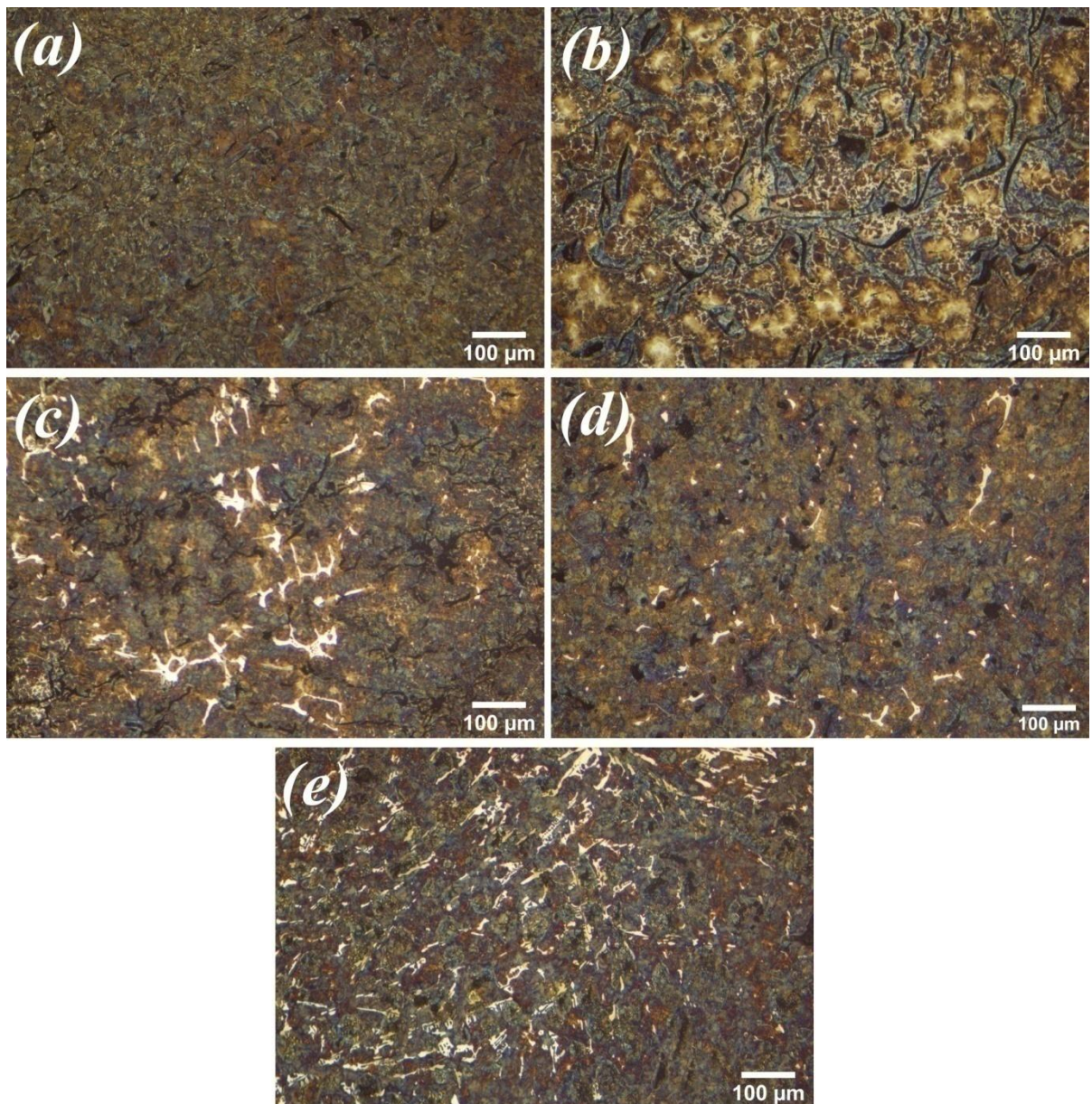


Figure 66. : Micrographie typique d'une fonte trempée (a) : Base, (b) : Alliage 1, (c) : Alliage 2, (d) : Alliage 3, (e) : Alliage 4.

### 3. 6. Examen de diffraction aux rayons X

La figure 67 montre le diagramme de rayons X pour toutes les alliages. Il est visible à partir de l'analyse par rayon X présentée dans la figure, que la principale phase formée dans ce travail est la phase  $\alpha$ . de l'autre côté les rayons X ont prouvé la présence des oxydes de fer. Les rayons X n'ont pas permis de détecter les carbures formés après l'ajout des éléments d'alliages, probablement à cause de leur faible fraction volumique.

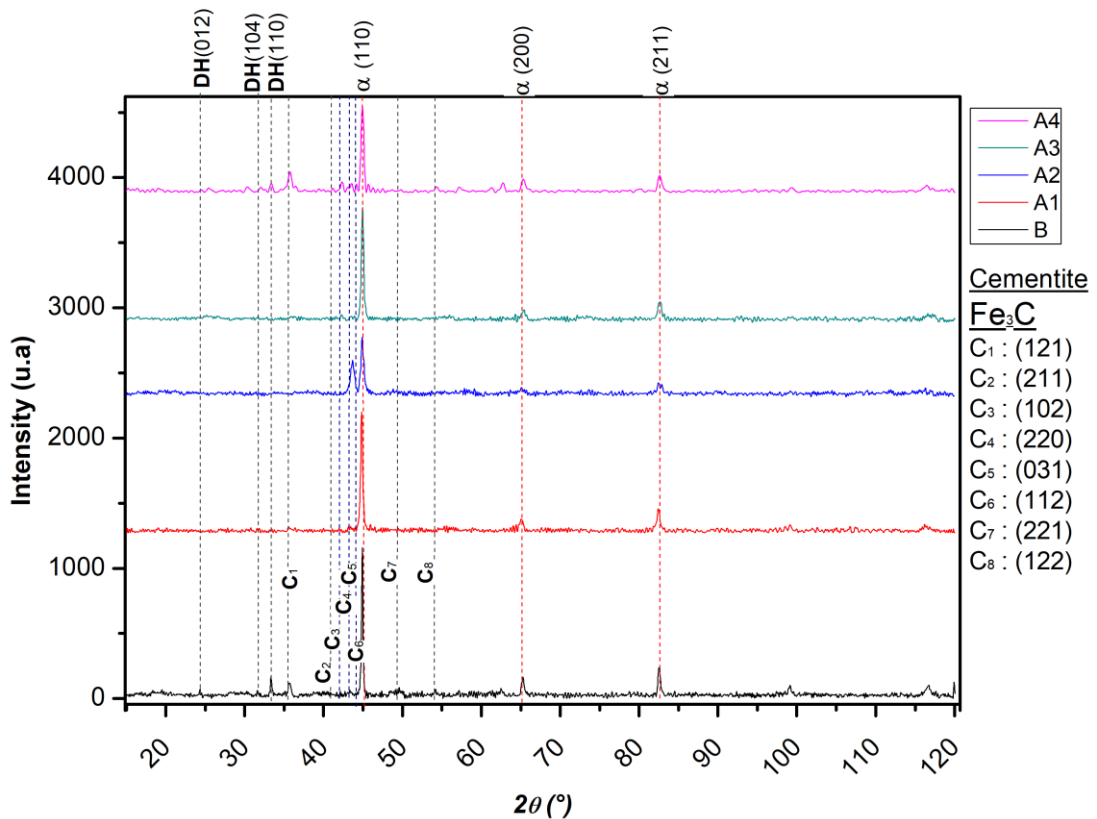


Figure 67. : Spectre de diffraction des rayons-X (XRD)

### 3. 7. Résistance à la Traction

Pour la résistance à la traction, on a commencé par déterminer l'influence du carbone sur la résistance à la traction. Pour tenir compte de différentes teneur en Si, on a représenté sur la figure 19 la résistance à la traction en fonction du carbone équivalent avec  $CE = \% C + 0.33\%Si + 0.33\%P$ . on voit que la résistance à la traction diminue de  $25N/mm^2$  lorsque la valeur du CE augmente de 0.1.

La résistance à la traction des différents alliages étudiés à l'état brut de coulée est donnée dans le tableau8. Toutes les fontes alliées ont montré une résistance à la traction plus élevée par rapport à la fonte de base à l'état brut de coulée (voir Tableau 8). La résistance à la traction de La fonte de base est 235 MPa, puisque la teneur en graphite lamellaire qui génère des discontinuités dans la matrice est la plus élevée dans l'alliage de base. Par addition combinée des deux éléments (Cr, Cu), les fontes alliées (alliage1, alliage2, alliage3, alliage4) ont des valeurs de résistance à la traction +18%, +11%,+18%, +25% respectivement par rapport à la fonte de base. L'alliage 4 a la résistance à la traction la plus élevée de 292,9 MPa. La teneur élevée en éléments cuivre, molybdène et nickel dans l'alliage 4 favorise une perlite plus fine, augmentant ainsi la résistance à la traction.

Le nickel contribue également au durcissement par solution solide de la ferrite dans la perlite.

La résistance à la traction des différents alliages trempés est donnée sur la figure 68. A l'état normalisé, les fontes alliées ont des caractéristiques mécaniques élevées, puisque, pour la plupart d'entre elles, la trempe à l'air provoque un effet durcissant très fort. Lors de la transformation eutectoïde, la résistance à la traction est principalement affectée par la vitesse de refroidissement et la composition chimique. A vitesse de refroidissement fixe, la résistance à la traction est donc contrôlée par la composition chimique. En comparant la résistance à la traction pour les alliages (1, 2, 3), on peut voir que lorsque la somme des teneurs en alliages de cuivre et de chrome augmente, la résistance augmente.

L'augmentation de la résistance prouve que la matrice perlitique est plus fine, les dislocations ont du mal à se déplacer à travers la matrice et se bloquent ainsi [43]. Une contrainte plus élevée est donc nécessaire pour que les dislocations se déplacent. En raison de la présence de Mo, et du Ni l'alliage 4 a la résistance la plus élevée. Une augmentation de la résistance de la fonte grise alliée est attribuée à l'affinage du graphite [61].

### 3. 8. Dureté et Microdureté

La dureté et la microdureté des différents alliages étudiés à l'état brut de coulée est donnée dans le tableau 8. Toutes les fontes alliées ont montré une dureté plus élevée par rapport à la fonte de base à l'état brut de coulée. La fonte de base présente la dureté la plus faible 194 HB. Elle a également la plus haute teneur en lamelles de graphite doux. La dureté HB de l'alliage 1 est très proche de la dureté de l'alliage 4. Cela pourrait probablement être dû au fait que les deux alliages ont presque le même équivalent carbone, ainsi que la même teneur en cuivre. Et que le niveau élevé de chrome dans l'alliage 1 est compensé par la présence de Mo et Ni pour l'alliage 4. Le Mo a tendance à affiner la perlite et à former des carbures qui peuvent améliorer la dureté, tandis que le Ni contribue au durcissement en solution solide et est rapporté pour promouvoir une perlite plus fine.

L'addition des éléments d'alliages a conduit à une augmentation relative de la dureté de l'ordre de 8%. La plus grande valeur de dureté est obtenue après addition de 0.46 %Cr et 0.97 %Cu (alliage 2). Le plus bas CE, avec un taux le plus élevé en carbures pour l'alliage 2 de l'ordre de 0.859 semblent avoir amélioré la dureté.

Tous les alliages ont montré une microdureté plus élevée par rapport à la fonte de base à l'état brut de coulée. L'alliage 4 (0,37%Cr - 1,21%Cu- 0,278%Ni- 0,12%Mo)

présente la microdureté perlitique la plus élevée. On rapporte que Cr, Cu, Mo et Ni favorisent une perlite plus fine. Des éléments tels que Cu, Ni contribuent également au durcissement en solution solide. L'alliage 1 (1,01 % Cr-1,23 % Cu- 0,083% Ni- 0,028 % Mo) présente la deuxième microdureté perlitique la plus élevée. Le taux d'éléments (Ni, Mo) est négligeable par rapport à l'alliage 4. Les fontes grises hypoeutectoïdes alliées au Cu-Cr sont beaucoup moins sensibles à l'effet de masse car elles maintiennent la présence d'une matrice 100% perlitique et gardent ainsi leurs propriétés mécaniques (résistance à la traction et dureté) à des valeurs élevées. Ceci est particulièrement valable avec l'ajout de Cu jusqu'à 1% ce qui correspond au maximum de son effet anti-ferritique.

Toutes les fontes trempées ont montré une dureté plus élevée par rapport aux fontes à l'état brut de coulée comme le montre la figure 68. La dureté des alliages traités thermiquement (1, 2, 3 et 4) varie entre 273 et 340 HB ce qui coïncide avec l'affinement de la matrice perlitique. En se référant du tableau 1 de la recherche bibliographique, les résultats de la dureté après traitement de normalisation indiquent également que la perlite de la matrice est globalement résolue c'est-à-dire que la matrice est passée d'une structure perlitique à une structure sorbitique plus fine et plus dure. Ceci est indicateur du bon refroidissement des pièces en moule et par traitement car l'obtention de perlite fine entraîne généralement de bonnes propriétés mécaniques des pièces.

L'alliage 2 a la dureté la plus élevée car a la plus faible fraction en lamelles de graphite 4,121%, ce qui implique que le volume de la matrice est plus grand, et que le volume de graphite doux est plus faible. Cet alliage enregistre le plus bas taux en CE. La forte teneur en carbure (0,73 %) avec l'effet des éléments Mo et Ni sur la structure semble également avoir amélioré significativement la dureté de l'alliage 4.

La microdureté des alliages (1, 2, 3 et 4) traités thermiquement varie entre 341 et 445  $HV_{1kg}$ . Le refroidissement rapide lors de la réaction eutectoïde contribue à l'élévation de la microdureté pour tous les alliages. La figure 69 montre le même classement de microdureté que la fonte à l'état brut de coulée. A partir du tableau de conversation de dureté vickers mesurée au dureté brinell et en se référant du tableau 1 de la recherche bibliographique, les résultats de la microdureté après traitement de normalisation indiquent également que la perlite de la matrice est globalement résolue c'est-à-dire que la matrice est passée d'une structure perlitique à une structure toostite plus fine et plus dure. Ceci est indicateur du bon refroidissement des pièces en moule et par traitement car l'obtention de perlite fine entraîne généralement de bonnes propriétés mécaniques des pièces. Donc la stratégie

adoptée pour augmenter les caractéristiques mécaniques est réussie sans affecter les propriétés technologiques.

Sauf il faut signaler que la microdureté qui mesure une phase homogène (matrice ferreuse) est plus sûre en terme de résultats que la dureté Brinell qui mesure une phase hétérogène (graphite + matrice ferreuse).

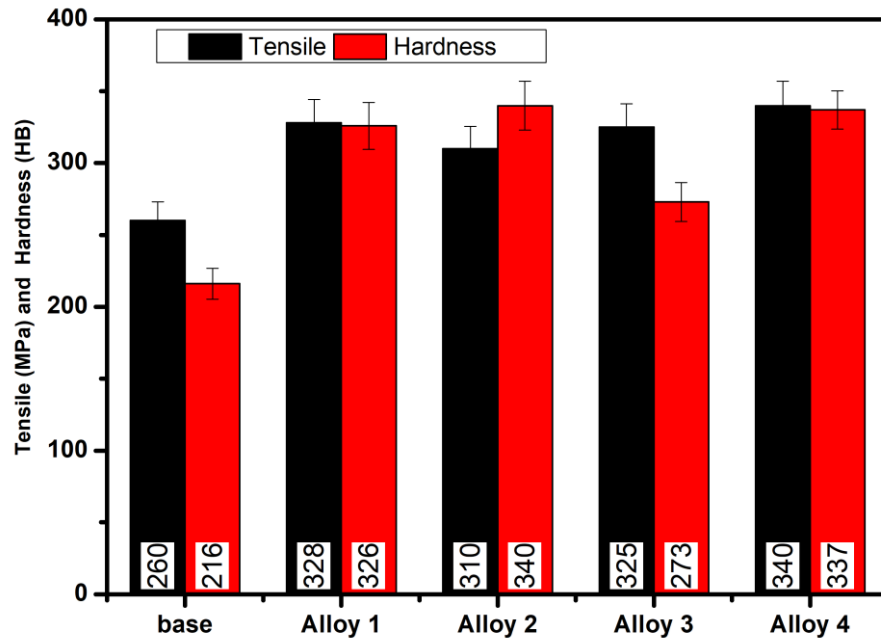


Figure 68. : Résistance à la traction et dureté des alliages trempés.

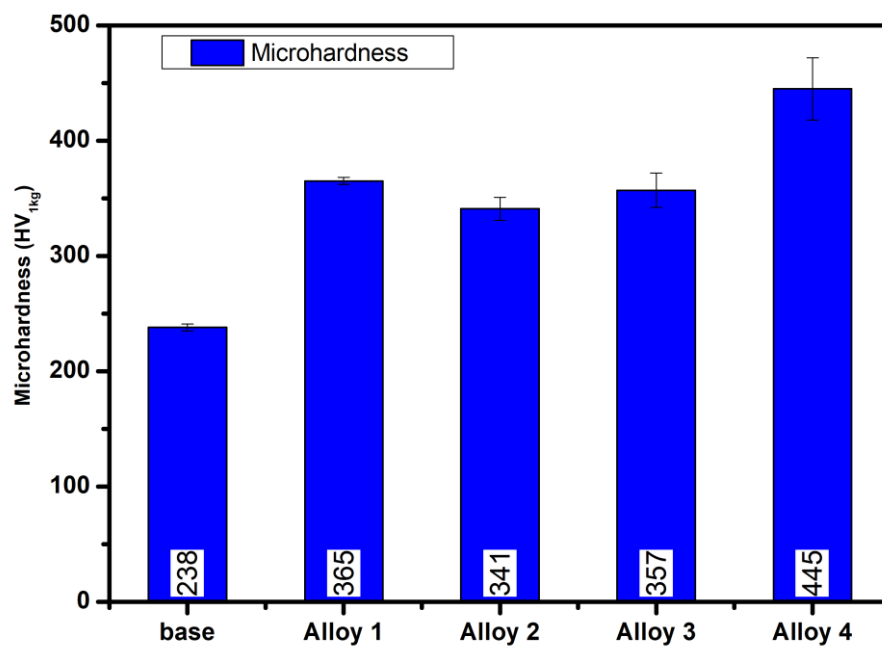


Figure 69. : Microdureté des alliages trempés.

### 3. 9. Propriétés de résistance à l'usure

Les essais de frottement sont destinés à étudier la tenue à l'usure des surfaces soumis au frottement (figure 70).

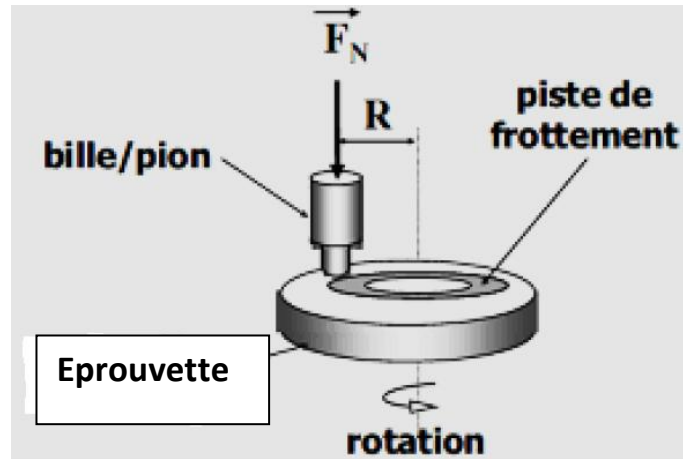


Figure 70. : Schéma de principe test d'usure.

Les essais de résistance à l'usure à 20°C, nous ont permis de mesurer le taux d'usure et le coefficient de frottement. Les tests d'usure pin on disk servent à orienter notre choix sur la meilleure composition chimique, compte tenu des propriétés mécaniques que nous avons déjà obtenues. Les analyses des résultats de ces essais nous permettent de mieux comprendre la corrélation entre la microstructure et le comportement à l'usure des alliages alliés hypoeutectiques.

Les résultats des tests de résistance à l'usure sont présentés à la figure 71. La résistance à l'usure de la fonte grise perlitique dépend de la répartition uniforme de la perlite fine, des carbures et des paillettes de graphite doux [7]. Le taux d'usure semble être plus influencé par les éléments d'alliage de la fonte grise perlitique durcie. Nous constatons que l'alliage de base a le taux d'usure le plus élevé. L'alliage 4, avec la présence de Mo et Ni, a un taux d'usure plus faible. En comparant le taux d'usure des alliages (1, 2, 3), on peut voir que lorsque la somme des teneurs en cuivre et en chrome augmente, le taux d'usure diminue. Le taux d'usure diminue également avec l'augmentation de la fraction volumique de graphite dans la fonte grise perlitique durcie. Le carbone des paillettes de graphite agit comme une substance lubrifiante à l'interface de friction qui diminue l'usure [62].

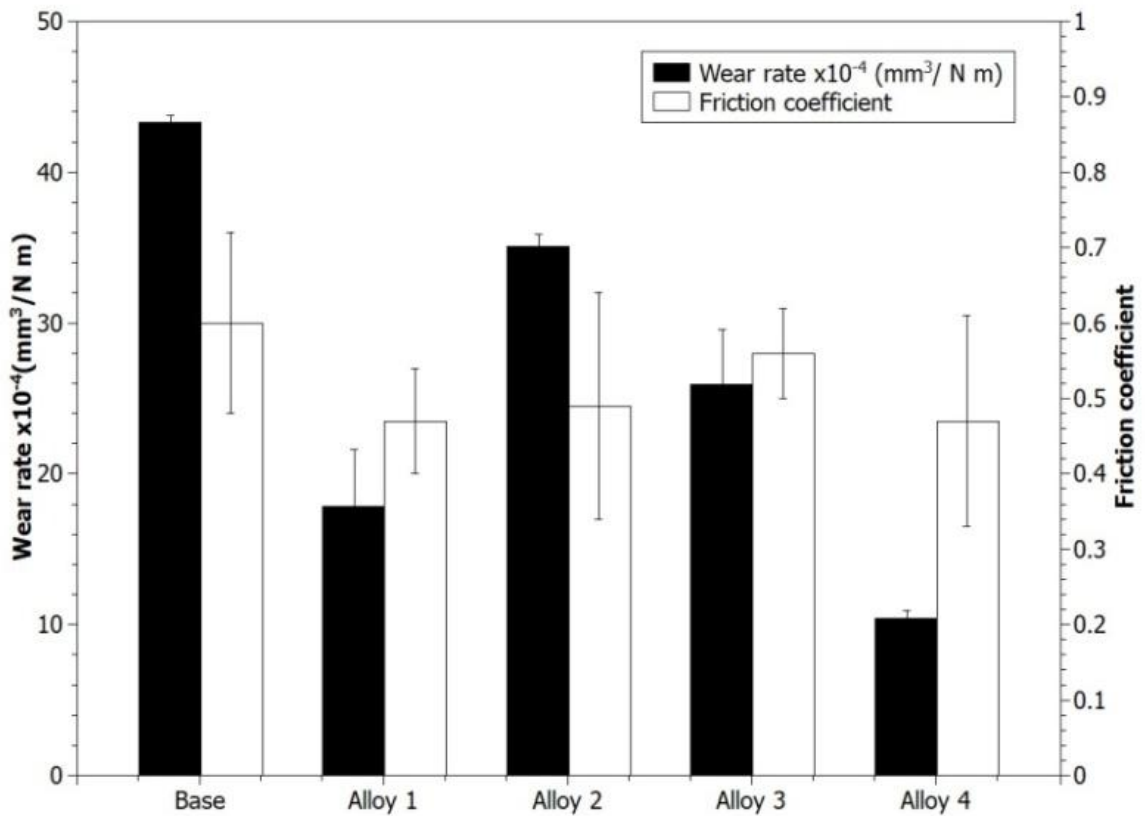


Figure 71. : Taux d'usure et coefficient de frottement des alliages trempés.

### 3. 9. 1. Calcul de la piste de l'usure

Lors de l'usure il se forme de la poussière de carbone qui limite la résistance au glissement et crée des zones de collage de matière et forme des sillons (figure 72) :



Figure 72. : Profil de sillon d'usure [24].

Habituellement le taux d'usure (Wear rate)  $W$  ( $\text{mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ) est calculé d'après la formule :

$$W = \frac{V}{N \cdot L}$$

Avec  $V$  : Volume d'usure ( $\text{mm}^3$ ) ;  $N$  : La charge normale (N) ;  $L$  : La distance parcourue (m).

$$V = Pr \cdot S$$

$Pr$  : Profondeur de la couronne (mm);  $S$  : Section de la couronne ( $\text{mm}^2$ ).

$$S = \pi \cdot (R^2 - (R - l)^2)$$

$R$  : Rayon du centre de l'éprouvette (mm) ;  $l$  : Largeur de la couronne (mm).

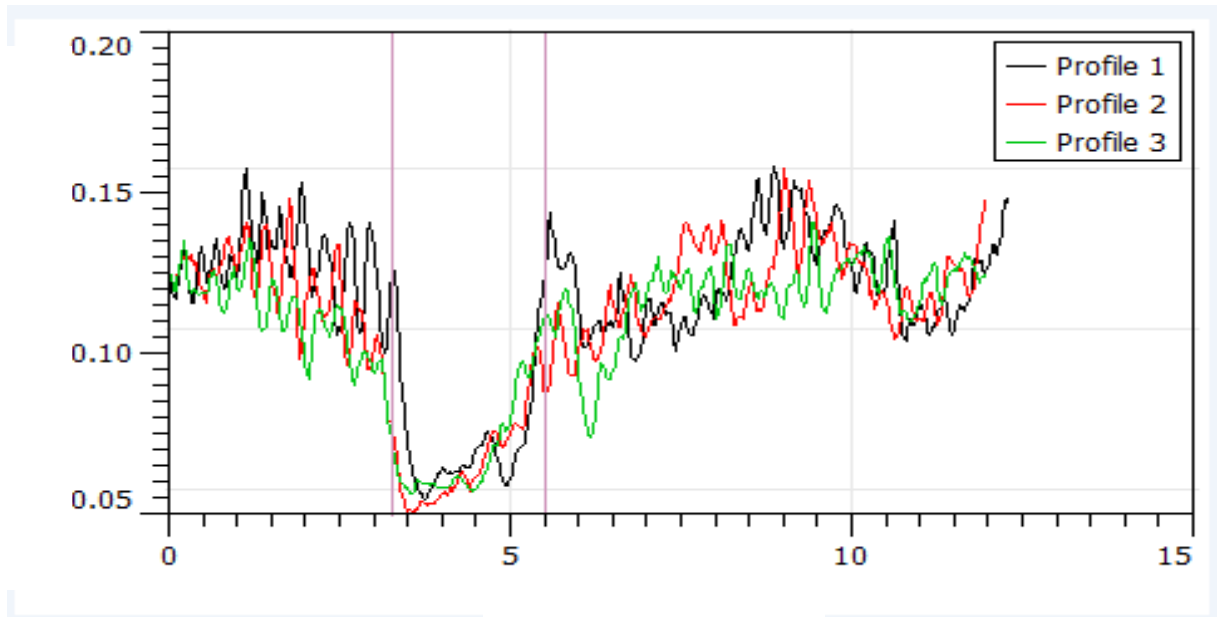


Figure 73. : Exemple d'une courbe radiale du sillon d'usure.

La différence provient de l'usure de la bille qui n'est pas régulière et qui influence la forme du sillon. Trois mesures sur des rayons différents ont été réalisées pour moyenniser les résultats et tenir compte de la matière collée dans le sillon.

Comme le montre le tracé de l'exemple ci-dessus (figure 73), les sillons ne sont pas de forme sphérique. Ils dépendent des collages de matière qui se produisent sur la bille et dans le sillon.

### 3. 9. 2. La rugosité

Une surface métallique typique est caractérisée par une topographie définissant un profil avec des bosses et des creux, le contact se fait à la pointe des bosses les plus élevées, donc la surface réelle de contact est faible [46].

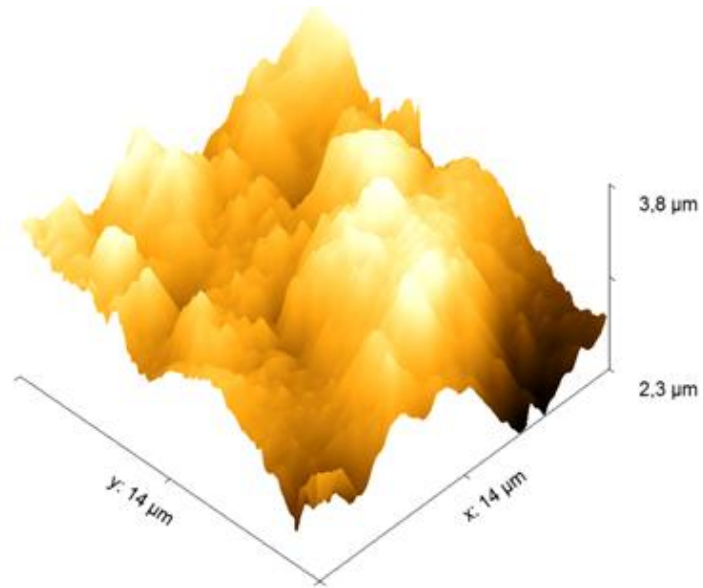


D'après les profils obtenus (figure 74), l'aspect de la surface tournée des éprouvettes admet des aspérités avec des pics qui sont moins prononcés, ayant pour valeurs moyenne de rugosité  $R_a$  ( $0,17\mu\text{m}$ ). D'après la valeur trouvée de  $R_a$ , la rugosité est considérée comme faible, ce qui a pour conséquence la diminution de la force de frottement, et le mouvement entre les deux corps (cylindre et corps broyant) se fait avec moins d'obstacles et de résistances, augmentant ainsi la tenue en service des frettes.

### 3. 9. 3. Coefficient de frottement

Le coefficient de frottement moyen des fontes grises alliées est également faible par rapport à la fonte de base. Cela est dû à la présence des éléments d'alliages, et donc aux carbures qui résistent à l'usure abrasive. Les valeurs de coefficient de frottement pour les fontes alliées sont dans la fourchette acceptable (0.42 à 0.6) pour ce type d'application. Dans la plus part des cas, un faible coefficient de frottement se traduit par un taux d'usure moindre. Cependant, cette propriété utile pour le contact glissant n'est pas très utile dans notre application car l'argile abrasive humide et les pierres fines ont tendance à coller à la surface et à affecter le comportement tribologique des concasseurs à rouleaux lisses pendant le traitement.

Les figures ci-dessous montrent quelques exemples de la variation du coefficient de frottement en fonction des deux paramètres : temps et déplacement. Comme illustré, le coefficient de frottement montre une augmentation rapide au début de l'essai avec le temps pour se stabiliser rapidement autour de la valeur de 0,42 à 0,6.



a – Vue en 3D.



b - Vue selon XZ.

Figure 74. : Représentation topographique de la surface.

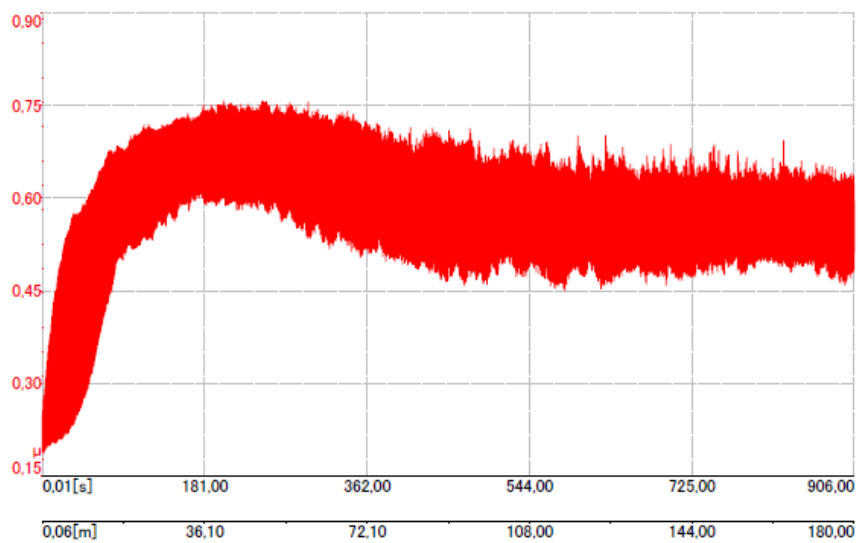


Figure 75. : Coefficient de frottement pour l'alliage 1.

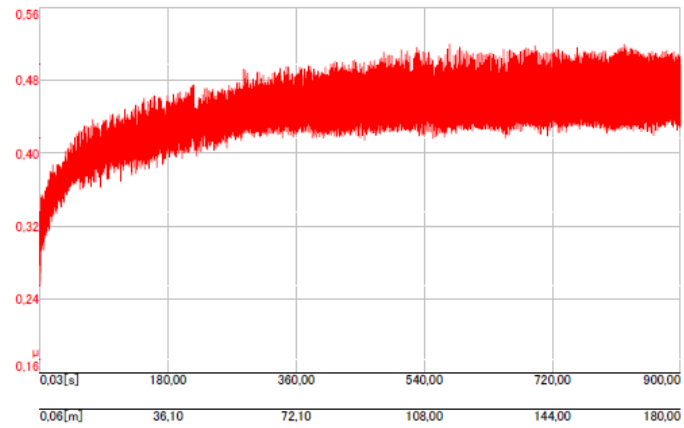


Figure 76. : Coefficient de frottement pour l'alliage 2.

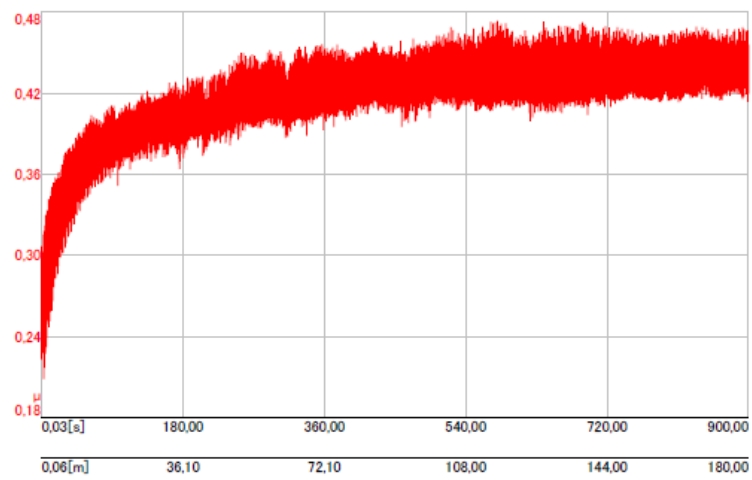


Figure 77. : Coefficient de frottement pour l'alliage 3.

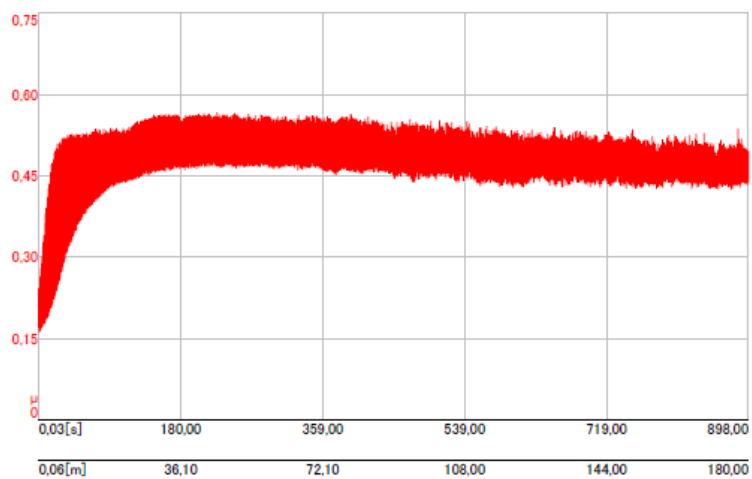


Figure 78. : Coefficient de frottement pour l'alliage 4.

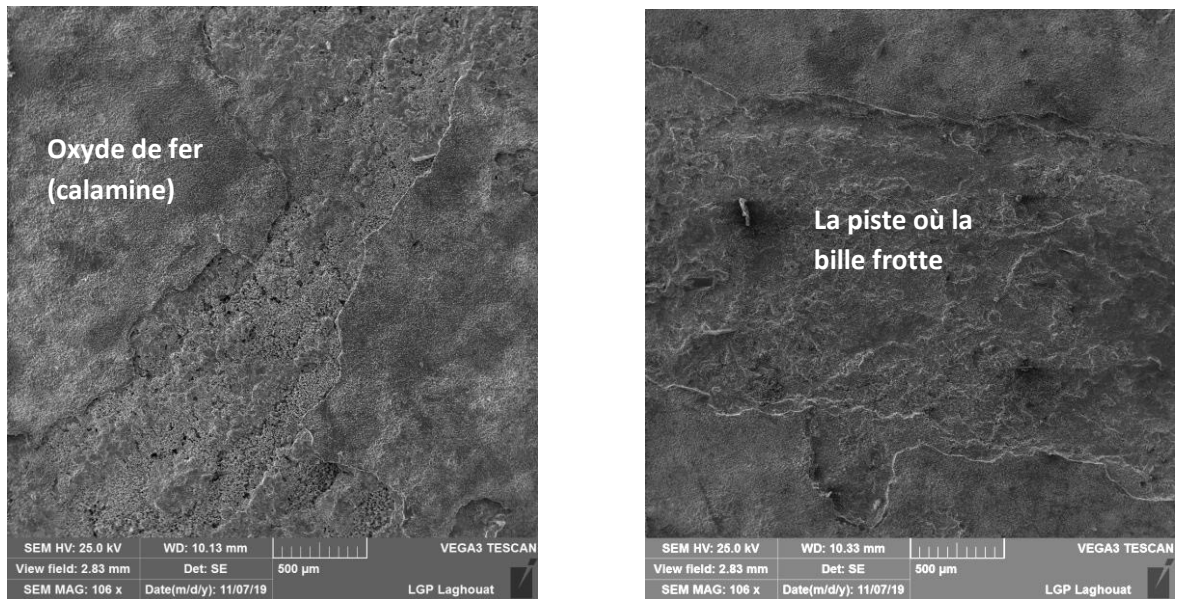
### **3. 9. 4. Surface usée**

Après essais d'usures, l'endommagement de la surface de quelques éprouvettes a été observé par microscopie électronique à balayage. Une observation des zones où la bille frotte l'éprouvette nous fait apparaître une surface d'usure peu profonde présentant de multiples caractères (figure 79). Dans ce cas, le processus d'usure primordial est de type "par déformation" d'une couche superficielle dans le sens de la rotation. Des déformations répétées conduisent à un écrouissage de la surface, puis à un écaillage ou à un effritement du métal dû à une déformation excessive.

Les images de la (figure 79 (a) et (b)), montrent la formation d'une couche oxydée, qui est probablement de la calamine, qui s'est produite lors du traitement thermique. Cette couche oxydée connue par leur dureté élevée sert à améliorer la résistance à l'usure du matériau.

On voit nettement sur la surface usée (figure 79 (c)), que la couche oxydée est arrachée, ce qui prouve que les débris d'usure générés pourraient être un mélange de fer oxydée et de graphite. La présence de ces débris le long de la piste usée favorise le mode de l'usure par abrasion à trois corps. Le carbone libéré en quantité variable provenant de la paillette de graphite arraché au cours de l'essai d'usure sert à lubrifier l'interface de friction en diminuant l'usure [62]. La récupération des débris d'usure lors de la surveillance de l'usure sur site n'est pas possible. Nous ne pouvons pas arrêter la machine pendant qu'elle fonctionne et les débris d'usure sont de toute façon perdus avec le mélange d'argile.

Comme expliqué dans la section §2.1, les deux cylindres sont généralement recouverts de racleurs en acier au manganèse pour nettoyer les broyeurs à cylindres. Dans la pratique, les briqueteries utilisent des grattoirs en acier au carbone car ils sont peu coûteux et disponibles sur le marché local. Ils sont remplacés chaque semaine en fonction du rythme de travail. Nous pouvons voir qu'un mécanisme d'abrasion sévère est la principale cause de dégradation du matériau. Cependant, ces tests d'usure ne peuvent pas être représentatifs de la situation réelle pour de nombreuses raisons.



(a)

(b)



(c)

Figure 79. Micrographie MEB des surfaces usées. (a) alliage 2. (b) alliage 3. (c) alliage 1.

Les grattoirs usés ont des surfaces complètement dentelées comme nous le voyons sur la figure 80. Notre analyse de l'usure sur site a révélé que l'argile adhère à la surface des broyeurs à rouleaux par intermittence, comme la forme en dents de scie du grattoir usé. Il en résulte une pression inégale sur la surface des broyeurs à cylindres et une usure abrasive déséquilibrée. Après des mois de travail, des rainures profondes (en moyenne 8,2 mm) apparaissent suite à l'usure comme le montre la (Figure 81c) après 14 mois de travail.

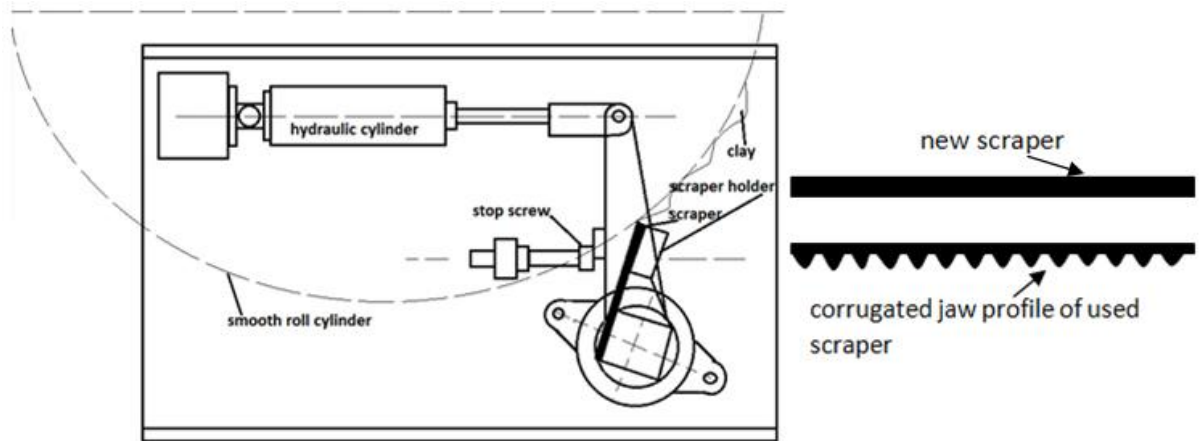


Figure 80. : Position des grattoirs et de leurs formes avant et après usure.

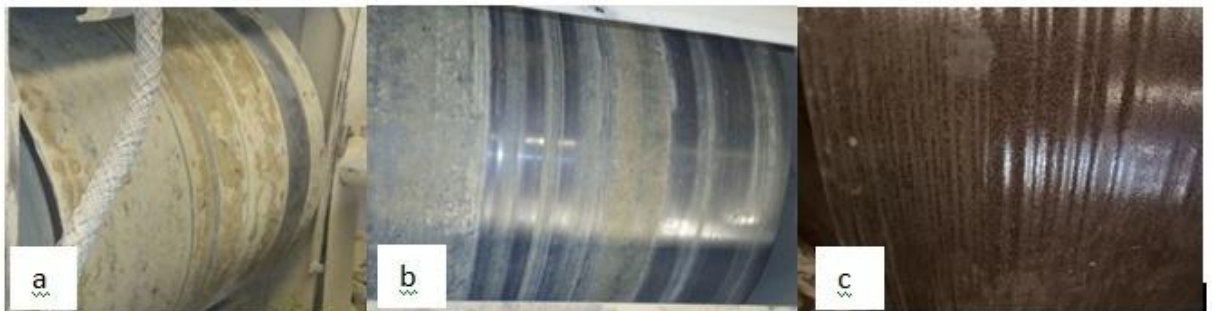


Figure 81. : Dégradation par usure abrasive des broyeurs à cylindres lisses après :

(a) 2 mois, (b) 4 mois, (c) 14 mois.

## CONCLUSION GENERALE

L'opération fondamentale pour La fabrication des briques est le broyage de l'argile. Le broyeur à cylindres lisses est le composant le plus critique du processus de production des briques. En raison de la rotation opposée en direction des cylindres, l'argile est pincée entre les rouleaux et écrasé par compression. Cette opération est la principale source d'arrêt de la production car elle provoque une usure abrasive importante des frettes. le présent travail expérimental a pour finalité d'étudier les caractéristiques mécaniques et d'usure d'une série de fontes grises hypoeutectiques alliées trempés et revenues (traitement de normalisation) destinés pour la coulée des grosses pièces (frettes) utilisées par les entreprises algériennes. Les principaux éléments d'alliages étudiés comprennent un pourcentage de Chrome variant de 0,37 à 1,01 et un pourcentage de cuivre variant de 0,97 à 1,23. La coulée des fontes a été réalisée dans un four à induction à la fonderie de Tiaret. Les résultats obtenus ont montré que :

1. Le maintien du CE autour de 4.0 a favorisé le contrôle de la microstructure avec une bonne homogénéité de la structure de la pièce, sans affecter la coulabilité ;
2. L'effet bénéfique de l'ajout Cu/Cr dans la fonte grise FT 25 est traduit par formation d'une matrice 100% perlitique. Ils produisent de la perlite plus fine et plus dure qui améliore leur résistance mécanique et à l'usure. Cela rend cette fonte faiblement alliée moins sensible à l'effet de masse tout en conservant des propriétés mécaniques élevées ;
3. L'application d'un traitement de normalisation avec refroidissement par air forcé a amélioré d'avantage les propriétés mécaniques, telles que la dureté et la résistance à la traction, sans affecter l'usinabilité. Ceci est très utile dans une application où les cylindres lisses doivent être rectifiés pendant leurs exploitations ;
4. En fonction de la valeur du CE et la quantité des éléments en Cu et en Cr, des résistances à la traction comprises entre 261 et 292,9 MPa et des duretés comprises entre 206 et 229 HB peuvent être atteintes pour les fontes grises hypoeutectiques à l'état brut de coulée ;
5. Un taux d'usure minimum est enregistré pour l'alliage 04 (0,12 % Mo - 0,37 % Cr - 1,21 % Cu) qui présente une microstructure de 100 % de perlite fine contenant des paillettes de graphite de type A, avec une petite fraction de carbures libres ;

6. L'ajout de cuivre à la fonte grise affine le graphite, conduit à une matrice totalement perlitique et diminue l'espacement entre les lamelles de la matrice perlitique, et provoque un effet durcissant de la ferrite au sein de la perlite. Chacun de ces phénomènes contribue à l'augmentation de la résistance. Le chrome et le molybdène présentent un effet presque analogue, mais en plus ils augmentent la résistance par précipitation de carbures durs.

### Recommandations

D'après cette étude portant sur l'influence des éléments d'alliage (Cu + Cr) sur la formation de la structure et les propriétés mécaniques des fontes grises lamellaires faiblement alliées, et pour améliorer d'avantage la résistance à l'usure et augmenter la durée de vie des frettes, on peut recommander ce qui suit :

- ❖ augmenter le taux de phosphore autour de 0,3 % pour former eutectique phosphoreux très durs;
- ❖ ajouter le Nb en faible quantité pour former par précipitation des particules (carbures de niobium) très durs finement dispersés dans la matrice perlitique.



## REFERENCES

- [1] Holmgren, D. Review of thermal conductivity of cast iron. *International journal of Cast Metals Research*. 18(6) (2005) 331- 345.
- [2] Vadiraj, A., Balachandran, G., Kamaraj, M. Effect of misch metal inoculation on microstructure, mechanical and wear properties of hypoeutectic grey cast irons. *Mater.*
- [3] Bon, D.G., Ferreira, M.H., Bose Filho, W.W. et al. Fracture Micromechanisms Evaluation of High-Strength Cast Irons Under Thermomechanical Fatigue Conditions. *Inter Metalcast* 14, 696–705 (2020).
- [4] Almanza, A., Pérez, M.J. & Almanza, E. Microstructure and Mechanical Properties of Gray Iron Cylinder Blocks Casting. *Inter Metalcast* 9, 84–86 (2015).
- [5] Stefanescu, D.M. The Meritocratic Ascendance of Cast Iron: from Magic to Virtual Cast Iron. *Inter Metalcast* 13, 726–752 (2019).
- [6] Vadiraj, A., Balachandran, G., Kamaraj, M., EkusaKazuya. Mechanical and wear behavior of quenched and tempered alloyed hypereutectic gray cast irons. *Materials and Design* (2011) ; 32 : 2438-2443.
- [7] Vadiraj, A., Balachandran, G., Kamaraj, M., Gopalakrishna, B., Venkateshwara, D. Studies on mechanical and wear properties of alloyed hypereutectic gray cast irons in the as-cast pearlitic and austempered conditions. *Mater Des* 2010; 31: 951-955.
- [8] Abdou, S., Elkasser, A., Kouta, H., Abu Qudeiri, J. Wear behavior of grey cast iron with the presence of copper addition. *Advances in Mechanical Engineering* 2018, Vol. 10(10) 1-8.
- [9] Ding, X., Huang, H., Matthias, W., Huang, S., Lu, Y., Feng, Q. Development of High Performance Cast Iron with Combination of Improved Mechanical and Thermal Properties Through Mo Addition. *Metallurgical and Materials Transactions. A*, 2018, vol. 49, pp. 3173-3177.
- [10] Collini, L., Nicolette, G., Konecna, R. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. *Journal of Materials Science and Engineering A* 488 (2008) 529-539.
- [11] Aguado, E., Sertucha, J., Larrañaga, P. Effect of Carbon Equivalent and Alloying Elements on the Tensile Properties of Superfine Interdendritic Graphite Irons. *AFS Trans.* 122, 249-258 (2014).

- [12] T. Sarkar. G. Sutradhar. Investigation on mechanical properties and wear behavior of Cu-alloyed austempered gray cast iron (AGI). *Sādhanā* (2018) 43: 161.
- [13] W. Xu, M. Feery, Y. Wang. Influence of alloying on as-cast microstructure and strength of gray iron. *Materials Science and Engineering A* 390 (2005) 326-333.
- [14] Wang, B., Han, X., Barber, Gary C., Pan, Y. Wear Behavior of Austempered and Quenched and Tempered Gray Cast Irons under Similar Hardnes. *Metals* 2019, 9, 1329. pp 1-13.
- [15] Henri Laplanche, *Les fontes et leurs traitements thermiques (Tome 1) Métallurgie Structural*, Puc- éditions des forges, Paris 1976.
- [16] R.B. Gundlach, J.F. Janowak, S. Bechet, K. Rohrig, On the problems with carbide formation in gray cast iron. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 34, 251–261 (1985).
- [17] D.B. Wolters *Traitement thermique de la fonte à graphite lamellaire ou à graphite sphéroïdale*. CITIF. Traduction n° 4864. 12- 1990.
- [18] Professeur Albert De Say. *Considérations sur la structure et les propriétés des fontes grises. Cas des fontes contenant du cuivre*. Laboratoire de Métallurgie Université de Grand. *Fonderie* 286. Janvier 1970. P- 10-21.
- [19] M.Ch. DEFRANCQ. *Le point sur l'élaboration métallurgique des fontes grises*. Université de LIEGE. Section Métallurgie-Matériaux. 11 avril 1995.
- [20] Abdelaziz Medjaldi. *Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées*. Magister, Université de Annaba, Algérie. 2012.
- [21] Mohamed Iliasse Boulifa. *Influence des éléments d'alliage sur la formation de la structure et les propriétés mécaniques des fontes ADI*. Thèse de doctorat, Université de Annaba, Algérie 2016.
- [22] Isabel HERVAS DOBON. *Contribution à l'étude des mécanismes d'endommagement des fontes ferritiques à graphite sphéroïdale*. Thèse de doctorat de l'université Caen Basse de Normandie. 2013.
- [23] Jean Claude MARGERIE. *Propriétés des fontes grises ordinaires*. M380. C.T.I.F.
- [24] PHILIPPE BASTIDE. *Comportement thermomécanique de fontes à graphite sphéroïdale pour collecteur d'échappement*. Thèse de doctorat de l'Ecole nationale supérieure des mines de paris. 1995.
- [25] Damien Joly. *Développement d'une méthode de conception et de validation expérimentale d'outils de fraisage : Application au cas de la fonte à graphite vermiculaire*. Thèse de doctorat de l'université François – Rabelais. 2010.

- [26] G. F. VANDER VOORT, A. Roosz. Measurement of the Interlamellar Spacing of Pearlite. METALLOGRAPHY 17:1-17 (1984).
- [27] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, D. VenkateshwaraRao. Wear behavior hypereutectic gray cast irons. Tribology International (2010) ; 43 : 647-653.
- [28] ROBERT LEVEQUE - Aciers à outils - M330 Techniques de l'ingénieur 1979.
- [29] JACQUES BOURDIE. Sphéroïdisation du graphite – cas de la fonte centrifugée. Thèse de doctorat de l'universite de TOULOUSE. 2017.
- [30] Koenraad Theuwissen. Etude de l'influence des impuretés et des éléments à l'état de traces sur les mécanismes de croissance du graphite dans les fontes. Thèse de doctorat de l'universite de TOULOUSE. 2013.
- [31] P.S. Mitcell, J.V. Dawson. Influence du vanadium, du molybdène, du nickel et du cuivre sur la résistance mécanique et aux chocs thermiques de la fonte à graphite lamellaire. CITIF. 19/07/1993, n° 13-14. P. 250-261.
- [32] Jérôme Adrien. Optimisation des cycles thermiques appliques aux fontes G.S. ferritiques vis-à-vis des propriétés de fatigue. Thèse de doctorat de L'Institut National des sciences appliquées de Lyon. 2004.
- [33] Yassir Ramdani. Influence et rôle du silicium dans la fonte à graphite sphéroïdale. Master SIMM option Métallurgie Avancée de L'université de Lorraine. 2013.
- [34] Adriana Ana Prreira. Lourival Boehs. Wilson Luiz Guesser. The influence of sulfur on the machinability of gray cast iron FC25. Journal of Materials Processing Technology 179 (2006) 1650-0171.
- [35] Production de qualités différentes de fontes grises à partir d'une fonte de base unique. Rapport de la Commision Internationale N°7 du CTIF sur les fontes grises à graphite lamellaire. Hommes et Fonderie – Janvier– Février 1997.
- [36] A. Siswanto, R. Widodo, E. Ardiansyah. Effect of interlamellar spacing on tensile strength gray cast iron with copper variations. Journal of Physics: Conference Series 1450(2020).
- [37] H. LE BRETON. Manuel Pratique du Fondeur de Fonte. DUNOD. Paris 1966.
- [38] Michel Geier. Metallurgie de Fonderie (Tome 2). Editions Eyrolles. Paris. 1978.
- [39] Simone PARENT – SIMONIN. Etude comparative des structures des alliages Fe, C, Cr, X en fonction de la composition chimique, des traitements thermiques et leurs comportements respectifs selon certains types d'usure. Centre Technique Des Industries de la Fonderie. 1983.

- [40] Charles, F., Seelbach, Jr., Jack, G., Albert, W., Grue, Jr., Lyle, R., Francis, L., Bruce, S., James, D., Lrason, Wile. Iron Casting Handbook. Copyright 1981, Iron Casting Society, Inc. Cleveland, Ohio (USA).
- [41] M.M. Jabbari Behnam, P. Davami, N. Varahram. Effet of cooling rate on microstructure and mechanical properties of gray cast iron. *Materials Science and Engineering A* 528 (2010) 583-588.
- [42] Torsten Sjögren, Henrik Svensson. Study of the Eutectoid Transformation in Grey Cast Irons and Its Effect on Mechanical Properties. *Key Engineering Materials Vol 457* (2011) pp 157-162.
- [43] Henrik Svensson, Torsten Sjögren. The Effect of Cooling Rate, Section Size and Alloying Structure Formation in Pearlitic Grey Cast Iron. *Key Engineering Materials Vol 457* (2011) pp 169-174.
- [44] Noel Brunetière. Introduction à la Tribologie. Institut Prime – Futuroscope 2016.
- [45] Amar Sabehi. Etude tribologique des outils de coupe et aciers. Thèse de doctorat, Université Ferhat Abbas - Sétif, Algérie 2013.
- [46] Mounira. Bourabia. Influence des procédés d'usinage sur les rugosités de surface et leurs répercussions sur un contact mécanique. Magister, Université d'Annaba, Algérie. 2010.
- [47] B. Bhushan. Introduction to tribology. John Wiley Sons, 2002.
- [48] Mohamed Djafri. Etude numérique et expérimentale du comportement tribologique des contacts glissant – Application aux freins à disques. Thèse de doctorat, Université des sciences et de la technologie d'Oran Mohamed Boudiaf, Algérie 2015.
- [49] A.Chine, A.Hadji. Amélioration de la performance d'un broyeur à cylindres lisses type 5RR10. These de Master, Université de M'SILA, Algérie. 2017.
- [50] Fatima Zohra LEMMADI. Caractérisations des alliages à based'aluminium et étude de l'effet des traitements thermiques sur la microstructure et la taille des grains. Thèse de doctorat, Université Mohamed Khider- Biskra, Algérie 2014.
- [51] Sofiane Haireche. Elaboration et Caractérisation de L'oxyde d'étain en couches minces constant des impuretés de SbY, Sb+3 ET Sb+5. Thèse de doctorat, Université Saad Dahleb de BLIDA, Algérie 2014.
- [52] A. Remy, M. Gay, R. Gonthier. Matériaux. Editeur : Fédération des écoles techniques de Suisse.
- [53] Khaled Chema. Study of tribological properties of titanium – based thin films applied to the rubbing parts of internal combustion engines. Master Degree

- Dssertation, M'Hamed Bougara University, Faculty of Hydrocarbons and Chemistry, Algeria 2017.
- [54] ELSawy, E.E.T., EL-Hebeary, M.R., ElMahallawi, I.S.E. Effect of manganese, silicon and chromium additions on microstructure and wear characteristics of grey cast iron for sugar industries applications. *Wear*, 390-391(2017), 113-124.
- [55] Biswas, S., Monroe, C., and Prucha, T. Use of Published Experimental Results to Validate Approaches to Gray and Ductile iron Mechanical Properties Prediction. *Inter Metalcast* 11, 656 - 674 (2017).
- [56] Gumienny, G., Kacprzyk, B., Gawroński, J. Effect of Copper on the Crystallization Process, Microstructure and Selected Properties of CGI. *Archives of Foundry Engineering*, vol. 17, issue 1, 2017, pp 51 - 56.
- [57] Stefanescu, D.M. Classification and Basic Types of Cast Iron. in *Cast Iron Science and Technology*, ASM international, Materials Park, Ohio, vol. 1A, 2017, pp. 12-28.
- [58] Inthidech, S., Matsubara, Y. Effect of Alloying Elements on Variation of Micro-Hardness during Heat Treatment of Hypoeutectic High Chromium Cast Iron.
- [59] ASM Handbook, Volume 1: Properties and selection irons, steel, and high-performance alloys. *Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron*. (1990) pp 3-11.
- [60] Guilemany, J.M., Llorca-isern, N. Relationships between Microstructure and Properties of Unalloyed Compacted graphite Cast Irons. *Materials Science and Engineering A130* (1990).
- [61] Bon, D.G., Ferreira, M.H., Bose Filho, W.W. et al. Fracture Micro mechanisms Evaluation of High-Strength Cast Irons Under Thermo mechanical Fatigue Conditions. *Inter Metalcast* (2019).
- [62] Aravind Vadiraj, G. Balachandran, M. Kamaraj, B. Gopalakrishna, D. Venkateshwara Rao. Wear behavior hypereutectic gray cast irons. *Tribology International* (2010); 43: 647-653.