

وزارة التعليم العالي و البحث العلمي

BADJI MOKHTAR-ANNABA UNIVERSITY

UNIVERSITE BADJI MOKHTAR-ANNABA



جامعة باجي مختار عنابة

Année : 2012

Faculté des Sciences de l'Ingénieur

Département de Métallurgie et Génie des Matériaux

MEMOIRE

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de **MAGISTER**

**Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées.**

Option

Fonderie

Par

**Abdelaziz MEDJALDI**

**DIRECTEUR DE MEMOIRE : Said MECHACHTI MC U.B.M. ANNABA**

**DEVANT LE JURY**

**PRESIDENT: Ali HADJI Pr U.B.M. ANNABA**

**EXAMINATEURS : Md Zine TOUHAMI Pr U.B.M. ANNABA**

**Md Seghir HAMANI MC U.B.M. ANNABA**

**Louafi SNANI MC U.B.M. ANNABA**

**MEMBRE INVITE: A/Nacer BOUCIF MC U.B.M. ANNABA**

## *Dédicace*

*Je dédie ce modeste travail à :*

- *Mon père qui n'est plus, que Dieu le Tout Puissant l'accueille en son vaste paradis ;*
- *Ma mère à qui je souhaite une longue vie;*
- *Ma femme Sabrina et mes filles Takoua et Safa ;*
- *Mes frères et leurs familles ;*
- *Ma sœur Malika et son enfant Brahim ;*
- *Toute la famille et tous les amis.*

# Remerciements

*Ce travail a été réalisé au département de métallurgie et génie des matériaux de l'université BADJI MOKHTAR-ANNABA. Au terme de ces années d'études, je remercie tous mes enseignants et tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce travail.*

*Je tiens à remercier vivement mon frère aîné **Salah** pour son soutien et ses conseils durant toutes ces années d'études.*

*Mes vifs remerciements vont également à ma femme sabrina pour sa compréhension, ses sacrifices, sa disponibilité durant toute cette période.*

*J'exprime ma profonde gratitude à mon directeur de mémoire docteur **MECHACHTI Said**, qui n'a épargné aucun effort pour m'encadrer dans les meilleures conditions..*

*J'adresse mes vifs remerciements et mon profond respect à monsieur **HADJI Ali**, professeur au département de métallurgie et génie des matériaux à l'université de BADJI MOKHTAR-Annaba qui a bien accepté de présider le jury de ma soutenance.*

*Je tiens également à remercier monsieur **TOUHAMI Md zine**, professeur au département de métallurgie et génie des matériaux à l'université de BADJI MOKHTAR-Annaba pour sa contribution à l'examen de ce travail.*

*J'exprime aussi mes sincères gratitude à monsieur **HAMANI Md Seghir**, maître de conférence au département de métallurgie et génie des matériaux à l'université de BADJI MOKHTAR-Annaba pour sa contribution à l'examen de ce travail.*

*Mon profond respect et mes remerciements vont également à monsieur **SNANI Louafi**, maître de conférence au département de métallurgie et génie des matériaux à l'université de BADJI MOKHTAR-Annaba pour sa généreuse contribution à l'examen de ce mémoire.*

*J'adresse mes remerciements à mademoiselle Gharbi Amel ainsi qu'à monsieur Maouche Hichem pour leur précieuse collaboration.*

*Je tiens également à remercier tous le personnel de l'entreprise tracteur agricole(ETRAG) Constantine qui m'ont aidé à réaliser la coulée des échantillons,*

*spécialement monsieur Talhi Yacine et monsieur Mahroug Yazid directeur de la fonderie.*

*Je présente mes remerciements aux ingénieurs des laboratoires (LMGM) :Monsieur Ramdani Tidjani ,mademoiselle Ramdane Nora, madame Kahloul Latifa, mademoiselle Rezzag Hadda, mademoiselle Medah Soumia pour leur aide.*

*Je tiens à exprimer ma gratitude envers :*

*- Monsieur Meki Yousfi ingénieur au laboratoire central /Arcelor Mittal. Annaba pour l'analyse spectrale des échantillons.*

*-Monsieur Touhami Md Cherif ingénieur au laboratoire de mécanique dont les compétences et la disponibilité sont précieuses pour la réalisation des éprouvettes de traction.*

*- Monsieur Zitouni Houichi, inspecteur de mathématiques à M'sila pour l'analyse des échantillons par diffraction des rayons X*

*-Monsieur Houamria Nouar PES à Bouchegouf pour son aide concernant l'informatique.*

*Mes remerciements vont également à tous mes amis et à tous mes collègues pour leur aide et encouragement.*

***MEDJALDI Abdelaziz***

# Résumé

En raison de la demande croissante et de la diminution des sources de métaux à travers le monde, le recyclage est devenu d'une importance capitale. Notre travail consiste à élaborer une fonte synthétique de moulage à bas prix de revient avec des bonnes propriétés mécaniques à partir de matériaux de récupération dans un four électrique à induction. La fonte élaborée est la fonte Ft30 destinée à la fabrication des pièces courantes. Dans le but d'améliorer ses propriétés mécaniques et d'élargir son domaine d'utilisation, nous avons ajouté à la fonte de base des éléments carburigènes tels que le titane et le molybdène. Un traitement d'inoculation dans le moule par le ferrosilicium a été fait aussi pour la fonte de base.

Les principales conclusions sont les suivantes :

- Dans la fonte inoculée par le ferrosilicium, nous avons constaté une bonne répartition du graphite de type A, ainsi qu'une amélioration de la résistance à la traction.
- L'addition du molybdène dans la fonte étudiée a permis une augmentation de la dureté.
- La résistance à l'usure s'est améliorée après addition de ces éléments, et la fonte à 1% de titane donne la meilleure résistance à l'usure par abrasion.
- La résistance à la corrosion dans le milieu NaCl (3%) a augmenté par rapport à la fonte de base après addition de ces éléments et la meilleure résistance est obtenue après addition de 1% de titane.

**Mots clés:** Fonte, carburigène, inoculation

## **Abstract**

Due to increasing demand and diminishing supplies of metals throughout the world, recycling has become of paramount importance. Our job is to develop a synthetic cast molding at low cost with good mechanical properties from recycled materials in an induction furnace. The cast iron FT30 is developed for the manufacture of parts currents. in order improve its mechanical properties and expand its field of use, we added to the casting base carbide elements such as titanium and molybdenum. Inoculation treatment in the mold by the ferrosilicon was also for casting base.

The main conclusions are:

- In cast-inoculated with ferrosilicon, we found a good distribution of the graphite type A and an improvement in tensile strength.
- The addition of molybdenum in the melt has studied an increase in hardness.
- The wear resistance improved after addition of these elements, and melting to 1% titanium gives the best resistance to abrasive wear.
- The corrosion resistance in NaCl medium (3%) increased compared to the basic cast iron after addition of these elements and the best resistance is obtained after addition of 1% titanium.

**Keywords:** Cast iron, carbide-, inoculation

## ملخص

نظرا لتزايد الطلب وتناقص إمدادات المعادن في العالم, أصبحت عملية استرجاع المعادن ذات أهمية بالغة. عملنا يتمثل في تحضير حديد الزهر التركيبي, بتكلفة منخفضة مع خصائص ميكانيكية جيدة, انطلاقا من المواد المعدنية المسترجعة في الفرن الكهربائي. حديد الزهر الذي تم تحضيره هو **Ft30** المخصص لصناعة القطع العادية. بهدف تحسين خصائصه الميكانيكية وتوسيع مجالات استخدامه, بإضافة عناصر كربيدية كالموليبدان و التيتان إلى حديد الزهر الأولي. كما قمنا بتطعيم هذا الأخير بالفيروسيليسيوم في القالب.

الاستنتاجات الرئيسية هي:

- وجدنا في حديد الزهر الملقح بالفيروسيليسيوم, توزيع جيد للغرافيت نوع ألف مع تحسن في قوة الشد.
  - إضافة الموليبدان إلى حديد الزهر المدروس سمح بزيادة الصلابة.
  - مقاومة التآكل تحسنت بفضل إضافة هذه العناصر, و أحسن مقاومة ظهرت في حديد الزهر الذي يحتوي **1%** من التيتان.
  - مقاومة الصدأ في الوسط **NaCl** تركيز **3%** تحسنت مقارنة مع حديد الزهر الأولي, بعد إضافة هذين العنصرين, و أحسن مقاومة تحصلنا عليها بعد إضافة **1%** من التيتان.
- كلمات البحث: حديد الزهر، كربيد، التطعيم.

### Liste des tableaux

Tableau	Titre	Page
1	Propriétés de la ferrite en fonction de la teneur en Si.	21
2	Variation de la vitesse de refroidissement d'une pièce en fonte grise.	30
3	Influence du mode d'introduction du silicium sur quelques caractéristiques mécaniques d'une fonte.	36
4	Correspondances approximatives entre les principales caractéristiques mécaniques des fontes grises.	39
5	Vitesse de corrosion des fontes et de l'acier exposés à l'eau de mer.	43
6	Composition chimique de la fonte Ft30.	49
7	Lit de fusion de la fonte élaborée.	49
8	Compositions chimiques de différentes charges constituant le lit de fusion.	50
9	Planification expérimentale.	51
10	Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 1.	66
11	Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 3.	67
12	Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 4.	68
13	Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 5.	69
14	Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 6.	70
15	Résultats globales de diffraction des rayons X.	71
16	Résultats de la dureté des échantillons étudiés.	71
17	Résultats des essais de traction des éprouvettes étudiées.	78
18	Paramètres de corrosion obtenus dans le milieu NaCl (3%).	81
19	Variation de la perte de masse après usure par abrasion de différents échantillons étudiés.	86

### Liste des figures

Figure	Titre	Page
1	Four électrique à induction. Schéma type	5
2	Opérations d'élaboration de la fonte de moulage	7
3	Structure de fonte grise à matrice ferrito-perlitique.	10
4	Structure de fonte grise à matrice entièrement Perletique.	11
5	Structure de fonte à graphite sphéroïdal avec matrice perlitique.	12
6	Structure de fonte blanche brute de coulée.	13
7	Diagramme métastable et stable superposés.	14
8	Transformation à l'état solide d'une fonte grise.	15
9	Germination du graphite dans le carbure de silicium.	19
10	Influence de quelques éléments d'addition sur la résistance à la traction de la ferrite.	21
11	Influence de quelques éléments d'addition sur la dureté de la ferrite.	22
12	Graphite en lamelles (type A).	24
13	Graphite en pseudo-lamelles.	24
14	Graphite en rosettes.	25
15	Graphite type C (lamelles superposées).	26
16	Graphite interdendritique de surfusion (type D).	26
17	Graphite en nodules.	27
18	Graphite sphéroïdal.	28
19	Relation constitution-composition-massivité sur barres (moulage en sable).	29
20	Fonte à matrice perlitique et eutectique phosphoreux.	33
21	Relation entre le carbone équivalent et la résistance à la traction dans le barreau de diamètre de 30 mm par des fontes inoculées ou non.	37
22	Les quatre modes d'usure abrasive.	46
23	Evolution de l'usure en fonction du rapport $H_a / H_m$ d'après Khruschov.	46
24	Méthode de coulée des éprouvettes.	50
25	Microscope utilisé pour l'étude métallographique.	52
26	Principe de diffraction des rayons X	53
27	Microduromètre utilisé pour nos essais.	54

28	Eprouvette de traction.	55
29	Diagramme conventionnel de traction	56
30	Eprouvette de traction utilisée pour nos essais.	57
31	Machine de traction utilisée pour nos essais.	57
32	Schéma de l'échantillon enrobé représente l'électrode de travail.	58
33	Montage électrochimique global.	59
34	Cellule d'électrolyse à trois électrodes.	60
35	Dispositif utilisé pour l'essai d'usure par abrasion.	60
36	Microstructure de l'échantillon 1, Nital 3%	61
37	Microstructure de l'échantillon 2, Nital 3%.	62
38	Microstructure de l'échantillon 3, Nital 3%.	62
39	Microstructure de l'échantillon 4, Nital 3%.	63
40	Microstructure de l'échantillon 5, Nital 3%.	64
41	Microstructure de l'échantillon 6, Nital 3%.	64
42	Microstructure de l'échantillon 7, Nital 3%	65
43	Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 1.	66
44	Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 3.	67
45	Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 4.	68
46	Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 5.	69
47	Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 6.	70
48	Histogrammes illustrant la variation de la dureté de différents échantillons.	72
49	Microdureté de l'échantillon 1.	73
50	Microdureté de l'échantillon 3.	73
51	Microdureté de l'échantillon 7.	74
52	Courbe de traction de l'échantillon 1.	74
53	Courbe de traction de l'échantillon 2.	75
54	Courbe de traction de l'échantillon 3.	75
55	Courbe de traction de l'échantillon 4.	76
56	Courbe de traction de l'échantillon 5.	76
57	Courbe de traction de l'échantillon 6.	77
58	Courbe de traction de l'échantillon 7.	77

59	Courbes de traction de différents échantillons étudiés.	78
60	Histogrammes illustrant la variation de la résistance à la traction des différentes éprouvettes étudiées.	79
61	Histogrammes illustrant la variation de l'allongement (%).	80
62	Courbe potentiodynamique de l'échantillon 1.	81
63	Courbe potentiodynamique de l'échantillon 2.	82
64	Courbe potentiodynamique de l'échantillon 3.	82
65	Courbe potentiodynamique de l'échantillon 4.	83
66	Courbe potentiodynamique de l'échantillon 5.	83
67	Courbe potentiodynamique de l'échantillon 7.	84
68	Histogrammes illustrant la variation de la vitesse de corrosion de différents échantillons étudiés dans le milieu NaCl (3%).	84
69	Histogrammes illustrant la variation du courant de corrosion de différents échantillons étudiés dans le milieu NaCl (3%).	85
70	Histogrammes illustrant la variation de la perte de masse de différents échantillons étudiés.	86

## SOMMAIRE

Titre	Page
I. INTRODUCTION.....	1
II. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	2
II.1.Généralités .....	2
II.2. Elaboration de la fonte .....	3
II.2.1.Les fontes de première fusion .....	3
II.2.1 Les fontes de deuxième fusion.....	3
II.2.2.1.Le four à induction.....	4
II.2.2.2. Schéma des opérations d'élaboration de la fonte.....	7
II.2.2.3. Préparation du lit de fusion.....	8
II.2.2.4.Exemple de lit de fusion pour la fonte grise Ft24.....	8
II.2.2.5. Fusion des charges .....	9
II.3.Différents type de fonte .....	9
II. 3.1. Fonte grise à graphite lamellaire .....	10
II.3.2. Fontes malléables .....	11
II.3.3. Fonte à graphite sphéroïdal.....	12
II.3.4. Fontes blanches .....	12
II.3.5. Fontes spéciales, ou fontes alliées.....	13
II.4. Solidification et transformations à l'état solide des fontes .....	14
II.5. Germination du graphite dans les fontes grises lamellaires.....	16
II.6. Constituants de la fonte .....	20
II.7. Facteurs influençant la constitution et la microstructure des fontes.....	28
II.8. Influence des éléments sur la structure des fontes .....	31
II.8.1 Influence des éléments normaux .....	31
III.8.2. Influence des éléments spéciaux.....	33
II.9. Inoculation. ....	35
II.10 .Caractéristiques mécaniques fondamentales des fontes grises.....	38
II. 11. Corrosion. ....	40
II. 11.1. Formes de corrosion.....	40

II. 11.2. Mécanismes de corrosion des fontes. ....	42
II. 12. Détérioration des pièces par usure.....	44
Conclusion.....	48
III. METHODE EXPERIMENTALE.....	49
III.1. Elaboration de la fonte étudiée.....	49
III.2. Coulée des échantillons.....	50
III.3. Caractérisation microstructurale.....	51
III.3.1. Métallographie en microscopie optique .....	51
III.3.2. Analyse par diffraction des rayons X.....	52
III.4. Etude des propriétés mécaniques.....	54
III.5. Essai de corrosion.....	58
III.6. Essai d'usure.....	60
IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS.....	61
IV.1. Caractérisation microstructurale.....	61
IV.1.1. Métallographie en microscopie optique.....	61
IV.1.2. Analyse par diffraction des rayons X .....	65
IV.2. Etude des propriétés mécaniques.....	71
IV.3. Essai de corrosion.....	80
IV.4. Essai d'usure.....	86
V. CONCLUSION.....	88
VI. BIBLIOGRAPHIE.....	90



Département de Métallurgie et génie des Matériaux

---

Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées.

# Introduction

## **I – Introduction**

Les alliages de fer dont la teneur en carbone est supérieure à 2,14% s'appellent fontes. La présence d'un eutectique dans la structure d'une fonte rend cette dernière utilisable seulement comme alliage de fonderie. Dans cette fonte, le carbone prend la forme de cémentite et de graphite, ou se trouve simultanément sous ces deux formes.

La fonte grise est un alliage Fe-C-Si qui contient d'autres éléments tel que le manganèse, le phosphore et le soufre. Dans la structure de ces fontes, tout le carbone ou sa plus grande partie se trouve sous forme de graphite.

En raison de la demande croissante de la race humaine et de la diminution constante des sources de métaux à travers le monde, le recyclage est devenu d'une importance primordiale. Non seulement cela, mais la pollution de l'environnement, l'effet de serre, il a fallu que nous nous concentrons sur le recyclage des produits différents.

Les fontes synthétiques de moulage sont élaborées dans les fours électriques en utilisant comme charge les ferrailles d'aciers et le retour des fontes avec carburation par le coke.

Le but de notre étude est la contribution à l'amélioration des propriétés mécaniques et de service de la fonte Ft30 élaborée dans un four électrique à induction dans la fonderie ETRAG/Constantine, par l'ajout dans la fonte liquide des éléments d'alliages tel que le titane, le molybdène et par un traitement d'inoculation par le ferrosilicium.

Notre travail comprend principalement trois chapitres, dans le premier chapitre, nous avons présenté une recherche bibliographique qui comporte essentiellement les classes de fontes, l'influence des éléments d'alliages sur la structure des fontes grises, la détérioration des métaux par usure et corrosion. Le deuxième chapitre est consacré à la méthode expérimentale. Et en fin dans le troisième chapitre sont présentés les résultats expérimentaux et discussions.



Département de Métallurgie et génie des Matériaux

---

Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées.

Etude

Bibliographique

## II - Etude bibliographique

### II -1-Généralités

La fonderie utilise très rarement des métaux à l'état pur, mais presque toujours des alliages qui présentent les avantages suivants :

- plus faciles à obtenir ;
- plus basse température de fusion (par exemple 1536°C pour le fer et 1150°C pour la fonte) ;
- meilleure coulabilité ;
- retassure et retrait souvent plus faible ;
- plus grande facilité de réglage des caractéristiques mécaniques [1].

Les alliages de fer sont les plus employés dans l'industrie. L'acier et la fonte, dont le rôle est le plus grand, sont des alliages fer-carbone.

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 le 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 [2]

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 [3]. Suivant leur influence sur la structure, on peut distinguer [4].

- **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, Va, Ti, Si, Al, P, 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, Co, Pt, C [4].

Suivant leur affinité pour le carbone, on peut distinguer :

- **Les éléments carburigènes** qui donnent avec le Fe des aciers et des fontes des carbures complexes, stables, durs ou de la cémentite alliée  $(Fe, X)_3 C$ . Ce sont presque tous des éléments alphagènes. Ce sont des éléments antigrahitisants. Citons : Mn, Cr, W, Mo, Va, Ti, Nb, B, N.

- **Les éléments graphitisants ou anticarburigènes**, c'est-à-dire qui ont une faible affinité pour le carbone. Citons : Si, Ni, Al [4].

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 qui joue le rôle des entailles affaiblissant la matrice métallique de la structure. Dans ce cas, 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. Lorsque les inclusions de graphite sont fines et tourmentées, les propriétés de la fonte sont bien meilleures.

Les lamelles de graphite diminuent brusquement la résistance à la décohésion, la charge de rupture et tout particulièrement la plasticité de la fonte. Quelles que soient les propriétés de la matrice métallique, l'allongement à la traction de la fonte grise est pratiquement nul (pas plus de 0.5%) [5].

## **II -2- Elaboration de la fonte [4]**

On distingue deux types de fontes selon leur mode d'élaboration et leur destination.

### **II -2-1- Les fontes de première fusion**

Elles sont élaborées à partir du minerai de fer au haut-fourneau (HF) à coke ou au bas-fourneau (BF) à arc électrique. Ce sont pour 90% des fontes blanches destinées à la transformation en acier par affinage et pour 10% des fontes grises destinées directement soit au moulage de grosses pièces (tuyaux..) soit au moulage de gueuses qui seront ultérieurement refondues, en fonderie, au cubilot ou dans des fours électriques.

### **II -2-2- Les fontes de deuxième fusion**

Elles sont élaborées en fonderie par refusion d'un lit de fusion constitué de gueuses de première fusion, de fontes ou rejets de fonderie de deuxième fusion, de ferrailles ou aciers de récupération. Ce sont soit des fontes grises, soit des fontes à graphite sphéroïdal (G.S) soit des fontes blanches destinées aux traitements de malléabilisation. Elles servent au moulage de toutes pièces mécaniques.

Les appareils de refusion principalement utilisés sont :

- Le cubilot
- Le four à induction
- Le four à arc HEROULT à garnissage basique.

Les petites fonderies qui limitent leur fabrication aux fontes utilisent des cubilots.

Les fours à arc servent de préférence à l'élaboration d'aciers fins ou d'aciers alliés. Certaines fonderies les utilisent pour l'élaboration de fontes dites « électriques » à très basse teneur en soufre dont le graphite est très régulièrement distribué.

Les fonderies modernes produisant un fort tonnage s'équipent de préférence en fours à induction polyvalents. La métallurgie du four à induction s'apparente à celle de l'ancien procédé dit « au creuset ». Elle consiste à fondre les charges nécessaires formant un lit de fusion à l'abri de toute pollution extérieure. Quelques additions judicieuses permettent d'obtenir la composition finale souhaitée.

### **II.2.2.1. Le four à induction**

Les fours électriques se sont développés en fonderie dès 1908 mais surtout depuis 1950 pour la fusion ou le maintien. Ils présentent des avantages spécifiques liés à l'utilisation de l'énergie électrique, propre, facile à mesurer et à réguler. En outre :

- les pertes au feu sont réduites et constantes,
- les risques d'oxydation et d'absorption des gaz très diminués, sauf en fours à arcs,
- l'obtention des hautes températures est plus facile, ce qui est favorable aux réactions chimiques d'affinage,
- Enfin, les nuisances au poste de travail et la pollution de l'environnement sont en général limitées (sauf pour les fours à arcs bruyants et polluants),

Mais l'énergie électrique est en général plus chère à l'emploi malgré le meilleur rendement des fours. Parmi les types des fours électriques, il existe les fours à induction à creuset, à moyenne ou basse fréquence [1].

La fusion est assurée par la circulation de courant électrique induit qui parcourt les ferrailles constituant la charge. Le creuset est entouré par un solénoïde parcouru par un courant alternatif de haute fréquence qui crée un flux magnétique alternatif. Les variations de flux magnétique à travers la charge créent des courants électriques induits (courant de Foucault) qui génèrent la fusion. Du point de vue électrique, ces fours peuvent être assimilés à des transformateurs dont le secondaire, constitué par la charge, serait en court-circuit.

La pénétration des courants de Foucault à l'intérieur d'un conducteur étant d'autant plus faible que la fréquence est plus élevée (effet pelliculaire), la fréquence du courant doit être ajustée au diamètre du creuset [6].

Un four à induction se compose principalement des éléments suivants:

### 1) Le creuset

Le creuset comporte un garnissage réfractaire destiné à recevoir la charge métallique autour duquel est montée une bobine inductrice refroidie à l'eau. Un système de rotation autour d'un axe situé près du bec de coulée permet de vidanger le four (figure 1).

Les revêtements acides des creusets sont les plus fréquemment utilisés pour l'élaboration de la fonte et de l'acier. Ce type de revêtement a une bonne résistance aux chocs thermiques.

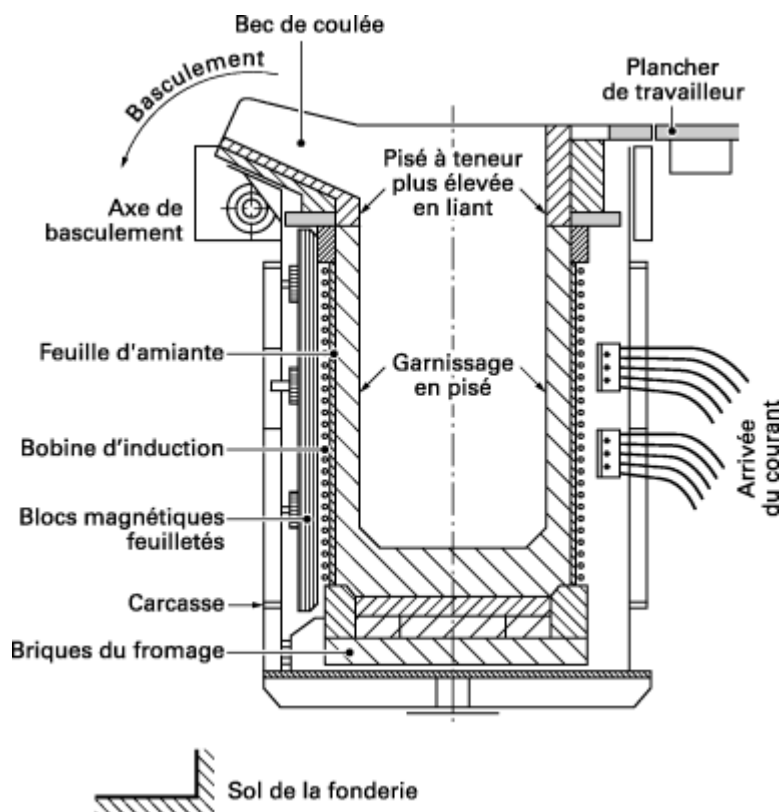


Figure 1. Four électrique à induction. Schéma type [6]

### 2) L'inducteur

L'inducteur est schématiquement constitué par un tube de cuivre électrolytique très pur (faible résistivité) enroulé en bobine, dans lequel circule l'eau de refroidissement.

### 3) Les écrans magnétiques /ou culasses

Pour réduire les fuites magnétiques et éviter l'échauffement de la carcasse métallique, des écrans magnétiques constitués généralement de fibres isolantes sont intercalés entre la bobine et la carcasse.

#### **4) La carcasse**

Pour contenir les vibrations générées par les forces électromagnétiques, la bobine et les écrans sont solidement fixés à l'intérieur d'une carcasse. Cette carcasse est constituée soit d'une virole en tôle d'acier très résistant, soit d'une charpente métallique ajourée qui permet de surveiller l'état de la bobine. Le système de basculement actionné par un vérin est arrimé à la carcasse.

#### **5) Le couvercle**

Pour diminuer les pertes thermiques par rayonnement, les gros fours sont équipés de couvercles. Ces couvercles comportent une voûte en acier sur laquelle on dépose un garnissage réfractaire. Des systèmes plus ou moins sophistiqués permettent d'éclipser rapidement le couvercle. Certains fours sont également équipés de systèmes d'aspiration de fumées qui améliorent les conditions de travail.

#### **6) Equipements annexes**

##### **a. Captage des fumées**

Dans le cas des fours électriques à induction, les émissions de fumées polluantes sont beaucoup plus faibles que dans le cas des fours à arcs puisqu'il n'y a pas d'opération d'affinage qui génère les gros débits de CO et entraîne différents oxydes. Aussi les équipements retenus sont plus légers et moins coûteux. Ils comportent :

- soit une hotte de captage située au-dessus du four qui intègre le bec de coulée la zone de décrassage et de chargement ;
- soit une enceinte fermée incluant le système de chargement continu et la coulée en poche.

##### **b. Décrassage**

Les gros fours à induction sont souvent équipés de manipulateurs de décrassage ou d'un bec de décrassage (diamétralement opposé au bec de coulée) qui permettent d'éliminer, rapidement et sans effort manuel, le laitier.

##### **c. Systèmes de chargement et de préchauffage**

Les fours de fortes capacités sont souvent équipés de système de chargement continu avec bandes transporteuses et couloirs vibrants qui alimentent directement le four. Dans certains cas, un tunnel de préchauffage avec des brûleurs alimentés par du gaz naturel est placé au-dessus du couloir vibrant.

## 7) Installation de puissance électrique

En marche courante, les fours alimentés en basse fréquence électrique (50 Hz en Europe) fonctionnent par transmission de la chaleur à partir du bain liquide. Il est donc nécessaire de conserver une partie du métal liquide de la coulée précédente (pied de bain).

L'utilisation d'une fréquence supérieure ou égale à 250 Hz (moyenne fréquence MF) est suffisante pour assurer l'amorçage sur charge solide. En plus de la flexibilité apportée par l'absence de pied de bain, la montée en fréquence permet d'augmenter la puissance spécifique des creusets, de diminuer la compensation de puissance réactive et de réduire les coûts d'investissements. Actuellement, la plupart des fours de fusion d'acier fonctionnent en moyenne fréquence [6]

### II.2.2.2. Schéma des opérations d'élaboration de la fonte

Afin de bien comprendre la fabrication il est indispensable de présenter le schéma des opérations tel qu'il peut se présenter pour l'élaboration des fontes et des aciers moulés dans une fonderie moderne (figure 2)

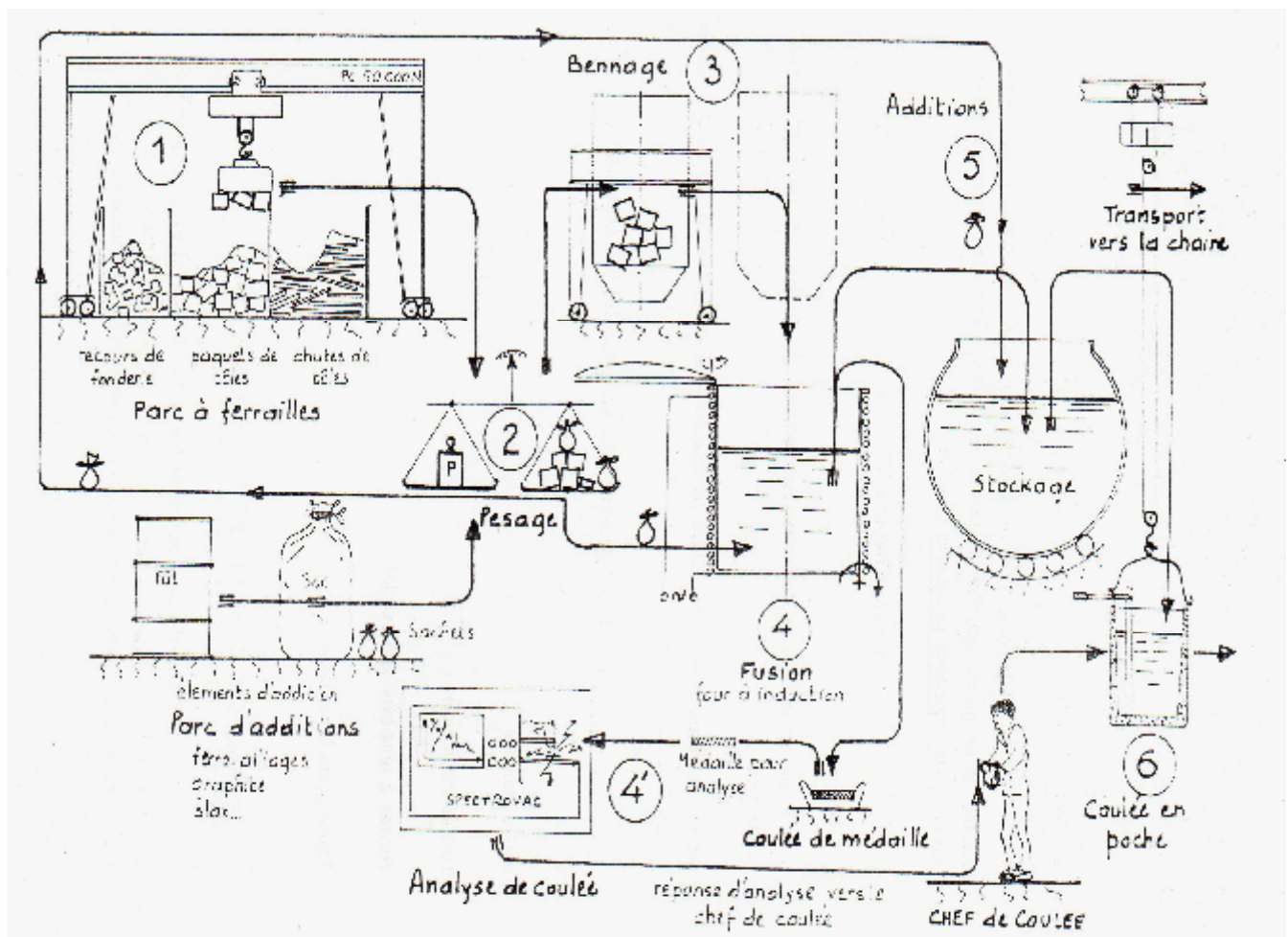


Figure 2. Opérations d'élaboration de la fonte de moulage [7]

On distingue les étapes suivantes :

1. Préparation des matières premières (ferrailles + additions),
2. Pesage précis,
3. Bennage des ferrailles vers les fours de fusion,
4. Fusion au four à induction et analyse d'un prélèvement,
5. Additions dans la poche de coulée et parfois nouvelle analyse d'un prélèvement,
6. Transport des poches de coulée vers la chaîne de moulage.

### II.2.2.3. Préparation du lit de fusion

Les charges sont puisées dans les stocks de matières premières.

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

- Les retours de fonderie constitués par des pièces rebutés, des masselottes, des jets de coulée....
- Les chutes de tôles en vrac, d'acier doux et mi-doux ;
- Des paquets de tôles d'acier extra doux compacté.

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

Ces charges sont pesées avec précision de manière à obtenir par le calcul du lit de fusion, une analyse d'alliage fondu voisine de celle souhaitée [7]

### II.2.2.4.Exemple de lit de fusion pour la fonte grise Ft24 [7]

a) Dans le four on verse environ :

- 2.50% de graphite industriel
- 1% de ferro-silicium à 65 %
- 0.5 à 1% de ferro-manganèse à 76 %
- 17 % de tôles d'acier doux en vrac
- 42 % de tôles d'acier extra-doux en paquets
- 36 % de retours de fonte grises Ft24.

b) Après fusion le bain de fonte est coulé en poche. Puis la poche est inoculée en y versant :

Soit 1 % de ferrosilicium à 75 %

Soit un mélange de : 0.5 – 0.7 % de Fe-Si à 75 %

0.5 – 0.7 % de Fe-Si-Ba

c) Puis la poche est décrassée en y jetant 0.5 % de slax et en écrémant.

### II.2.2.5. Fusion des charges

Les charges sont bennées vers le four de fusion, à induction, dans lequel elles sont versées. Elles sont introduites dans un bain résiduel de la précédente coulée. Le creuset du four n'est en effet jamais complètement vidé lorsqu'on réalise une « compagne ». Par exemple on laissera, dans le fond d'un four de capacité quatre tonnes environ, une à deux tonnes du bain liquide résultant de la précédente fusion. De la sorte on :

- Assure 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 [7].

Pour obtenir les caractéristiques demandées au métal par le cahier des charges, le fondeur doit maîtriser :

- la composition chimique de l'acier (ou de la fonte) requise par le client et/ou les normes applicables. Elle est obtenue par la composition de la charge métallique à laquelle il faut intégrer les pertes au feu ;
- la température de coulée qui doit être déterminée avec précision car ce paramètre est déterminant pour assurer le remplissage des moules, la santé interne des pièces et également pour obtenir des conditions de solidification et une structure métallographique correcte.

Contrairement aux fours à arcs, les fours à induction se prêtent mal aux opérations métallurgiques de type décarburation ou brassage métal/laitier car, d'une part, le laitier non conducteur électrique reste froid donc inefficace et, d'autre part, les conditions hydrodynamiques rapport surface/hauteur d'acier liquide sont très défavorables. En fait, ces fours sont considérés comme de simples engins de fusion où l'analyse finale est obtenue à partir du lit de fusion et des pertes au feu. L'absence d'opération métallurgique conduit à sélectionner avec soin les ferrailles et les ferroalliages et à utiliser des charges plus nobles donc plus coûteuses que dans le cas des fours à arcs [6].

## II- 3- Différents types de fontes

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

Les fontes non alliées se différencient d'après l'état du carbone. Ce dernier peut dans de nombreux cas se trouver à l'état libre appelé graphite ou, pour les fontes blanches, combiné au fer sous forme

de cémentite. La répartition et la forme du graphite ou son absence permettent de classer les différentes fontes non alliées [3].

### II- 3-1- Fonte grise à graphite lamellaire

C'est le type de fonte le plus employé. La structure d'une fonte grise est constituée par une matrice métallique contenant du graphite qui apparaît au microscope sous forme de lamelles (figures 3, 4).

Ce graphite peut également se présenter sous un aspect rayonnant autour d'un centre de cristallisation. Il est alors appelé « graphite en rosettes » [3].

Les principales caractéristiques des fontes grises lamellaires sont :

- faible retrait à la solidification (le graphite gonfle) ;
- point de fusion bas ;
- bonne usinabilité (effet lubrifiant du graphite) ;
- bonne absorption des vibrations ;
- dureté variable entre 100 et 450 HB ;
- bonne conductivité thermique (matériau composite avec le graphite comme bon conducteur) [8].

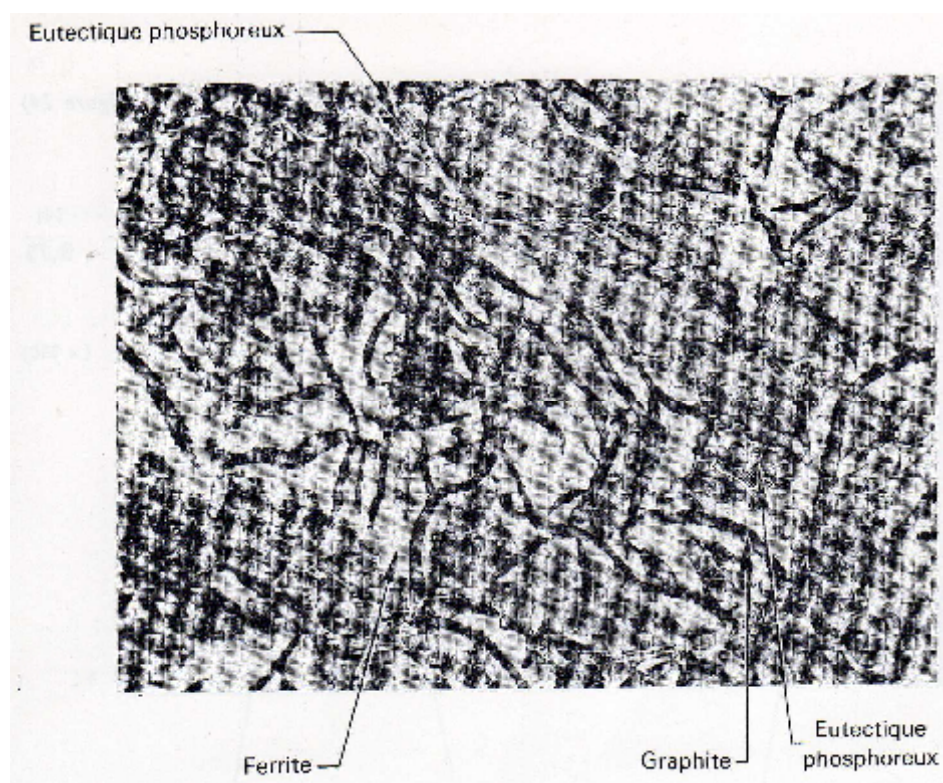


Figure 3. Structure de fonte grise à matrice ferrito-perlitique. X 250 [9].

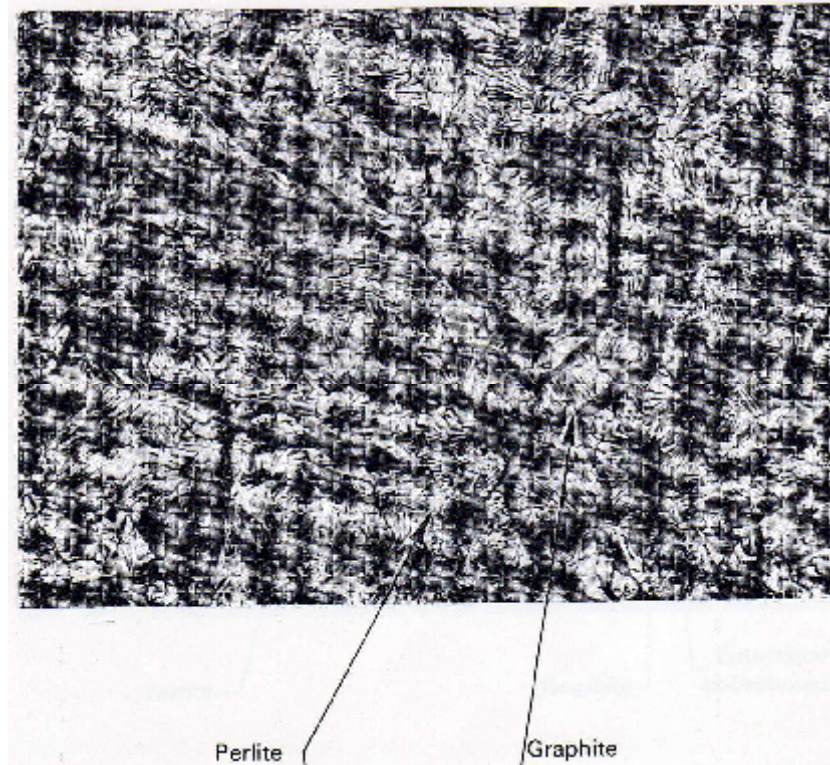


Figure 4. Structure de fonte grise à matrice entièrement perlitique. X 250 [9].

### II- 3-2- Fontes malléables

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

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

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

- une excellente résistance à la traction ;
- une ductilité et une résistance aux chocs élevées ;
- une bonne coulabilité [3].

### II- 3-3- Fonte à graphite sphéroïdal

Dans ce type de fonte, le graphite se présente à l'état brut de coulée sous formes de sphéroïdes (figure 5). On opère par précipitation du graphite en additionnant à la fonte liquide du magnésium (quelquefois du calcium ou du cérium). Les fontes à graphite sphéroïdal (ou fonte GS) ont un comportement en traction identique à celui de l'acier, avec les caractéristiques suivantes :

- une excellente ductilité (allongement de plus de 20%) ;
- une résistance à la traction de 38 à 95 daN/mm<sup>2</sup>,
- une bonne coulabilité et usinabilité [3].

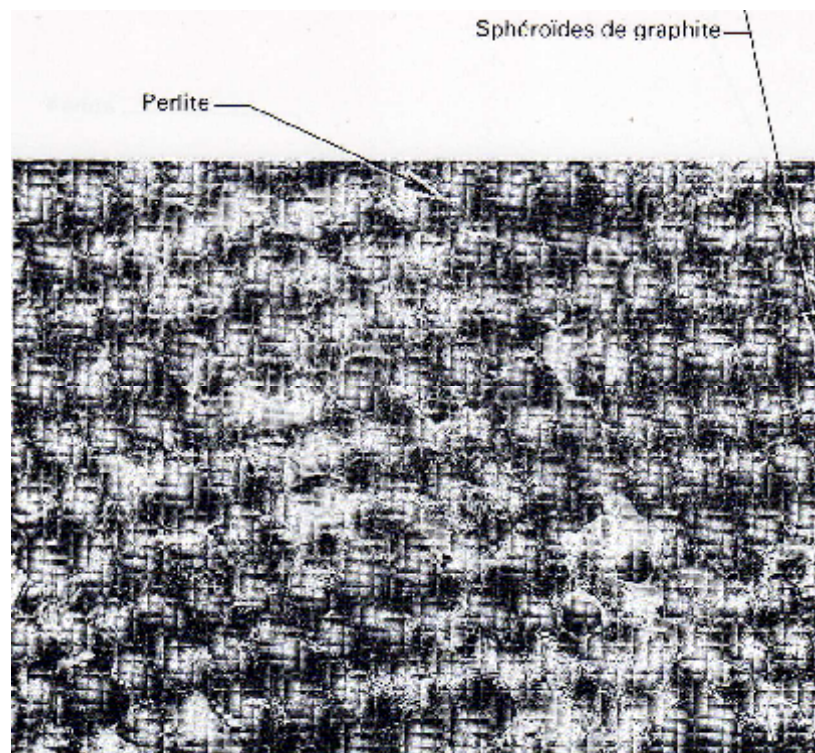


Figure 5. Structure de fonte à graphite sphéroïdal avec matrice perlitique. X 250 [9].

### II- 3-4- Fontes blanches

Les fontes blanches ne contiennent pas de graphite libre (figure 6). Le carbone est combiné au fer sous forme de carbure de fer ( $\text{Fe}_3\text{C}$ , ou cémentite). Leurs caractéristiques sont les suivantes :

- une grande dureté et une résistance à l'usure importante ;
- une grande rigidité mais une fragilité aux chocs ;
- une usinabilité par procédés spéciaux [3].

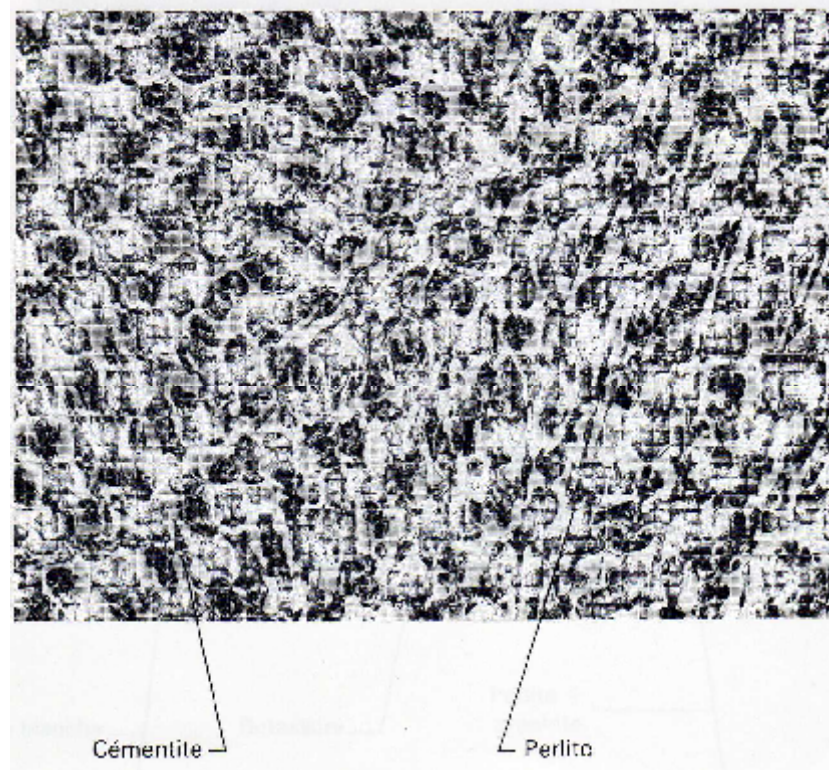


Figure 6. Structure de fonte blanche brute de coulée. X 50 [9].

### II- 3-5- Fontes spéciales, ou fontes alliées

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

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

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

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

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

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

\* Les fontes blanches à forte teneur en chrome pour haute résistance aux acides (principalement sulfurique et nitrique) [3].

## II -4- Solidification et transformations à l'état solide des fontes

La solidification selon le système fer-graphite est le mode normal de formation des structures graphitiques, bien qu'exceptionnellement – dans des régions de transition entre structures graphitiques et structures carburiques, par exemple – le graphite puisse paraître se former indirectement par décomposition de la cémentite [10]. Les tracés des diagrammes Fe-Fe<sub>3</sub>C et fer-graphite sont par conséquent d'une importance pratique et théorique fondamentale. On les représente soit séparément, soit sur un même graphique (figure 7).

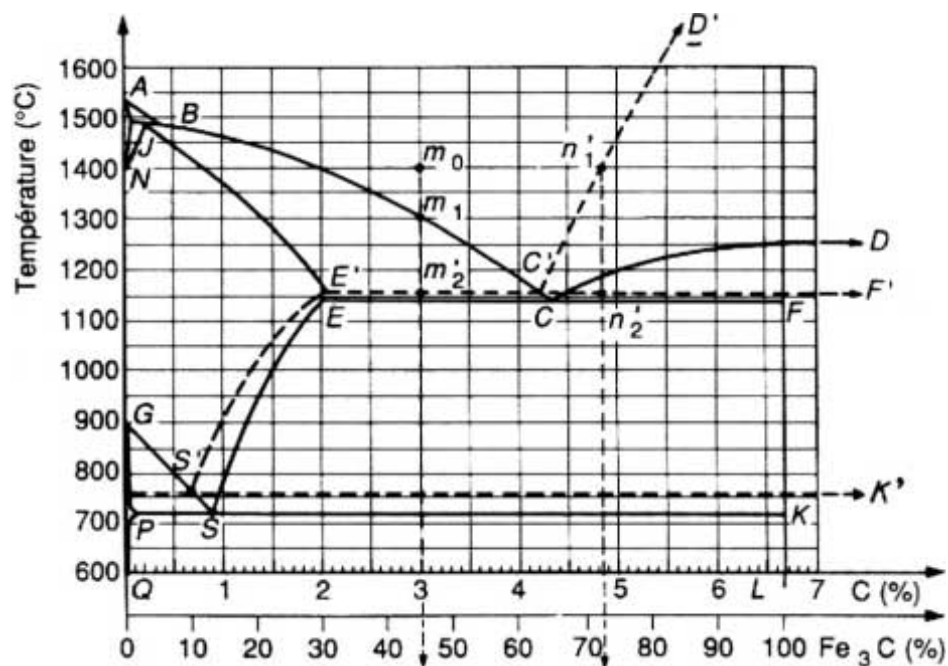


Figure 7 .Diagramme métastable et stable superposés [11].

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

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

Prenons l'exemple d'un refroidissement d'un alliage hypoeutectique (système stable).

L'alliage est pris à 1400°C, le point figuratif étant en  $m_0$ .

A 1300°C, début de solidification en  $m_1$  sous forme de dendrites de solution solide  $\gamma$  ; à 1153°C (au point  $m'_2$ ) l'eutectique se solidifie en agrégat de lamelles de graphite dit eutectique dans une solution solide  $\gamma$  à 2%C.

L'alliage solidifié comprend à ce moment :

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

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

- 1<sup>ère</sup> possibilité : si la vitesse de refroidissement et les facteurs d'élaboration sont tels que l'alliage continue à suivre le diagramme stable ; on aboutit en  $S'$  (figure 8) ; de  $E'$  à  $S'$  la solution solide s'est appauvrie en carbone jusqu'à 0,7% avec dépôt de graphite dit proeutectoïde (ce graphite se dépose sur les lamelles existantes) [11].

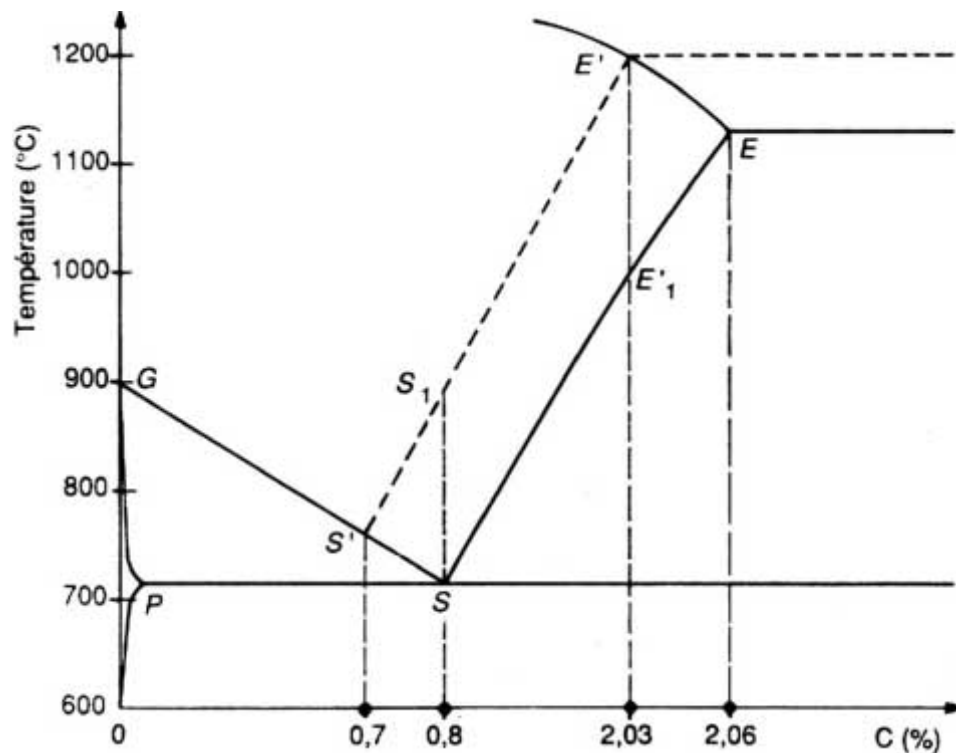


Figure 8. Transformation à l'état solide d'une fonte grise [11].

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

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

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

- perlite et ferrite correspondant à un acier hypoeutectoïde à 0,7%C,
- graphite eutectique et proeutectoïde.
- 2<sup>ème</sup> possibilité : si les conditions sont différentes, le passage peut se produire plus tôt, par exemple à la verticale du point E', c'est-à-dire aussitôt après la formation de l'eutectique. En E'<sub>1</sub>, l'alliage rejoint le diagramme métastable et, le refroidissement continuant, il y a dépôt de cémentite proeutectoïde aux dépens de la solution solide  $\gamma$  dont la teneur en carbone baisse jusqu'à 0,8%.

En S, l'eutectoïde se forme comme précédemment et la structure finale comprend :

- perlite et cémentite proeutectoïde, correspondant à un acier hypoeutectoïde à 2%C,
- graphite eutectique.
- 3<sup>e</sup> possibilité : entre les deux cas qui viennent d'être examinés, le passage d'un diagramme à l'autre peut se faire en un point quelconque situé sur E'S'. Si le passage se fait en S<sub>1</sub>, sur la verticale de S, il y aura dépôt de graphite de E' à S<sub>1</sub>, partant de S<sub>1</sub>, le refroidissement amènera l'alliage directement en S avec formation de l'eutectoïde perlite.

A ce moment la structure finale de la fonte à 3%C comprend :

- perlite (correspondant à un acier eutectoïde à 0,8%C ;
- graphite eutectique et proeutectoïde.
- 4<sup>e</sup> possibilité : enfin, la vitesse de refroidissement au voisinage de 720°C est assez faible et le graphite assez fin, l'alliage peut achever complètement ses transformations suivant le diagramme stable. Quand son point représentatif atteint S', l'austénite à 0,7% de carbone se décompose en ferrite et graphite, de telle sorte que la structure ne présente plus en définitive que ces deux phases [11].

## II -5- Germination du graphite dans les fontes grises lamellaires [7]

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

### II -5- 1-Théorie (cas général)

Dans la fonte liquide, considérée comme un alliage ternaire Fe, C, Si l'existence de prégroupements d'atomes Fe, C, Si, est très probable. Il s'agit d'agglomérats ou "nuclei" de 100 à 1000 atomes qui, par l'agitation thermique, prennent la configuration de la nouvelle phase. Ces

"nuclei" n'ont en fait jamais pu être observés parce que bien trop tenus et éphémères ou transitoires pour nos moyens d'investigation. Lors de la solidification cette germination a lieu au hasard.

Son étude expérimentale est quasi-impossible; cependant des clichés de diffraction de RX pris au voisinage de la fusion de quelques corps purs semblent confirmer cette théorie.

Les groupements (Fe, Si) seraient, pour des raisons thermodynamiques, plus stables que les groupements (Fe, C). Dès leur formation, ces "nuclei" tenteraient à se dissocier au sein du liquide. Deux théories de dissociation ont été proposées, dans le cas des fontes non inoculées au ferrosilicium.

## II -5- 2-Cas des fontes grises à faible teneur en silicium [7]

### II -5- 2-1-Théorie 1

Le mécanisme de formation des lamelles de graphite pourrait être le suivant:

- au refroidissement lent de l'alliage, vers la température eutectique, il y a tendance à la formation de groupements d'atomes Fe et C pour former des prégroupements  $Fe_3C$  avec rejet des atomes de silicium vers le liquide voisin.
- d'où constitution d'auréoles riches en Si autour de ces prégroupements  $Fe_3C$ . Par enrichissement progressif en Si ces auréoles peuvent aboutir à la formation de groupement FeSi.
- alors, de part leur voisinage, les groupements  $Fe_3C$  et Fe Si peuvent réagir suivant la réaction:

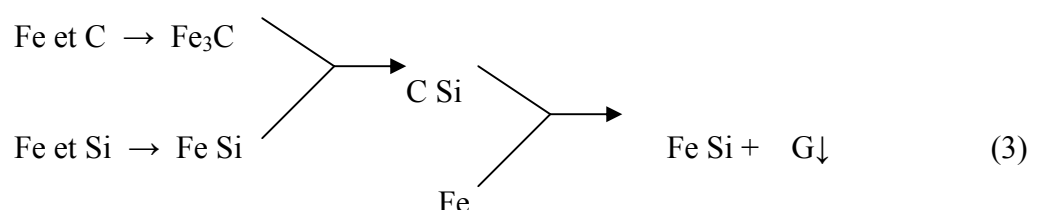


Il y aurait donc formation de microcristaux de carbure de silicium. Mais ce phénomène est éphémère car viendrait ensuite....

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



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



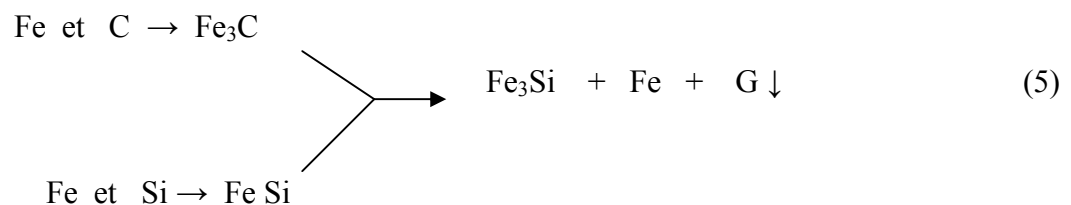
## II -5- 2-2-Théorie 2

Un autre mécanisme de formation du graphite a été formulé:

- au refroidissement lent il y aurait formation de prégroupements  $Fe_3C$  ;
- puis par rejet du silicium à leur entourage il y aurait dépôt de  $Fe Si$  ;
- la réaction entre ces groupements voisins serait:



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



## II -5- 3-Cas des fontes inoculées au ferro-silicium

### Théorie: de M.DECROP et MASCRE

Des expériences très intéressantes ont été menées, voici une dizaine d'années, par M.DECROP, au Centre Technique des Industries de la Fonderie (Paris), pour expliquer le processus de graphitisation par inoculation de la fonte au ferro-silicium.

Une série d'échantillons de fonte, de titre progressivement croissant en silicium, ont été vivement trempés à l'eau (juste après inoculation au  $FeSi$  ferrosilicium) au cours de l'intervalle de solidification :

- de la sorte l'agent inoculant ( $Fe Si$ ) n'a pas le temps de se diluer complètement dans la fonte.
- après trempé, donc solidification, les échantillons sont examinés :
  - en microscopie;
  - à la microsonde électronique de CASTAING;
  - au diffractomètre à R.X.
- les zones riches en inoculant mettent en évidence :
  - la présence sur une matrice de solution solide  $\alpha$  de silicium dans le fer (silico-ferrite) de cristaux de siliciures de fer  $FeSi$  et  $FeSi_2$  conformément aux prévisions du diagramme binaire fer-silicium.

- la présence de cristaux de carbures de silicium  $CSi$ . Ce carbure  $CSi$  jouerait manifestement le rôle de phase mère pour la germination du graphite. La figure 9 donne un aspect schématique de microscopies obtenues par MM DECROP et MASCRE. Les siliciures  $FeSi$  et  $FeSi_2$  sont sous forme de cristaux gris clair. Aucune précipitation de graphite ne semble y être associée.

Le carbure de silicium  $C Si$  se présente sous forme de cristaux sombres, ils contiennent souvent des cristaux noirs de graphite sous forme plus ou moins sphéroïdale (allant du haricot à la sphère parfaite).

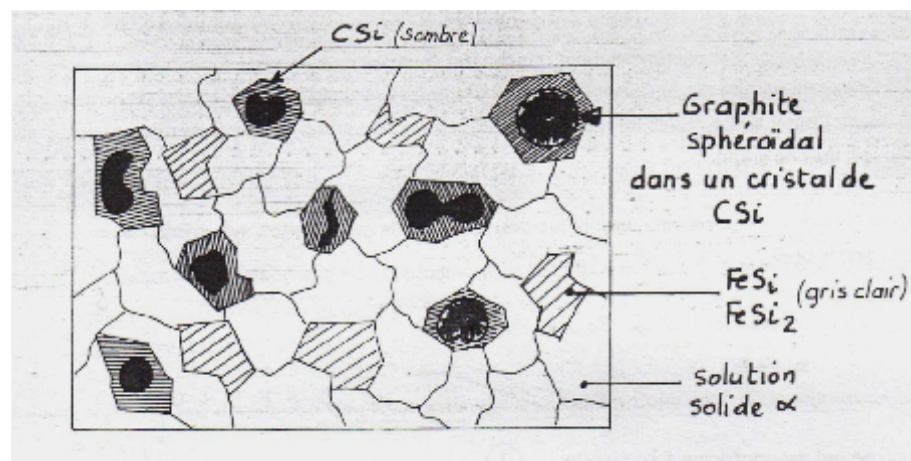


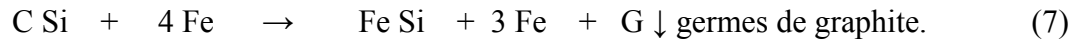
Figure 9. Germination du graphite dans le carbure de silicium [7].

Dans les fontes inoculées au ferrosilicium l'inoculation provoquerait les phénomènes suivants:

- \* formation de zones localisées riches en Si. Le fer diffuse vers ces zones et par dilution fait baisser leur titre en Si jusqu'à ce qu'il forme du :  $FeSi$  ou même  $FeSi_2$ .
- \* en conséquence de la diffusion du fer ces zones voient leur périphérie devenir moins riches en fer, c'est-à-dire plus riche en carbone. Il s'y forme alors de la cémentite  $Fe_3C$ .
- \* à l'interface des zones  $FeSi$  et  $Fe_3C$  se produit la réaction:

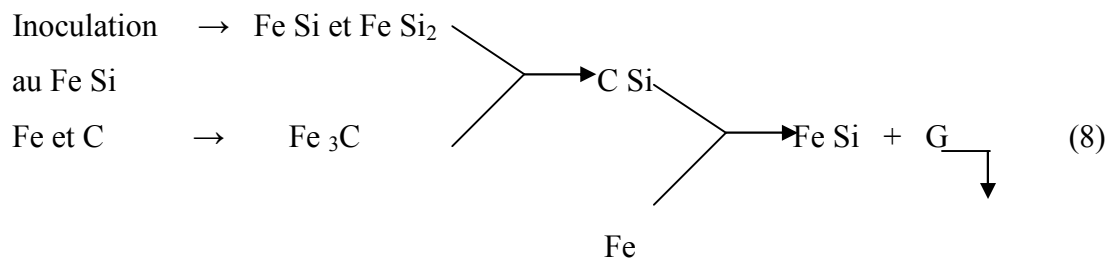


Le carborundum C Si est nettement mis en évidence par micrographie. Il se décompose ensuite par simple dilution avec le fer selon :



Les particules de graphite ainsi formées dans la zone d'inoculation seraient ensuite disséminées dans tout le bain de fonte par le brassage qui accompagne l'inoculation. Elles serviraient à leur tour d'amorces secondaires de nouveaux germes de graphite.

En résumé, le schéma du processus de germination de sphéroïdisation serait donc [7] :



## II-6 -Constituants de la fonte

**a) -Ferrite :** La ferrite est une solution d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer $\alpha$ . Les atomes de carbone se logent au hasard au milieu des arrêtes du cube [4]. Elle est magnétique. Sa dureté est faible (HB=80 environ. Sa résistance à la rupture par traction voisine de 30 daN/mm<sup>2</sup>, et sa grande ductilité A (voisine de 50%) lui confèrent des grandes qualités de non fragilité et de malléabilité. Elle est facile à usiner à l'outil coupant. Sa couleur est celle du fer. Sa densité est voisine de 8 [12].

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

Tableau 1- Propriétés de la ferrite en fonction de la teneur en Si [13] , [14].

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

Dans les fontes grises ferritiques à graphite lamellaire, cette influence du silicium peut être masquée par celle du graphite. L'influence des autres éléments sur la dureté et la résistance de la ferrite apparaissent sur les figures 10 ,11.

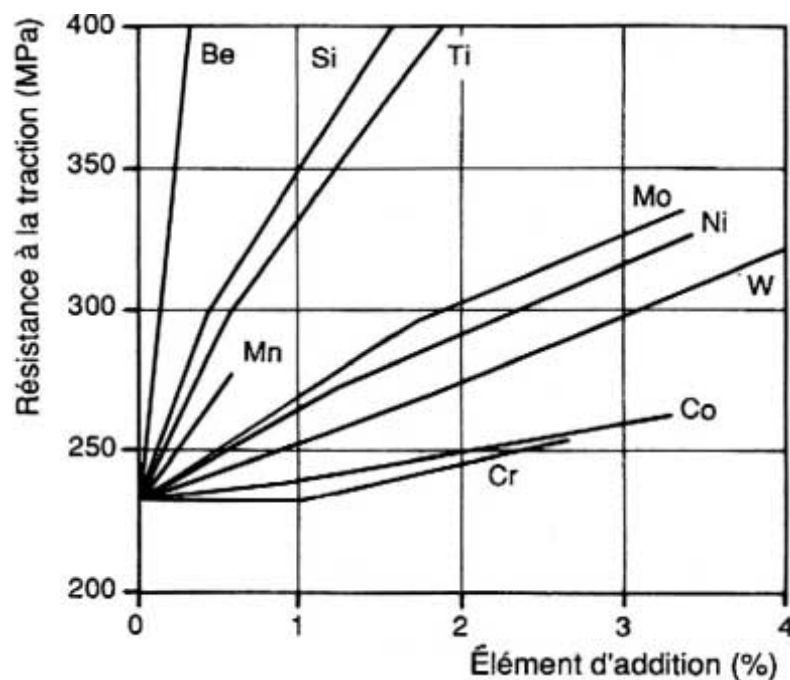


Figure 10. Influence de quelques éléments d'addition sur la résistance à la traction de la ferrite [15].

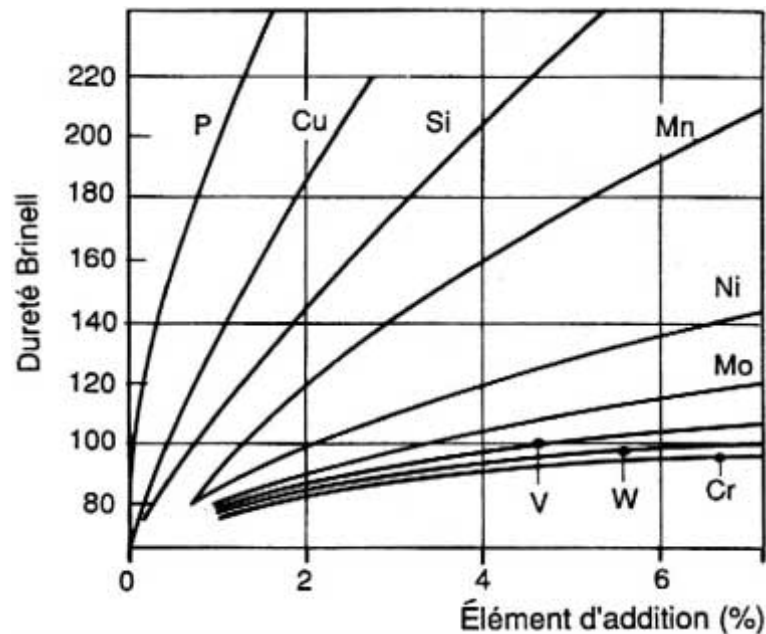


Figure 11 .Influence de quelques éléments d'addition sur la dureté de la la ferrite[16].

**b) - Austénite :** Solution solide d'insertion de carbone dans le fer (système cubique à face centrée) dont la solubilité du carbone décroît avec la température. En dessous de la ligne GS du diagramme fer-c l'austénite donne différents produits de transformation, stables ou hors d'équilibre selon la vitesse de refroidissement de la pièce dans le moule, ou de la pièce traitée thermiquement. Des éléments d'alliage déforment le domaine austénitique Fe-C théorique. Ses Propriétés sont les suivantes:  $R = 900 \text{ MPa}$  ; dureté : 300 HB [17].

**c) - Cémentite :** C'est un carbure de fer (de formule chimique  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) contenant 6,66% de carbone. Sa dureté très élevée (correspondant à  $\text{HB} = 800\text{-}1000$ ) en interdit, pour l'usinage, l'utilisation d'outils coupants et impose l'emploi de la meule. Elle est fragile, cassante. Sa densité est de l'ordre de 7,8. Elle est magnétique jusqu'à  $212^\circ\text{C}$ . Sa couleur est blanche d'aspect brillant. Comme nous l'avons dit plus haut, elle peut se décomposer en fer et graphite si les conditions de températures et de durée de maintien à celles-ci sont respectées [12].

**d) - Perlite :** C'est un agrégat se présentant sous l'aspect de paquets formés de lamelles alternées (sensiblement parallèles) de ferrite et de cémentite. Ces lamelles sont extrêmement minces, celles de cémentite surtout, la proportion ferrite/cémentite est égale à 87/13. La perlite est d'autant plus fine (lamelles d'autant plus minces) que sa formation a eu lieu plus rapidement. Elle présente des caractéristiques mécaniques dont les valeurs sont comprises entre celles de ses deux constituants ;

dureté Brinell HB=200 à 250, résistance à la traction : 80 daN/mm<sup>2</sup> environ, allongement % : de l'ordre de 8 à 10. La perlite, malgré la présence de cémentite, constituant pourtant extrêmement dur et inattaquable par les outils coupants, est facilement usinée avec ceux-ci. Cela est dû à la structure en lamelles alternées de ferrite et de cémentite et à la finesse des lamelles de cémentite, lesquelles, sous l'action de l'outil ne sont pas coupées, mais cassées. La coupe proprement dite- c'est-à-dire l'action de détachement de matière par le tranchement de l'outil- ne s'exerce alors, réellement, que sur la ferrite [12].

**e) -Graphite :** C'est du carbone cristallisé, de couleur noire. Sa densité est faible (de l'ordre de 2.2). Tendre et de faible résistance mécanique à la traction (2 daN/mm<sup>2</sup>), le graphite s'effrite facilement sous l'action de l'outil coupant, et il possède d'excellentes qualités lubrifiantes (il facilite grandement l'usinage des fontes dans lesquelles il est présent). Le carbone sous forme de graphite-carbone libre- occupant, à masse égale, un volume plus grand que lorsqu'il est sous la forme combinée, la formation du graphite dans la fonte, s'accompagne d'une expansion, et, les fontes moulées dans lesquelles il y a du graphite ont un retrait beaucoup plus faible que celles qui n'en contiennent pas [12]. Pour caractériser le graphite il sera fait mention en principe :

- de sa forme,
- de sa répartition,
- de sa dimension.

Il convient de noter que plusieurs formes et surtout plusieurs répartitions de graphite peuvent coexister dans un même échantillon et parfois dans un seul champ micrographique [9]. Selon les conditions dans lesquelles il prend naissance dans les fontes, le graphite se présente dans celles-ci sous les divers aspects suivants [12]:

### **1- Graphite lamellaire**

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

Les fontes moulées dans lesquelles il y a du graphite en paillette sont dites "fontes lamellaires".

Le graphite lamellaire peut se présenter sous divers aspects (ou types) dont l'allure dépend de la composition de la fonte et des conditions de refroidissement de celui-ci. Les principaux types de graphite lamellaire sont les suivants [12]:

- **Graphite type A.** - En lamelles séparées de dimensions à peu près semblables, distribués uniformément dans la masse de la fonte, et orientées sans ordre défini. Ces lamelles ont la forme

d'une selle de cheval, aux bords effilés, et dont l'épaisseur maximale à la partie centrale, est comprise, entre 0,001 et 0,05 mm (figure 12).

Ce type de graphite est celui que l'on rencontre le plus généralement dans les fontes grises lamellaires [12].

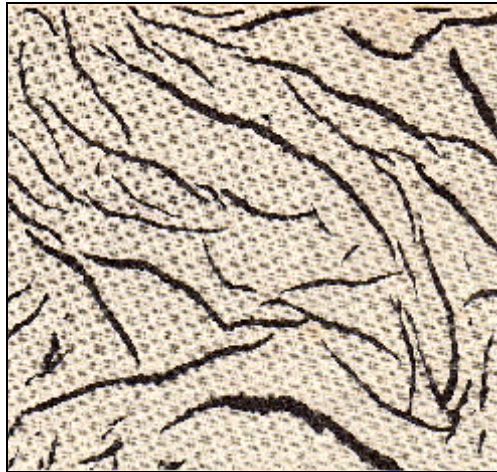


Figure 12. Graphite en lamelles (type A) [3].

- **Graphite type A'.** - En pseudo-lamelles ou lamelles très courtes, (longueur comprise entre 1/100 de mm et quelques 1/10 de mm) compactes, à bords arrondis, se présentant, en coupe, à l'examen au microscope comme schématisé (figure 13).

Cette forme particulière du graphite en pseudo lamelles (les quelles sont disséminées dans la masse de la fonte) apparaît dans certaines fontes alliées (fontes ou titane, en particulier) [12].

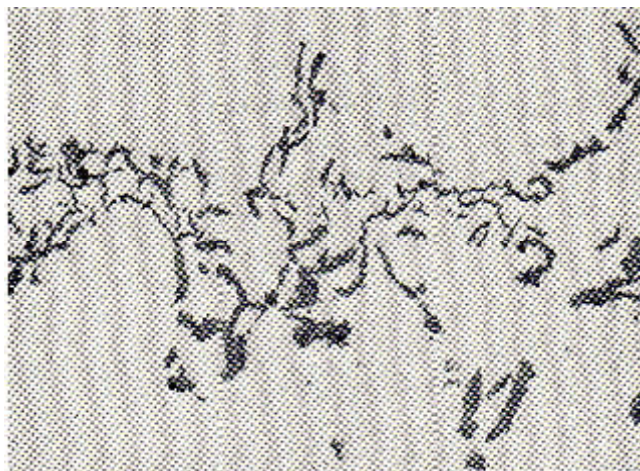


Figure 13. Graphite en pseudo-lamelles [9].

- **Graphite type B. -En rosettes**, lesquelles sont formées par plusieurs lamelles qui s'interpénètrent, et dont l'allure rappelle celle d'une hélice à plusieurs pales. Il apparaît au microscope sous la forme schématisée (figure14). Ce type de graphite se rencontre dans les parties minces des moulages (et plus généralement, dans les portions de pièces solidifiées rapidement) et également dans les pièces coulées avec une fonte dont la température est relativement basse, et la teneur en carbone ( $C_T$ ) élevée [12].



Figure 14. Graphite en rosettes [3].

-**Graphite type C. -En lamelles de dimensions nettement différentes** (également dit: en lamelles superposées). Au microscope ce type de graphite se présente, comme schématisé (figure15) : lamelles sensiblement identiques, de fortes dimensions ( $0,3\text{mm} < L < 0,5\text{mm}$ ) orientées en tous sens, entre lesquelles sont disséminées un grand nombre de lamelles de petites dimensions ( $0,01\text{mm} < L < 0,08$ ). Ce type de graphite apparaît surtout dans les fontes à haute teneur en carbone ( $C_T$  élevé).



Figure15. Graphite type C (lamelles superposées) [9].

- **Graphite type D. –Interdendritique.** Les lamelles de graphite sont très petites dont la répartition fait apparaître généralement les cristaux de solidification primaire (dendrites) (figure16). Cette répartition voisine souvent avec la forme I, répartition A (type A). Elle s’observe dans les fontes à haute teneur en silicium refroidies rapidement et également dans les fontes fortement désulfurées, coulée sous vide, etc. Ce graphite voisine souvent avec des zones de fontes blanches [9].

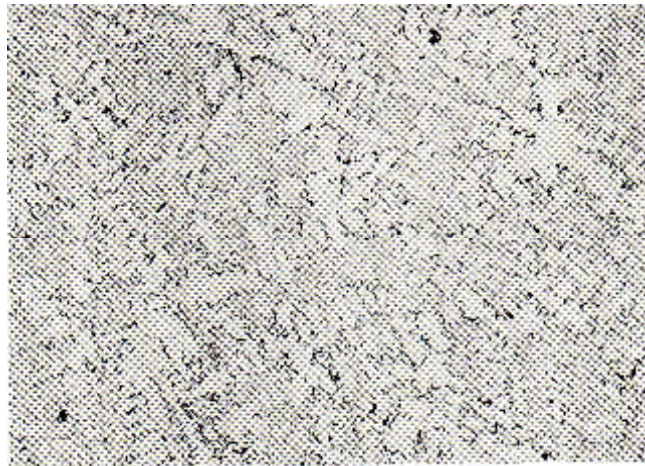


Figure 16 .Graphite interdendritique de surfusion (type D) [9].

## 2- Graphite en nodules

Il est réparti dans la fonte sous forme d'amas ou nodules (inscrits dans des cercles de 0,005 à 0,2mm de diamètre) aux contours plus ou moins déchiquetés, distants entre eux de quelques dixièmes de millimètres, apparaissant à l'examen au microscope comme schématisé (figure 17).

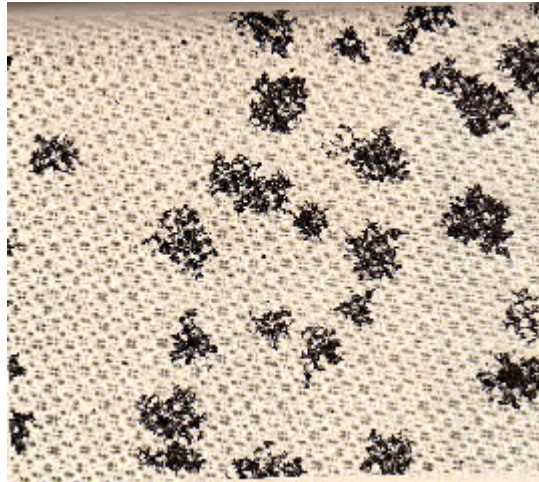


Figure 17. Graphite en nodules [3].

Ce type de graphite résulte de la décomposition de la cémentite dans des fontes. Le graphite en nodules est celui que l'on trouve dans les fontes "malléables à cœur noir"[12].

## 3- Graphite sphéroïdal

Il se présente dans la fonte sous forme de petites sphères aux contours bien lisses (diamètres variables : de 0,01 mm à 0,10 mm environ) distantes entre elles de quelques dixièmes de millimètres, et se rencontre dans les fontes dites à **graphite sphéroïdal** ou encore **fontes GS** [12]. Le graphite sphéroïdal apparaît à l'examen au microscope comme schématisé (figure 18).

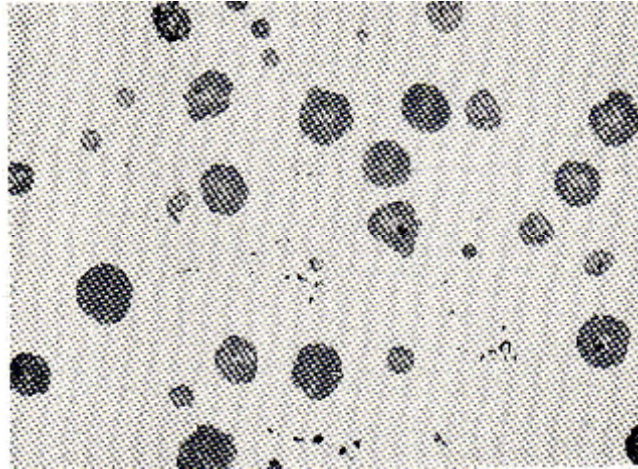


Figure 18. Graphite sphéroïdal [9].

**f) Autres constituants :** ils proviennent principalement de combinaisons formées avec le manganèse, le soufre, le phosphore.

- $Mn + S = MnS$  formant des inclusions sans incidence sur les propriétés mécaniques.
- Le phosphore à une teneur supérieure à 0,3 % forme un eutectique phosphoreux (fusion et solidification à 953 °C) pouvant créer des porosités (solutions de continuité dans la matrice). Toutefois il peut être recherché en raison de sa grande dureté (fontes résistants à l'usure), mais diminution de la résilience.

## II- 7 - Facteurs influençant la constitution et la microstructure des fontes.

### II- 7-1 -Température du métal (degré de surchauffe)

La température à laquelle est porté le métal au dessus du liquidus caractérise la surchauffe. L'augmentation du degré de surchauffe accroît le phénomène de surfusion. Une conséquence importante de l'augmentation de la surchauffe est un affinement progressif du graphite et, même le passage à une fonte truitée puis blanche [18].

### II- 7-2 -Composition chimique

Les éléments toujours contrôlés par le fondeur sont C, Mn ; Si, P et S. Les deux éléments : carbone et silicium exercent une influence directrice essentielle sur le passage du système métastable au système stable. Le silicium est l'élément graphitisant de base. Il convient cependant de modérer les teneurs en C et Si pour éviter les structures ferritiques à graphite grossier.

Le manganèse est un élément antigrahitisant comme tous les éléments qui forment des carbures plus stables que  $Fe_3C$  : sa teneur est généralement limitée à 1%. Il forme avec le soufre des inclusions de MnS dont le rôle est négligeable. La teneur en soufre dépasse rarement 0,12%.

Bien que graphitisant, le phosphore provoque la formation de  $Fe_3C$  dans l'eutectique ternaire  $Fe-Fe_3C-Fe_3P$  [18].

### II- 7- 3- Conditions de refroidissement

Elles sont fixées par :

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

De manière générale, une diminution de la vitesse de refroidissement favorise la graphitisation et donne des constituants plus grossiers (graphite et perlite). La figure 19 donne un exemple de l'influence de la massivité. La sensibilité à l'épaisseur, c'est-à-dire la variation de la constitution de la microstructure en fonction de celle-là, est une caractéristique originale des fontes parmi les alliages de fonderie. Cette hétérogénéité de structure, et donc des propriétés mécaniques, peut se manifester entre des sections différentes d'une même pièce ou même entre la surface et le cœur d'une section importante. Le tableau 2 montre des structures types de pièces en fonction de la vitesse de refroidissement. On voit donc que la composition chimique n'est finalement qu'un facteur de fabrication parmi d'autres. A la limite elle n'a pas à être imposée au fondeur par l'utilisateur, contrairement au cas des aciers [18].

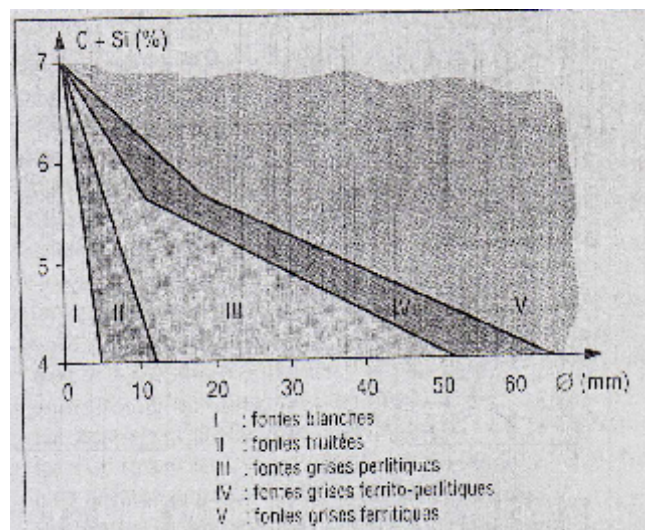


Figure 19. Relation constitution-composition-massivité sur barres (moulage en sable) [18].

Tableau 2. Variation de la vitesse de refroidissement d'une pièce en fonte grise [11].

FONTE ORDINAIRES NON ALLIEES				
Partie coulée contre refroidisseur			Centre de la pièce	
<div style="border: 1px solid black; width: 100%; height: 20px; margin-bottom: 5px;"></div> (très grande) → Vitesse de refroidissement décroissante → (faible)				
Fonte Hypereutectique	Cémentite (fonte blanche)	Graphite type D	Graphite Type B →	Graphite type C
	Perlite	Perlite Ferrite	Perlite Ferrite (en faible quantité) → Perlite →	Perlite Ferrite en quantités croissantes →
Fonte Voisine de l'eutectique	Cémentite (fonte blanche)	Graphite Type D	Graphite type B →	Graphite type A de plus en plus grossier →
	Perlite	Perlite Ferrite	Perlite Ferrite (en faible quantité) → Perlite →	Perlite Ferrite en quantités croissantes
Fonte hypereutectique	Cémentite (fonte blanche)		Graphite Type D →	Graphite Type E
	Perlite		Perlite → Perlite →	Perlite
			( un peu de ferrite si le silicium est élevé)	( un peu de ferrite si le silicium est élevé)

#### II- 7- 4 -Traitements divers

La fonte grise est élaborée au cubilot, au four électrique. Ces divers engins de fusion absorbent, pour certaines raisons techniques et économiques, des charges différentes ; ils produisent des fontes liquides qui, pour une composition déterminée, n'ont pas exactement les mêmes propriétés et qui appellent, plus ou moins nécessairement, des traitements métallurgiques correctifs. On peut encore

agir sur la structure et les propriétés des fontes moulées par des traitements divers, postérieurs à la solidification dans le moule. D'abord, les conditions normales du refroidissement dans le moule peuvent être modifiées volontairement par le fondeur. Ainsi, en décochant au rouge et en laissant à l'aire libre des pièces moulées, on accélère leur refroidissement et on limite ainsi l'apparition de ferrite ; au contraire en les entassant les unes au contact des autres, on peut ralentir le refroidissement et favoriser la décomposition des carbures par une sorte d'autorecuit [11].

## **II- 8- Influence des éléments sur la structure des fontes**

### **II- 8- 1- Influence des éléments normaux**

#### **Carbone**

Sa teneur est comprise entre 2,8 et 3,5% en masse. Le carbone augmente la coulabilité car le graphite formé dans le métal liquide a une capacité thermique élevée, permettant au mélange de rester fluide lors de la coulée en empêchant un refroidissement trop rapide [12]. 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). En contrepartie, le carbone provoque aussi la baisse de la température de transformation allotropique (727°C au lieu de 912°C pour un fer pur), ce qui rend délicat l'emploi de pièces en fonte à température élevée [19].

#### **Silicium**

Le silicium qui est présent à des taux plus au moins élevés dans toutes les fontes, se dissout dans le fer  $\gamma$  avec plus de facilité que le carbone [12]. Le silicium devient élément d'addition au dessus d'une teneur de 3%. Le silicium est un élément alphagène, il joue un rôle fondamental en métallurgie des fontes, car, aux teneurs considérées il oriente la solidification des alliages Fe-C-Si vers le système stable (graphite-ferrite), c'est un graphitisant puissant. Le silicium est un élément très important dans la composition des fontes. Ces avantages sont multiples :

- En favorisant la graphitisation, il permet d'adoucir la matrice et d'obtenir des nuances entièrement ferritiques. On évite ainsi l'apparition de perlite qui pourrait se décomposer si la température dépassait 450°C. Par contre, l'ajout de silicium dans une fonte déjà ferritique augmente sa dureté au détriment de sa ductilité.
- Il accroît la température de transformation  $\alpha \rightarrow \gamma$  permettant d'élever la température d'utilisation des pièces.
- Il améliore la tenue à l'oxydation de par la formation de silicates  $\text{FeSiO}_4$  qui favorisent l'adhérence de la couche d'oxydes.

L'influence du silicium sur la graphitisation est telle, que pour contrôler la quantité de graphite dans une fonte, on introduit la notion de carbone équivalent définie par :

$$\% C_{eq} = \%C + 1/3\%Si \quad [19] \quad (9)$$

### Phosphore

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

- avec le fer, un eutectique phosphoreux  $Fe_3P-Fe$ , appelé steadite, qui fond à  $1050^\circ C$  environ.
- avec le fer et la cémentite, un eutectique phosphoreux ternaire  $Fe_3P-Fe_3C-Fe$ , dont la température de fusion est voisine de  $950^\circ C$ . L'eutectique phosphoreux, qui est dans les fontes, réparti, le plus généralement en plages Séparées (figure 20) est caractérisé par :

- Une expansion accompagne sa solidification.
- Une température de fusion, relativement basse.
- Une très grande dureté.
- Une très grande fragilité.
- Un coefficient de dilatation relativement élevé [12].

L'influence du phosphore dans les fontes ordinaires est complexe, car la répartition de l'eutectique phosphoreux varie considérablement suivant la vitesse de refroidissement. Lorsque celle-ci est grande (épaisseur des pièces voisine de 10 mm dans la coulée en sable), l'eutectique phosphoreux est réparti en un réseau continu délimitant complètement les cellules eutectiques dès que la teneur en phosphore atteint 0,4%. L'existence d'un tel réseau contribue à diminuer sensiblement la résistance à la traction [20]

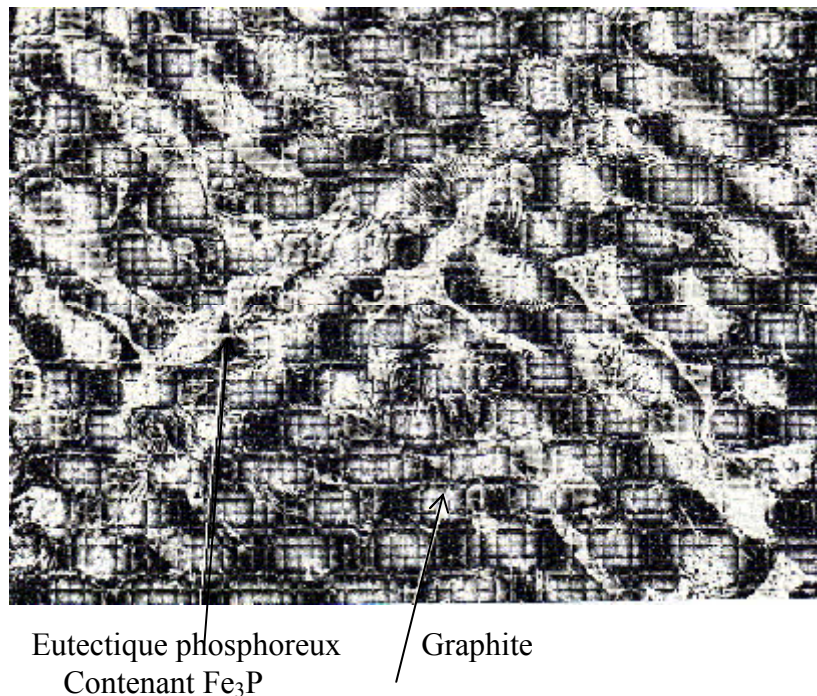


Figure 20. Fonte à matrice perlitique et eutectique phosphoreux. X 250 [9].

### Soufre

La teneur en soufre dans la fonte de moulage est pratiquement inférieure à 0,1 %. Le soufre se combine facilement au fer des fontes pour donner le sulfure de fer FeS, qui est nuisible aux moulages. Le soufre ayant pour le manganèse plus d'affinité que pour le fer, il y a, quand le sulfure de fer est mis en présence de manganèse, « déplacement » du soufre, suivant la réaction chimique :



Le sulfure de manganèse MnS formé, n'a pratiquement pas d'action gênante sur la fonte [12].

### Manganèse

Aux faibles teneurs, dans la fonte, le manganèse a essentiellement pour rôle de détruire le sulfure de fer. A partir de teneurs de l'ordre de 0,8 à 1%, le manganèse tend à s'opposer à la graphitisation[12].

## II- 8- 2- Influence des éléments spéciaux

### Aluminium

L'aluminium est alphasagène. Il présente la particularité d'être graphitisant jusqu'à une teneur de 4%, carburigène entre 10 et 18%, puis à nouveau graphitisant jusqu'à 27%, valeur à partir de laquelle il reste carburigène. Il augmente sensiblement la résistance à l'oxydation [21].

### **Molybdène**

Elément antigrafitisant, le molybdène est, par ailleurs, soluble dans la ferrite, qu'il durcit. Ces deux propriétés ont pour résultat, que, même à faible teneur dans la fonte (0,25 à 0,6%) le molybdène est un affinant de la perlite, qu'il tend à transformer en troostite. Comme il a, également, une action affinant sur le graphite, le molybdène, en définitive, confère aux fontes auxquelles il est ajouté, une bonne résistance à la rupture [12].

### **Nickel**

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

- Perlite très fine (teneur en nickel de la fonte : 0,5 à 2%).
- Troostite (teneur en nickel de la fonte : 2 à 4%).
- Martensite (teneur en nickel de la fonte : 4 à 6%) [12].

### **Chrome**

Le chrome est un antigrafitisant énergique, dont l'effet, sur la fonte dépend de son pourcentage dans celle-ci. Ajouté à une fonte grise normale en très faible quantité (0,1 à 0,20%) le chrome affine tant le graphite que la perlite, ce qui a pour effet d'augmenter nettement les valeurs de la dureté et de la résistance à la rupture des pièces coulées. Au-delà de 0,2%, dans une fonte grise normale, le chrome forme des carbures très stables à chaud mais très durs, et dès qu'elle contient plus de 0,7% de chrome, la fonte devient très difficile à usiner à l'outil coupant [12].

Le chrome donne à la fonte une grande résistance à l'oxydation. Il augmente la température de transformation allotropique (élément alphagène) [21].

### **Vanadium**

Le vanadium est un élément qui a pour effet de stabiliser les carbures. Il est également un élément désoxydant, ce qui le fait utiliser dans le but d'obtenir des fontes très saines. Cet élément, étant donné son activité sur la fonte, est toujours employé à un très faible pourcentage (0,2 à 0,3%) [12].

### **Titane**

Le titane, ajouté à la fonte, même à dose extrêmement faible, a un effet très sensible sur le graphite, qu'il rend très fin. Le titane- dont la teneur dans la fonte doit être toujours très faible (0,10 à 0,30%)- est un élément légèrement graphitisant, dont l'action, à ce point de vue peut être neutralisée par une faible addition de vanadium [12].

L'augmentation du titane dans la fonte amène simultanément :

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

### **Cuivre**

Le cuivre a un effet légèrement graphitisant, mais cette action semble n'influencer que la cémentite libre (dont il favorise la décomposition) et non la cémentite de la perlite. Par ailleurs le cuivre donnant avec le fer  $\alpha$  une solution solide, durcit la ferrite et affine la perlite. Ces deux actions simultanées ont pour résultat d'augmenter les caractéristiques mécaniques de la perlite et, toutes choses égales par ailleurs, celle de la fonte. Mais, comme le cuivre affine également le graphite, son addition à une fonte se traduit, par des résultats supérieurs à ceux que son action sur la perlite seule, laisseraient supposer. Le cuivre peut, en partie, remplacer le nickel, ses effets étant comparables. Toutefois, dans la fonte, la teneur en cuivre ne doit pas dépasser 7% (car, au-delà de cette valeur, le cuivre ne se dissout plus dans le fer) [12].

### **Niobium**

Le niobium augmente la limite d'élasticité et, à un degré moindre, la résistance à la traction. L'ajout de petites quantités de niobium peut considérablement augmenter la limite d'élasticité des aciers et des fontes. Le niobium peut aussi avoir un effet sur les précipitations. Ses principales contributions sont capables de former des précipités au dessus des températures de transformation, et de retarder la recristallisation de l'austénite, ce qui donne une microstructure à grains fins ayant une résistance et ténacité améliorées. Le niobium est ajouté dans les aciers austénitiques pour améliorer la résistance à la corrosion intergranulaire, mais il améliore également les propriétés mécaniques à des températures élevées [23].

## **II- 9 - Inoculation**

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

Le principe est de mélanger vivement au métal liquide, peu de temps avant la coulée, une quantité minimale d'une substance qui son action déterminante sur la composition chimique globale réduit la surfusion et provoque ainsi la formation complète de graphite lamellaire (types A, B ou E). Les substances appropriées dites agents d'inoculation ou inoculants sont soit des ferro-alliages, soit des mélanges complexes ou les alcalino-terreux [24].

Ces additions ne modifient pas directement la matrice mais modifient d'une façon sensible le graphite et la dimension des cellules eutectiques, et augmentent la résistance. De même, ce traitement diminue considérablement la profondeur de trempe, favorisant l'obtention d'une fonte grise. Il est alors possible de réaliser ainsi des pièces en fonte grise à graphite lamellaire très fin (type D exclu) possédant des résistances élevées, alors que, d'après les diagrammes de structure, la fonte devrait être blanche ou tout au moins truitée, compte tenu de l'épaisseur des pièces et de leur composition chimique [25]. A titre d'exemple, le tableau 3 illustre la variation des caractéristiques mécaniques en fonction du mode d'introduction du silicium.

Tableau 3. Influence du mode d'introduction du silicium sur quelques caractéristiques mécaniques d'une fonte comprenant 3,04 à 3,10% de C, 0,88 à 0,90% de Mn et 2,07 à 2,17% de Si [13],[14].

Silicium					
- dans les charges..... (%)	2,17	1,50	1,00	0,50	.....
- ajouté à la poche.....(%)	.....	0,58	1,15	1,57	2,13
Total...(%)	2,17	2,08	2,15	2,07	2,13
Dureté Brinell.....	228	223	217	217	217
Résistance à la traction..(MPa)	256 à 270	284 à 302	332 à 333	337 à 340	276 à 277
Charge de rupture à la flexion(*)...(N)	10200 à 10450	10900 à 11350	12800 à 1300	12850 à 13450	11000 à 11250
Flèche (essai de flexion) (*).....(mm)	4,7 à 4,9	5,6 à 6,0	7,8 à 8,4	8,0 à 8,7	6,0 à 6,1
<b>* Essai de flexion effectuée sur barreaux de 30 mm de diamètre, 450 mm de distance entre appuis, charge centrale)</b>					

La figure 21 montre, d'une part la dispersion des caractéristiques mécaniques en fonction du carbone équivalent, d'autre part l'influence favorable d'un traitement d'inoculation lorsque le carbone équivalent est assez faible.

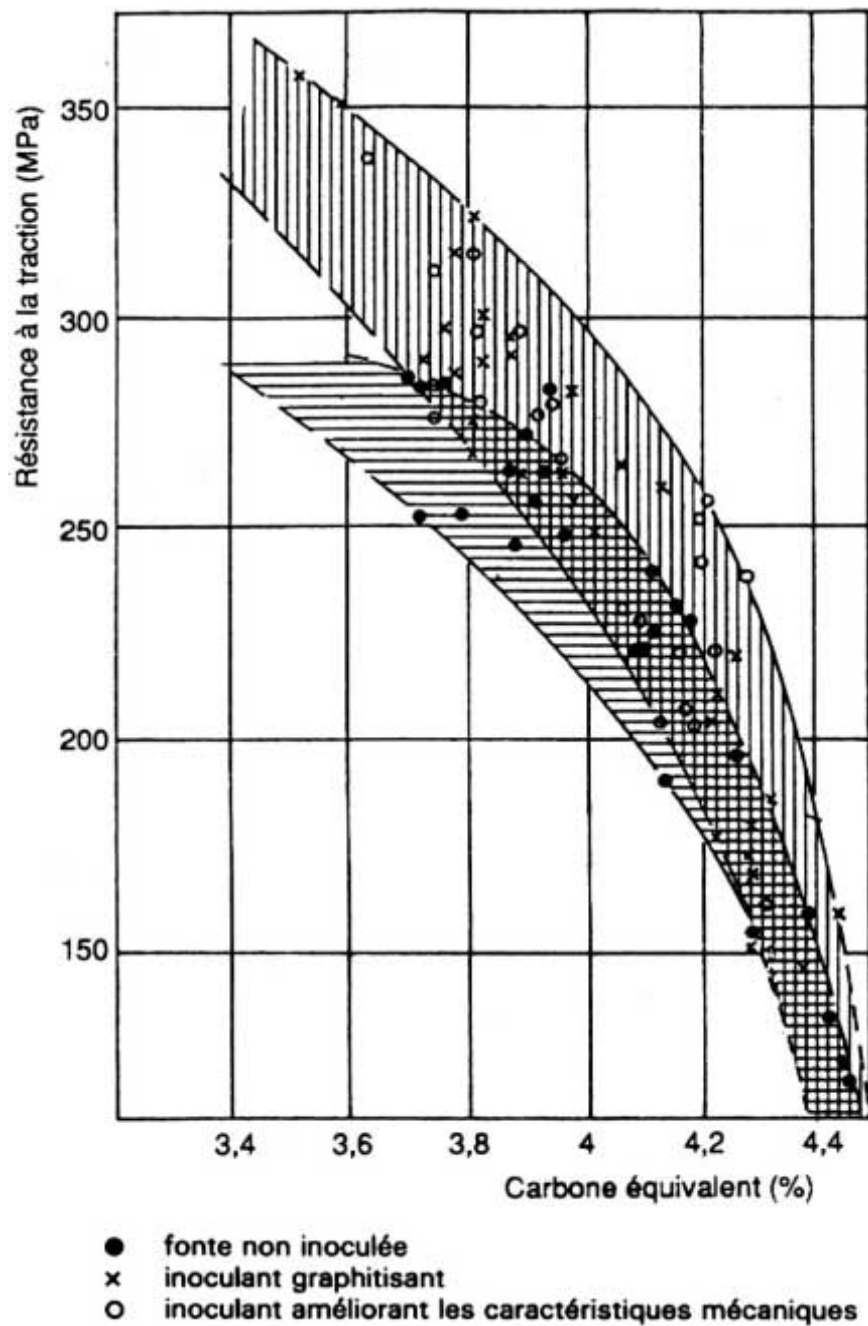


Figure 21. Relation entre le carbone équivalent et la résistance à la traction dans le barreau de diamètre de 30 mm par des fontes inoculées ou non [25].

## **II- 10 - Caractéristiques mécaniques fondamentales des fontes grises**

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

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

### **II- 10 -1- Résistance à la traction**

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

### **II- 10 -2- Dureté**

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

- Fontes blanches : 400 à 550 HB suivant la teneur en carbone.
- Fontes grises perlitiques : 170 à 270 HB suivant la finesse de la perlite.
- Fontes grises ferritiques : 100 à 150 HB.
- Fontes grises martensitiques : 400 à 500 HB.
- Fontes grises bainitiques : 300 à 400 HB [11].

### **II- 10 -3- Module d'élasticité**

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

La valeur du module d'élasticité des fontes grises est liée, d'une part à la quantité de graphite, d'autre part à la forme du graphite et à ses dimensions [11]. Le tableau 4 montre la relation entre les principales caractéristiques mécaniques des fontes grises [11].

Tableau 4. Correspondances approximatives entre les principales caractéristiques mécaniques des fontes grises.

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

#### II- 10-4- Relation entre résistance et dureté pour une fonte donnée

A. Collaud [26][27] a montré que, pour toute fonte, on pourrait utiliser la relation :

$$\text{Lg } R_m - \text{Lg } R_{m0} = 1,57 (\text{Lg } HB - \text{Lg } HB_0) \quad (11)$$

avec  $R_m$  et  $HB$  valeurs de la résistance à la traction et de la dureté Brinell, mesurées en un point quelconque d'une pièce.

$R_{m0}$  et  $HB_0$  valeurs de référence de ces mêmes caractéristiques, mesurées soit sur une pièce coulée à part, soit en autre point de la même pièce.

Cette expression permet, à partir d'un simple essai de dureté non destructif, de connaître avec une certaine précision la valeur de la résistance à la traction d'une pièce en un point déterminé, lorsqu'on a mesuré au préalable un couple de valeurs ( $R_{m0}$ ,  $HB_0$ ), par exemple sur une éprouvette coulée à part, avec la même fonte. Il est vraisemblable que la validité de cette formule, ou d'une formule analogue, pourrait être étendue au cas des fontes grises légèrement alliées [11].

#### II- 10-5 - Relation générale entre résistance, dureté et module d'élasticité

Une relation très importante établie par A. Collaud lie les trois caractéristiques principales des fontes :

$$R_m = K \cdot E \cdot HB \quad (12)$$

avec :  $R_m$ (MPa) résistance à la traction,

$E$ (GPa) module d'élasticité,

$HB$  dureté Brinell,

$K$  constante caractéristique de la qualité de la fonte et dépendante des unités.

De façon générale, on peut considérer que la valeur de K est liée au facteur d'entaille du au graphite (plus l'effet d'entaille est faible et plus K est élevé) et à la présence d'eutectique phosphoreux (une diminution importante de la valeur à attribuer à K au fur et à mesure que le taux de phosphore augmente [11]).

## **II- 11 - Corrosion**

La corrosion est maintenant définie par la norme ISO8044 comme une interaction physico-chimique entre un métal et son environnement entraînant des modifications dans les propriétés du métal et souvent une dégradation fonctionnelle du métal, de son environnement ou du système technique constitué par les deux facteurs. Au contact d'eau ou de solutions aqueuses, nombre de matériaux métalliques sont thermodynamiquement instables, particulièrement en présence d'oxydants, et leur tendance naturelle à s'oxyder donne lieu à la corrosion dite « aqueuse ».

L'étude de la corrosion aqueuse des matériaux métalliques est donc l'étude des réactions et processus associés qui conduisent, suivant les circonstances, à la résistance ou à la dégradation des matériaux au contact de milieux aqueux, dans leurs conditions de service ou en situations transitoires ou accidentelles ; ces réactions dépendent à la fois du milieu et du matériau en présence, de sorte que, quand on traite un problème de corrosion, il n'est pas possible de raisonner seulement en termes de matériau ou de milieu mais uniquement de couple matériau/milieu [28].

### **II- 11-1- Formes de corrosion**

**II- 11-1-1- Corrosion générale ou corrosion uniforme :** C'est une forme de corrosion dans laquelle la perte de métal est à peu près uniformément répartie sur l'ensemble de la surface exposée au milieu. La corrosion uniforme est relativement facile à quantifier par des mesures de perte de masse ou d'épaisseur et sa progression sur une structure en service peut être suivie par des contrôles périodiques [28].

### **II- 11-1-2- Corrosion localisée**

On regroupe sous ce terme des formes de corrosion dans lesquelles les pertes de métal n'affectent que certaines zones spécifiques du matériau.

#### **II- 11-1-2-1- Corrosion par piquê**

C'est une dissolution localisée qui peut être très rapide et provoque la formation de trous plus ou moins hémisphériques en général millimétriques, distribués de façon apparemment aléatoire sur les surfaces métalliques [28].

### **II- 11-1-2-2- Corrosion caverneuse ou corrosion par crevasse**

En service, les contacts entre des surfaces supposées planes produisent des interstices très étroits, dont la profondeur peut être de plusieurs millimètres, mais dont l'épaisseur est de l'ordre de 1/100mm seulement. Il n'ya alors aucun renouvellement possible de la solution emprisonnée dans l'interstice, ni par convection ni même par diffusion. Or le rapport volume/surface de cet interstice est très faible ( $0,001 \text{ Cm}^3/\text{Cm}^2$  pour une épaisseur de 0,02mm). En milieu aéré, le stock d'oxygène à réduire est donc extrêmement faible. Il s'épuise alors aussitôt par réduction cathodique sur la paroi, et disparaît en quelques secondes. Ainsi, il se forme quasi instantanément une pile d'aération différentielle entre le petit interstice désaéré et la surface extérieure en un milieu aéré [29].

### **II- 11-1-2-3- Corrosion galvanique**

Elle est due à un contact entre des matériaux de nature différente exposés au même milieu : cette situation est appelée couplage galvanique. La corrosion d'un matériau peut ainsi se trouver accélérée par le contact avec un autre matériau « plus noble » dont la corrosion se trouve au contraire ralentie.

Le couplage galvanique est largement utilisé pour protéger des matériaux de structure que l'on met en contact avec des pièces non fonctionnelles réalisées dans des matériaux « moins nobles » appelés anodes sacrificielles et destinées à se corroder préférentiellement. La plupart des bateaux, de nombreuses canalisations enterrées, des plates formes installées en mer, des boites à eau d'échangeurs, etc. Sont protégés à la sorte à l'aide d'anodes sacrificielles en zinc, en aluminium ou encore en alliage de magnésium [28].

### **II- 11-1-2-4- Corrosion intergranulaire**

Il s'agit d'une dissolution préférentielle aux environs immédiats des joints de grains qui peut entraîner une décohésion totale des grains et une perte complète des propriétés mécaniques du matériau [28]. La corrosion intergranulaire peut dériver de n'importe quel phénomène de corrosion élémentaire par la conjugaison des deux conditions suivantes :

- existence de phénomènes métallurgiques produisant une hétérogénéité de la zone des joints entre les grains microscopiques du métal.
- existence d'un milieu corrosif permettant de différencier les comportements respectifs de cette zone du joint de grain et de l'intérieure du grain. Le couplage galvanique entre le grain résistant et le joint de grain non résistant confère à la corrosion intergranulaire une très grande vitesse de pénétration [29].

## II- 11-2- Mécanismes de corrosion des fontes

Le processus de corrosion des fontes est, comme pour les métaux, de nature électrochimique et met en jeu tout un ensemble de couples.

A l'échelle de la microstructure, les couples sont dus aux différences de potentiel entre phases. Les constituants les plus nobles (graphite, carbures, phosphures) restent inclus dans le résidu de corrosion.

A l'échelle macroscopique, les hétérogénéités à l'interface entre le métal et l'électrolyte créent des plages cathodiques et anodiques juxtaposées, ces dernières subissant une corrosion plus localisée. Mais, là encore, la progression de l'attaque est généralement entravée par le résidu de corrosion qui se forme sur les plages anodiques. On peut distinguer finalement, dans les zones corrodées des fontes grises, deux couches superposées à la fonte non affectée, nettement distinctes par leur faciès et leur composition :

- la couche de base occupant le volume du métal corrodé et contenant les éléments inertes, inattaquables de la fonte (graphite, eutectiques phosphoreux, carbures...).
- la couche de surface développée, au-delà de la surface initiale de la pièce, par réaction des ions ferreux venus du front d'attaque à travers la couche de base ; la couche de surface plus ou moins dense est protectrice, dans la mesure où elle n'est pas éliminée par érosion ou dissolution. L'ensemble des deux couches joue ainsi un rôle important sur la durée de vie des pièces.

Signalons d'ailleurs que plus les lamelles de graphites sont fines, plus le résidu de graphite est dense et imperméable après pénétration du milieu agressif. Le graphite type A, B ou E de dimension 4 à 6 sera préféré en général.

### II- 11-2-1-Action de l'atmosphère et des eaux

La corrosion atmosphérique dépend principalement de l'humidité et de la teneur en gaz sulfureux ; en général, même dans les atmosphères très polluées, la corrosion est inférieure à 0,1 mm/an, En l'absence d'oxygène, la corrosion par l'eau est très faible, sauf en cas d'activité bactérienne [11]. L'eau de mer constitue un milieu agressif pour les fontes non alliées ; toutefois, dans une eau de mer au repos et bien aérée, les fontes à graphite sphéroïdal, en particulier les qualités perlitiques, peuvent assurer un service satisfaisant. Le tableau 5 indique le taux de corrosion de différents types de fontes et de l'acier exposés à l'eau de mer.

Tableau 5. Vitesse de corrosion des fontes et de l'acier exposés à l'eau de mer [30].

Source	Etude de Hudson	Etude de Kress	Paris et laboratoire de la Brunière	Etude de Speidel et Witmoser	Etude de LaQue
Site	à Emsworth (Grande-Bretagne)	à Cuxhaven (République fédérale d'Allemagne)		en eau de mer artificielle	Harbor Island (Etats-Unis)
Durée de l'essai	2 ans(1) [g/ (m <sup>2</sup> ·j)]	6 mois(1) [g/ (m <sup>2</sup> ·j)]	380 jours(1) [g/ (m <sup>2</sup> ·j)]	220 jours (1) [g/ (m <sup>2</sup> ·j)]	3ans(1) [g/(m <sup>2</sup> ·j)]
Acier		4,4	2,4	1,6	
Fonte grise	1,2	1,7	1,7	0,6	1,6(2)
Fonte blanche				0,65	
Fonte malléable	1,6			0,9	
Fonte à graphite sphéroïdal perlitique		1,0		1,4	5,5(2)
Fonte à graphite sphéroïdal ferritique		2,1	1,6	0,5	
(1) Résultats donnés initialement en mg/dm <sup>2</sup> . j) (basés sur la perte de masse, sans aucune indication en ce qui concerne la nature de l'attaque).					
(2) Grandeur mesurée : profondeur de pénétration des piqûres.					

### II- 11-2-2-Action des acides

En général, l'attaque par les acides dilués est rapide, surtout avec l'acide chlorhydrique et l'acide nitrique. Néanmoins, grâce à la formation d'un film de sulfate ferreux insoluble dans l'acide sulfurique concentré, on peut manipuler cet acide, à une concentration supérieure à 65% et à la température ambiante, dans des récipients en fonte [11].

### II- 11-2-3-Action des bases et des sels

Les fontes ordinaires sont très peu attaquées par les solutions alcalines diluées. Pour des concentrations de 30 à 70% et des températures inférieures à 80°C, la perte d'épaisseur ne dépasse pas 0,2 mm/an. Certains sels oxydants comme les nitrates et les chlorates sont généralement très corrosifs alors que d'autres comme les chromates, les nitrites et les permanganates ont un effet dépendant de l'acidité du milieu [11].

### **II- 11-2-4-Hydroxydes alcalins**

La résistance à la corrosion dans les solutions alcalines est généralement bonne. Les fontes à graphite sphéroïdal sont sensibles à la fissuration par corrosion sous tension dans les solutions fortement alcalines, alors que les fontes à graphite lamellaire sont moins sujettes à ce phénomène. L'addition de nickel (3 à 5%) améliore la résistance aussi bien des fontes à graphite sphéroïdal que les fontes à graphite lamellaire [30].

### **II- 11-2-5 -Action de certains métaux fondus**

Ici le mécanisme de la corrosion est très différent ; il s'agit beaucoup plus d'une diffusion mutuelle des métaux en présence, l'un liquide (cas de l'aluminium ou de zinc,...) et l'autre solide.

P. Bastien et S. Daeschler [31] ont étudiée le mécanisme dans le cas des creusets en fonte destinés à la fusion de l'aluminium : la diffusion mutuelle des corps en présence (Fe et Al) est conditionnée par les diagrammes d'équilibre correspondants. En présence de carbone, le courant de diffusion de fer vers l'aluminium est notablement ralenti par la présence d'un barrage protecteur de perlite, surtout lorsque la matrice est entièrement perlitique. De plus, les fontes qui présentent un graphite sous forme de nodules résistent mieux que celles où le graphite est en lamelles.

D'après une étude faite en Pologne [32] l'addition de chrome (2,5à 3%) et d'aluminium (4,0 à 5,0%) serait avantageuse.

## **II- 12- Détérioration des pièces par usure**

Un mouvement relatif entre un objet et son milieu, gazeux, liquide ou solide, provoque des forces mécaniques aux environs de l'interface. Souvent, ces forces entraînent une usure de l'objet par une perte progressive de matière en surface. On distingue deux catégories principales d'usure :

- L'usure due aux impacts et aux fluides appelée aussi érosion,
- L'usure due au frottement entre corps solides [33].

### **II- 12-1- Usure due aux impacts et aux fluides**

L'écoulement turbulent, parallèle à une paroi, d'un fluide contenant ou non des particules en suspension, ou l'impact d'un jet de liquide, de gouttelettes ou de particules entraînées par un gaz peut provoquer une usure (érosion). L'usure par érosion est normalement due à des particules solides, entraînées par un liquide ou un gaz, qui heurtent la surface. Le sablage, méthodes de nettoyage de surfaces métalliques avant l'application d'une peinture, représente un cas particulier où l'érosion à une fonction utile [33].

## **II- 12-2- Usure due au frottement entre corps solides**

L'usure due au frottement entre corps solides (usure mécanique) est adhésive ou abrasive. L'usure adhésive est surtout observée en cas de mauvaise lubrification ou de problème d'état de surface ; il s'agit d'un phénomène de micro grippage. Il se forme des liaisons par adhérence dans la zone de contact des surfaces fortement chargées. Outre les risques de grippage, les conséquences pour les pièces sont l'apparition de soudure à froid avec enlèvement de matière qui engendre la formation de trous et d'écaillés [33]. L'usure abrasive est causée par des particules dures qui se placent entre les surfaces de frottement. Si la dureté de ces particules est supérieure à celle des surfaces, elles pénètrent dans la surface et provoquent des phénomènes d'usinage à l'échelle microscopique (rayures) [34].

## **II- 12-3- Principe de l'usure abrasive**

L'usure abrasive est due au contact entre une particule et la surface d'un solide. Lors de son passage dans le contact, cette particule peut enlever de la matière selon quatre manières d'enlèvement de matière (figure 22), elle peut :

- couper, si elle est suffisamment aiguisée,
- repousser la matière en surface,
- provoquer une fracture, si le solide est fragile,
- enlever des grains, si le matériau est insuffisamment homogène.

Ces deux derniers modes se produisent plus rarement que les deux premiers.

La nature de l'usure abrasive est aussi déterminée par le mode d'acheminement des particules dans le contact. Si les particules sont fixées à l'une des deux surfaces, il s'agit d'abrasion à deux corps ; et si les particules sont libres de rouler ou de glisser par rapport aux deux surfaces, on parle alors d'abrasion à trois corps.

L'usure abrasive implique donc un déplacement de matière par labourage d'au moins une des surfaces en contact. Ce mécanisme est important, que ce soit lorsqu'un matériau rugueux et dur glisse sur un matériau mou, ou lorsque des poudres sont présentes dans le contact des deux solides. Les cicatrices d'usure sont, dans les deux cas, constituées de sillons longilignes dirigés dans le sens du glissement [33].

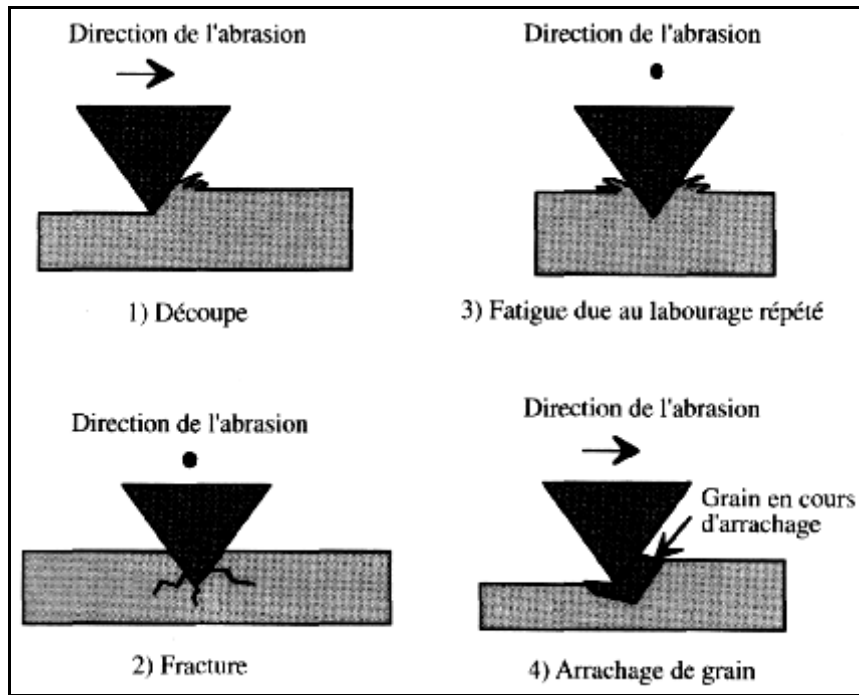


Figure 22. Les quatre modes d'usure abrasive [33].

**II- 12-4- Influence de la dureté de l'abrasif**

Le rapport dureté de l'abrasif ( $H_a$ ) sur dureté du matériau ( $H_m$ ) est également un paramètre important (figure 23). L'abrasion est faible pour des rapports  $\frac{H_a}{H_m} < 0.7-1.1$ , augmente fortement dans le domaine  $0.7-1.7$ , puis tend à se stabiliser pour des valeurs de  $\frac{H_a}{H_m} > 1.7$  [35].

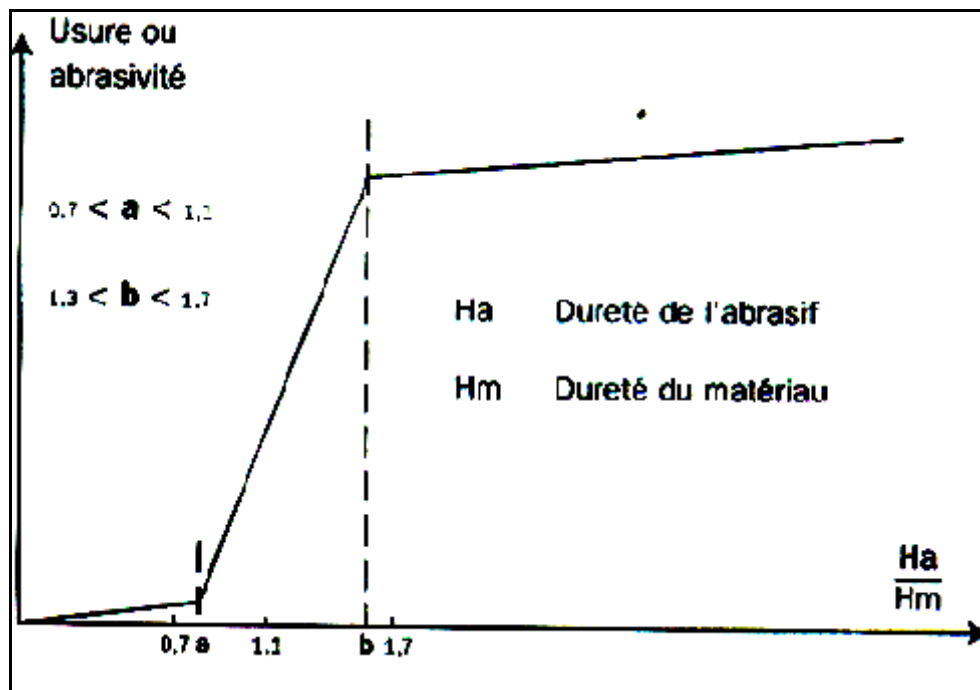


Figure 23. Evolution de l'usure en fonction du rapport  $H_a / H_m$  d'après Khruschov [35].

### **II- 12-5-Influence de la vitesse**

La perte de masse par abrasion augmente légèrement avec la vitesse d'abrasion. Cet accroissement est attribué à une baisse des caractéristiques mécaniques sous l'effet de l'échauffement provenant de l'accroissement de la vitesse [36].

### **II- 12-6-Influence de la microstructure**

L'aptitude au frottement d'un matériau dépend de ses caractéristiques, de sa composition et de sa structure. C'est le graphite qui donne aux fontes leurs avantages. Dans le cas de frottement sans lubrification, ou en cas d'interruption du film d'huile, le graphite, qui est autolubrifiant, fait diminuer les risques de jonctions intermétalliques (grippage) par formation d'un manteau protecteur. Par ailleurs, les microcavités qui subsistent lorsque le graphite est arraché peuvent retenir le lubrifiant et éviter la rupture du film d'huile ou encore capter les débris des surfaces endommagées [37].

Généralement, pour résister convenablement à l'usure par abrasion sous forte charge, les pièces en fonte ordinaire devront le plus souvent être trempées à la coulée, contre refroidisseur, de façon à présenter localement une structure de fonte blanche (inusable bien entendu).

En fait, bien que la fonte grise ait encore de larges possibilités dans ce domaine, les cas d'abrasion sévère, éventuellement avec choc, à chaud ou en milieu corrosif, sont plutôt du domaine des fontes alliées.

Les cas d'abrasion sous faible charge (glissières de machines-outils par exemple) se traitent par le recours à des fontes grises résistantes trempées superficiellement après usinage, au chalumeau ou par induction, voire par laser de puissance [11].

## Conclusion

Dans cette étude bibliographique, nous avons dans un premier temps présenté la description du four électrique à induction et son principe de fonctionnement, ainsi que le schéma d'élaboration des fontes moulées en général. Nous avons ensuite montré les différents types des fontes, la solidification et les transformations à l'état solide des fontes. Dans cette analyse bibliographique, sont présentés aussi l'influence des éléments d'addition sur la structure des fontes et enfin les mécanismes de détérioration des pièces par abrasion et corrosion.

Sur la base des sources bibliographiques nous relevons les conclusions suivantes :

- 1) Malgré les avantages que présente le four électrique à induction, ce dernier se prête mal aux opérations métallurgiques, de ce fait, pour avoir une fonte à composition chimique précise, on doit sélectionner avec soin les ferrailles et les ferroalliages.
- 2) Les propriétés mécaniques de la fonte grise sont déterminées par sa structure, surtout par son composant graphitique. Lorsque la structure et les inclusions de graphite sont fines, les propriétés de la fonte sont meilleures.
- 3) L'addition dans les fontes de divers éléments d'alliages (molybdène, titane, niobium, vanadium, chrome..) permet d'agir sur leurs structures et d'améliorer leurs caractéristiques mécaniques, chimiques ou leurs aptitudes à répondre aux traitements thermiques.
- 4) L'inoculation de la fonte grise lamellaire par le Fe-Si à 75% par exemple a pour but, de combattre la tendance de cette fonte à la solidification blanche, d'augmenter le nombre de lamelles de graphite et de diminuer la grosseur de celles-ci.
- 5) La résistance à la corrosion des fontes grises, dans différents milieux, est en général bonne, en raison de la présence du graphite, des carbures et des phosphures qui sont les constituants les plus nobles dans la fonte.



Département de Métallurgie et génie des Matériaux

Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées.

# Méthode

# Expérimentale

### III- METHODE EXPERIMENTALE

Afin de réaliser notre travail, nous avons utilisé les méthodes expérimentales suivantes :

- Elaboration de la fonte et coulée des échantillons.
- Métallographie en microscopie optique.
- Analyse par diffraction des rayons X.
- Dureté et microdureté
- Résistance à la traction.
- Corrosion.
- Usure.

#### III-1- Elaboration de la fonte étudiée

La fonte qui est élaborée dans un four électrique à induction de capacité de 5 tonnes au niveau de la fonderie ETRAG CONSTANTINE est la fonte grise Ft30 dont la composition chimique est donnée par le tableau 6. Le lit de fusion (tableau 7) est constitué de retours, métal liquide (pied de bain), acier récupéré et une petite quantité de fonte neuve. Les compositions chimiques de différentes charges sont présentées par le tableau 8.

Tableau 6. Composition chimique de la fonte Ft30.

Elément	C	Mn	Si	S	P	Cu	Al	Ni	Ti	Co
%	3,23	0,64	2,18	0,06	0,16	0,13	0,001	0,078	0,017	0,01

Tableau 7. Lit de fusion de la fonte élaborée

Charge métallique	Retours	Pied de bain	Fonte neuve	Acier récupéré
%	56	25	9	10

Tableau 8. Compositions chimiques de différentes charges constituant le lit de fusion.

Classes métalliques Elément, %	C	Si	Mn
Ferrailles d'acier	0,19	.....	0,29
Retours de fonte	3,45	2,80	0,40
Fonte neuve	3,40	1,60	0,75

### III-2- Coulée des échantillons

En vue de préparer nos échantillons destinés à la métallographie, la dureté, la microdureté, l'analyse par diffraction des rayons X, la corrosion et l'usure nous avons procédé comme suit :

- 1 - pulvérisation des ferroalliages dans un broyeur.
- 2 - Confection des moules en sable en résine furanique auto- durcissant à froid pour la coulée des éprouvettes cylindriques de diamètre 20 mm et de 300 mm de longueur (figure 24).
- 3 - Fusion de la fonte et addition des ferroalliages. L'inoculation de la fonte est faite dans le moule.
- 4 - Découpage des échantillons en plusieurs parties pour différents essais.

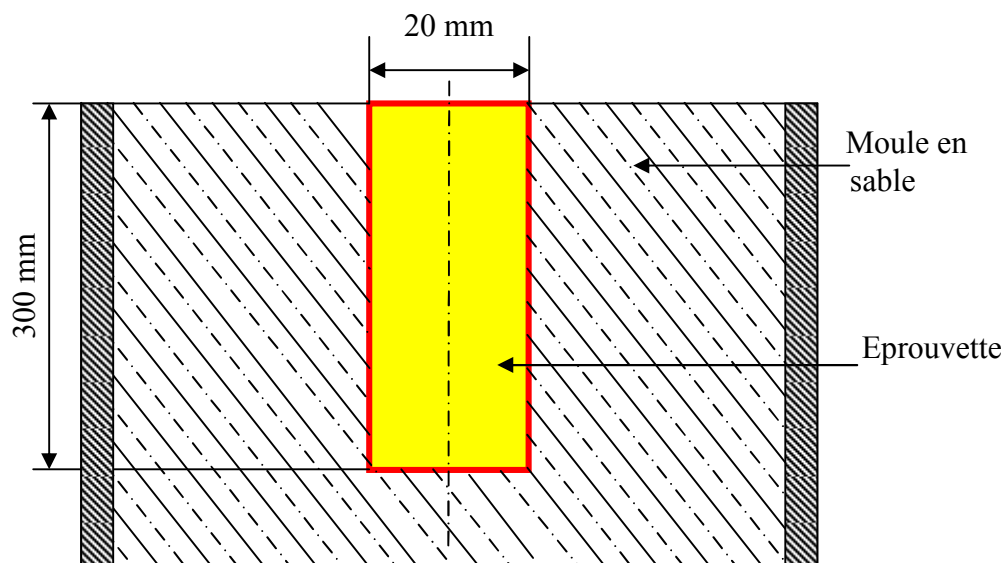


Figure 24. Méthode de coulée des éprouvettes.

Pour la réalisation de notre étude nous avons planifié nos expériences selon le tableau 9. Les éléments d'addition sont ajoutés sous forme de ferro-alliages (ferro-molybdène, ferro-titane, ferro-niobium).

Tableau 9. Planification expérimentale.

Echantillons	Eléments, %
1	Fonte de base
2	0,25 % Ti
3	1 % Ti
4	0,30 % Mo
5	0,65 % Mo
6	0,48 % Mo + 0,22% Nb
7	Inoculation par le Si

### III-3- Caractérisation microstructurale

Le but de l'examen micrographique des métaux et alliages est de définir leur structure avec précision, c'est-à-dire de déterminer qualitativement la nature, la forme, la répartition de leurs constituants. De plus, on peut parfois mesurer au moins approximativement les dimensions, le nombre et la proportion des particules, grains ou inclusions, sous la forme desquels se présentent ces constituants [9].

#### III-3-1- Métallographie en microscopie optique

Nous utilisons cette méthode dans le but d'observer la microstructure de la fonte de base ainsi que la microstructure des échantillons après addition des éléments d'alliage et après inoculation.

Un polissage mécanique avec du papier abrasif de différentes granulométries de 120, 320, 600, 800, 1000, 1200 respectivement a été effectué, puis un polissage final utilisant un papier 2400 et 4000. Après la finition du polissage, l'examen micrographique sans attaque permet d'étudier le graphite et les inclusions non métalliques.

Pour étudier les autres constituants de la matrice métallique et les carbures nous avons procédé à une attaque chimique au nital 3 %.

L'observation des échantillons a été faite par un microscope optique équipé d'une caméra vidéo marque « Leica » assisté par ordinateur (figure25). L'ensemble des micrographies ont été prises avec un grossissement de 200.



Figure 25. Microscope utilisé pour l'étude métallographique.

### III-3-2- Analyse par diffraction des rayons X

Une deuxième méthode a été utilisée pour l'analyse microstructurale qualitative et quantitative des phases existantes principalement.

La diffraction des rayons X est une technique essentielle pour l'étude des matériaux complexes à très petites échelles. On s'en sert pour rétablir la composition d'un matériau ainsi que sa structure moléculaire et cristalline. Cette technique fournit des informations sur les différentes phases présentes dans nos échantillons et permet également d'avoir une idée sur le degré de cristallinité du matériau (paramètre de la maille, la taille des grains).

Quand un faisceau parallèle de rayons X monochromatiques tombe sur un cristal, les rayons diffractés par les ions dans toutes les directions interfèrent ; on démontre qu'on obtient un faisceau réfléchi suivant les lois de la réflexion ordinaire, si la différence de marche entre les rayons réfléchis par deux plans cristallographiques parallèles est égal à un nombre entier de longueurs d'onde  $\lambda$  (figure 26), c'est-à-dire si l'angle  $\theta$  formé par le faisceau incident et un plan cristallographique satisfait à la loi de Bragg :

$$2d \cdot \sin\theta = n\lambda \quad [38] \quad (13)$$

Ou :

$d$  : distance inter réticulaire (distance entre deux plans cristallographiques d'une même famille).

$\theta$ : angle de diffraction en radiation.

$n$  : l'ordre de diffraction.

$\lambda$  : la longueur d'onde incidente.

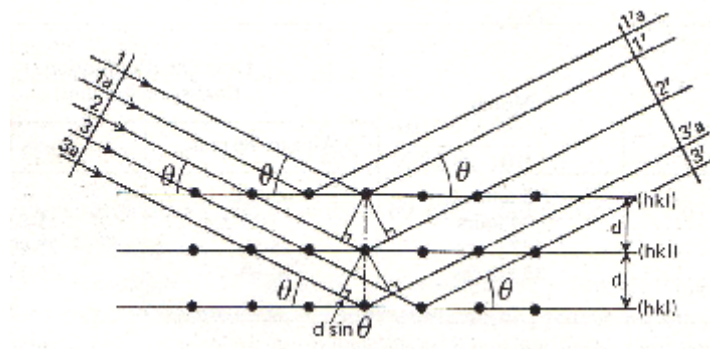


Figure 26. Principe de diffraction des rayons X [38].

Les spectres de diffraction des rayons X sont obtenus à l'aide d'un diffractomètre à rayons X de marque Philips. Ce diffractomètre est équipé d'un tube à anticathode de cuivre ( $\lambda=1,54\text{Å}$ ), la zone de balayage (en angle de diffraction  $2\theta$ ) est entre  $10^\circ$  et  $100^\circ$  avec un pas de  $0,02^\circ$ . A partir du diagramme  $2\theta$ - intensités de diffraction des rayons X et grâce au fichier ASTM nous pouvons identifier les phases. L'exploitation du spectre RX a été faite comme suit :

- \*détermination sur le spectre RX des angles  $2\theta$  de tous les pics.
- \*trouver sur les fichiers ASTM, les distances de toutes phases plausibles
- \*à partir de la loi de Bragg, on détermine les angles  $2\theta$  des trois pics les plus intenses.
- \*comparer ces positions à celles des pics du spectre RX et confirmer la présence de telle ou telle phase. Le déplacement sensible des pics peut nous renseigner sur l'évolution du paramètre du réseau cristallin.

### III-4 -Etude des propriétés mécaniques

Le but de cette étude est de déterminer l'influence de l'addition de titane, molybdène et de molybdène- niobium, ainsi que l'influence de l'inoculation sur les propriétés mécaniques de la fonte grise synthétique élaborée.

#### III-4 -1- Essai de dureté

Les essais de dureté sont d'une grande utilité pour le métallurgiste à cause de leur simplicité et de leur caractère peu destructif.

Le principe de l'essai consiste à enfoncer un pénétrateur dans le métal à essayer. La charge est constante et on mesure la dimension de l'empreinte. L'empreinte est d'autant plus grande que le métal est moins dur.

La dureté H s'exprime par le rapport de la force sur la surface de l'empreinte :

$$H = F/S \quad (14)$$

On aurait donc tendance à exprimer H en méga pascals, mais, pour insister sur le caractère conventionnel de l'essai de dureté, les chiffres de dureté sont sans dimension.

Les essais les plus classiques sont les essais Brinell, Vickers et Rockwell. Dans notre cas on a utilisé l'essai de dureté Vickers, les essais ont été réalisés sur une machine de type ZWICK//Roell ZH<sub>V</sub>10 (figure 27) avec un pénétrateur en diamant sous forme de pyramide à base carrée, dans notre travail on a utilisé une charge de 200 g.



Figure 27 .Microduromètre utilisé pour nos essais.

### III-4 -2- Microdureté Vickers

Dans le but d'identifier les constituants structuraux de notre fonte, avant et après modifications, on a utilisé un microduromètre de type (ZWICK//Roell ZHV10) , avec un pénétrateur en diamant sous forme de pyramide à base carrée, on a utilisé une charge de 30g. La microdureté est déterminée sur la base de mesure de diagonale de chaque empreinte et grâce à la formule suivante :

$$H= 1,8544(P/d^2) \quad (15)$$

Où :

P : charge exprimée en Kgf

d : la diagonale de l'empreinte en mm.

### III-4 -3- Essai de traction.

Cet essai consiste à soumettre une éprouvette (Figure 28) à un effort de traction jusqu'à la rupture en vue de déterminer une ou plusieurs caractéristiques mécaniques.

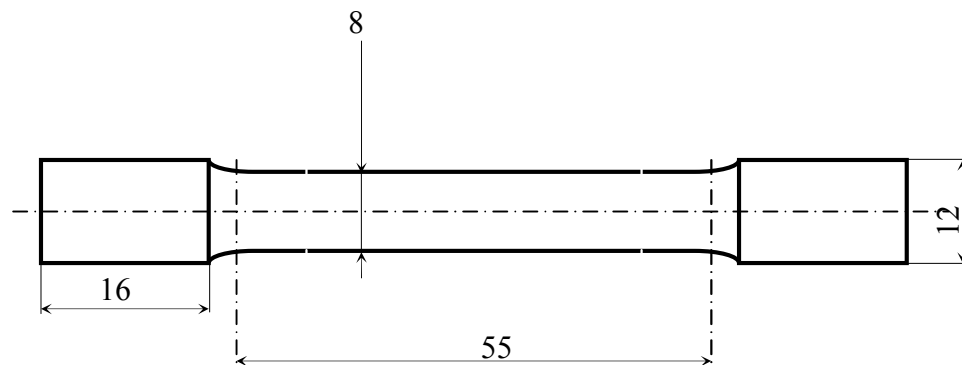


Figure 28. Eprouvette de traction.

Les caractéristiques classiques de l'essai de traction sont [18] :

#### 1) Limite apparente d'élasticité :

$$R_e = F_e / S_0 \quad (\text{MPa}) \quad (16)$$

$F_e$  : charge à la limite apparente d'élasticité (en newtons).

$S_0$  : section initiale (en millimètres carrés) (figure 29).

$R_e$  est appelé également limite d'écoulement.

## 2) Résistance à la traction

$$R_m = F_m / S_0 \quad (\text{MPa}) \quad (17)$$

Où  $F_m$ : charge maximale.

## 3) Allongement pour cent après rupture

$$A = \frac{L_U - L_0}{L_0} \cdot 100 \quad (18)$$

Où  $L_U$ : longueur de l'éprouvette reconstituée après rupture.

## 4) Striction

On définit :

$$\text{* le coefficient de striction : } Z = \frac{S_0 - S_U}{L_0} \cdot 100 \quad (19)$$

$$\text{* l'allongement de striction : } Z_U = \frac{S_0 - S_U}{S_U} \cdot 100 \quad (20)$$

Où  $S_U$  est la section minimale de l'éprouvette après rupture [18].

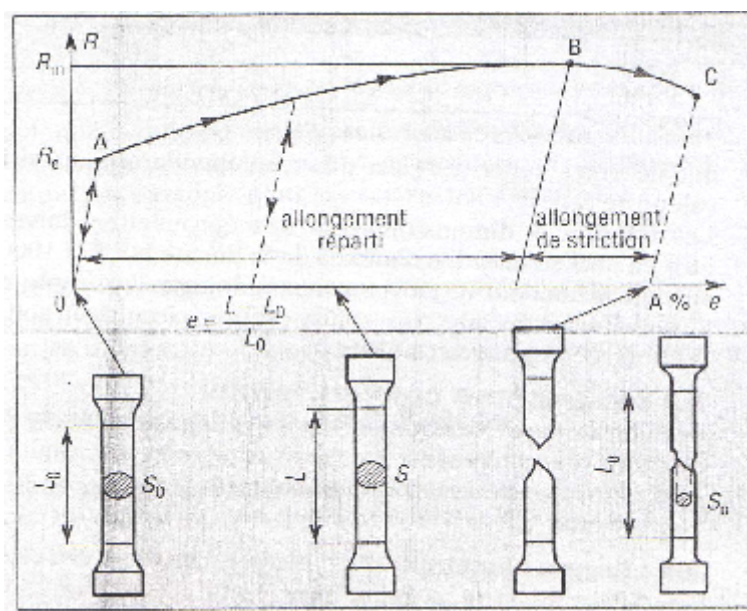


Figure 29. Diagramme conventionnel de traction [18].

Pour déterminer la résistance à la traction du matériau étudié, les éprouvettes de traction (figure 30) sont obtenues par usinage au niveau du laboratoire de département de mécanique de l'université de Annaba.

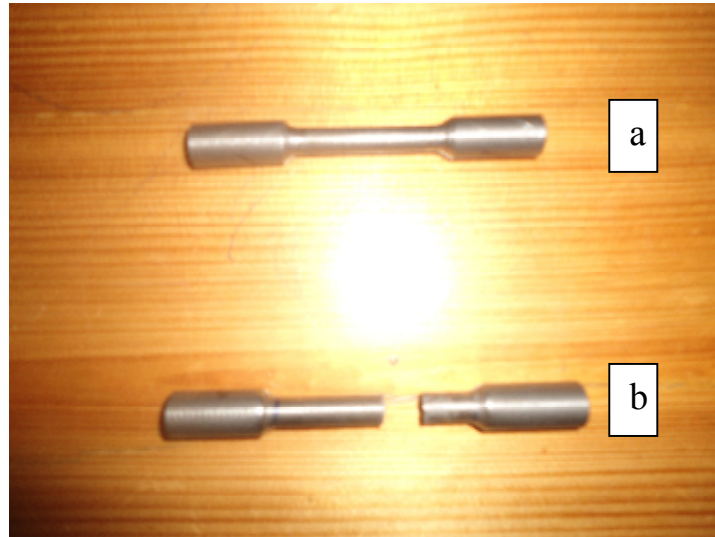


Figure 30. Eprouvette de traction utilisée pour nos essais.

a- avant essai,

b-après essai.

Pour la réalisation de nos essais on a utilisé une machine de traction de type ZWICK//Roell Z100 (figure 31).



Figure 31. Machine de traction utilisée pour nos essais.

### III-5- Essai de corrosion

Dans le but d'étudier l'influence de l'addition du titane, du molybdène et du molybdène-niobium, nous avons réalisé un essai de corrosion. Le principe de cet essai consiste à étudier le comportement de la fonte de base et de la fonte modifiée dans un milieu salin (NaCl).

#### III-5-1- Réalisation des électrodes

Les échantillons sont coupés en forme de carré de 1cm de côté, puis au centre de l'une des deux faces de chaque échantillon, on a percé un trou de 4 mm et on a soudé un fil conducteur en cuivre dans ce trou, les échantillons ont été enrobés par la résine en poudre mélangé par un durcisseur liquide (figure 32).

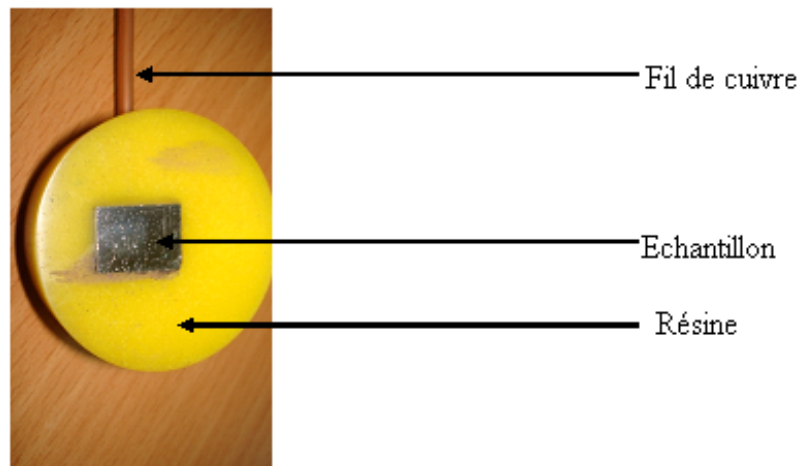


Figure 32. Schéma de l'échantillon enrobé  
Représente l'électrode de travail.

#### III-5-2- Préparation de la surface à étudier

La surface des échantillons est préparée par un polissage mécanique au moyen de papiers abrasifs, le polissage consiste à rendre la surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner les examens ultérieurs. Après le polissage, la surface est rincée à l'eau distillée, dégraissée à l'acétone, rincée à l'eau distillée puis séchée à l'air chaud.

### III-5-3- Dispositif expérimental

L'essai électrochimique a été réalisé à l'aide d'une chaîne électrochimique (figure 33), qui comprend :

-Une unité de traitement informatique dotée d'un logiciel permettant de tracer la courbe de polarisation et de déterminer certains paramètres,

-Une cellule d'électrolyse à trois électrodes reliées à un potentiostat type EGG352 (figure 34). Cette cellule est composée d'un bucher sur lequel est posé un couvercle muni de trois orifices permettant l'introduction des électrodes :

- **Electrode de référence:** est une électrode au calomel saturé par KCl (ECS).

- **Electrode de travail:** c'est l'échantillon à analyser, placée juste à proximité de l'électrode de référence, présentant une surface de  $1\text{cm}^2$ .

-**Contre électrode:** C'est une électrode en platine, dont le rôle est d'assurer le passage du courant, dans un montage à trois électrodes. Sa surface doit être au moins égale à celle de la partie active de l'électrode de travail, le choix de l'électrode est justifié par le fait qu'elle est parfaitement inattaquable.

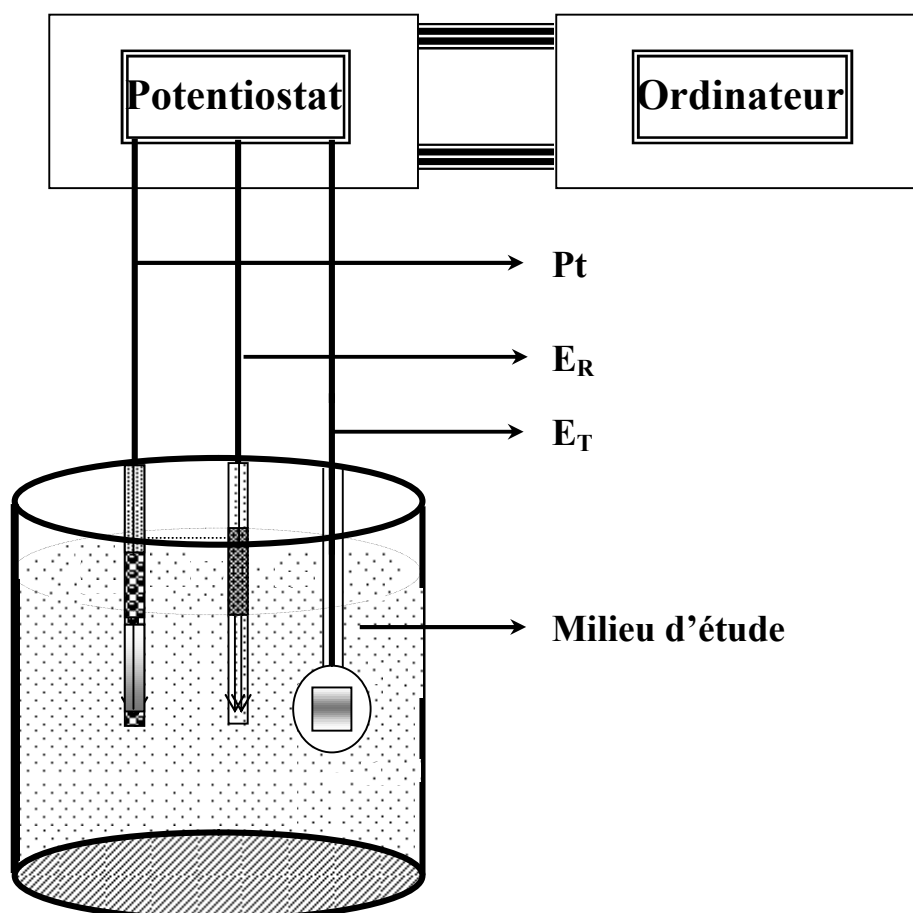


Figure 33. Montage électrochimique global.

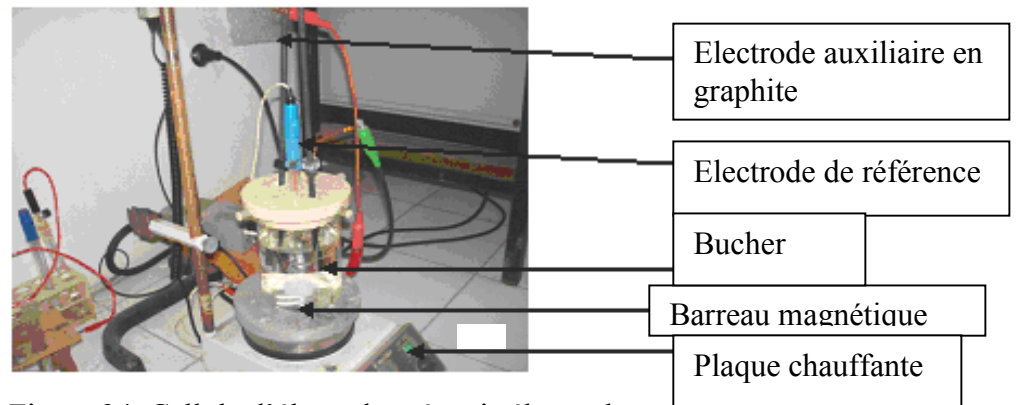


Figure 34. Cellule d'électrolyse à trois électrodes.

#### III-5-4- Milieu d'étude

Les essais ont été effectués dans une solution NaCl dont la concentration est de 3% avec agitation, à la température ambiante et avec une vitesse de balayage de 1 mV/s.

#### III-6- Essai d'usure

L'essai consiste à mesurer la quantité de matière perdue après passage de 50 m de l'échantillon sur un papier abrasif de granulométrie 600 mm avec une vitesse de rotation de 40 tours/minute et une charge P de 0,5 kgf (figure 35).

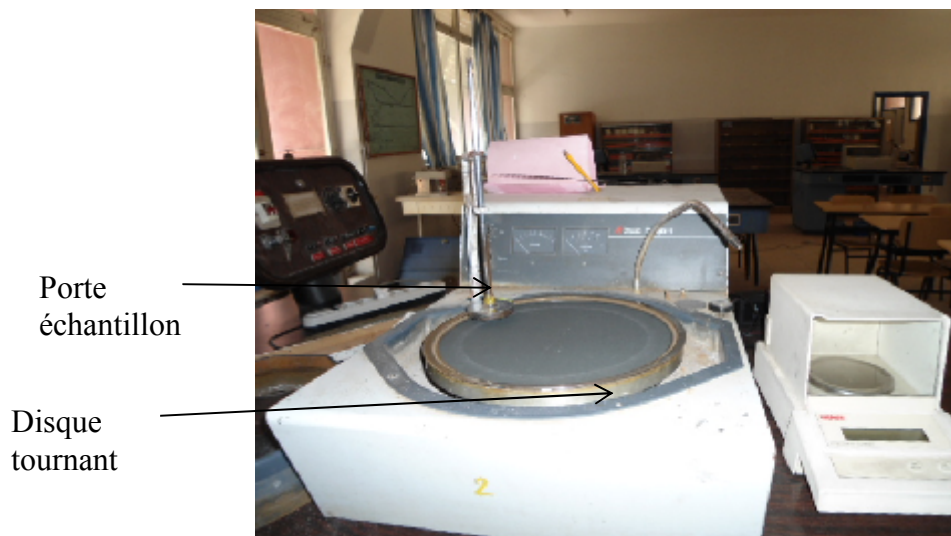


Figure 35. Dispositif utilisé pour l'essai d'usure par abrasion.



Département de Métallurgie et génie des Matériaux

---

Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées.

# Résultats et Discussions

## IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS

### IV-1- Caractérisation microstructurale

#### IV-1-1- Métallographie en microscopie optique

La fonte de base étudiée, dont la composition chimique est donnée par le tableau 8, présente à l'état brut de coulée une matrice composée de lamelles de graphite (figure 36 a).

Après attaque chimique (figure 36 b), la structure est composée de trois phases bien distinctes : ferrite avec une couleur blanche, perlite avec une couleur grise, des lamelles noires de graphite.

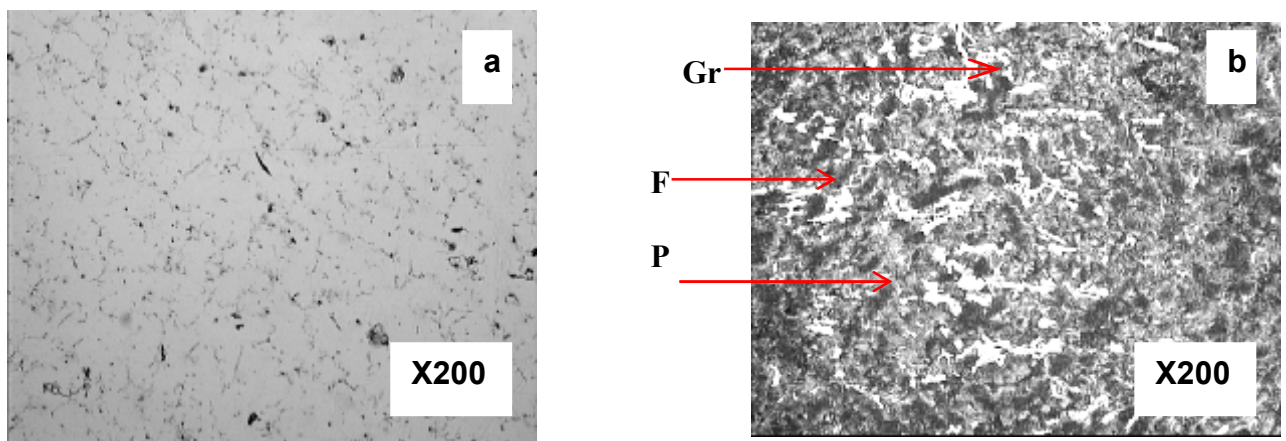


Figure 36. Microstructure de l'échantillon 1. Nital 3%

a- Sans attaque

b- Après attaque

F: ferrite, Gr : graphite, P : perlite.

Lors de l'introduction de 0,25% du titane ; la morphologie de la structure change partiellement par rapport à celle de la fonte de base. Avec cette teneur de titane, le graphite devient fin, sa quantité a diminué par rapport à celle de la fonte de base, la ferrite est bien réparti dans une matrice perlitique (figure 37).

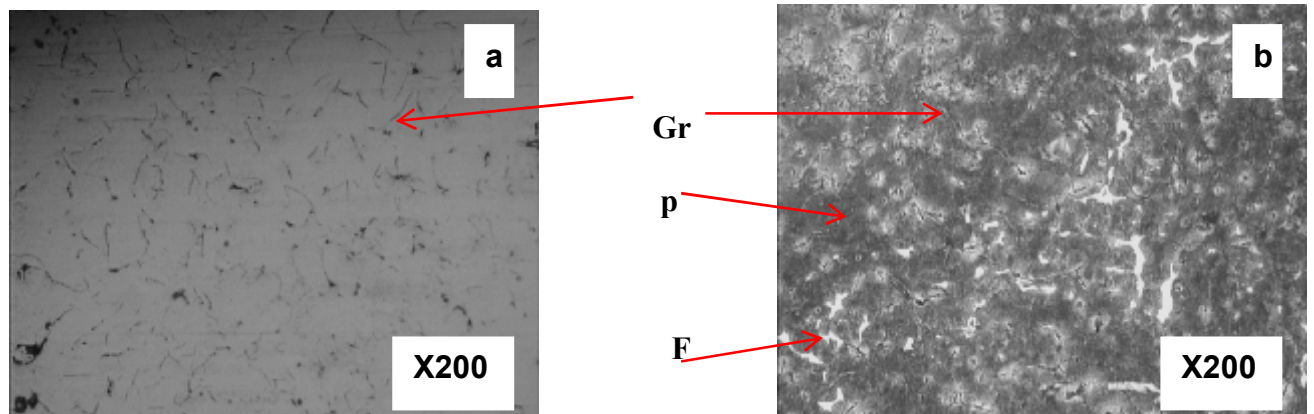


Figure 37. Microstructure de l'échantillon 2. Nital 3%.

a- Sans attaque

b- Après attaque

F: ferrite, Gr : graphite, P : perlite.

A 1% de titane, la structure de la fonte s'affine et la quantité de la ferrite devient plus dominante en comparaison avec celle de la fonte de base et de l'échantillon 2 (figure 38). Concernant le graphite, il devient fin, sa quantité a diminué par rapport à celle de la fonte de base et de l'échantillon 2.

L'influence du titane sur la forme du graphite, est expliquée par le fait que, les oxydes de titane et les nitrures de titane, qui sont difficilement fusibles, se forment dans la fonte encore liquide et servent de centres de cristallisation du graphite (support de germination).

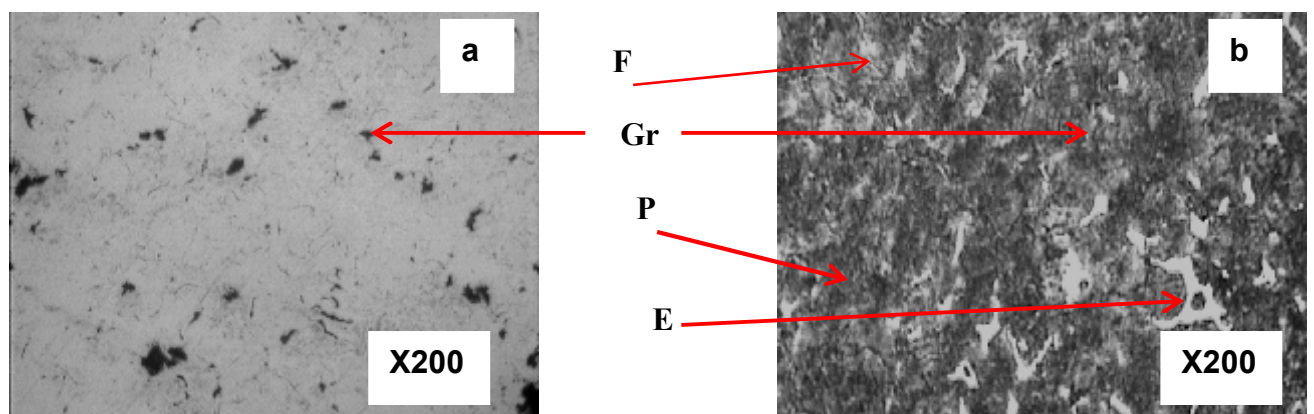


Figure 38. Microstructure de l'échantillon 3. Nital 3%.

a- Sans attaque

b- Après attaque

F : ferrite, Gr : graphite, P : perlite, E : eutectique.

Dans l'échantillon 4, le molybdène à 0,3% a affiné le graphite puisque c'est un élément fortement carburigène et il a augmenté la quantité de la ferrite par rapport à la perlite (figure 39), ceci est dû à l'action alphagène du molybdène.

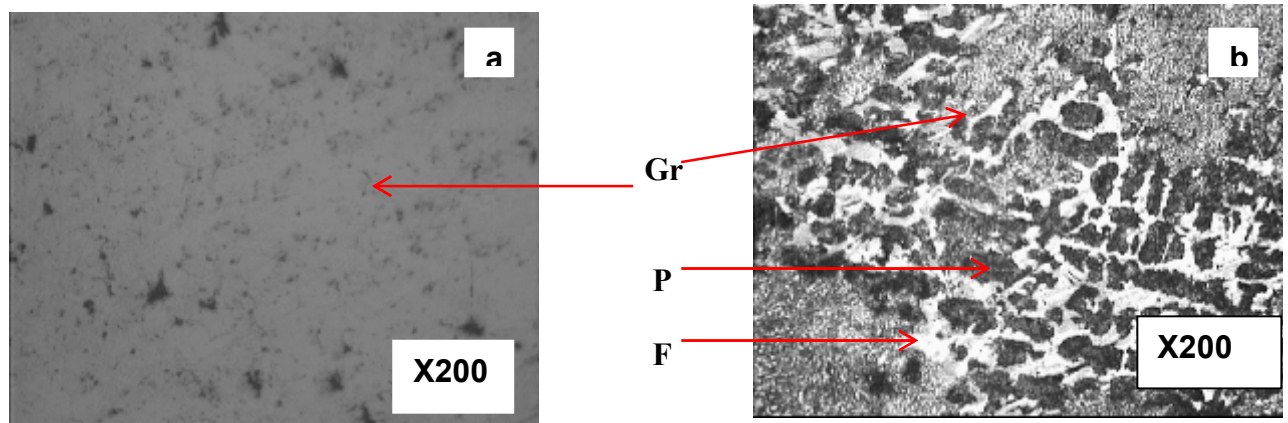


Figure 39. Microstructure de l'échantillon 4. Nital 3%.

a- Sans attaque

b- Après attaque

F : ferrite, Gr : graphite, P : perlite.

L'échantillon à 0,65% de molybdène (figure 40), présente une structure constituée de ferrite et de perlite avec des lamelles fines de graphite. La quantité de ferrite devient plus grande par rapport à la fonte à 0,30% de molybdène.

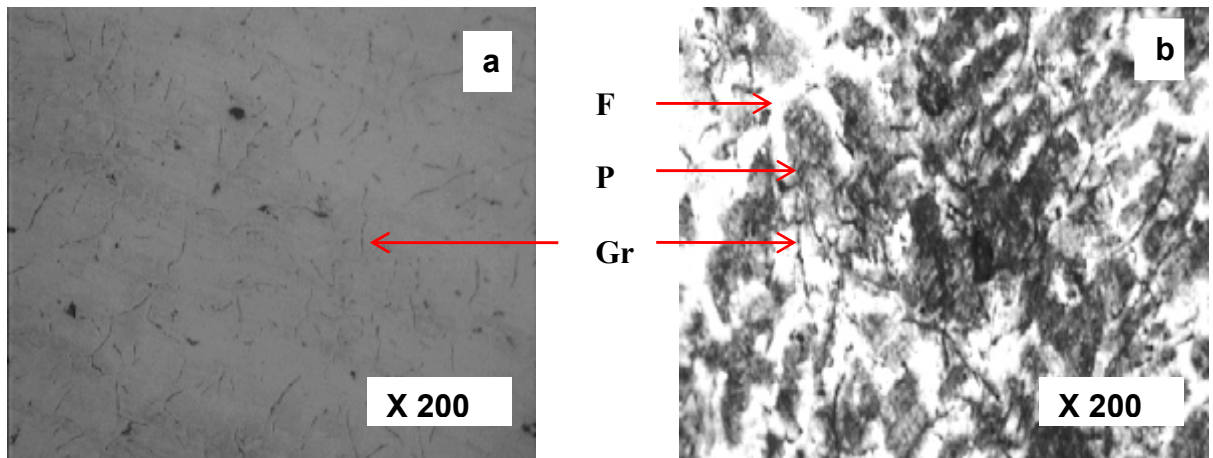


Figure 40. Microstructure de l'échantillon 5. Nital 3%.

a- Sans attaque

b- Après attaque

F : ferrite, Gr : graphite, P : perlite.

Concernant l'échantillon à 0,48% de molybdène, on constate que la structure de la fonte contient de la ferrite bien réparti dans une matrice perlitique (figure 41) ainsi qu'une bonne répartition du graphite.

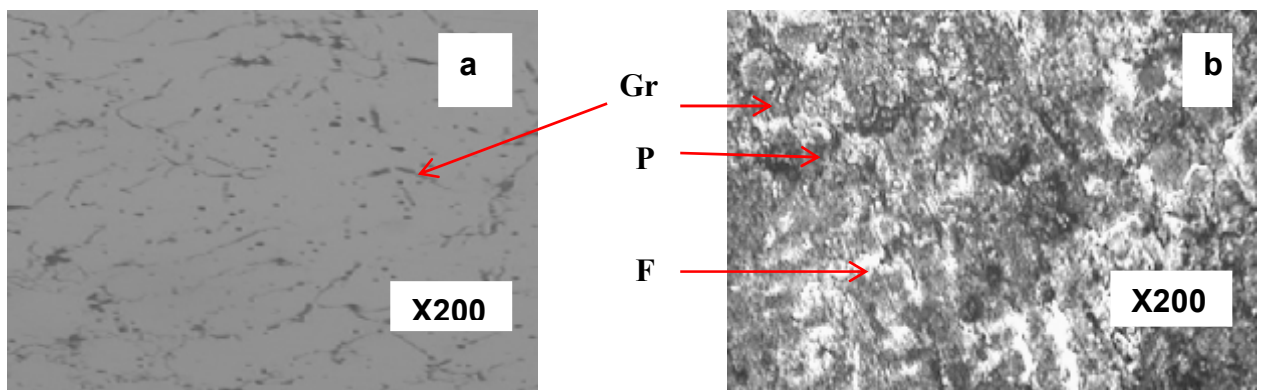


Figure 41. Microstructure de l'échantillon 6. Nital 3%

a- Sans attaque

b- Après attaque

F : ferrite, Gr : graphite, P : perlite.

Quoi que le silicium soit un élément alphasène, la structure de l'échantillon 7, inoculé par cet élément (figure 42) reste presque perlitique avec une faible quantité de ferrite. La microstructure de cette fonte présente aussi un eutectique dont la microdureté est de 626 Hv (figure 51).

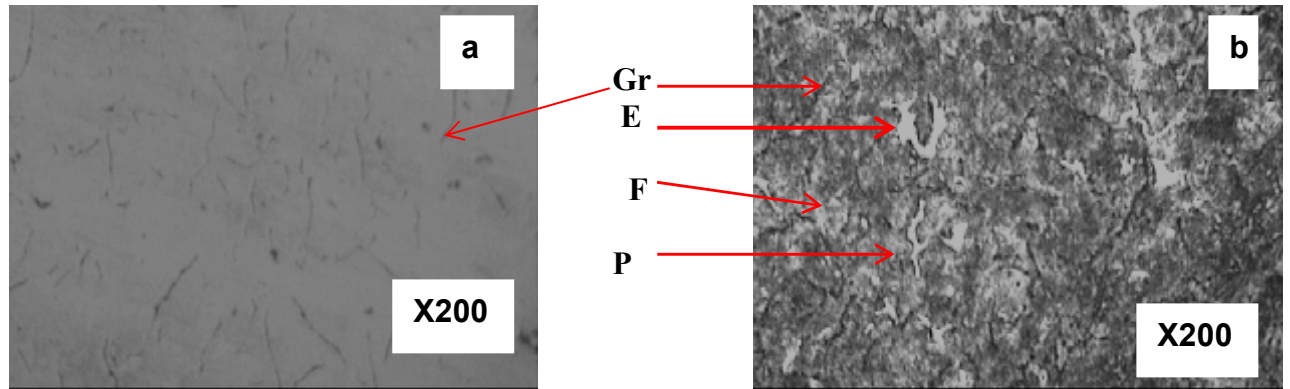


Figure 42. Microstructure de l'échantillon 7. Nital 3%

a- Sans attaque

b- Après attaque

F : ferrite, Gr : graphite, P : perlite, E : eutectique.

#### IV-1-2- Analyse par diffraction des rayons X

L'analyse des spectres de diffraction de différents échantillons étudiés a permis de mettre en évidence les principales phases dans la structure de chaque fonte.

Pour l'analyse quantitative des spectres de diffraction, l'identification de différentes phases, on a utilisé le logiciel MAUD.

Après analyse des spectres de diffraction, nous avons constaté que les phases se différencient d'un échantillon à l'autre selon les éléments ajoutés et leurs teneurs dans la fonte. Dans l'ensemble les phases prédominantes sont : la ferrite ( $Fe \alpha$ ), graphite, cémentite ( $Fe_3C$ ), carbure de molybdène  $Mo_2C$ , carbure de niobium ( $NbC$ ).

Sachant bien que la perlite est un agrégat de ferrite et de cémentite, et comme nous n'avons pas pu déterminer la proportion ferrite/cémentite, la quantité de cémentite identifiée dans chaque échantillon provient de la perlite.

L'analyse quantitative des phases en présence dans la fonte de base est donnée par la figure 43. Ce spectre représente l'intensité des pics en fonction de l'angle de diffraction  $2\theta$ . Dans l'ensemble, nous observons :

- Des pics de cémentite(  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) dont le pourcentage est de 50.17%.
- Des pics de graphite où son taux est de 11.47%.
- Des pics de ferrite avec un taux de 38.36%.

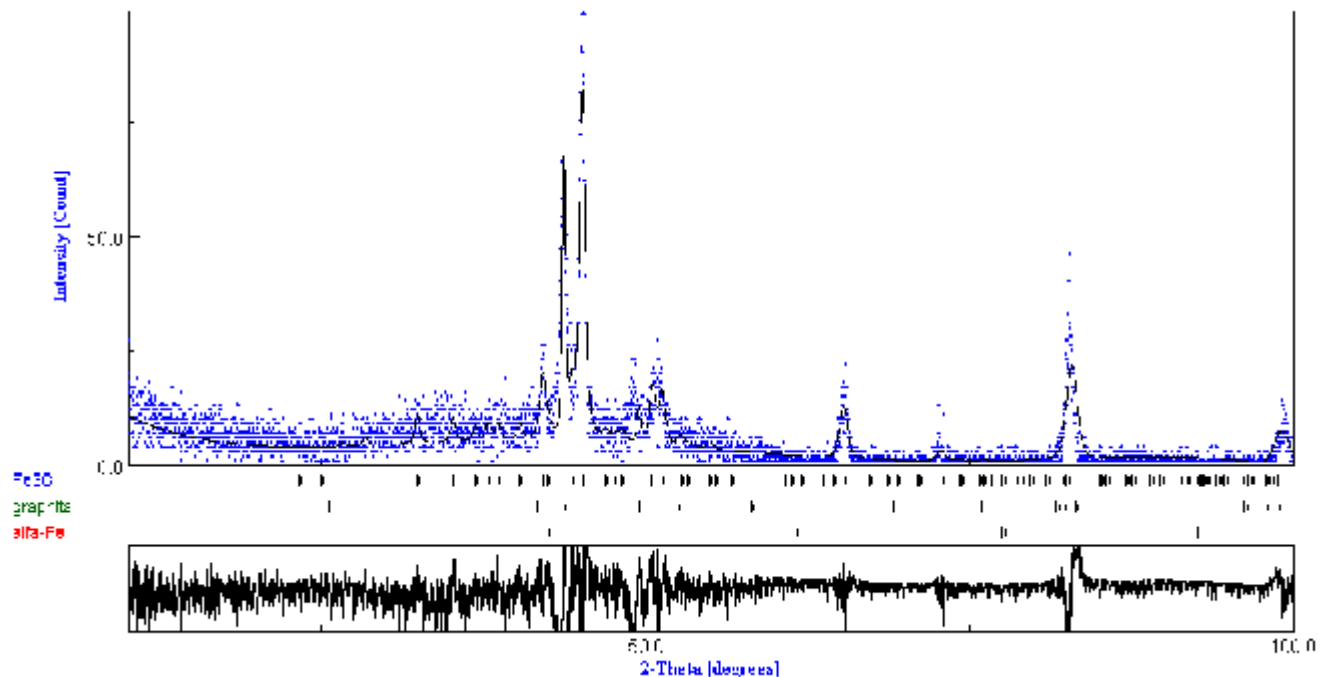


Figure 43. Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 1.

Tableau 10. Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 1.

Phase	ferrite	$\text{Fe}_3\text{C}$	Graphite
Fraction, (%)	38,36	50,17	11,47

L'analyse quantitative des phases en présence dans l'échantillon 3 est donnée par la figure 44.

Dans l'ensemble cette figure montre :

- Des pics de cémentite(  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) avec un pourcentage de 32,30 %.
- Des pics de graphite où son taux est de 8,53%.
- Des pics de ferrite dont le pourcentage est de 59,17 %.

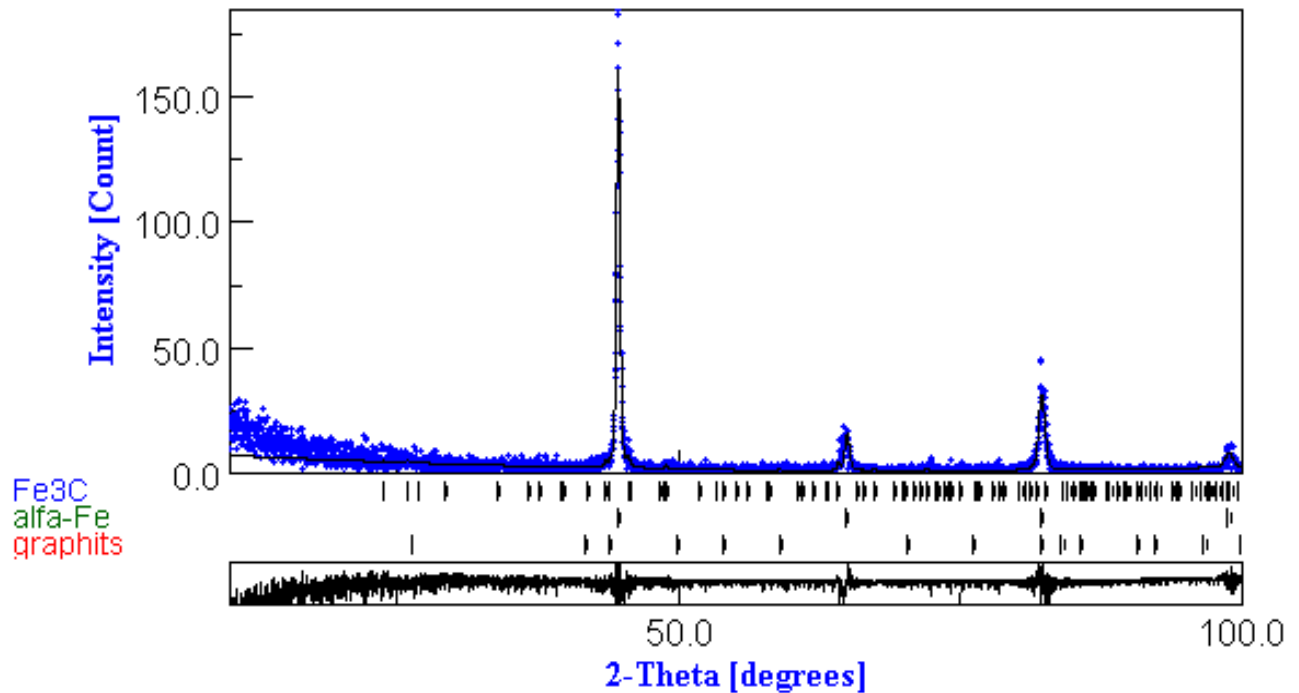


Figure 44. Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 3.

Tableau 11. Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 3.

Phase	ferrite	Fe <sub>3</sub> C	graphite
Fraction,(%)	59,17	32,30	8,53

L'analyse quantitative des phases en présence dans l'échantillon 4 est donnée par la figure 45. Sur cette figure, nous observons :

- Des pics de carbure de molybdène Mo<sub>2</sub>C dont le taux est de 19,97%.
- Des pics de cémentite( Fe<sub>3</sub>C) avec un pourcentage est de 30,78 %.
- Des pics de graphite où son taux est de 13,41 %.
- Des pics de ferrite avec un taux de 35,84%.

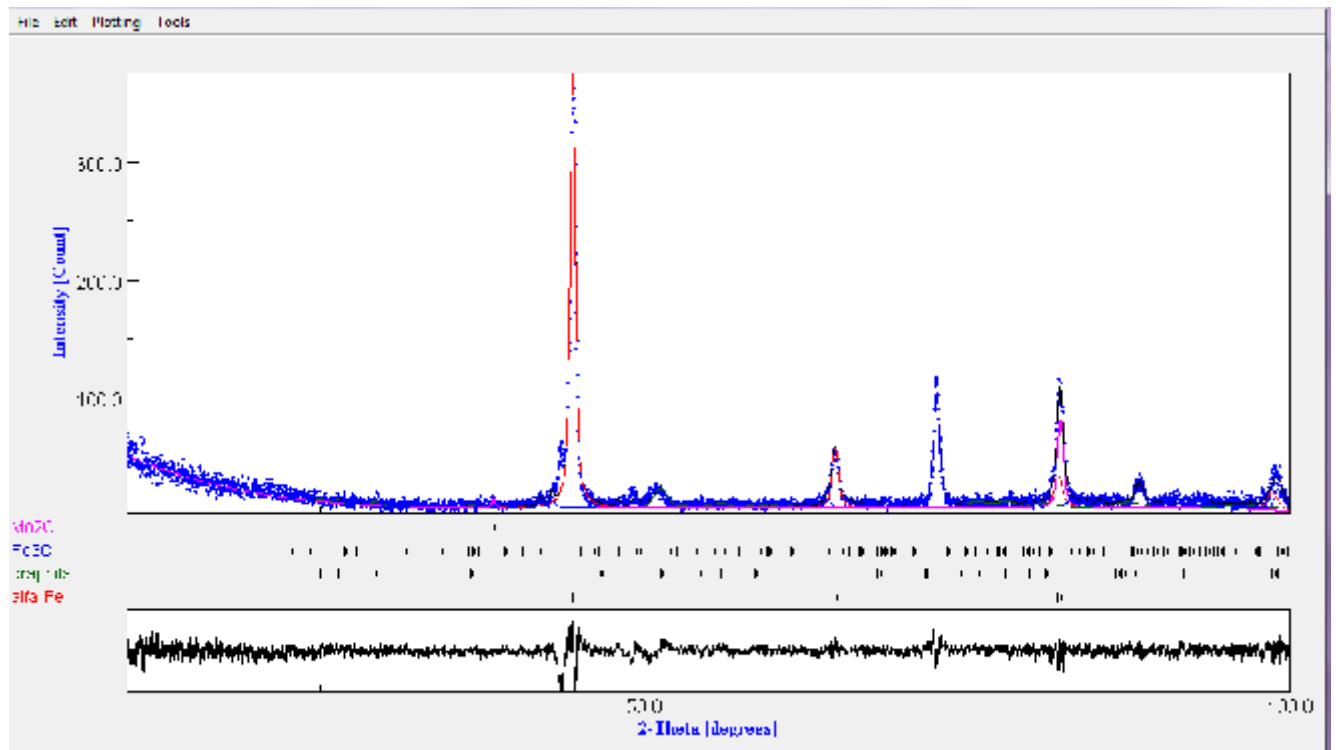


Figure 45. Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 4.

Tableau 12. Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 4

Phase	ferrit e	graphit e	Fe <sub>3</sub> C	Mo <sub>2</sub> C
Fraction, %	35,8 4	13,41	30,7 8	19,9 7

L'analyse quantitative des phases en présence dans la fonte 5 est donnée par la figure 46. Dans l'ensemble, nous observons :

- Des pics de cémentite( Fe<sub>3</sub>C) avec un pourcentage de 28,50 %.
- Des pics de carbure de molybdène Mo<sub>2</sub>C dont le taux est de 22,27 %.
- Des pics de graphite où son taux est de 13,48 %.
- Des pics de ferrite avec un taux de 35,75 %.

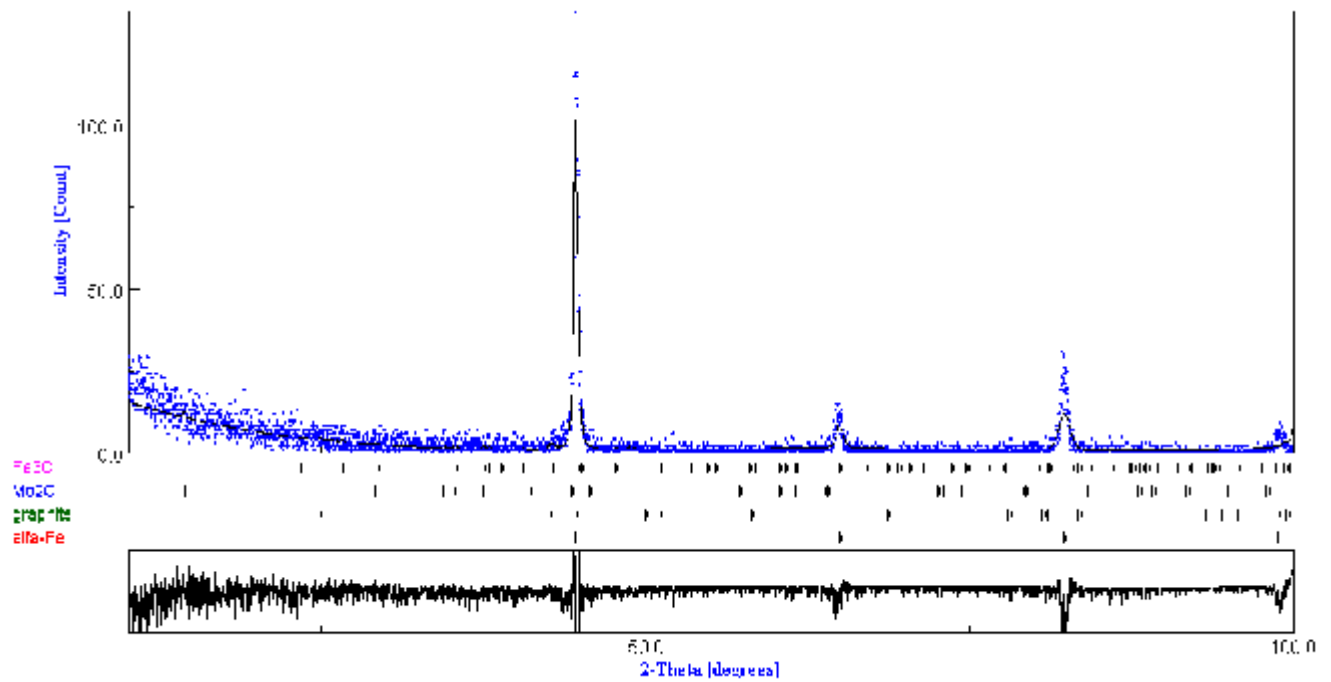


Figure 46. Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 5.

Tableau 13. Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 5.

Phase	ferrit e	graphit e	Fe <sub>3</sub> C	Mo <sub>2</sub> C
Fraction, %	35,7 5	13,48	28,5 0	22,2 7

L'analyse quantitative des phases en présence dans l'échantillon 6 est donnée par la figure 47. Sur cette figure, nous observons :

- Des pics de carbure de niobium (NbC) dont le pourcentage est de 19,35%.
- Des pics de carbure de molybdène Mo<sub>2</sub>C avec un taux de 43,89%.
- Des pics de cémentite (Fe<sub>3</sub>C) où son taux est de 18,13%.
- Des pics de ferrite avec un taux de 18,63 %.

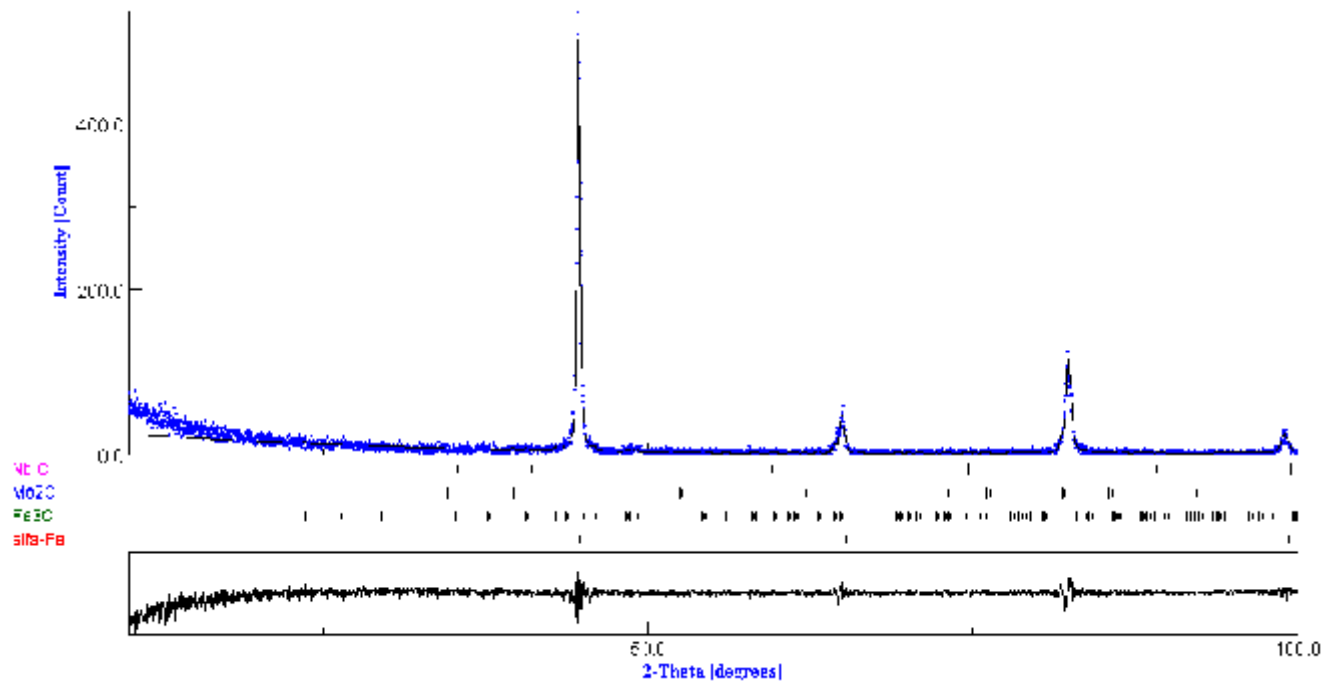


Figure 47. Spectre de diffraction des RX de l'échantillon 6.

Tableau 14. Résultats de diffraction des rayons X de l'échantillon 6.

Phase	Ferrite	Fe <sub>3</sub> C	Mo <sub>2</sub> C	NbC
Fraction, %	18,63	18,13	43,89	19,35

Les résultats de diffraction des rayons X obtenus pour tous les échantillons étudiés (tableau 15) montrent en général, la présence du fer  $\alpha$ , du graphite, de la cémentite qui provient de la perlite. L'analyse des spectres des échantillons qui contiennent le molybdène a permis de mettre en évidence les carbures de molybdène Mo<sub>2</sub>C dans leurs structures.

En ce qui concerne l'échantillon 3 (1% de titane), le carbure de titane n'a pas pu être détecté par diffraction des rayons X. Ceci peut être expliqué par, une faible quantité, et par une hétérogénéité de la composition chimique.

Sur le spectre de l'échantillon 6, l'absence du graphite est expliquée par sa faible quantité qui est dû à l'addition du molybdène et du niobium qui sont des éléments carburigènes qui ont formé des carbures de molybdène  $\text{Mo}_2\text{C}$  et de niobium  $\text{NbC}$ .

Tableau 15. Résultats globales de diffraction des rayons X.

Echantillon / Phase, %	ferrite	Fe <sub>3</sub> C	Graphite	Mo <sub>2</sub> C	NbC
1	38.36	50.17	11.47	/	/
3	59.17	32.30	8.53	/	/
4	35.84	30.78	13.41	19.97	/
5	35.75	28.50	13.48	22.27	/
6	18.63	18.13	/	43.89	19.35

## IV-2- Etude des propriétés mécaniques

### IV-2-1- Essai de dureté

Les duretés correspondantes aux différents échantillons sont présentées dans le tableau 16.

Tableau 16. Résultats de la dureté des échantillons étudiés.

Echantillon	Dureté (H <sub>V</sub> )
1	289
2	330
3	331
4	396
5	379
6	357
7	318

La dureté de la fonte de base est de 289 HV. L'addition des éléments d'alliage à cette dernière a conduit à une augmentation relative de la dureté (figure 48).

Lors de l'addition du titane, la dureté a augmenté par rapport à la fonte de base. Pour des teneurs en titane de 0,25%, 1%, les valeurs de la dureté sont presque les mêmes et elles sont de 330 Hv, 331Hv respectivement. Cette augmentation de la dureté est expliquée par l'effet du titane sur la morphologie du graphite et de la structure qui devient fine (figure37).

L'introduction du molybdène dans la fonte étudiée montre une influence considérable sur la structure et la dureté. La plus grande valeur de dureté est obtenue après addition de 0,30% de

molybdène. Cette augmentation est expliquée par le fait que le molybdène est un affinant de la perlite et par conséquent de la structure de la fonte (figure 39). Le molybdène également est un élément carburigène, il a formé avec le carbone, un carbure de molybdène  $Mo_2C$  qui est dur.

Lors de l'introduction de 0,22% de niobium avec 0,48% de molybdène, la dureté a diminué mais reste meilleure que celle de la fonte de base.

L'inoculation de la fonte par le silicium a moins augmenté la dureté en comparaison avec l'addition du titane et du molybdène.

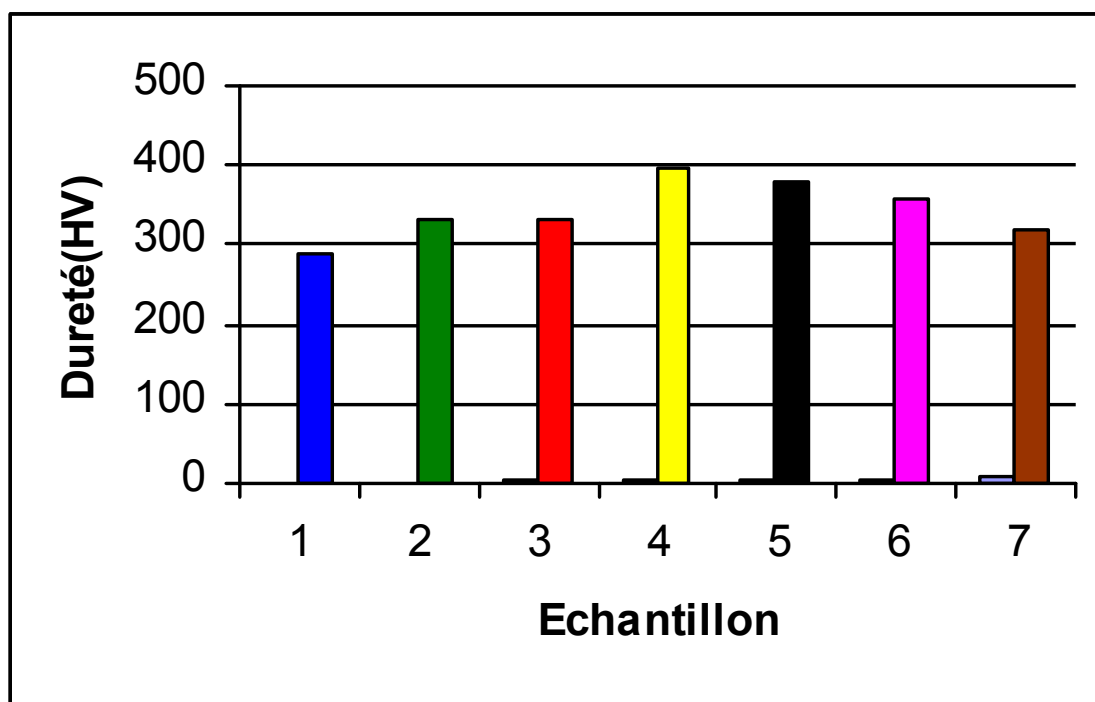


Figure 48. Histogrammes illustrant la variation de la dureté de différents échantillons.

#### IV-2-2- Microdureté Vickers

Les microduretés des différents échantillons ont permis de faire la distinction entre les différentes phases en présence dans la fonte expérimentée. Les résultats obtenus montrent que les éléments ajoutés ont agi sur la structure, en favorisant la formation de nouvelles structures avec des

microduretés plus importantes que celle de la fonte de base. A titre d'exemple les figures 49, 50, 51 montrent les Microduretés des fontes étudiées.

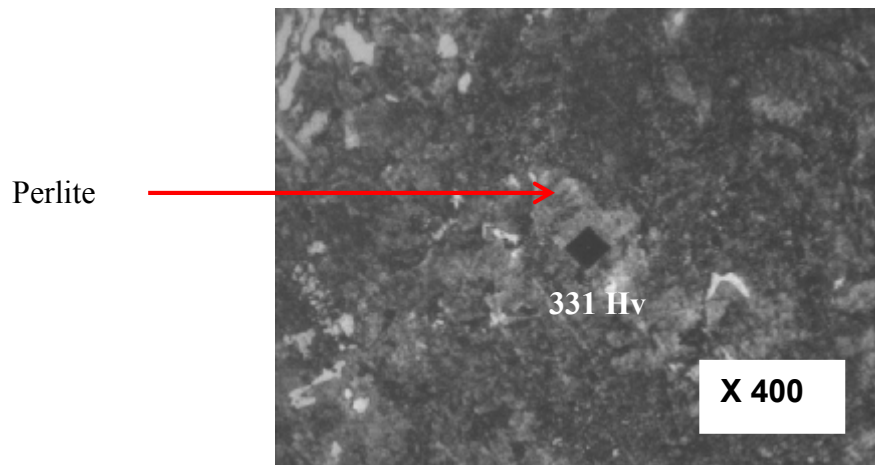


Figure 49. Microdureté de l'échantillon 1.

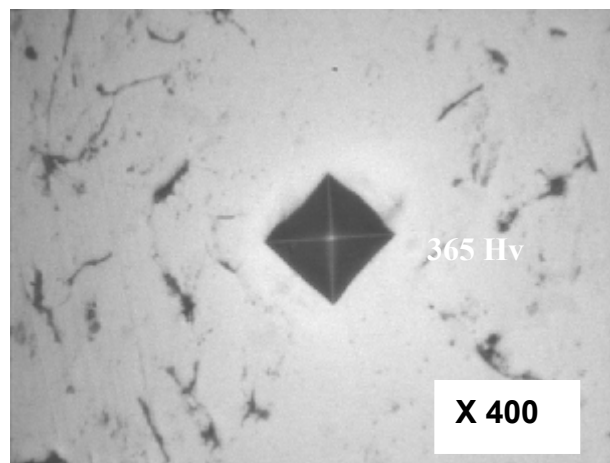


Figure 50. Microdureté de l'échantillon 3.

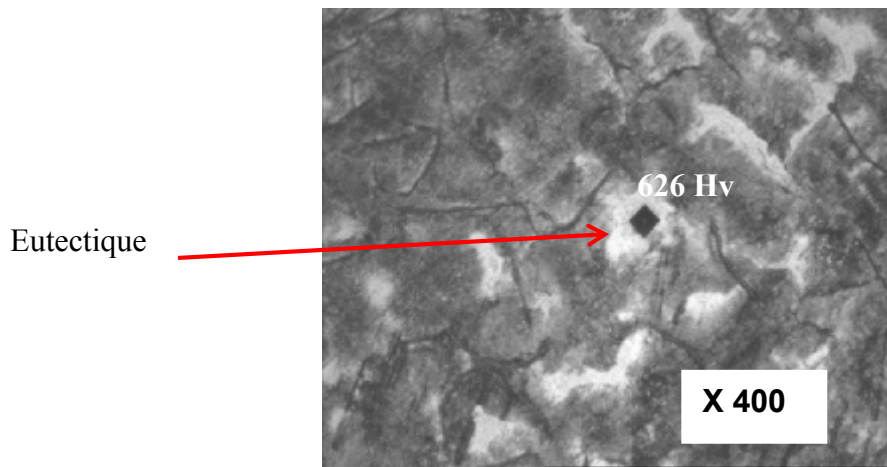


Figure 51. Microdureté de l'échantillon 7.

#### IV-2-3- Essai de traction.

L'essai de traction effectué sur les éprouvettes des fontes expérimentées a permis de déterminer les propriétés mécaniques de ces fontes telles que la résistance à la traction ( $R_m$ ), l'allongement ( $A\%$ ), la striction ( $Z$ ).

Les courbes de traction de différentes éprouvettes étudiées sont illustrées par les figures 52, 53, 54, 55, 56, 57, 58.

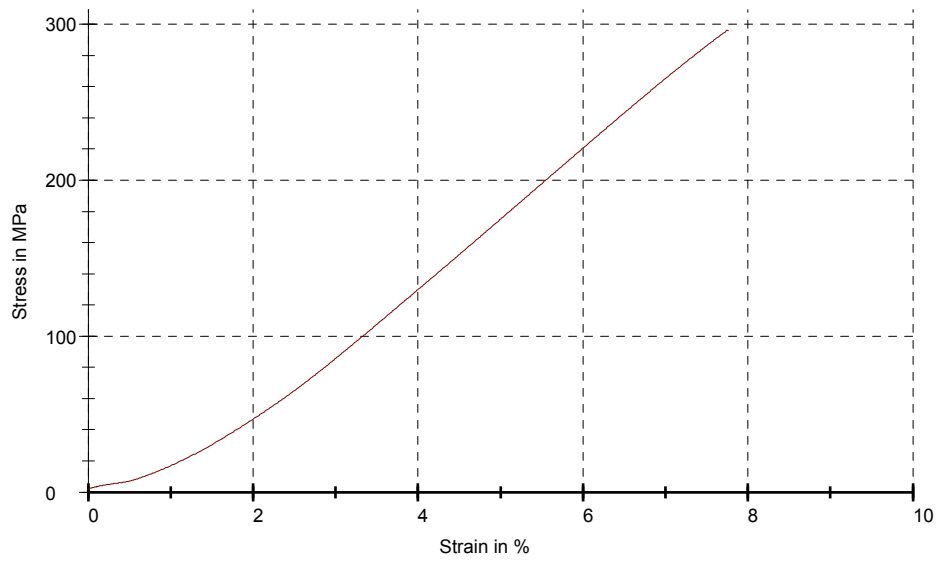


Figure 52. Courbe de traction de l'échantillon 1.

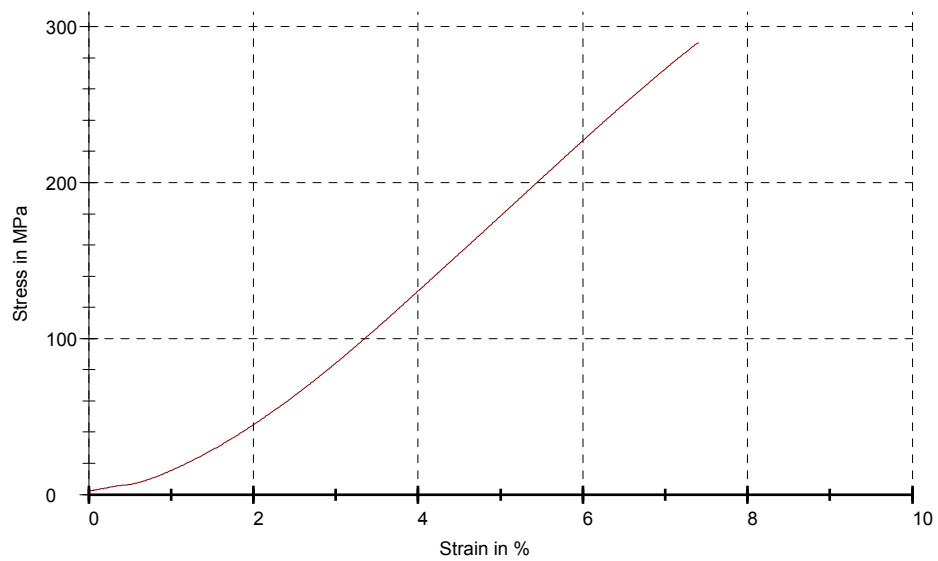


Figure 53. Courbe de traction de l'échantillon 2.

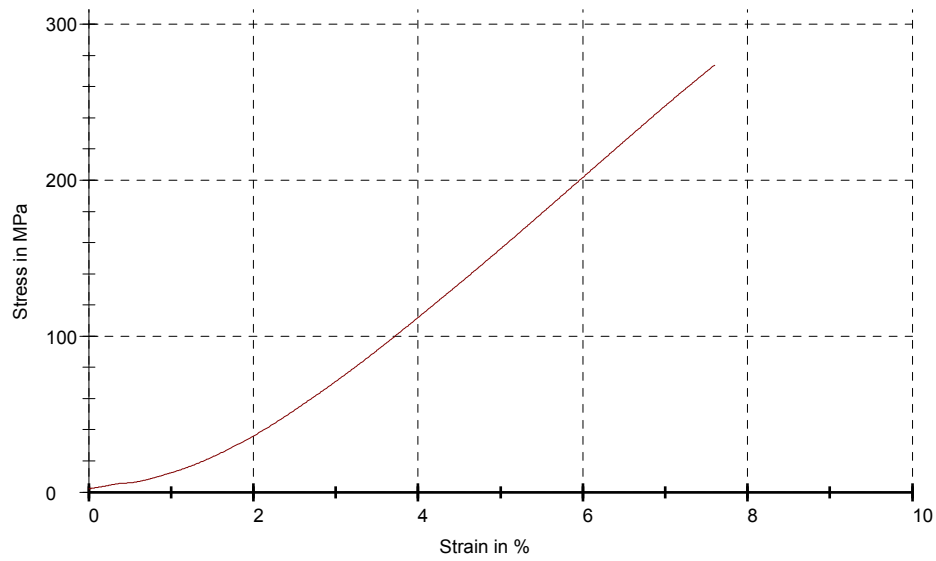


Figure 54. Courbe de traction de l'échantillon 3.

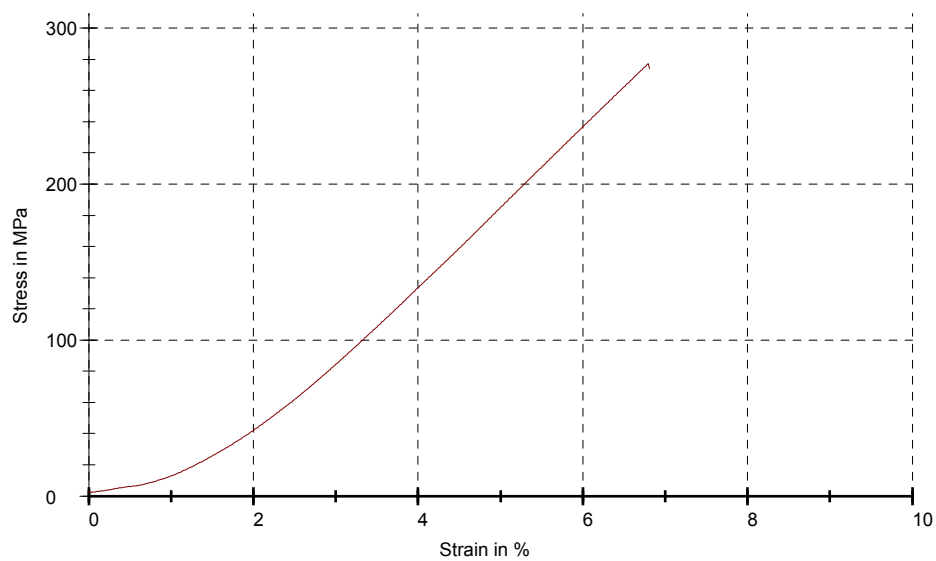


Figure 55. Courbe de traction de l'échantillon 4.

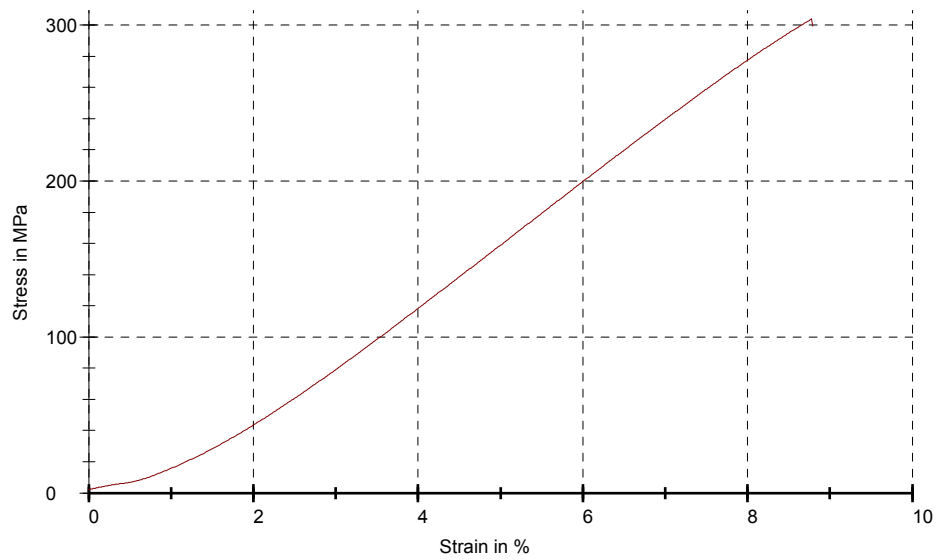


Figure 56. Courbe de traction de l'échantillon 5.

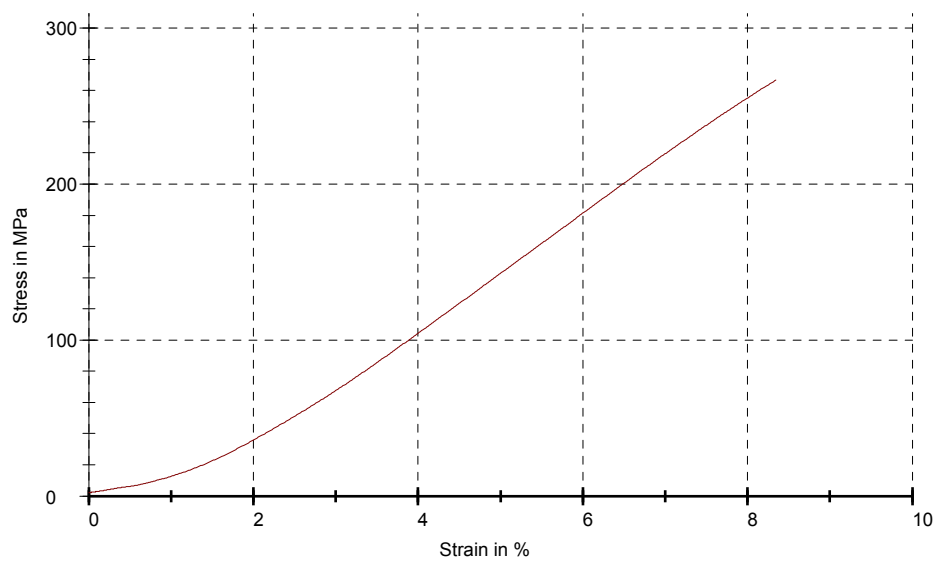


Figure 57. Courbe de traction de l'échantillon 6.

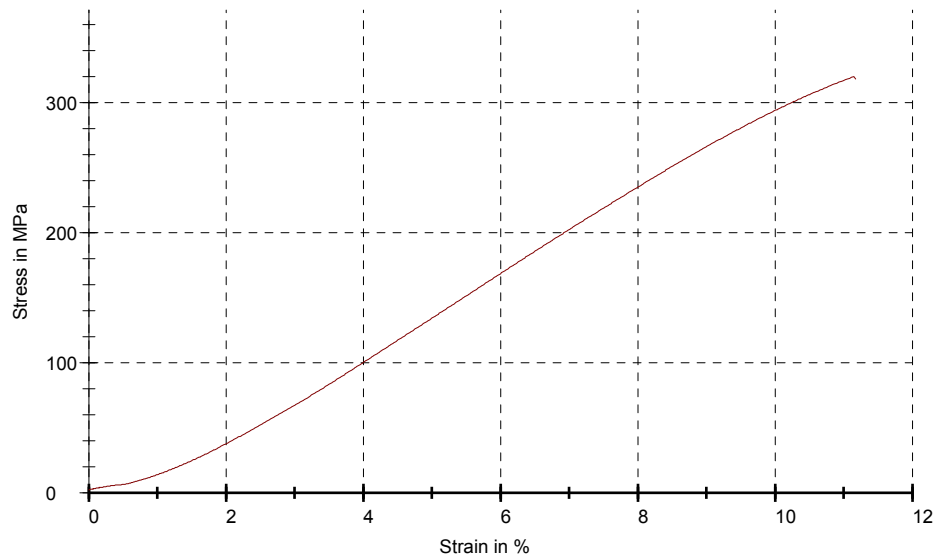


Figure 58. Courbe de traction de l'échantillon 7.

A fin de comparer la résistance à la traction de différents échantillons étudiés, nous avons superposé les courbes de traction qui sont illustrées par la figure 59.

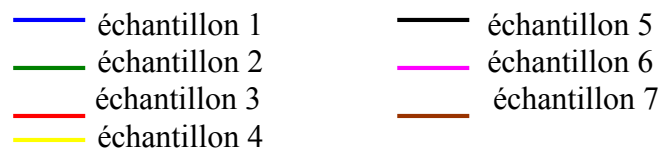
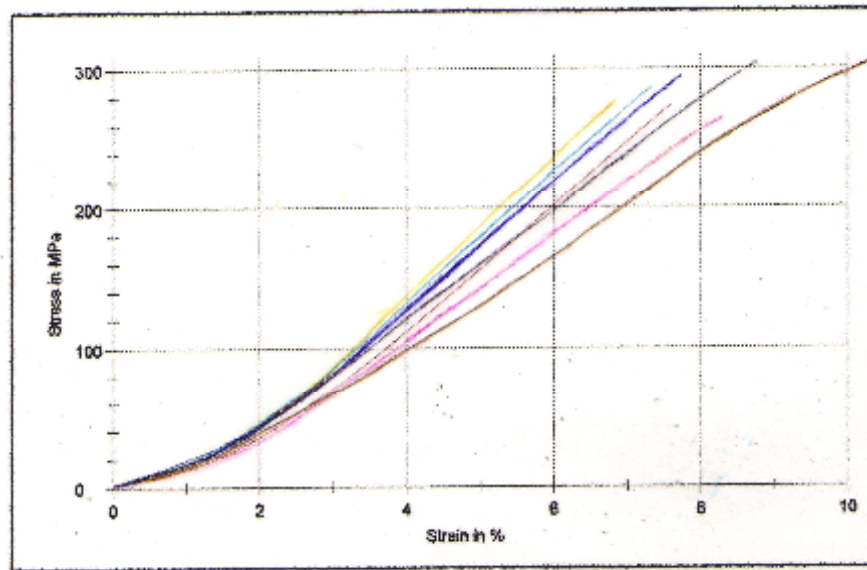


Figure 59. Courbes de traction de différents échantillons étudiés.

Tableau 17. Résultats des essais de traction des éprouvettes étudiées.

Eprouvette	Résistance maximale $R_m$ (MP <sub>a</sub> )	Allongement A,%
1	296	-
2	290	0,1
3	274	-
4	277	-
5	304	0,3
6	267	0,1
7	320	0,7

Les résultats de la résistance à la traction ( $R_m$ ) sont illustrés par la figure 60. La résistance à la traction de la fonte de base est de 296 MPa. L'addition de 0,25% de titane à la fonte, la résistance à la traction reste presque la même que celle de la fonte de base.

Lors de l'introduction de 0,65% de molybdène à la fonte, la résistance à la traction s'est améliorée et a atteint 304 MPa. Cette amélioration de la résistance est expliquée par l'action affinante du molybdène sur la perlite et le graphite, ainsi que par la formation des carbures de molybdène ( $\text{Mo}_2\text{C}$ ).

La meilleure valeur de la résistance à la traction est obtenue après inoculation de la fonte par le ferrosilicium (320 MPa).

L'addition de 1% de titane, 0,30% de molybdène, comme l'addition de 0,48% et 0,22% de niobium a marqué une diminution de la résistance à la traction par rapport à la fonte de base.

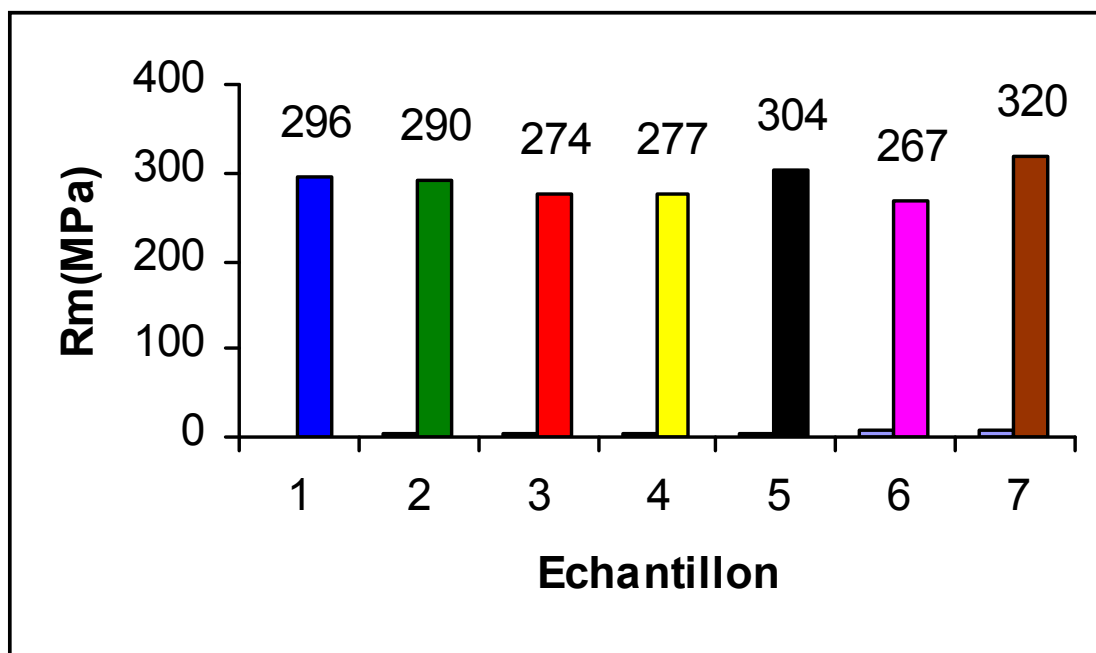


Figure 60. Histogrammes illustrant la variation de la résistance à la traction de différents échantillons étudiés.

Les histogrammes comparatifs illustrant la variation des valeurs de l'allongement (A, %) des différentes éprouvettes étudiées sont montrés dans la figure 61. L'allongement de la fonte à 0,25%

de titane est le même que celui de la fonte à 0,48% Mo+ 0,22% Nb. La plus grande valeur de l'allongement est observée lors de l'inoculation de la fonte par le silicium (échantillon 7).

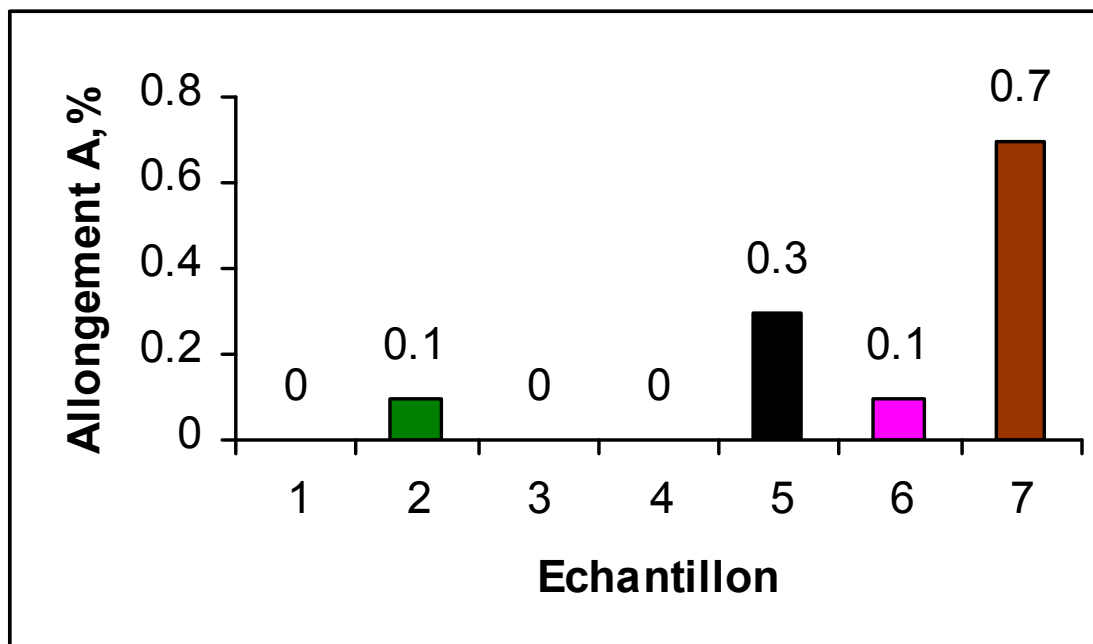


Figure 61. Histogrammes illustrant la variation de l'allongement (%) de différents échantillons étudiés.

#### IV-3- Essai de corrosion

Le principe consiste à imposer entre l'électrode de travail et l'électrode de référence un potentiel avec une vitesse de balayage en tension de l'ordre de 1 mV/S. La réactivité du matériau à étudier est déterminée par le tracé des courbes logarithmiques de polarisation courant-potentiel  $I = f(E)$  (figures 62, 63, 64, 65, 66, 67).

La projection du point d'intersection des prolongements des droites de Tafel, tangentes aux deux branches anodiques et cathodiques de la courbe de polarisation sur les axes  $E(\text{mV})$  et  $I(\mu\text{A}/\text{Cm}^2)$ , nous permet de déterminer le courant et le potentiel de corrosion. L'ensemble des paramètres sont obtenus directement à l'aide du logiciel 352 EGG et sont présentés dans le tableau 18.

Tableau 18. Paramètres de corrosion obtenus dans le milieu NaCl (3%).

Echantillon	Vitesse de corrosion	Courant de corrosion	Potentiel de corrosion
-------------	----------------------	----------------------	------------------------

	$V_C$ (mm/an). $10^{-3}$	$I_C$ ( $\mu$ A/cm <sup>2</sup> )	E(mv)/ECS
1	705,70	75,78	- 625
2	992,10	109,90	-604,60
3	1,025	67,60	- 614,10
4	311	45.33	- 615.90
5	501.59	73.11	-596.73
6	406,29	55,45	- 560,65
7	685,70	115,7	- 582,0

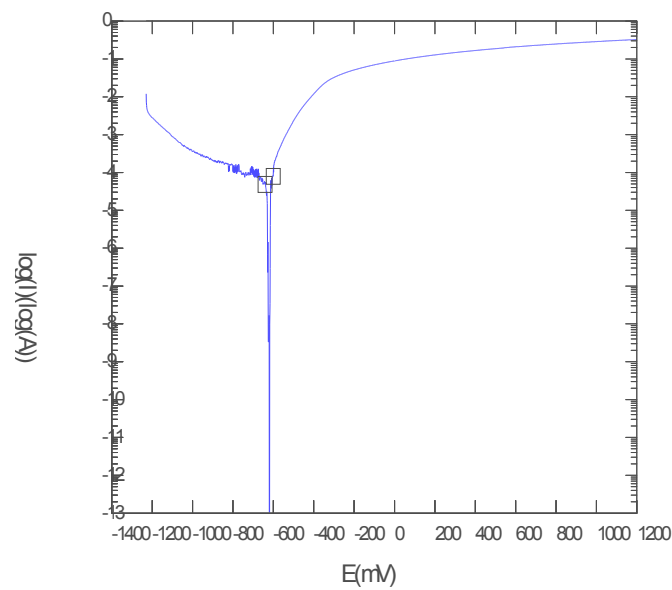


Figure 62. Courbe potentiodynamique de l'échantillon 1.

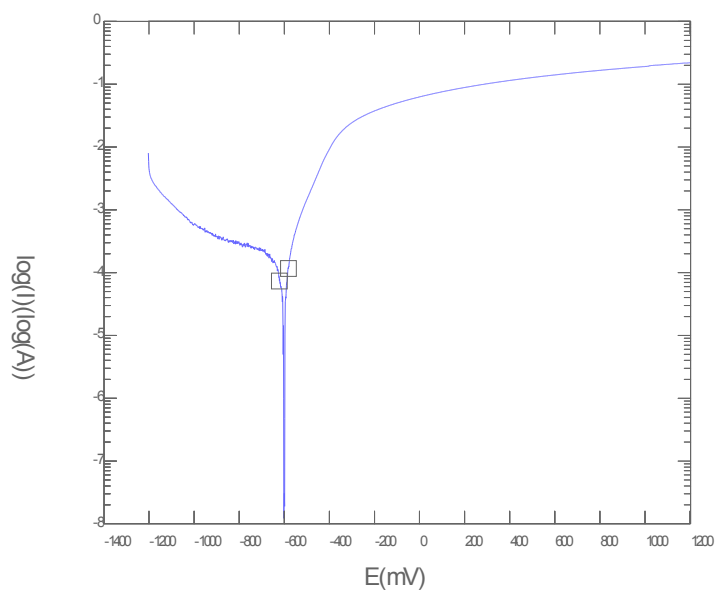


Figure 63. Courbe potentiodynamique de l'échantillon 2.

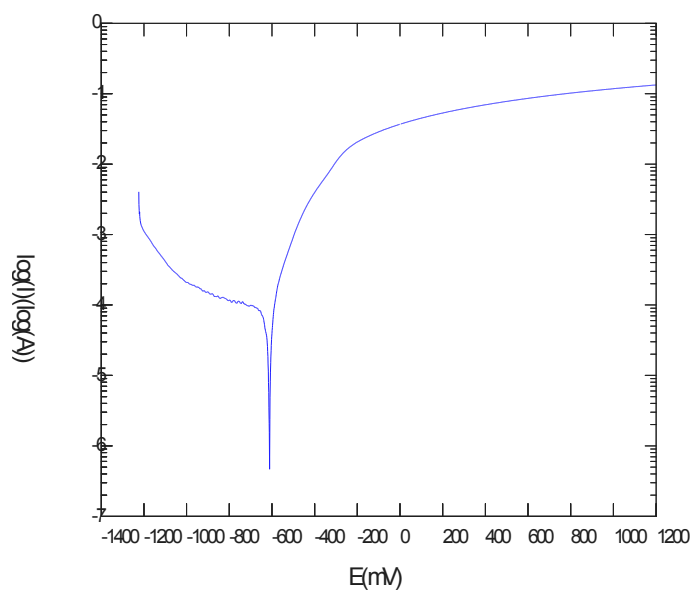


Figure 64. Courbe potentiodynamique de l'échantillon 3.

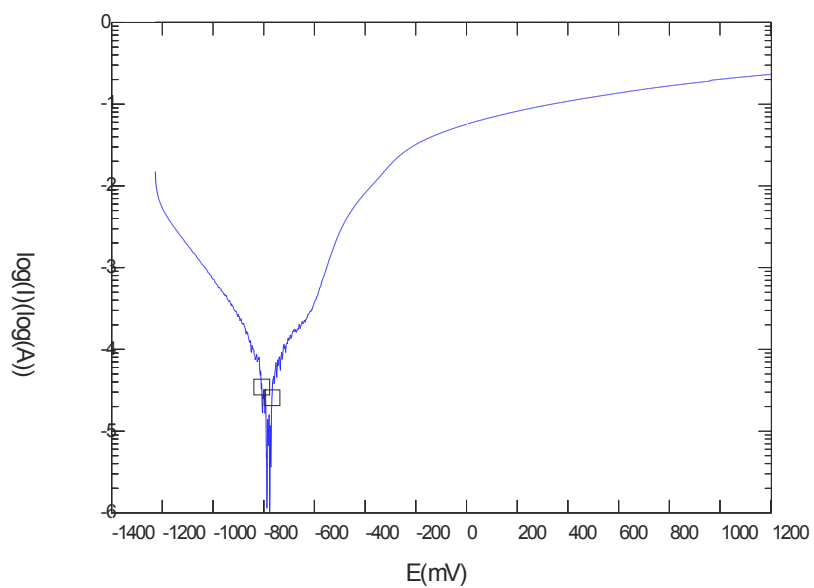


Figure 65. Courbe potentiodynamique de l'échantillon 4.

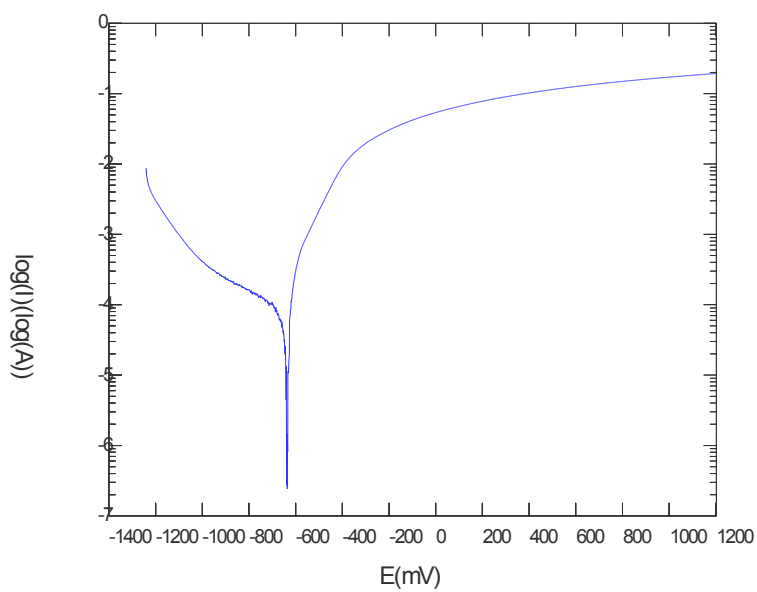


Figure 66. Courbe potentiodynamique de l'échantillon 5.

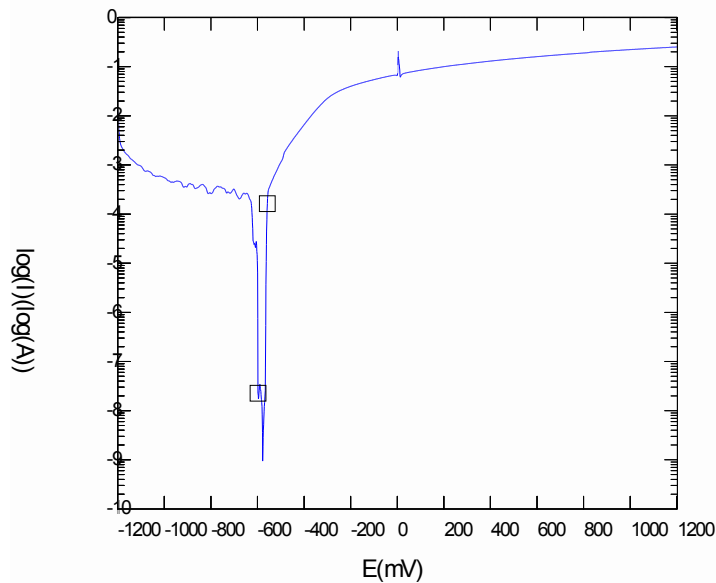


Figure 67. Courbe potentiodynamique de l'échantillon 7.

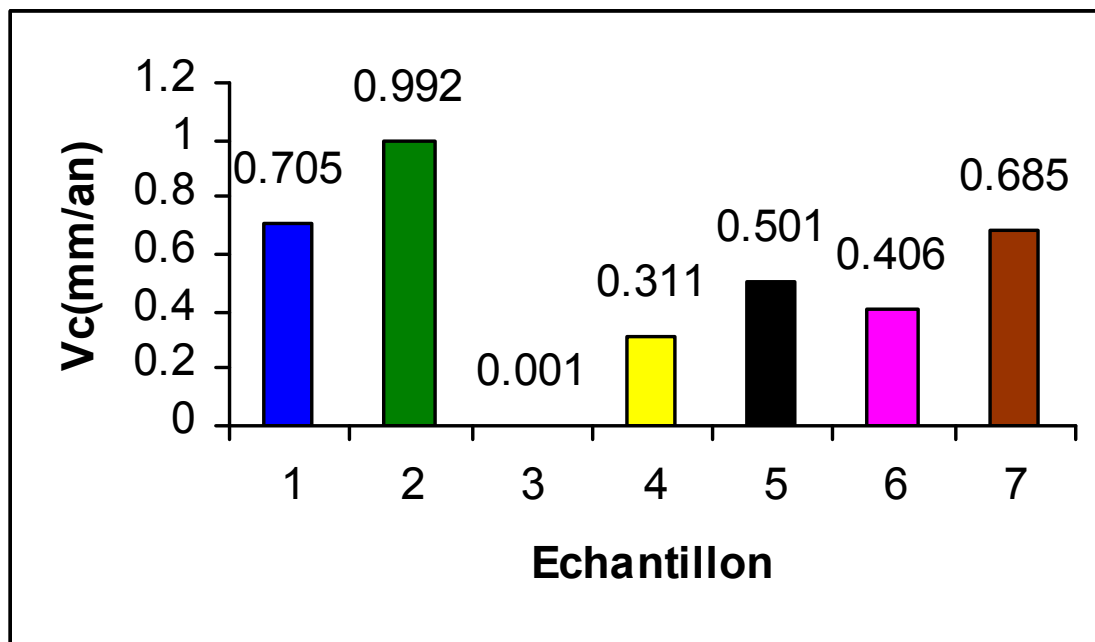


Figure 68. Histogrammes illustrant la variation de la vitesse de corrosion de différents échantillons étudiés dans le milieu NaCl (3%).

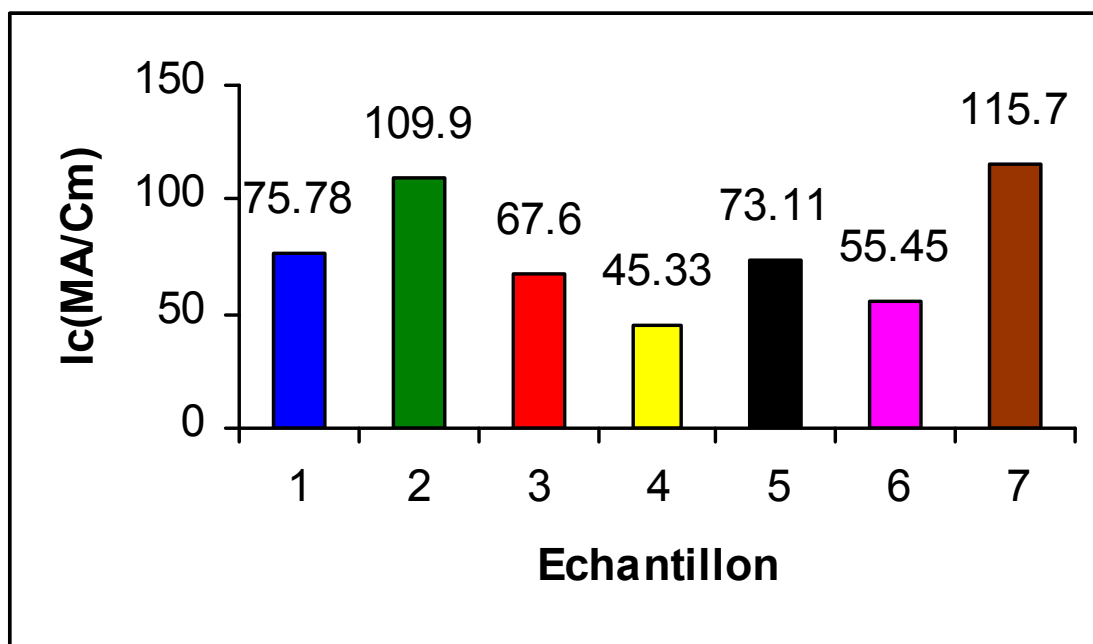


Figure 69. Histogrammes illustrant la variation du courant de corrosion de différents échantillons étudiés dans le milieu NaCl (3%).

D'après les histogrammes comparatifs, illustrant la variation de la vitesse de corrosion (figure 68) et le courant de corrosion (figure 69) de différents échantillons examinés dans le milieu NaCl (3%), nous voyons que le courant et la vitesse de corrosion sont plus importants dans l'échantillon de base, ainsi que dans la fonte à faible teneur en titane.

Les valeurs de la vitesse et du courant de corrosion deviennent moins importantes dans le cas des échantillons modifiés par les éléments d'alliage. Ceci implique que la fonte de base présente une résistance à la corrosion moindre par rapport à la fonte faiblement alliée. Cette faible résistance peut s'expliquer par la grosseur des lamelles de graphite.

Dans le cas de la fonte modifiée, l'addition de 1% de titane affine les lamelles de graphite et par conséquent le résidu du graphite devient dense et imperméable après pénétration du milieu agressif, ce qui conduit à une diminution de la vitesse et du courant de corrosion.

L'addition du molybdène, du molybdène-niobium affine la perlite, le graphite et forme des carbures stables de molybdène et de niobium, qui diminue le volume des zones anodiques, ce qui mène à une diminution de la vitesse et du courant de corrosion.

La meilleure résistance à la corrosion dans le milieu NaCl (3%) est obtenue par l'introduction de 1% de titane.

#### IV-4- Essai d'usure

Les résultats d'usure par abrasion pour les différents échantillons étudiés sont présentés par le tableau 19.

Tableau 19 .Variation de la perte de masse après usure par abrasion de différents échantillons étudiés.

Echantillon	Poids avant usure(g)	Poids après usure(g)	Perte de poids(g)
1	1,191	1,168	0,023
2	1,115	1,096	0,019
3	2,693	2,683	0,010
4	2,735	2,724	0,011
5	1,844	1,832	0,012
6	3,221	3,210	0,011
7	2,698	2,684	0,014

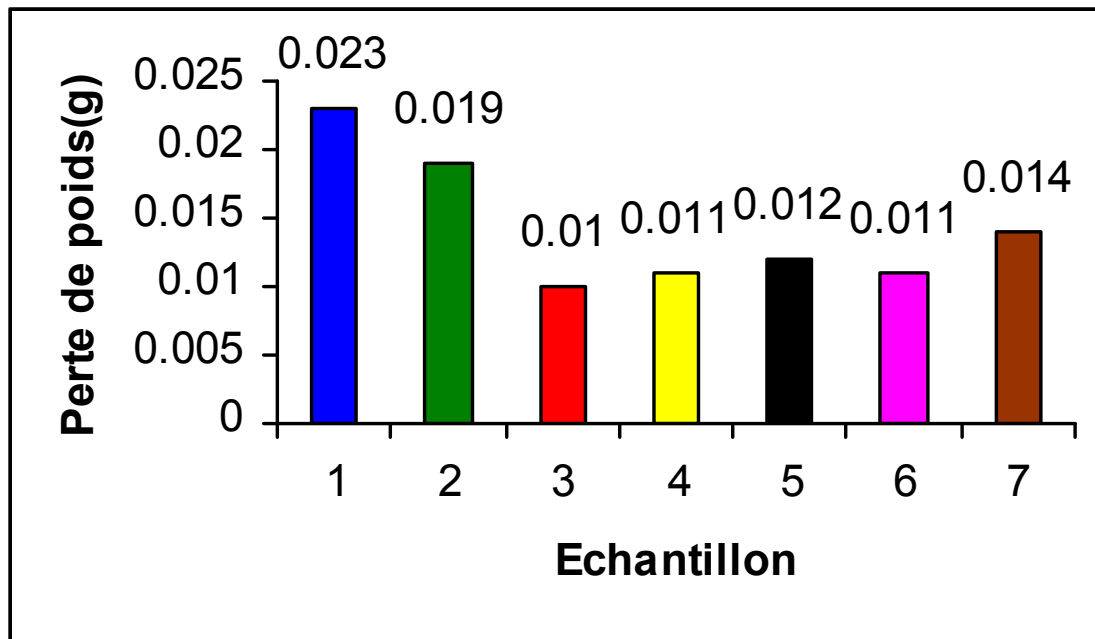


Figure 70. Histogrammes illustrant la variation de la perte de masse de différents échantillons étudiés.

La perte de masse de la fonte de base est de 0,023g, après introduction de certains éléments d'alliage, une amélioration de la résistance à l'usure de quelques échantillons est observée.

Lors de l'introduction du molybdène, la résistance à l'usure par abrasion est nettement améliorée par rapport à la fonte de base.

Pour des teneurs en molybdène de 0,30%, 0,48%, la perte de masse est la même et est de 0,011g (échantillons 4, 6). Pour une teneur en molybdène de 0,65%, la perte de masse est de 0,012 g.

L'amélioration de cette caractéristique est expliquée par le fait que le molybdène est un élément carburigène, soluble dans la ferrite qu'il durcit, affine la perlite, ce qui conduit à un durcissement structural de la fonte expérimentée.

Lors de l'addition de 0,25% de titane, la perte de masse est proche de celle de la fonte de base. La plus petite perte de masse est obtenue après introduction de 1% de titane.

L'inoculation de la fonte par le silicium a un faible effet sur la résistance à l'usure.

En conclusion, on constate que la meilleure résistance à l'usure par abrasion est obtenue par l'addition de 1% de titane et du molybdène pour des teneurs de 0,30% à 0,65%.



Département de Métallurgie et génie des Matériaux

---

Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées.

# Conclusion

## V- CONCLUSION

Notre étude porte sur la fonte synthétique de moulage de type Ft30, employée pour la fabrication des pièces moulées courantes, bâtis, carters, organes de transmission, cylindres, pistons, robinets et vannes, etc. Dans le but d'améliorer les propriétés mécaniques et de service de cette dernière, nous avons procédé à l'addition des éléments carburigènes tels que le titane, le molybdène, avec des teneurs comprises entre 0 et 1%. La fonte de base a subi aussi un traitement d'inoculation par le ferrosilicium.

En ce qui concerne l'influence de ces additions sur les propriétés mécaniques, la résistance à l'usure par abrasion, la résistance à la corrosion, l'introduction de ces éléments d'alliage a donné des résultats satisfaisants par rapport à la fonte de base.

Au terme de cette étude, nous pouvons résumer l'essentiel des résultats comme suit :

- L'inoculation de la fonte par le silicium a permis de donner un graphite lamellaire de type A, bien réparti et d'améliorer la résistance à la traction.
- Lors de l'introduction de 1% de titane dans la fonte, la structure de cette dernière s'est affinée par rapport à celle de la fonte de base.
- L'addition du molybdène dans la fonte étudiée a permis une amélioration de la dureté.
- L'introduction du molybdène, du titane dans la fonte étudiée a augmenté la résistance à l'usure. La fonte à 1% de titane donne la meilleure résistance à l'usure par abrasion.
- La résistance à la corrosion de la fonte étudiée dans le milieu NaCl (3%) s'est améliorée par rapport à la fonte de base après addition de ces éléments, et la meilleure résistance est obtenue après addition de 1% de titane.

**Recommandation**

Sur la base de notre étude, et pour répondre aux exigences d'exploitation et de service des fontes, nous recommandons d'allier au titane et au molybdène la fonte Ft30, élaborée à la fonderie ETRAG/ CONSTANTINE car :

- L'essai d'usure par abrasion a montré que la fonte à 1% de titane a donné la meilleure résistance à l'usure par abrasion.

- L'essai de corrosion dans le milieu NaCl (3%) a montré que la fonte à 1% de titane possède la meilleure résistance à la corrosion.

- La dureté de la fonte expérimentée s'est améliorée comparativement à la fonte de base après addition du molybdène.



Département de Métallurgie et génie des Matériaux

---

Elaboration d'une fonte synthétique de moulage à propriétés mécaniques améliorées.

# Bibliographie

**VI- BIBLIOGRAPHIE**

- [1]-Pierre Cuinin. Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur. Métallurgie des alliages de fonderie. M 3520-2.
- [2]-H.Laplanche et R.Thiron. Du choix et de l'emploi des principaux aciers. Fontes et alliages ferreux. Edition Paris 1973.
- [3]-L. Giai-Bruer. Fonderie. Eléments fondamentaux, DUNOD, 1983.
- [4]-MICHEL GEIER. Métallurgie de fonderie. Tome 1. Editions Eyrolles 1976.
- [5]-I. LAKHTINE. Métallographie et traitements thermiques des métaux. Edition Mir. 1986.
- [6]-Jean-Marcel MASSON. Centre français d'exploitation. Techniques de l'ingénieur. Elaboration de l'acier moulé-Fours de fusion. M 3623. Edition Sep 2005.
- [7]-MICHEL GEIER. Métallurgie de fonderie. Tome 2. Editions. Eyrolles 1978.
- [8]-Gilles Dour. Aide-mémoire Fonderie. Alliages. Procédés. Propriétés d'usage. Défauts. 2<sup>e</sup> édition, DUNOD, 2009.
- [9]-Atlas Métallographique des fontes, éditions techniques des industries de la fonderie 1980.
- [10] -HECHT (M.).- Les eutectiques des alliages à base de fer et de carbone, éditions techniques des industries de la fonderie 1969.
- [11]-Jean-Claude MARGERIE. Centre français d'exploitation. Techniques de l'ingénieur, traité matériaux métalliques. M 380.
- [12]-H.Le Breton. Manuel pratique du fondeur de fonte, DUNOD, 1962.
- [13] -Alloy cast irons [Fontes alliées].280 p . Am. Foundrymen's Assoc. 1944.
- [14]- Cast metal handbook[Alliages de fonderie].710 p.Am. Foundrymen's Assoc. 1944.
- [15]-LACY(C.E) et GENSAMER (M.). -Tran. Am. Metals, 88, p.32 (1944).
- [16]-BAIN. -Alloying elements in steel (Elements d'alliage dans l'acier). Am. Soc. Metals.
- [17]-G. FACY. M. POMPIDOU. Précis de fonderie, méthodologie. Production et normalisation. 2<sup>e</sup> édition. AFNOR, 1992.
- [18]-Jean Barralis. Gérard Maeder. Précis Métallurgie. Elaboration, structures-propriétés, normalisation. Édition NATHAN. Paris 2004.
- [19]-Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur. Propriétés des fontes à graphite sphéroïdal- métallurgie, propriétés des alliages M392, 393,396.
- [20]- BALLY(M.), CHAVY(R.) et GRILLAT (J.).-Etude de quelques propriétés de fontes à graphite sphéroïdal. Fonderie, n° 68, p. 2589-604, août- sept.1951 ; n° 69, p. 2636-52, oct.1951.

- [21]-BECHET S- Les fontes utilisées à hautes température, hommes et Fonderie, février 1981, pp33, 42.
- [22]-F.ARNAUD , P.GODINOT. Fonderie-Fondeur D'aujourd'hui 183-Mars 1999.
- [23]- Mok Chek Min. Effect of steel Alloying Elements.2008.
- [24]-Jean-Claude MARGERIE. Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur. M760-14.
- [25] -Inoculation des fontes à graphite lamellaire. Notice FO 101, centre techn. Indust. Fonderie.
- [26]-COLLAUD (A.)- Anisotropie, comportement mécanique et normalisation des fontes grises.Propriétés de résistance statique et de rigidité. 163 p . Mitteilungen von Roll, janv à déc. 1949.
- [27]-COLLAUD (A.)- La caractéristique de E. DUBI généralisée. Fonderie, n° 104 , p 4119-227 sept.1954.
- [28]-Jean Philibert. Alain Vignes. Yves Bréchet. Pierre Combrade. Métallurgie. Du minerai au matériau. Dunod, Paris, 2002.
- [29]-Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur. Corrosion en milieu aqueux des métaux et alliages. Traité matériaux métalliques. M 150.
- [30]-Pierre Borel. Centre français d'exploitation .Technique de l'ingénieur. M392-20.
- [31]-BASTIEN (P.) et DAESCHNER (S.)-Recherches sur la corrosion des fontes par l'aluminium et les alliages légers liquides au silicium. Congrès de Fonderie de Paris, oct.1947; bulletin de l'ATF, p.1217-37, juil.1948.
- [32]-PORDRZUCKI (C.)et KOSOVSKI (A.)- Corrosion de la fonte dans les alliages liquides Al-Si. Rev. Métallurgie, p.137, fev.1968.
- [33]-Jean Marie Georges. Frottement et usure, Aspect macroscopique . Frottement, Usure et Lubrification. Eyrols et CNRS Editions (2000).
- [34]-PH. Bilger et P. Collignon. Cémentation duplex . Revue traitement thermique 309 (1998).
- [35]-B. Rigaut, J. C. Pavy. Moyens d'essais d'abrasion. Etude CETIM 64 (1981).
- [36]-M. Cartier, P. Kapsa. Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur. Usure des contacts mécaniques. Technique de l'ingénieur BM. 5067 (2002).
- [37]-Jacques JAULT. Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur.Fontes à graphite sphéroïdal. Propriétés d'utilisation. Traité matériaux métalliques. M 4610-14.
- [38]-C. Chaussin , G. Hilly. Métallurgie. T1.Alliages métalliques. 10<sup>ème</sup> édition. DUNOD.1986.